NATIONAL ACADEMY OF SCIENCES OF UKRAINE
G.S. PYSARENKO INSTITUTE FOR PROBLEMS OF STRENGTH

MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF UKRAINE
TERNOPIL IVAN PUL'UJ STATE TECHNICAL UNIVERSITY

SCIENTIFIC COUNCIL FOR THE PROBLEM
"MECHANICS OF A DEFORMABLE SOLID"

SCIENTIFIC COUNCIL FOR THE PROBLEM
"PHYSICO-CHEMICAL PROBLEMS OF MATERIALS"

TERNOPIL DEPARTMENT OF UKRAINIAN UNION OF SCIENTISTS AND ENGINEERS

MECHANICAL FATIGUE OF METALS

Proceedings of the Colloquium

Edited by V.T. Troshchenko

September 25-28, 2006

Ternopil Ivan Pul'uj State Technical University

2006

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ ПРОБЛЕМ МІЦНОСТІ ім. Г.С. Писаренка

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ТЕРНОПІЛЬСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ імені Івана Пулюя

НАУКОВА РАДА З ПРОБЛЕМИ “МЕХАНІКА ДЕФОРМІВНОГО ТВЕРДОГО ТІЛА”
ПРИ ВІДДІЛЕННІ МЕХАНІКИ НАН УКРАЇНИ

НАУКОВА РАДА З ПРОБЛЕМИ “ФІЗИКО-ХІМІЧНА МЕХАНІКА МАТЕРІАЛІВ”
ПРИ ВІДДІЛЕННІ ФІЗИКО-ТЕХНІЧНИХ ПРОБЛЕМ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА
НАН УКРАЇНИ

ТЕРНОПІЛЬСЬКА ОБЛАСНА ОРГАНІЗАЦІЯ
УКРАЇНСЬКОГО СОЮЗУ НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ ІНТЕЛІГЕНЦІЇ

МЕХАНІЧНА ВТОМА МЕТАЛІВ

Праці колоквіуму

Відповідальний редактор В.Т.Трощенко

25-28 вересня 2006 р.

Тернопільський державний технічний університет
імені Івана Пулюя

2006

НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНЫ
ИНСТИТУТ ПРОБЛЕМ ПРОЧНОСТИ им. Г.С.Писаренко

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ УКРАИНЫ
ТЕРНОПОЛЬСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ имени Ивана Пулюя

НАУЧНЫЙ СОВЕТ ПО ПРОБЛЕМЕ "МЕХАНИКА ДЕФОРМИРУЕМОГО ТВЁРДОГО ТЕЛА" ПРИ ОТДЕЛЕНИИ МЕХАНИКИ НАН УКРАИНЫ

НАУЧНЫЙ СОВЕТ ПО ПРОБЛЕМЕ "ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКАЯ МЕХАНИКА МАТЕРИАЛОВ" ПРИ ОТДЕЛЕНИИ ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИХ ПРОБЛЕМ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ НАН УКРАИНЫ

ТЕРНОПОЛЬСКАЯ ОБЛАСТНАЯ ОРГАНИЗАЦИЯ
УКРАИНСКОГО СОЮЗА НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ ИНТЕЛЛИГЕНЦИИ

МЕХАНИЧЕСКАЯ УСТАЛОСТЬ МЕТАЛЛОВ

Труды коллоквиума

Ответственный редактор В.Т.Трощенко

25-28 сентября 2006 г.

Тернопольский государственый технический университет
имени Ивана Пулюя

2006

ББК 34.42

УДК 539.62 + 621.8 + 620.16

Mechanical Fatigue of Metals: Proceeding of the 13-th International Colloquium (MFM), Ternopil (Ukraine) September 25-28, 2006 / Ed. V.T. Troshchenko.– Ternopil: TSTU, 2006 - 536 p.

ISBN 966-305-027-6

The book comprises the papers presented at the 13-th International Colloquium "Mechanical Fatigue of Metals" (Ternopil, September 25-28, 2006) which consider the following problems: Physical and phenomenological approaches to the description of the fatigue damage; Environmental (corrosive medium, temperature, loading waveform, etc.) effects on the fatigue crack propagation; Fatigue strength with allowance for the effect of manufacturing, design, and operational factors; Fatigue life of machines details.

Editorial board:
V.T.Troshchenko (editor-in-chief), D.Kocanda, A.J.Krasowsky, V.V.Matveyev, E.Macha, V.V.Panasyuk, R.Sunder, L.Toth, M.Schaper, P.V.Yasniy (associate editor)

Reviewers:

Section I	Dr. sc., prof. A.J. Krasowsky, Dr. sc. prof. G.T.Sulym
Section II	Dr. sc. eng. prof. H.M.Nykyforchyn, Dr. sc., prof. V.A.Kryven
Section III	Dr. sc. eng. prof. M.I.Bobyr, Dr. sc. eng., prof. G.V. Tsybaniov
Section IV	Dr. sc. eng. prof. O. E. Andreykiv, Dr. sc. eng., prof. P.O. Fomichov

Organizers of Colloquium:
National Academy of Sciences of Ukraine – G.S. Pysarenko Institute for Problems of Strength of Materials
Ministry of Education and Science of Ukraine – Ternopil Ivan Pul'uj State Technical University
Scientific Council for the Problem "Mechanical of a Deformable Solid"
Scientific Council for the Problem "Physic - Chemical Problems of Materials"
Ternopil Department of Ukrainian Union of Scientists and Engineers

All rights reserved. No part of this publication may be reproduced, stored in retrieval system, or transmitted in any means, electronic, mechanical, photo-copying or otherwise, without the prior written permission of the Colloquium Program Committee. The papers are reproduced by permission of individual authors.

No responsibility is assumed by the publisher for any injury and/or damage to persons or property as a matter of products liability, negligence or otherwise, or from any use or operation of any methods, products, instructions or ideas contained in the material herein.

Approved for printing by Scientific Council of the Ternopil Ivan Pul'uj State Technical University.

ISBN 966-305-027-6 © Ternopil Ivan Pulu'uj State Technical University, 2006

ББК 34.42

УДК 539.62 + 621.8 + 620.16

Механічна втома металів. Праці 13-го міжнародного колоквіуму (МВМ-2006), 25-28 вересня 2006 р. Тернопіль (Україна) / Відповідальний редактор В.Т. Трощенко – Тернопіль: Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя, 2006.- 536 с.: іл.- Бібліограф. В кінці ст. - частина тексту англ.

ISBN 966-305-027-6

У збірнику висвітлені доповіді 13-го Міжнародного колоквіуму "Механічна втома металів" (Тернопіль, 25-28 вересня 2006 р.). Розглянуто наступні питання: фізичні та феноменологічні підходи до опису втомного пошкодження; розвиток втомних тріщин із урахуванням впливу корозійного середовища, температури, виду навантаження та інших факторів; опір втомі з урахуванням впливу технологічних, конструктивних та експлуатаційних факторів; втомна довговічність деталей машин

Редакційна колегія:
В.Т.Трощенко (відповідальний редактор), М.Джеймс, Д.Коцаньда, А.Я.Красовський, В.В.Матвеєв, Е.Маха, В.В.Панасюк, Р.Сундер, Л.Тот, М.Шапер, П.В.Ясній (заступник відповідального редактора)

Рецензенти

Розділ I	д.ф.-м.н., проф. А.Я.Красовський, д.ф.-м.н., проф. Г.Т.Сулим
Розділ II	д.т.н. проф. Г.М.Никифорчин, д.ф.-м.н., проф. В.А.Кривень
Розділ III	д.т.н. проф. М.І.Бобир , д.т.н. проф. Г.В.Цибаньов
Розділ IV	д.т.н. проф. О.Є. Андрейків, д.т.н. проф. О.П.Фомічов,

Організатори колоквіуму:
Національна академія наук України - Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка
Міністерство освіти і науки України - Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя
Наукова рада з проблеми “Механіка деформівного твердого тіла” при відділенні механіки НАН України
Наукова рада з проблеми “Фізико-хімічна механіка матеріалів” при відділенні Фізико-технічних проблем матеріалознавства НАН України
Тернопільська обласна організація Українського союзу науково-технічної інтелігенції

Всі права захищені. Жодна з доповідей цього видання не може бути повністю чи частково відтворена або розмножена електронним, механічним, фото- чи будь-яким іншим способом без попереднього письмового погодження з програмним комітетом колоквіуму. Всі доповіді відтворено з дозволу їх авторів.

Видавець не несе відповідальності за будь-який збиток, заподіяний особам чи власності внаслідок некоректності наданої в збірнику інформації або при використанні будь-яких методів, виробів чи ідей, які описано в поданих авторами доповідях.

Затверджено до друку вченою радою Тернопільського державного технічного університету імені Івана Пулюя

ISBN 966-305-027-6 © Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя

ББК 34.42

УДК 539.62 + 621.8 + 620.16

Механическая усталость металлов. Труды 13-го международного коллоквиума (МУМ-2006), 25-28 сентября 2006 р. Тернополь (Украина) / Ответственный редактор В.Т.Трощенко – Тернополь: Тернопольский государственный технический университет имени Ивана Пулюя, 2006.- 536 с.: ил. - Библиограф. В конце ст. - часть текста англ.

ISBN 966-305-027-6

В сборник включены доклады 13-го Международного коллоквиума "Механическая усталость металлов" (Тернополь, 25-28 сентября 2006 р.). Рассмлтрены следующие вопросы: физические и феноменологические подходы к описанию усталостного повреждения; развитие усталостных трещин с учётом влияния коррозионной среды, температуры, вида нагружения и других факторов; сопротивление усталости с учётом влияния технологических, конструктивных и эксплуатационных факторов; усталостная долговечность деталей машин.

Редакционная коллегия:
В.Т.Трощенко (ответственный редактор), М.Джеймс, Д.Коцаньда, А.Я.Красовский, В.В.Матвеев, Э.Маха, В.В.Панасюк, Р.Сундер, Л.Тот, М.Шапер, П.В.Ясний (заместитель ответственного редактора)

Рецензенты

Раздел I	д.ф.-м.н., проф. А.Я.Красовский, д.ф.-м.н., проф. Г.Т.Сулым
Раздел II	д.т.н. проф. Г.М.Никифорчин, д.ф.-м.н., проф. В.А.Кривень
Раздел III	д.т.н. проф. М.І.Бобырь, д.т.н. проф. Г.В.Цыбанев
Раздел IV	д.т.н. проф. О.Е. Андрейкив, д.т.н. проф. О.П.Фомичов,

Організатора коллоквиума:
Национальная Академия Наук Украины - Институт проблем прочности им. Г.С.Писаренко
Министерство образования и науки Украины - Тернопольский государственный технический университет имени Ивана Пулюя
Научный совет по проблеме "Механика деформируемого твёрдого тела" при отделении механики НАН Украины
Научный совет по проблеме "Физико-химическая механика материалов" при отделении Физико-технических проблем материаловедения НАН Украины
тернопольская областная организация Украинского союза научно-технической интеллигенции

Все права защищены. Ни один из докладов этого издания не может быть полностью или частично воспроизведён или размножен электронным, механическим, фото- или иным способом без предварительного письменного согласования с программным комитетом коллоквиума. Все доклады воссозданы с разрешения их авторов.

Издатель не несёт ответственности за любой ущерб, нанесённый лицам или собственности вследствие некорректности представленной в сборнике информации либо при использовании каких либо методов, изделий или идей, описанных в докладах авторов.

Утверждено к печати Учёным советом Тернопольского государственного технического университета имени Ивана Пулюя

ISBN 966-305-027-6 © Тернопольский государственный технический университет имени Ивана Пулюя

FOREWORD

Analysis of damages in machines and constructions shows that most of them (up to 80%) are caused by the fatigue of metal.

Since the time when fatigue fractures were found in the middle of the XIXth century, this phenomenon became the subject of a thorough investigation.

With advances in science and technology and creation of new highly-stressed machines and structures, novel materials with unknown properties came to be used and the requirements as to the accuracy of their strength calculation were raised. This has lead to an increase in the number of problems to be investigated.

The subject of investigations into the strength of materials and structures under cycle-varying loading is both fundamental regularities of the fatigue fracture and applied problems, which now face specialists in many fields of engineering, foremost in aviation, gas-turbine engineering, mechanical and space engineering.

The International Colloquium on mechanical fatigue of metals were originated in 1972 are of great importance for the solving of them.

Discussion of new ideas by specialists will provide an impetus for further development of research in fatigue metal and for organization of international cooperation in this promising area that is of great applied significance.

Among its founders were famous scientists M. Klesnil, J. Schmidt, S. Kocanda, and others.

The colloquiums were held in 1972 (Brno), 1973 (Dresden), 1975 (Jablona), 1977 (Brno), 1979 (Dresden), 1981 (Kyiv), 1983 (Miskolc), 1985 (Gdansk), 1987 (Bratislava), 1989 (Dresden), 1991 (Kyiv), 1994 (Miskolc).

The Proceedings of the 13-th International Colloquium “Mechanical Fatigue of Metals” are concerned with the problems related to the physical and phenomenological approaches to the description of the fatigue damage; environmental (corrosive medium, temperature, loading waveform, etc.) effects on the fatigue crack propagation; fatigue strength with allowance for the effect of manufacturing, design, and operational factors; fatigue life of machines details.

Professor V.T. Troshchenko
Academician of the NAS of Ukraine
Executive editor

ПЕРЕДМОВА

Аналіз випадків руйнувань машин і конструкцій свідчить, що більшість із них (до 80%) відбувається внаслідок втоми металів.

З моменту виявлення втомних руйнувань у середині XIX століття це явище стало предметом ретельних досліджень. У міру розвитку науки і техніки, створення нових високонапружених машин і конструкцій істотно ускладнюються умови роботи матеріалів, використовуються нові, ще не вивчені матеріали, підвищуються вимоги до точності розрахунків на міцність. Усе це призводить до необхідності розширення кола питань, які підлягають дослідженню.

Предметом досліджень міцності матеріалів і конструкцій при навантаженнях, що змінюються в часі, є як фундаментальні закономірності втомного руйнування, так і прикладні задачі, що висуваються різними галузями техніки, в першу чергу авіацією, газотурбобудуванням, машинобудуванням, космічною технікою і т.п.

Важливе значення у розв'язанні вказаних проблем мають міжнародні колоквіуми «Механічна втома металів», які були започатковані у 1972 році. Обговорення нових ідей спеціалістами є стимулом для подальшого розвитку досліджень з втоми металів й організації міжнародної співпраці в перспективній галузі, що має важливе практичне значення.

Його організаторами були відомі вчені М. Клесніл, Г. Шмідт, С. Коцаньда та ін.

Такі колоквіуми відбулися 1972 р. (Брно), 1973 р. (Дрезден), 1975 р. (Яблона), 1977 р. (Брно), 1979 р. (Дрезден), 1981 р. (Київ), 1983 р. (Мішкольц), 1985 р. (Гданьск), 1987 р. (Братислава), 1989 р. (Дрезден), 1991 р. (Київ), 1994 р. (Мішкольц).

В збірнику праць 13-го Міжнародного колоквіуму „Механічна втома металів" розглянуто проблеми, пов'язані з фізичними та феноменологічними підходами до опису втомного пошкодження; розвитком втомних тріщин із урахуванням впливу корозійного середовища, температури, виду навантаження та інших факторів; опором втомі з урахуванням впливу технологічних, конструктивних та експлуатаційних факторів; втомною довговічністю деталей машин

Головний редактор
Академік НАН України В.Т.Трощенко

УСТАЛОСТЬ И НЕУПРУГОСТЬ МЕТАЛЛОВ

В. Т. Трощенко, Л. А. Хамаза

FATIGUE AND INELASTICITY OF METALS

V. T. Troshchenko, L. A. Khamaza

Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, Украина

Abstract. A method for the investigation of high-cycle fatigue and inelasticity of metals under conditions of symmetric cyclic loading in tension-compression, bending and torsion is described. A procedure for the calculation of true stresses and inelastic cyclic strains in surface layers under nonuniform stress conditions (bending, torsion) is proposed. A large group of steels has been studied and it is shown that the use of inelastic cyclic strains at the stage of stabilization of the deformation process as a measure of the fatigue damage accumulation intensity makes it possible to explain some general laws of high-cycle fatigue, including the influence of stress gradient, load biaxiality, befrequency character of loading, loading frequency on the fatigue behaviour.

1. Вступление

Способность материала неупруго деформироваться при многоцикловом нагружении носит в литературе название циклическая неупругость или просто неупругость [1,2].

В области напряжений, соответствующих многоцикловой усталости, неупругость металлов и сплавов связана с возникновением локальных зон пластического деформирования в перенапряженных объемах циклически деформируемого материала, т.е. с теми процессами, которые ответственны за зарождение усталостных трещин [3,4,5,6,7].

Протекание микропластических деформаций приводит к нелинейной (неупругой) зависимости между напряжениями и деформациями в процессе циклического нагружения, что сопровождается возникновением замкнутой петли гистерезиса в координатах “напряжение-деформация”, ширина которой равна неупругой деформации за цикл, а площадь – энергии неупругого деформирования за цикл.

В настоящей статье представлены результаты всестороннего изучения взаимосвязи между закономерностями неупругого деформирования, характеризующими рассеянное усталостное повреждение, и усталостного разрушения обширной группы сталей и сплавов, исследованных по единой методике при растяжении-сжатии, изгибе и кручении.

Особое внимание уделено влиянию таких факторов как неоднородность напряженного состояния (градиент напряжений), двухосность нагружения, программное и двухчастотное нагружение, частота нагружения, состояние поверхности, отличие действительных и номинальных напряжений в неоднородно напряженных конструктивных элементах, обусловленное нелинейной зависимостью между напряжениями и деформациями при циклическом нагружении.

2. Методики исследования

Неупругость металлов исследовалась на основе анализа сигналов напряжений и деформаций в процессе циклического нагружения.

В случае упругого деформирования (рис.1,а) имеет место линейная зависимость между напряжениями σ и деформациями ε.

Когда материал деформируется неупруго (рис.1,б) наблюдается замкнутая петля гистерезиса, ширина которой равна неупругой деформации за цикл $\Delta\varepsilon$ ($\Delta\gamma$ - для тонкостенного образца при кручении), а площадь – энергии, необратимо рассеянной за цикл ΔW.

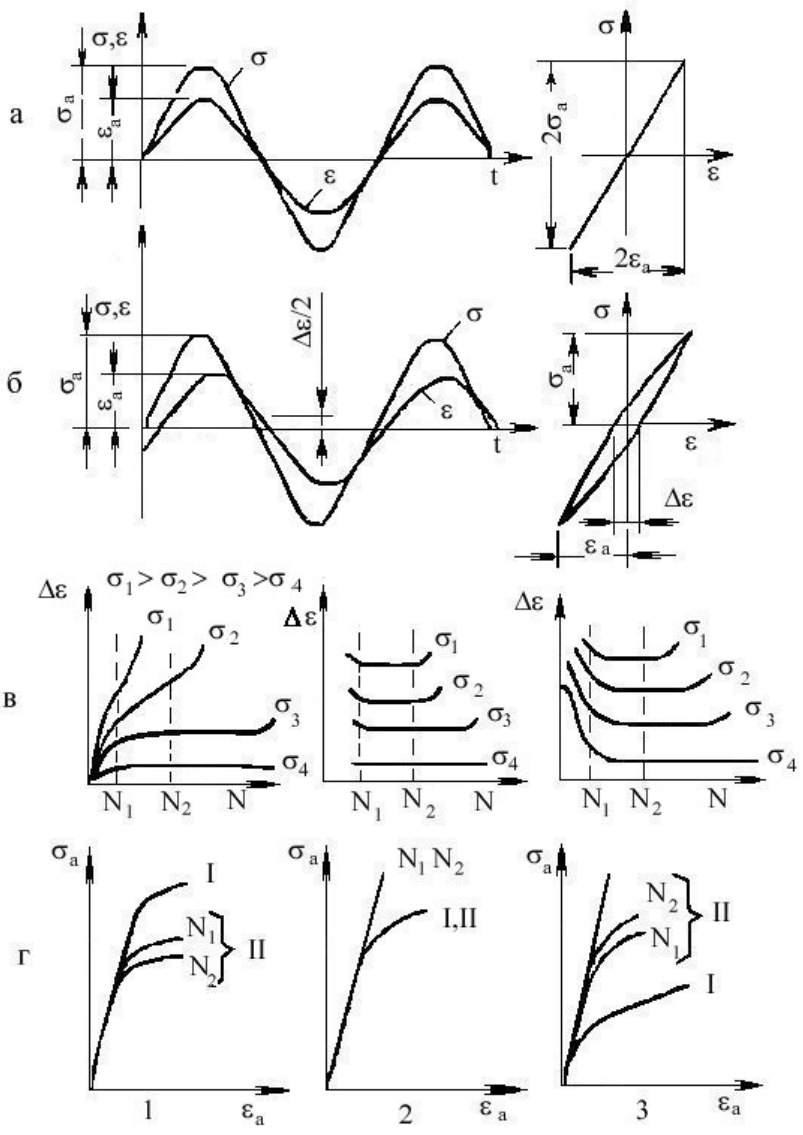


Рис.1. Изменение сигналов напряжения и деформации во времени при упругом (а) и неупругом (б) деформировании; (в) - изменение неупругой деформации от числа циклов для циклически разупрочняющихся (1), циклически стабильных (2) и циклически упрочняющихся материалов (3); (г) - соответствующие диаграммы циклического деформирования.

Зная величину неупругой деформации за цикл, можно также построить диаграмму циклического деформирования в координатах "амплитуда напряжения, σ_a - амплитуда деформации, ε_a"

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \frac{\Delta\varepsilon}{2}, \qquad (1)$$

где E – модуль упругости материала.

Частота нагружения при исследованиях варьировалась в пределах 20…50 Гц. В процессе исследования величина σ_a оставалась постоянной. Значения неупругих деформаций определялись путем сканирования сигналов напряжений и деформаций с последующей компьютерной обработкой полученной информации.

При таком методе исследования деформация, соответствующая нулевому значению напряжений (рис.1,б), равна половине ширины петли гистерезиса. При некоторых исследованиях неупругие деформации измерялись непосредственно по петлям гистерезиса, воспроизведенным на экране осциллографа.

Анализ результатов исследований показал, что с использованием этих методик можно достаточно надежно измерять неупругие деформации, начиная с $(0{,}5 \div 1{,}0) \cdot 10^{-5}$ мм/мм [2,8,9].

Ширина петли гистерезиса может изменяться в зависимости от числа циклов нагружения. На рис.1,в показаны типичные зависимости ширины петли гистерезиса от числа циклов нагружения для циклически разупрочняющихся (1), циклически стабильных (2) и циклически упрочняющихся (3) материалов, испытанных в условиях σ_a=const. На рис.1,г показаны диаграммы статического (**I**) и циклического деформирования (**II**) для числа циклов нагружения N_1 и N_2 для различных классов материалов.

Испытания при растяжении-сжатии проводились на цилиндрических образцах диаметром 5 мм, при изгибе на образцах прямоугольного поперечного сечения 5 мм ×10 мм, при кручении на цилиндрических образцах наружным диаметром 14 мм и внутренним диаметром 12 мм для тонкостенных образцов.

Реализация каждого вида испытаний вносит свою специфику в обработку получаемых результатов.

2.1 *Растяжение-сжатие*

При испытаниях в условиях растяжения-сжатия используется специальное приспособление, позволяющее измерять деформацию образца по деформации упругих элементов, фиксируемых на утолщенных частях образца. Напряжения измеряются тензорезисторами, наклеиваемыми на динамометре [8,9].

Неупругие деформации расчитывались по следующей формуле

$$\Delta\varepsilon = \frac{\sigma_a(1+\beta_1)}{E(1/\beta - 1/2)} \qquad (2)$$

где β - отношение сигналов, пропорциональных ширине петли гистерезиса и амплитуде деформаций ($\beta = \Delta x / x_a$); β_1 - параметр, учитывающий деформацию захватов и утолщенных частей образцов (β_1=0,5 …0,8).

Энергия, необратимо рассеиваемая за цикл, равна

$$\Delta W = K\sigma_a\Delta\varepsilon, \qquad (3)$$

где K – коэффициент формы петли гистерезиса, значение которого близко к K=1,33.

2.2 *Изгиб*

При испытаниях на изгиб деформации измерялись непосредственно на поверхности рабочей части образца с использованием специально разработанного датчика (съемного преобразователя деформаций), обладающего высокой разрешающей способностью [10]. Изгибающий момент в расчетном сечении измерялся с использованием тензорезистора, наклеенного на динамометре.

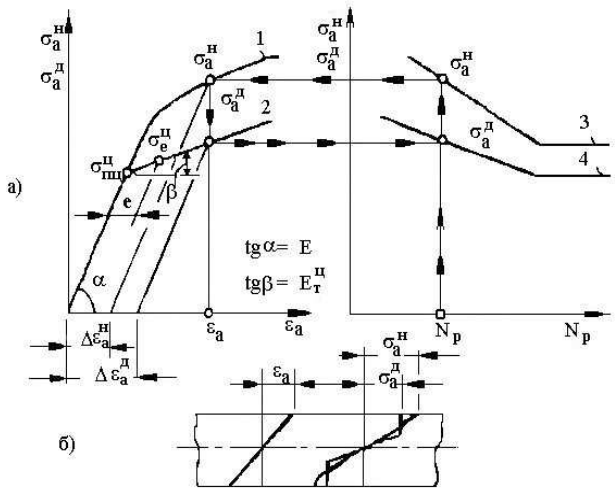


Рис.2. Схема построения истинных диаграмм деформирования и кривых усталости при изгибе.

Особенность испытаний при изгибе заключается в том, что петля гистерезиса и, соответственно, диаграмма циклического деформирования получаются в координатах “номинальное напряжение, $\sigma_a^н$, - деформация поверхностного слоя материала, ε_a”

$$\sigma_a^н = M_u / W,$$

где M_u–изгибающий момент, W – момент сопротивления

поперечного сечения образца.

Ширина петли гистерезиса в координатах "$\sigma_a^н$ - ε_a" может быть определена с использованием следующей зависимости

$$\Delta\varepsilon^н = \frac{\sigma_a^н}{E(1/\beta - 1/2)} .$$

Расчет действительных напряжений, $\sigma_a^д$, как напряжений в поверхностных слоях образца с учетом их упругопластического характера деформирования (рис.2 ,б) и соответствующих значений неупругих деформаций, $\Delta\varepsilon_a^д$, осуществляется в соответствии со схемой, представленной на рис.2,а.

На этом рисунке 1 – диаграмма циклического деформирования в координатах "$\sigma_a^н$ - ε_a", полученная экспериментально, 2 – действительная диаграмма циклического деформирования поверхностных слоев материала в координатах "$\sigma_a^д - \varepsilon_a$". При построении линии 2 предполагался линейный характер упрочнения.

Приняв такое предположение и зная значения ε_a и параметры $\varepsilon_{пц}^ц$ ($\varepsilon_{пц}^ц = \sigma_{пц}^ц / E$) и = $E_T^ц = tg\beta$ действительной диаграммы (рис.2,а), выражение для напряжений $\sigma_a^н$ будет иметь следующий вид [11]:

$$\sigma_a^н = \frac{1}{\varepsilon_a^2}\left[E_T^ц\varepsilon_a^3 + (E - E_T^ц)(3\varepsilon_a^2 - \varepsilon_{пц}^{ц\,2})\frac{\varepsilon_{пц}^ц}{2}\right] \qquad (4)$$

Записав уравнение (4) для двух точек на экспериментально построенной диаграмме "$\sigma_a^н$ - ε_a" (линия 1 на рис.2) и решив эту систему уравнений относительно $\varepsilon_{пц}^ц$ и $E_T^ц$, мы получим необходимые параметры для построения линии 2.

Результаты проведенного анализа показали, что погрешность определения $\varepsilon_{пц}^ц$ и $E_T^ц$ при правильном использовании рассмотренной методики не превышает 5%.

С использованием действительной диаграммы деформирования и известного допуска на остаточную деформацию *e* (рис. 2,а) можно определить циклический предел упругости $\sigma_y^ц$, соответствующий этому допуску, таким же образом как определяются $\sigma_a^д$ и $\Delta\varepsilon_a^д$.

Используя номинальные и истинные диаграммы циклического деформирования (кривые 1 и 2 на рис. 2,а) и экспериментальные кривые усталости 3 в координатах $\sigma_a^н - \lg N_p$, можно построить кривые усталости 4 в координатах $\sigma_a^д - \lg N_p$, как это показано на рис.2.

Возможно также решать и обратную задачу, - по известной истинной диаграмме деформирования и кривой усталости, полученным при растяжении-сжатии, построить диаграмму деформирования в координатах $\sigma_a^н - \varepsilon_a$ и соответствующую ей кривую усталости в координатах $\sigma_a^н - \lg N_p$.

2.3 *Кручение*

При испытаниях на кручение угол закручивания измеряется на внешней поверхности образца. Крутящий момент измеряется тензорезистором на динамометре [2].

При испытании тонкостенных образцов использовались следующие расчетные зависимости:

$$\Delta\gamma = \frac{\tau_a(1+\beta_1)}{G(1/\beta - 1/2)}\ ; \qquad \tau_a = M_{\text{кр}}/2bt\ ;$$

$$\gamma_a = \tau_a / G + \Delta\gamma/2\ ; \qquad \Delta W = K\tau_a\Delta\gamma, \tag{5}$$

где $\Delta\gamma$, γ_a - неупругая часть и амплитуда относительного сдвига поверхностного слоя образца соответственно; $M_{\text{кр}}$ – крутящий момент; t – толщина стенки образца; b – площадь, охватываемая средней линией тонкостенного сечения; β, β_1 – параметры, подобные упомянутым выше; G – модуль сдвига.

При испытании сплошных образцов на кручение, также как и при изгибе, возникает необходимость рассчитывать истинные напряжения и истинные неупругие циклические деформации.

Методика расчета в этом случае подобна таковой при изгибе (рис.2), если на этом рисунке заменить нормальные напряжения на напряжения сдвига, а относительное удлинение на относительный сдвиг.

В этом случае зависимости (5) принимают вид

$$\Delta\gamma^{н} = \frac{\tau_a^{н}(1+\beta_1)}{G(1/\beta - 1/2)}\ ; \qquad \tau_a^{н} = M_{\text{кр}}/W_p\ ;$$

где W_p – полярный момент сопротивления сечения образца.

Выражение для номинальных напряжений, полученное на основе таких же подходов как и уравнение (4), принималось в следующем виде

$$\tau_a^{н} = \gamma_{пц}^{ц} G\left[\frac{\gamma_a}{\gamma_{пц}^{ц}} + \frac{4}{3}\left(1 - \frac{G_T^{ц}}{G}\right)\left(1 - \frac{1}{4}\frac{1}{\left(\gamma_a/\gamma_{пц}^{ц}\right)^3}\right)\right] \tag{6}$$

где $\gamma_{пц}^{ц}$ и $G_T^{ц}$ – деформация, соответствующая пределу пропорциональности, и модуль упрочнения истинной диаграммы циклического деформирования, соответственно.

Исследования многоцикловой усталости проводились при симметричном цикле и режиме нагружения, обеспечивающем постоянство значений σ_a (растяжение-сжатие), $\sigma_a^{н}$ (изгиб), τ_a (кручение тонкостенного образца), $\tau_a^{н}$ (кручение сплошного образца). За критерий разрушения, за исключением специально оговариваемых случаев, принимался размер трещины в десятые доли миллиметра. Кривые усталости строились на базе 10^7 циклов.

3 Взаимозависимость между многоцикловой усталостью и неупругостью металлов

3.1 *Кривые усталости и неупругие деформации*

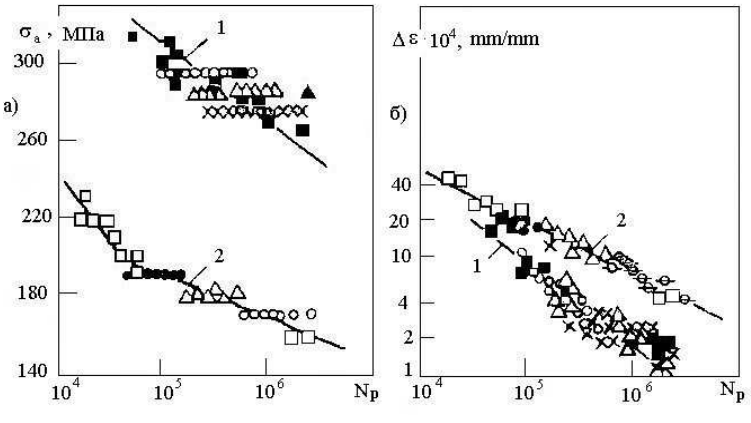


Рис.3. Кривые усталости для сталей 45 (1) и 15кп

Типичные зависимости неупругой деформации за цикл $\Delta\varepsilon$ от числа циклов нагружения N и соответствующие диаграммы циклического деформирования $\sigma_a - \varepsilon_a$ приведены на рис.1,в.

При анализе использовались неупругие деформации, соответствующие стадии стабилизации или их

значения при долго-вечности 0,5*Np*.

На рис.3 приведены кривые усталости ста-лей 15кп и 45 при растяжении-сжатии в координатах $\sigma_a - \lg N_p$ (а) и $\lg \Delta\varepsilon - \lg N_p$ (б) [12]. Одинаковые значки на этом рисунке соответствуют одним и тем же условиям испытания.

Из приведенных на рис.3 данных следует, что рассеяние результатов испытаний в координатах $lg\,\Delta\varepsilon - \lg N_p$ существенно меньше, чем в координатах $\sigma_a - \lg N_p$. Это свидетельствует о том, что долговечность образцов зависит не только от действующего напряжения, но и от интенсивности накопления усталостного повреждения в индивидуальном образце, определяемой величиной Δε.

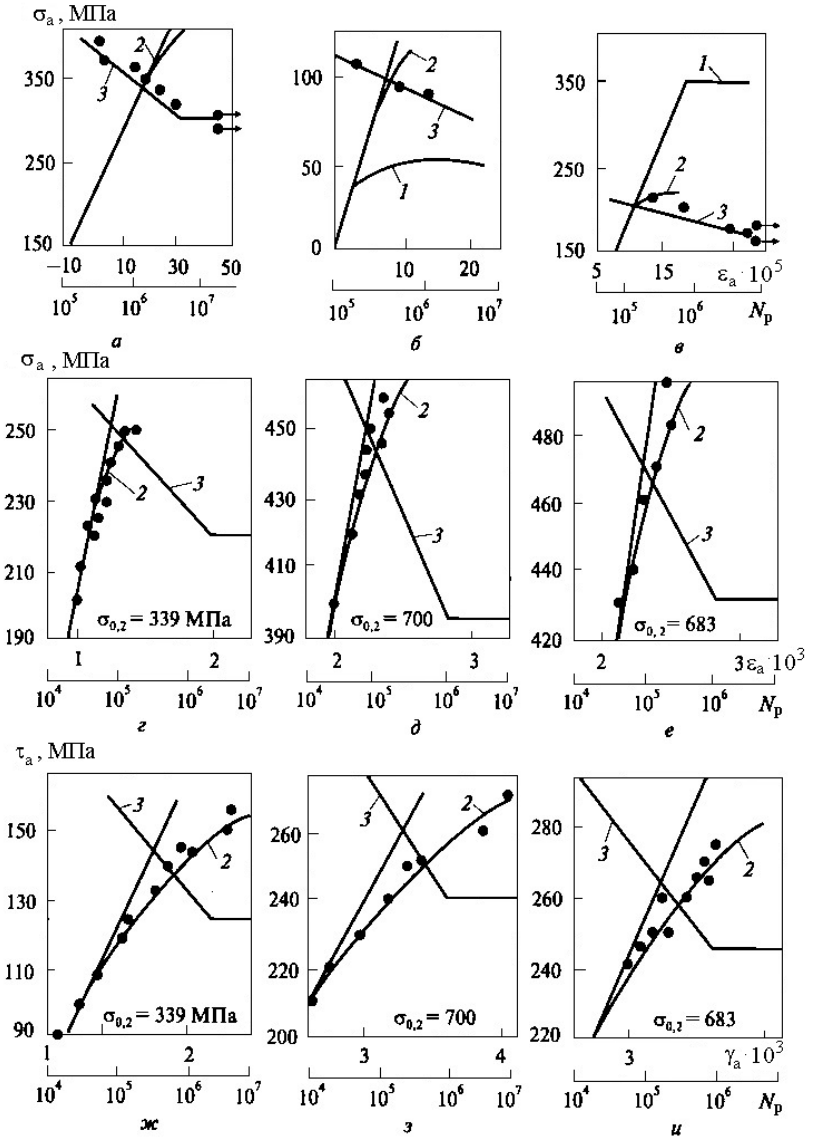


Рис.4. Диаграммы деформирования и кривые усталости

На рис.4 приведены диаграммы статического (1), циклического (2) деформирования и кривые усталости (3) для монокристаллов молибдена (а), крупнозернистого никеля (б) и различных сталей (в,г,д,е,ж,з,и) при растяжении-сжатии (а,б,в,г,д,е) и кручении (ж,з,и) тонкостенных образцов [2,13]. В случае отсутствия статических диаграмм деформирования на соответствующих рисунках указаны пределы текучести $\sigma_{0,2}$ исследованных материалов. Как следует из этого рисунка, диаграммы циклического деформирования при многоцикловом нагружении существенно отличны от диаграмм статического деформирования, при этом кривые многоцикловой усталости соответствуют зоне перехода от упругого к неупругому

деформированию на диаграммах циклического деформирования, независимо от механических свойств и вида нагружения (кручение, растяжение-сжатие).

Таблица 1.

Величины $(\Delta\varepsilon)_{\sigma_{-1}}$ для различных классов материалов

Металлы и сплавы	$(\Delta\varepsilon)_{\sigma_{-1}} \cdot 10^5$
Пластичные аустенитные стали	23,2 … 50,0
Углеродистые и малолегированные стали	0,35 … 13,4
Алюминий и алюминиевые сплавы	5,0 … 6,0
Медь и ее сплавы в деформированном состоянии	0,86 … 1,56
Никелевые сплавы при комнатной температуре	0,2 … 0,5
Никелевые сплавы при высоких температурах	0,34 … 2,8
Серый чугун	5,6
Высокопрочные стали и сплавы	≤ 0,2

Табл.1 содержит систематизированные значения неупругих деформаций $(\Delta\varepsilon)_{\sigma_{-1}}$, соответствующие пределам выносливости на базе 10^7 циклов материалов различных классов, полученные по результатам испытаний большого количества металлов и сплавов при симметричном растяжении-сжатии. Эти результаты показывают, что при многоцикловом нагружении при напряжениях, равных пределу выносливости, наблюдаются неупругие циклические деформации, величина которых для различных материалов различна. Для некоторых материалов, как например, аустенитных сталей, циклические неупругие деформации достигают значительных величин.

3.2 *Градиент напряжений*

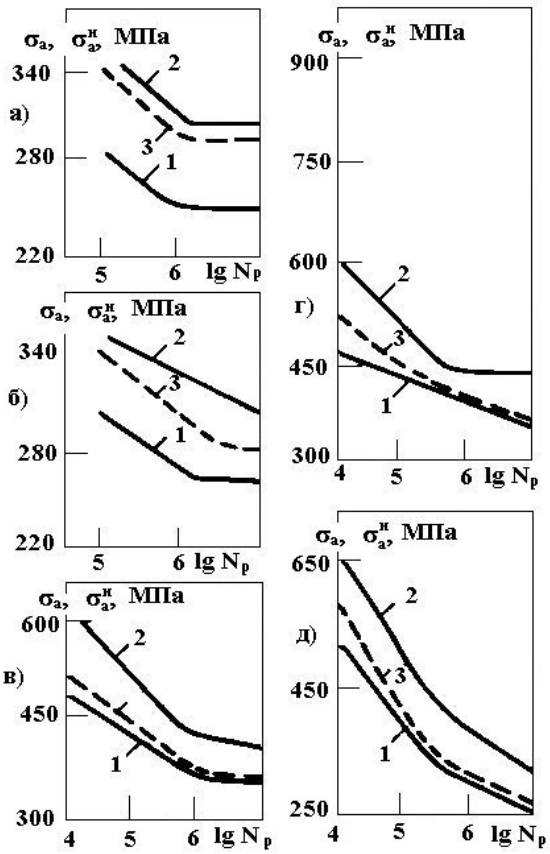


Рис.5. Экспериментальные и расчетные кривые усталости.

Влияние градиента напряжений на многоцикловую усталость и неупругие циклические деформации анализировалось на основании результатов, полученных при растяжении-сжатии (относительный градиент η=0), изгибе (η=2h=0,2мм$^{-1}$, где h – высота образца) и кручении тонкостенных и сплошных образцов (η= 2/d=1/7мм$^{-1}$, где d – диаметр образца) [10,14,15].

На рис.5 представлены кривые усталости при растяжении-сжатии в координатах $\sigma_a - \lg N_p$ (1) и изгибе в координатах $\sigma_a^н - \lg N_p$ (2) для сталей 15Г2АФДпс (а), 45 (б), 1Х13 (в), 40Х (г) и ЭИ612 (д).

Штриховыми линиями 3 на этом рисунке представлены кривые усталости в координатах $\sigma_a^н - \lg N_p$, рассчитанные с использованием методики, показанной на рис.2 (обратная задача). Эти кривые были построены с использованием экспериментальных диаграммы циклического деформирования и кривой усталости при растяжении-сжатии и уравнения (4).

Как видно из рис.5, лишь только для сталей 15Г2АФДпс и 45 основное отличие кривых многоцикловой усталости при изгибе и растяжении-сжатии определяется отличием номинальных $\sigma_a^н$ и истинных $\sigma_a^д$ напряжений (см. рис.2). Для всех остальных сталей влияние этого фактора, особенно в области больших долговечностей, несущественно и основной причиной, как это было показано в работах [2,10,15,16], является собственно влияние градиента напряжений.

Этот эффект объясняется тем, что при неоднородном напряженном состоянии на процесс разупрочнения поверхностных слоев материала при циклическом нагружении оказывают существенное влияние менее напряженные внутренние слои материала. Эти слои тормозят развитие неупругих деформаций на поверхности. Это подтверждается также результатами, представленными в табл.2, где приведены циклические пределы упругости σ_e^u и пределы выносливости при растяжении-сжатии σ_{-1} и изгибе $\left(\sigma_e^u\right)_u$, $\left(\sigma_{-1}\right)_u$ в сравнении с неупругими деформациями при напряжениях, равных пределу выносливости $\left(\Delta\varepsilon\right)_{\sigma_{-1}}$.

Таблица 2.

Соотношения между пределами выносливости и циклическими пределами упругости

Сталь	*Растяжение-сжатие*			*Изгиб*	
	σ_{-1} (МПа)	$\left(\Delta\varepsilon\right)_{\sigma_{-1}}$ (мм/мм)	σ_e^u (МПа)	$\left(\sigma_{-1}\right)_u$ (МПа)	$\left(\sigma_e^u\right)_u$ (МПа)
15Г2АФДпс	250	23	240	300	275
45	260	25	243	305	285
1Х13	250	0,7	385	400	432
ЭИ612	260	0,35	275	310	336

Циклические пределы упругости при изгибе определялись по истинной диаграмме деформирования по описанной выше методике.

На рис.6 даны логарифмические зависимости между неупругой деформацией за цикл $\Delta\varepsilon$ и числом циклов до разрушения N_p для ряда сталей по результатам испытаний при растяжении-сжатии и изгибе.

Приведенные в табл.2 и на рис.6 результаты показывают, что циклические пределы упругости существенно зависят от градиента напряжений и их величины близки к величинам пределов выносливости соответствующих сталей и что неупругая деформация за цикл определяет, как правило, число циклов до разрушения независимо от градиента напряжений.

Влияние градиента напряжений на многоцикловую усталость при кручении иллюстрируют результаты, представленные в табл.3, где τ_{-1} , $\tau_{-1}^д$, $\tau_{-1}^н$ - пределы выносливости тонкостенного и сплошного образца в терминах истинных и номинальных напряжений, соответственно; τ_e^u - циклический предел упругости, определенный с использованием описанной выше методики.

Таблица *3.*

Сравнение пределов выносливости при кручении

Сталь	Т (К)	τ_{-1} (МПа)	$\tau_{-1}^д$ (МПа)	$\tau_{-1}^н$ (МПа)	τ_e^u (МПа)
40Х	293	205	205	235	200
1Х17Н2Ш	293	295	295	305	-
ЭИ612	293	180	215	235	209
ЭИ612	873	165	225	240	201

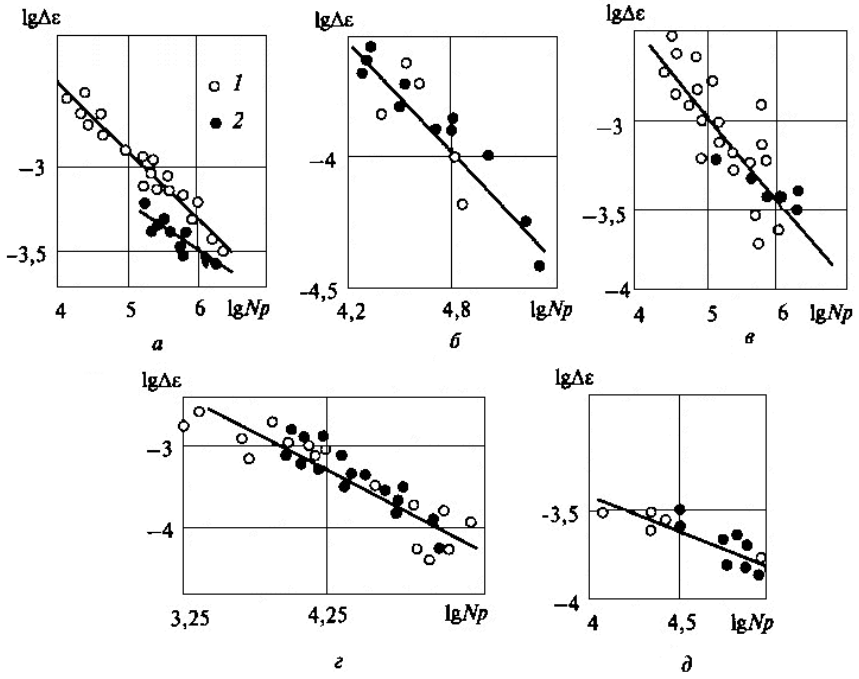


Рис.6. Зависимости $\lg\Delta\varepsilon - \lg N_p$ при растяжении-сжатии (1) и изгибе (2): *а* – сталь 15Г2АФДпс, *б* – сталь 1Х13, *в* – сталь 45, *г* – сталь 40Х, *д* – сталь ЭИ612.

Из табл.3 следует, что если для сталей 40Х и 1Х17Н2Ш влияние градиента напряжений незначительно (об этом свидетельствует равенство τ_{-1} и τ_{-1}^{∂}), то для стали ЭИ612 при комнатной и высокой температурах значение τ_{-1}^{∂} значительно выше, чем τ_{-1}.

3.3 *Программное нагружение*

Знание закономерностей неупругого деформирования металлов дает возможность повысить достоверность прогнозирования долговечности при программном нагружении. Рассмотрим эти возможности на примере линейной гипотезы суммирования повреждений [12].

$$\sum_1^s \frac{N_i}{(N_p)_i} = 1 \text{ или } a; \qquad (7) \qquad\qquad \sum_1^s \frac{N_i}{b_i (N_{pi})_i} = 1 \qquad (8)$$

Формула (7) соответствует классической линейной гипотезе, где s – число ступеней нагружения; N_i – число циклов наработки при σ_{ai}; $(N_p)_i$ - число циклов до разрушения при σ_{ai}, найденное, как правило, по кривой усталости, соответствующей 50% вероятности разрушения. В формуле (8) $(N_{pi})_i$ - число циклов до разрушения, соответствующее кривой усталости индивидуального образца, испытываемого при программном нагружении; b_i – величина, учитывающая изменение неупругой деформации в процессе длительного программного нагружения. Кривая усталости индивидуального образца строилась с использованием значений неупругой деформации индивидуального образца, измеренных на начальной стадии программных испытаний, по методике, описанной в работе [19].

На рис.7 приведены экспериментальные данные в координатах "a - a_m" (a_m – среднее значение накопленного повреждения партии одинаковых образцов, испытанных при одном и том же блочном нагружении) для стали 45, исследованной при различных режимах двух- и трехступенчатого блочного нагружения. Затемненные точки соответствуют результатам, подсчитанным по формуле (7). Данные, подсчитанные по формуле (8), ложатся в пределах очерченного сплошной линией прямоугольника. Результаты, полученные по формуле (8) в предположении $b=1$, ложатся в пределах прямоугольника, очерченного штриховыми линиями. На этом рисунке показана также зависимость величины b от отношения напряжений σ_1/σ_2 при двухступенчатом блочном нагружении.

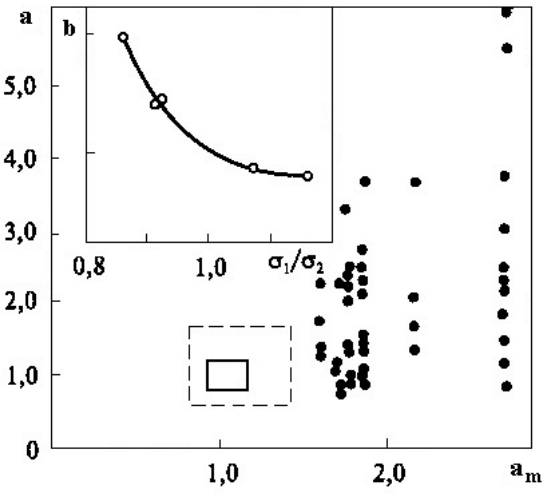


Рис.7. Результаты испытания при блочном нагружении стали 45.

Согласно приведенным результатам, учет особенностей накопления усталостного повреждения в индивидуальных образцах и учет изменения интенсивности накопления повреждения в процессе блочного нагружения, дает возможность существенно повысить достоверность прогнозирования долговечности при блочном нагружении.

3.4. *Двухосное нагружение*

При рассмотрении представленных выше результатов, анализирующих влияние двухосности нагружения, принимался во внимание возможный вклад градиента напряжений. С этих позиций влияние двухосности проанализировано по результатам испытаний, полученных при растяжении-сжатии и кручении тонкостенных образцов [17,18].

В таблице 4 представлены выражения для приведенных напряжений и деформаций по теориям максимальных относительных деформаций (II), максимальных касательных напряжений (III), энергии формоизменения (IV), а также октаэдрических напряжений и соответствующих деформаций.

Таблица 4.

Приведенные напряжения и деформации

Тип нагруже-ния	Выражения для приведенных напряжений и деформаций			
	II	**III**	**IV**	Октаэдрические напряжения и деформации
Растяже-ние-сжатие	$\sigma_{II}=\sigma_a$	$\sigma_{III}=\sigma_a/2$	$\sigma_{IV}=\sigma_a$	$\tau_{окт}=\frac{\sqrt{2}}{3}\sigma_a$
	$\varepsilon_{II}=\varepsilon_a$	$\gamma_{III}=\frac{\sigma_a}{E'}(1+\mu')$	$\varepsilon_{IV}=\varepsilon_a$	$\gamma_{окт}=\frac{\sigma_a 2\sqrt{2}(1+\mu')}{3E'}$
Кручение	$\sigma_{II}=\tau_a(1+\mu')$	$\sigma_{III}=\tau_a$	$\sigma_{IV}=\sqrt{3}\tau_a$	$\tau_{окт}=\sqrt{\frac{2}{3}}\tau_a$
	$\varepsilon_{II}=\gamma_a/2$	$\varepsilon_{III}=\gamma_a$	$\varepsilon_{IV}=\frac{\sqrt{3}\tau_a}{G'(1+\mu')}$	$\gamma_{окт}=\sqrt{\frac{2}{3}}\frac{\tau_a}{G'}$

В этих формулах E' и G' - секущие модули, определенные по экспериментально построенным диаграммам $\sigma_a - \varepsilon_a$, $\tau_a - \gamma_a$ (рис.4), μ' - коэффициент, определяемый по следующей формуле [19]:

$$\mu' = 0{,}5 - \frac{\sigma}{Ee}(0{,}5 - \mu),$$

где μ - коэффициент Пуассона (μ=0,25), σ и e – истинные напряжения и деформации, соответственно.

На рис.8 приведены начальные участки диаграмм циклического деформирования для стали 45 при растяжении-сжатии (кривые 2) и кручении (кривые 1), построенные с использовнием выражений, приведенных в табл.4. Аналогичные результаты были получены для сталей 12ХН3А и 40Х. Из этих результатов следует, что наилучшее соответствие между диаграммами циклического деформирования имеет место в координатах $\tau_{окт} - \gamma_{окт}$.

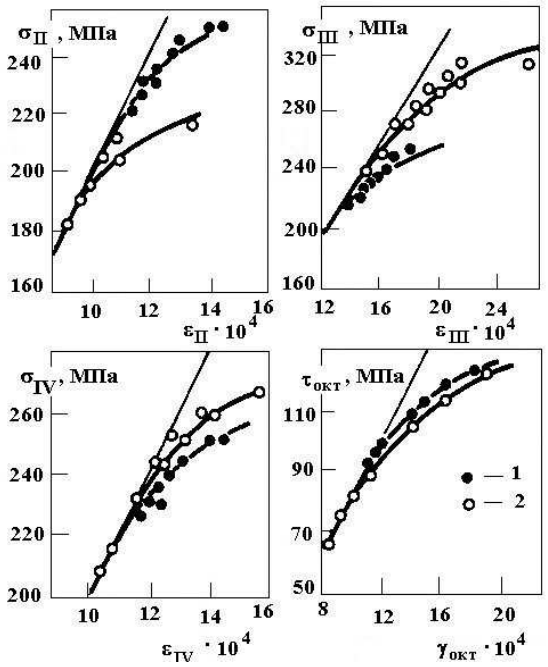


Рис.8. Начальные участки диаграмм циклического деформирования для стали 45.

На рис.9 приведены кривые усталости при растяжении-сжатии (кривые 2) и кручении тонкостенных образцов (кривые 1) для исследованных материалов, построенные для числа циклов нагружения до зарождения поверхностной трещины размером 0,1 мм (светлые точки) и окончательного разрушения (темные точки).

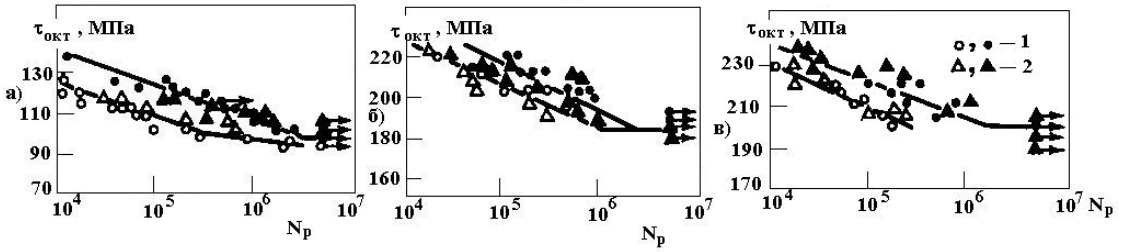


Рис.9. Кривые усталости сталей 45 (а), 12ХН3А (б) и 40Х (в).

Из рис.9 следует, что экспериментальные точки однозначно ложатся на кривые усталости в координатах $\tau_{окт} - \lg N_p$. Лучшее соответствие наблюдается для кривых усталости, построенных для долговечностей, соответствующих зарождению трещины.

Из представленных выше результатов следует также, что отношение предела выносливости при кручении тонкостенных образцов к таковому при растяжении-сжатии равно $\tau_{окт} / \sigma_{-1}$=0,577. Эти значения могут иметь существенный разброс, если принять во внимание данные, полученные на образцах, при испытании которых градиент напряжений отличен от нуля (изгиб, кручение сплошных образцов). Для рассматриваемых сталей отношение τ_{-1} / σ_{-1} изменяется в пределах 0,45 …0,83.

3.4 *Двухчастотное нагружение*

На рис.10,а приведены диаграммы циклического деформирования аустенитной стали различной термической обработки, а на рис.10,б – соответствующие им кривые при усталости при одночастотном (1) и двухчастотном (2) нагружении [20]. Частоты

нагружения были равны 0,082 и 32 Гц, амплитуда напряжений низкой частоты была постоянна и составляла σ_a=50 МПа. При построении диаграмм циклического деформирования (рис.10,а) и кривых выносливости (рис.10,б) использовались амплитуды напряжения и долговечности, соответствующие высокочастотной сотавляющей двухчастотного цикла.

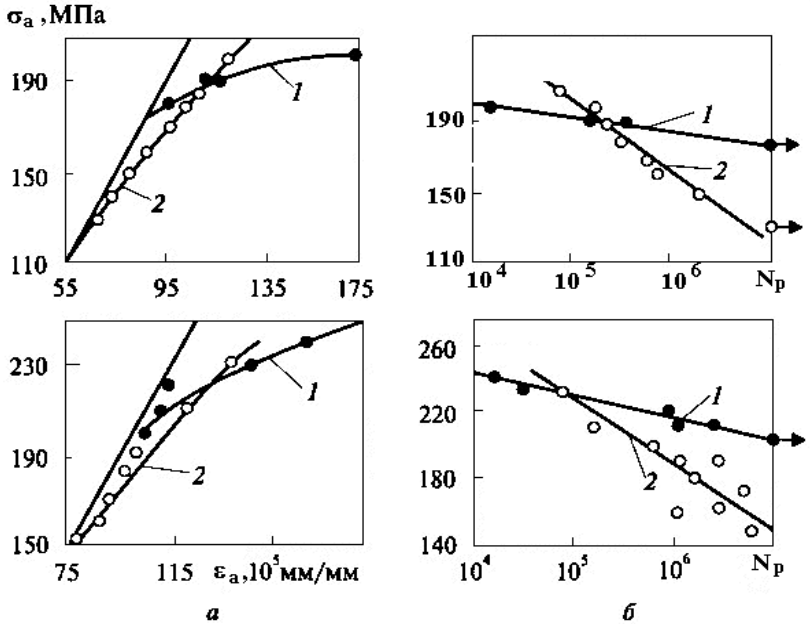


Рис.10. Циклические диаграммы деформирования (а) и кривые усталости (б) при двухчастотном нагружении.

Как следует из этих рисунков, при двухчастотном нагружении переход от упругого к неупругому деформированию смещается в область более низких напряжений. Аналогичным образом смещаются и кривые усталости. Учитывая взаимосвязь усталости и неупругости при двухчастотном нагружении и используя гипотезу спектрального суммирования повреждений при двухчастотном нагружении с учетом гипотезы независимого распределения амплитуды по частотам, в работе [20] были получены зависимости, позволяющие прогнозировать долговечность при двухчастотном нагружении.

3.5 *Частота нагружения*

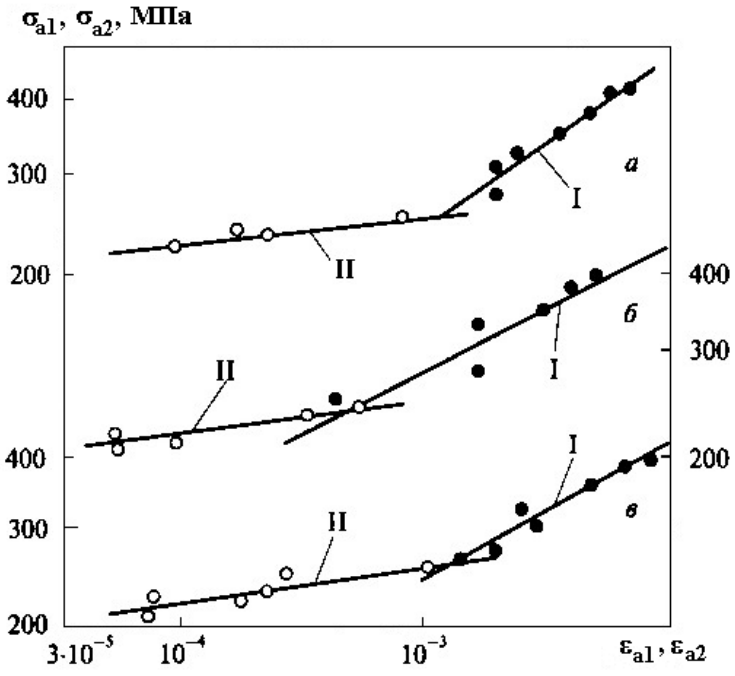


Рис.11. Циклические диаграммы деформирования при мало- (I) и много- (II) цикловом нагружении.

В работе [21] показано, что с увеличением частоты нагружения неупругие деформации при одних и тех же напряжениях уменьшаются, а пределы выносливости увеличиваются. Увеличение частоты нагружения приводит не только к уменьшению циклических пластических деформаций с увеличением частоты нагружения, но и к отличию параметров уравнения, связывающего напряжения (σ_{a_1}, σ_{a_2}) и неупругие деформации ($\Delta\varepsilon_{a_1}$, $\Delta\varepsilon_{a_2}$). Зависимости $\sigma_{a_1}(\sigma_{a_2})$ и $\Delta\varepsilon_{a_1}(\Delta\varepsilon_{a_2})$ для аустенитной стали двух термических обработок и углеродистой стали приведены на рис.11 [20].

3.6 *Состояние поверхности*

В работе [22] было показано, что циклические неупругие деформации образцов из углеродистой и легированной сталей при кручении уменьшаются при инициировании в поверхностном слое, путем поверхностного пластического деформирования, значительных остаточных напряжений сжатия. При этом пределы выносливости возрастают. Результаты этих исследований для углеродистой стали иллюстрирует рис.12, где даны зависимости неупругих деформаций сдвига от числа циклов нагружения N для полированных образцов (1) и образцов после поверхностного пластического деформирования (2). Здесь дано также распределение по глубине образца остаточных напряжений σ_r для исследованных состояний поверхности.

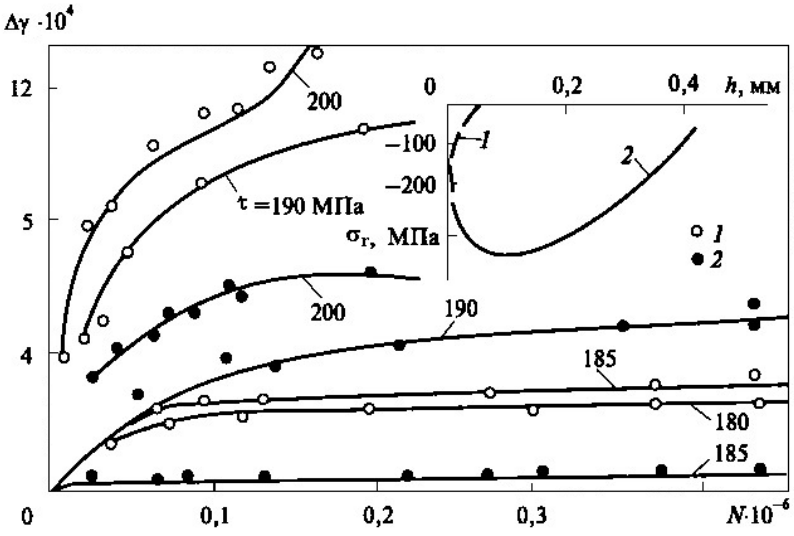


Рис.12. Циклические деформации после полировки (1) и поверхностного пластического деформирования (2).

4 Заключение

Предложена и обоснована методика исследования циклических неупругих деформаций в области многоцикловой усталости при растяжении-сжатии, изгибе и кручении. Особое внимание уделено обоснованию определения истинных неупругих циклических деформаций и напряжений при неоднородном напряженном состоянии (изгиб, кручение).

Изучена многоцикловая усталость и неупругость большого количества углеродистых и легированных сталей и показано, что использование циклических неупругих деформаций на стадии стабилизации процесса неупругого деформирования, как меры интенсивности накопления усталостного повреждения при многоцикловой усталости, дает возможность оценить изменение свойств материала в течение циклического нагружения и влияние на эти изменения таких факторов, как неоднородное напряженное состояние (градиент напряжений), двухосность, двухчастотность и нестационарность нагружения, учесть рассеяние результатов испытаний, установить зависимость предела выносливости и числа циклов до разрушения от уровня циклических неупругих деформаций.

Показано существенное влияние градиента напряжений на процесс деформирования поверхностных слоев при изгибе и кручении, что приводит к увеличению циклического предела упругости (пропорциональности) этих слоев по сравнению с таковыми при растяжении-сжатии и кручении тонкостенных образцов. Установлена корреляция между пределом выносливости и циклическим пределом упругости (пропорциональности) при растяжении-сжатии, изгибе и кручении.

Показано, что диаграммы циклического деформирования исследованных сталей при растяжении-сжатии и кручении тонкостенных образцов могут быть описаны единой зависимостью в координатах $\tau_{окт}$-$\gamma_{окт}$.

Результаты исследования многоцикловой усталости при растяжении-сжатии и кручении соответствуют единым кривым усталости в координатах “октаэдрическое напряжение – число циклов до зарождения трещины (окончательного разрушения)”. С учетом этого, отношение пределов выносливости при кручении и растяжении-сжатии

равно 0,577. Показано, что это отношение может изменяться в широких пределах, если в расчетах принимаются пределы выносливости сплошных образцов при кручении и изгибе, когда имеет место влияние градиента напряжений.

Литература

1. Трощенко В.Т. Усталость и неупругость металлов. – Киев: Наук. думка, 1971. –271 с.
2. Трощенко В.Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. – Киев: Наук. думка, 1981. –343 с.
3. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. – Москва: Наука, 2002. – 248 с.
4. Klesnil M., Lukas P. Fatigue of Metallic Materials. – Prague: Academia, 1980. – 239 p.
5. Головин С.Н., Пушкар А. Микропластичность и усталость металлов. – Москва: Металлургия,1980. – 240 с.
6. Basic Mechanisms in Fatigue of Metals. Edited by Lukas P. and Polak J. – Prague: Academia, 1988. – 440 p.
7. Troshchenko V.T., Khamaza L.A., Pokrovsky V.V. et al. Cyclic Deformation and Fatigue of Metals. Edited by M.Bily.– Elsevier, Amsterdam: 1993. – 500 p.
8. Методы исследования сопротивления мтериалов деформированию и разрушению при циклическом нагружении / Трощенко В.Т., Грязнов Б.А., Стрижало В.А. и др. – Киев: Наук. думка, 1974. – 256 с.
9. Трощенко В.Т., Хамаза Л.А., Цыбанев Г.В. Методы ускоренного определения пределов выносливости металлов на основе деформационных и энергетических критериев. – Киев: Наук. думка, 1979. – 175 с.
10. Трощенко В.Т., Жабко Н.И. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении в условиях неоднородного напряженного состояния. – Пробл. прочности, 1981, № 9, с. 3-11; № 11, С. 3-10.
11. Иванов Г.Т., Скорый И.А. К вопросу об аппроксимации диаграмм деформирования. – В кн.: Вопросы сопротивления материалов. М.: Оборонгиз, 1959, С. 13-32.
12. Трощенко В.Т., Митченко Е.И. Прогнозирование долговечности при программном циклическом нагружении с учетом рассеяния свойств // Пробл. прочности. – 1984. - № 10. – С. 3-8.
13. Troshchenko V.T. Interrelation between inelasticity and high-cycle fatigue of metals. Advances in Fracture Research. Proc. Of the Ninth Int. Conf. On Fract. – Pergamon. – 1997. – P. 1261-1272.
14. Трощенко В.Т., Хамаза Л.А., Николаев И.А., Драган В.И. Деформационные критерии усталостного разрушения, учитывающие вид напряженного состояния // Пробл. прочности. – 1984. - №1. С. 6-10.
15. Трощенко В.Т., Хамаза Л.А. Исследование влияния циклических неупругих деформаций на предел выносливости металлов при изгибе // Пробл. прочности. – 1976. - № 4. – С. 3-9.
16. Cyclic Deformation and Fatigue of Metals. Edited by M.Bily. – Elsevier, Amsterdam, 1993. – 500 p.
17. Трощенко В.Т., Хамаза Л.А., Шестопал Л.Ф. Исследование деформационных критериев усталостного разрушения металлов при растяжении-сжатии и кручении. – В кн.: Усталость металлов и сплавов. – М.: Наука, 1971, С. 31-41.
18. Трощенко В.Т., Шестопал Л.Ф. К вопросу о критериях усталостной прочности металлов //Strojncky casopis. – 1974. - № 1. – С. 4-16.
19. Черняк Н.И. Механические свойства стали в области малых пластических деформаций. – Киев: Изд-во АН УССР, 1962. – 104 с.
20. Хамаза Л.А., Коваленко В.А. Сопротивление металлов усталостному разрушению и деформированию при двухчастотном нагружении //Пробл. прочности. – 1989. - № 10. – С. 7-18.
21. Трощенко В.Т., Афонин А.И., Хамаза Л.А. Исследование энергетических критериев усталостного разрушения некоторых металлов на низкой и высокой частотах нагружения // Пробл. прочности. – 1973. - № 6. – С. 3-7.
22. Ляликов С.М. Влияние поверхностного пластического деформирования на характеристики неупругости и предел усталости сталей Ст20 и 15Х17Н2 при циклическом нагружении // Пробл. прочности. – 1989. - № 10. – С. 108-110.

ДЕЯКІ ПІДХОДИ ДО ОЦІНКИ КОРОЗІЙНОЇ ВТОМИ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ ТЕПЛОЕНЕРГЕТИЧНОГО УСТАТКУВАННЯ

В. В. Панасюк, І. М. Дмитрах

SOME APPROACHES TO CORROSION FATIGUE ASSESSMENT FOR STRUCTURAL COMPONENTS OF HEAT-AND-POWER ENGINEERING EQUIPMENT

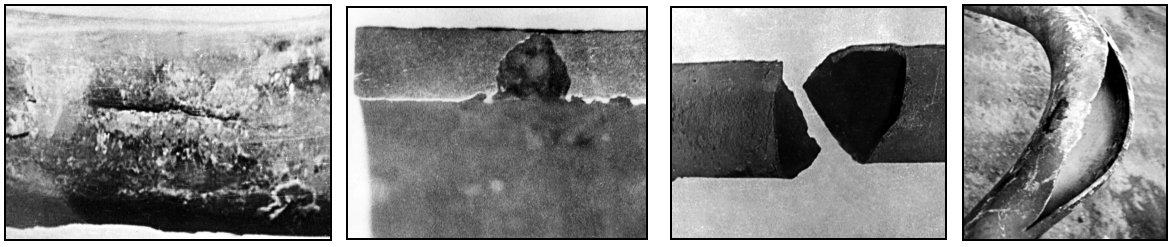
V. V. Panasyuk, I. M. Dmytrakh

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України
вул. Наукова, 5, м. Львів, 79601, Україна

Abstract Some approaches for assessment of corrosion fatigue of materials and structural components for power engineering equipment are presented. Here, the main attention was paid for so-called “non-traditional” damages which are not predicted by normative instructions and which are occurred as result of long time of exploitation or as result of different reflections of operating regimes of equipment. Methods for strength and durability assessment of materials and structural elements are stated on the fracture mechanics basis. Expert assessment of technical state of heat-and-power engineering equipment is considered with taken into account of the actual data of metal properties and operating conditions of equipment.

Вступ. Відомо, що різноманітні корозійно-втомні пошкодження конструктивних елементів суттєво впливають на термін їх безпечної експлуатації, і даний час, до 70 % поломок і, як наслідок, простоїв теплоенергетичного обладнання відбувається за їх рахунок [1,2]. Зафіксовані [2] численні випадки пошкоджень та руйнувань основних елементів задовго до вичерпання їхнього розрахункового ресурсу (рис. 1), як результат так званих, „нетрадиційних” пошкоджень, тобто таких, які не прогнозуються нормативними інструкціями і виникають внаслідок тривалої роботи устаткування або різноманітних відхилень від експлуатаційних режимів.

У зв’язку з цим існує ряд специфічних науково-технічних проблем, пов’язаних із забезпеченням заданого ресурсу та безпечної експлуатації відповідальних конструкцій та об’єктів теплової енергетики.



(*а*) (*б*) (*в*) (*г*)

Рис. 1. Характерні типи експлуатаційних пошкоджень та руйнувань трубопроводів ТЕС [2] : (*а*) зовнішній вигляд пошкодження труби правого бокового екрану котла ТГМ-84 після 59 тис. год експлуатації; (*б*) ураження „стоянковою” корозією паровідвідної труби котла типу ТП-230: вигляд перерізу стінки труби з наскрізною корозійною виразкою; (*в*) крихке руйнування труби екрану котла ТГМ-84 після 84 тис. год експлуатації; (*г*) руйнування згину пароперепускної труби конвективного пароперегрівача (∅ 159 × 15 мм, сталь 12Х1МФ) котла ТГМ-84 (14 МПа, 545 °С).

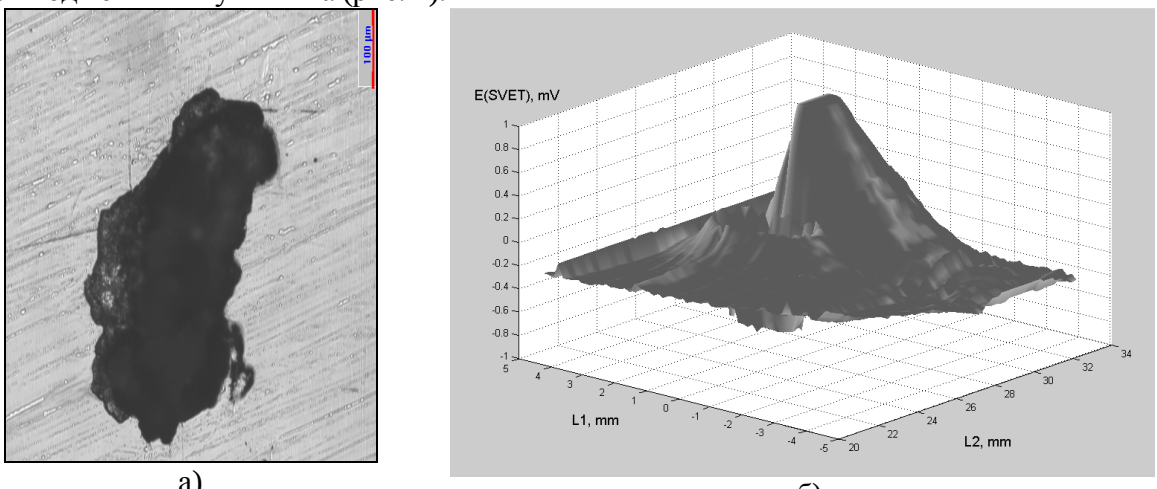
Корозійно-втомна пошкоджуваність експлуатованого металу елементів теплоенергетичного устаткування. Аналіз експлуатаційних пошкоджень основних конструктивних елементів енергоблоків ТЕС показує, що основними характерними особливостями процесів корозійної втоми є по-перше – певна локалізація в залежності від особливостей стану металевої поверхні, а по-друге – їх стадійність.

Початкова локалізація процесу руйнування спричинена існуванням на поверхні металу певних неоднорідностей чи включень, що призводить до утворення локальних корозійно активних ділянок. Наслідком цього є утворення корозійно-механічних пітингів та виразок, які слід розглядати як потенційні концентратори напружень [1, 3, 4]. Вирішальна роль на цьому початковому етапі корозійного руйнування відводиться електрохімічним процесам, що активуються механічними циклічними напруженнями [5, 6]. Другий етап руйнування матеріалу характеризується утворенням, від вже існуючих пітингів, перших тріщиноподібних дефектів, так званих, фізично коротких тріщин – тріщин, довжина яких, практично, не перевищує віддалі між головними мікроструктурними бар'єрами [7]. На цьому етапі процесу корозійного руйнування зростає роль механічно-втомного фактора. Подальший перебіг процесу корозійно-втомного руйнування приводить до розвитку та злиття мікротріщин, після чого наступає формування макротріщини, яка розвивається переважно в глибину матеріалу. Досягнення нею критичних розмірів [1, 3] призводить до спонтанного катастрофічного руйнування елементу конструкції.

Слід зауважити, що для конкретного конструктивного елементу, в залежності від його геометричних розмірів та умов експлуатації властива своя лімітуючи стадія процесу корозійно-механічного руйнування [1, 4]. Так, наприклад, для тонкостінних трубопроводів стадії утворення корозійно-механічних виразок та зародження макротріщини будуть визначальними з точки зору оцінки їх роботоздатності та довговічності. В цей же час для труб із товщиною стінки в декілька десятків міліметрів (наприклад, трубопроводи живильної води енергоблоків ЗКТ), стадія розвитку макротріщини в глибину матеріалу буде визначати їх залишкову довговічність [1-3].

У зв'язку з цим для розробки експертних систем технічної діагностики роботоздатності основних конструктивних елементів енергоблоків необхідні методи оцінки корозійно-втомної пошкоджуваності металу для кожної із зазначених стадій процесу руйнування матеріалу.

Оцінка розвитку корозійно-втомних пітингів та виразок. Тут найбільш ефективними є методи, що ґрунтуються на даних електрохімічного сканування деформованої поверхні спеціальними зондами – методи SVET [7, 8]. Це дає змогу одержати карту розподілу локальних корозійних струмів навколо корозійно-втомного пошкодження типу пітинга (рис. 2).



а) б)

Рис. 2. Корозійно-втомне пошкодження типу пітингу в трубній сталі 08Х18Н12Т (а) в середовищі з pH6,5 та карта розподілу локальних корозійних струмів навколо нього (б), яка одержана методом скануючого електрохімічного зонду SVET [7].

Густина локального корозійного струму на дні пітингу $i_{pit}\left[мА/см^2\right]$ визначається як:

$$i_{pit} = -176 \cdot E_{SVET}, \tag{1}$$

де E_{SRET} – покази скануючого електрохімічного зонду в *мВ*.

Слід зауважити, що значення i_{pit} на порядок перевищують значення інтегрального корозійного струму на поверхні металу, що виміряні стандартними потенціостатичними методами.

Розвиток пітингу протягом часу τ є функцією густини локального корозійного струму i_{pit}, та розмаху прикладених циклічних напружень $\Delta\sigma$, тобто:

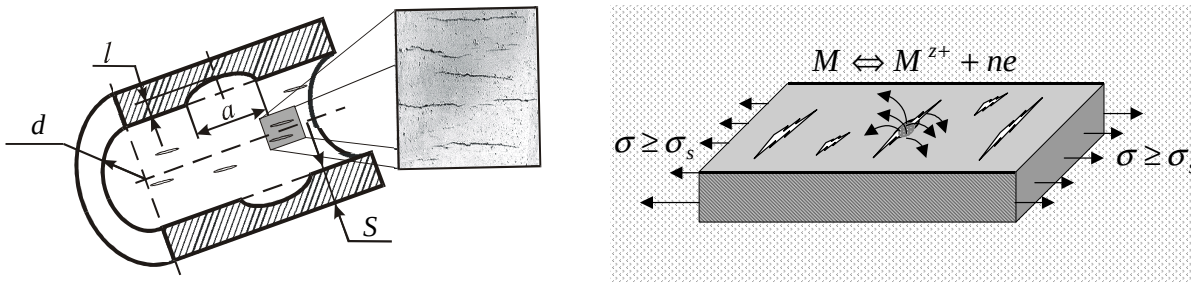
$$c = F_{pit}\left(i_{pit}, \Delta\sigma\ , \tau\right), \tag{2}$$

де *c* – характерний розмір пітингу.

Оцінка поверхневого корозійно-втомного тріщиноутворення. Дана оцінка здійснюється на основі розробленої [9, 10] модельної схеми корозійної втоми матеріалу, коли процес утворення поверхневих корозійно-втомних тріщин пов'язаний з інтенсивністю електрохімічного розчинення циклічно деформованої поверхні (рис. 3). При цьому було використано встановлене співвідношення [9] між довжиною поверхневої тріщини *a*, характеристичним значенням прикладеного напруження σ_s та параметрами електрохімічного розчинення металу:

$$F(a) = \left(\frac{\sigma_s}{\sigma_{max}}\right)^m \cdot Q, \tag{3}$$

де $F(a)$ – певна функція довжини тріщини; σ_s – характеристичне значення напруження, починаючи з якого відбувається суттєва електрохімічна активація поверхні металу в межах кожного циклу навантаження [9]; σ_{max} – максимальне напруження циклу навантаження; *m* – константа системи „матеріал-середовище"; *Q* – інтегральний об'єм розчиненого металу з одиниці площі поверхні впродовж заданого числа циклів навантаження *N*.



а) б)

Рис. 3. Розташування та характер тріщиноподібних дефектів на внутрішній поверхні трубопроводу (а) та схема корозійно-втомних процесів на циклічно-деформованій поверхні (б).

Значення параметра *Q* визначається на основі наступної залежності [1, 5]:

$$Q = \frac{M}{z \cdot F \cdot \rho} \cdot \frac{1}{f} \cdot \int_0^N I_{corr}(N)dN, \tag{4}$$

де *M* – молекулярна вага металу; *z* – число електронів, що приймають участь у реакції електрохімічного розчинення металу; *F* – стала Фарадея; ρ – густина металу; *f* – частота циклічного навантаження; $I_{corr}(N)$ – залежність інтегрального корозійного струму на

циклічно деформованій поверхні від числа циклів навантаження N, що для всіх розглянутих випадків задовільно описується степеневою залежністю виду [10]:

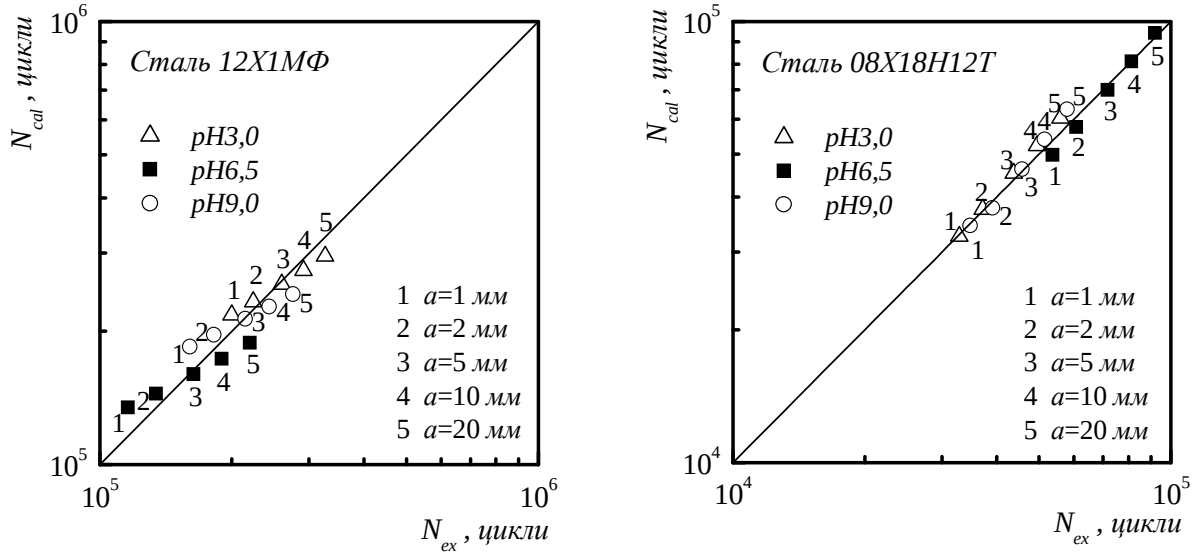
$$I_{corr} = I_0 \cdot N^k, \tag{5}$$

де I_0 та k – константи системи „матеріал-середовище”.

На основі співвідношень (3) – (5) була запропонована та апробована (див. рис. 3) наступна формула [10] для визначення числа циклів навантаження N (періоду) до зародження поверхневої корозійно-втомної тріщини довжиною a:

$$N = \left[\frac{A \cdot a^n}{\left(\frac{\sigma_s}{\sigma_{max}} \right)^m \cdot \frac{M}{z \cdot F \cdot \rho} \cdot \frac{1}{f} \cdot \frac{I_0}{k+1}} \right]^{\frac{1}{k+1}}, \tag{6}$$

де A та n – сталі умов випробовування.



а) б)

Рис. 4. Порівняння експериментальних та розрахункових значень періоду зародження поверхневої корозійно-втомної макротріщини різної довжини в сталях 12Х1МФ (а) та 08Х18Н12Т (б) в середовищах з різним *pH* [11].

Оцінка допустимої глибини тріщиноподібних дефектів. При вирішенні цієї задачі, основна проблема полягає у виборі критерію, по якому проводиться розрахунок, оскільки за базу можуть бути прийняті різні стадії процесу руйнування трубопроводу [1, 2]. Це залежить від мети розрахунку, що пов’язана з умовами роботи конструкції та правилами її технічної експлуатації.

Тут розглядається випадок розрахунку допустимої глибини l_* тріщини для забезпечення безаварійної роботи трубопроводу між двома черговими профілактичними оглядами. Його пропонується здійснювати за критерієм приросту Δl, виявленого тріщиноподібного дефекту глибиною l, тобто [1]:

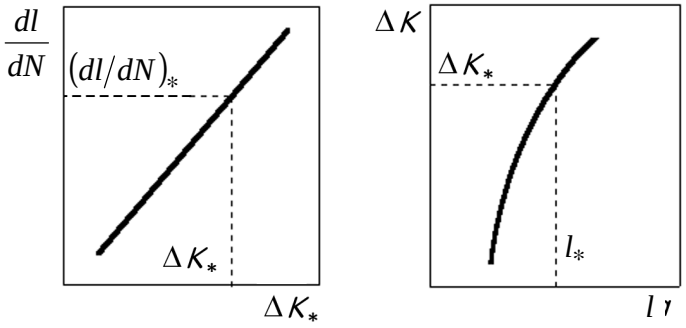
$$\Delta l \le \Delta l_* \text{ при } \Delta N = \Delta N_*, \tag{7}$$

де Δl_* – допустимий приріст тріщини в глибину; ΔN_* – планове число циклів навантаження протягом експлуатації трубопроводу між двома профілактичними оглядами.

Фізично це означає оцінку за деякою граничною швидкістю розвитку корозійно-втомної тріщини протягом запланованого терміну експлуатації трубопроводу $(dl/dN)_*$:

$$dl/dN \le (dl/dN)_* . \quad (8)$$

Так, наприклад, якщо ми виберемо значення $(dl/dN)_* = 10^{-4}$ *мм/цикл*, то це означає, що наявні в трубопроводі тріщини глибиною l_i можуть максимально розвинутись на 1 мм протягом 10000 циклів навантаження.



а) б)

Рис. 5. Схема розрахунку допустимої глибини тріщини оподібного дефекту в стінці трубопроводу: а - діаграми циклічної корозійної тріщиностійкості матеріалу; б - значення коефіцієнта інтенсивності напружень від глибини тріщини

Процедура визначення допустимої глибини тріщини l_* в стінці трубопроводу, при заданих значеннях Δl_* та ΔN_*, є наступною (рис. 5). Спочатку визначають граничну швидкість росту корозійно-втомної тріщини $(dl/dN)_*$ як

$$(dl/dN)_* = \Delta l_* / \Delta N_* . \quad (9)$$

За цією величиною з діаграми циклічної корозійної тріщиностійкості матеріалу, що розглядається, визначають відповідне значення розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK_* (рис. 5а). На основі цього значення розраховують допустиму глибину тріщини l_* із формули для коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK_I [1, 2], яка є функцією робочого навантаження на трубопровід, його геометричних розмірів та геометрії тріщиноподібного дефекту (рис. 5б).

Таблиця 1. Водно-хімічні режими роботи енергетичного устаткування.

№ з/п	Назва водного режиму	Хімічний склад середовища
1	Борне регулювання	1 %-й розчин H_3BO_3+KOH до pH8
2	Борне регулювання з відхиленням за хлоридами	1 %-й розчин H_3BO_3+KOH до pH8+ +5 мг/кг Cl^- (10,5 мг/кг KCl)
3	Борне регулювання з відхиленням за нітратами	1 %-й розчин H_3BO_3+KOH до pH8+ +10 мг/кг NO_3^- (16,3 мг/кг KNO_3)
4	Аміачний	Дистильована вода +NH_3 до pH9
5	Гідразинно-аміачний (I)	H_2O+NH_3 до pH9+100 мкг/кг N_2H_4
6	Гідразинно-аміачний (II)	H_2O+NH_3 до pH9+100 мг/кг N_2H_4
7	Аміачний з відхиленням за хлоридами	H_2O+NH_3 до pH9+ +10 мг/кг Cl^-(16,5 мг/кг NaCl)
8	Аміачний з домішками соляної кислоти	H_2O+NH_3 до pH9+ + 10 мг/кг Cl^- (HCl); pH3,95
9	Аміачний з домішками оцтової кислоти	H_2O+NH_3 до pH9+ +10^{-5} моль/л CH_3CH_2COOH; pH5,9

В якості прикладу нижче (рис. 6) наведені оцінки допустимої глибини тріщиноподібних дефектів в залежності від планованого терміну експлуатації трубопроводів із сталей 08Х18Н12Т та 12Х1МФ [11]. Підрахунки проведені для труби з товщиною стінки $S = 42$ *мм* та внутрішнім діаметром $d = 219$ *мм* при максимальному тиску теплоносія $p \approx 35$ *МПа*. При цьому, взято до уваги типові водно-хімічні режими роботи енергоблоків, а також модельні режими [1, 2], в яких враховано можливі відхилення складу середовища від номінального і наявність шкідливих домішок (табл. 1).

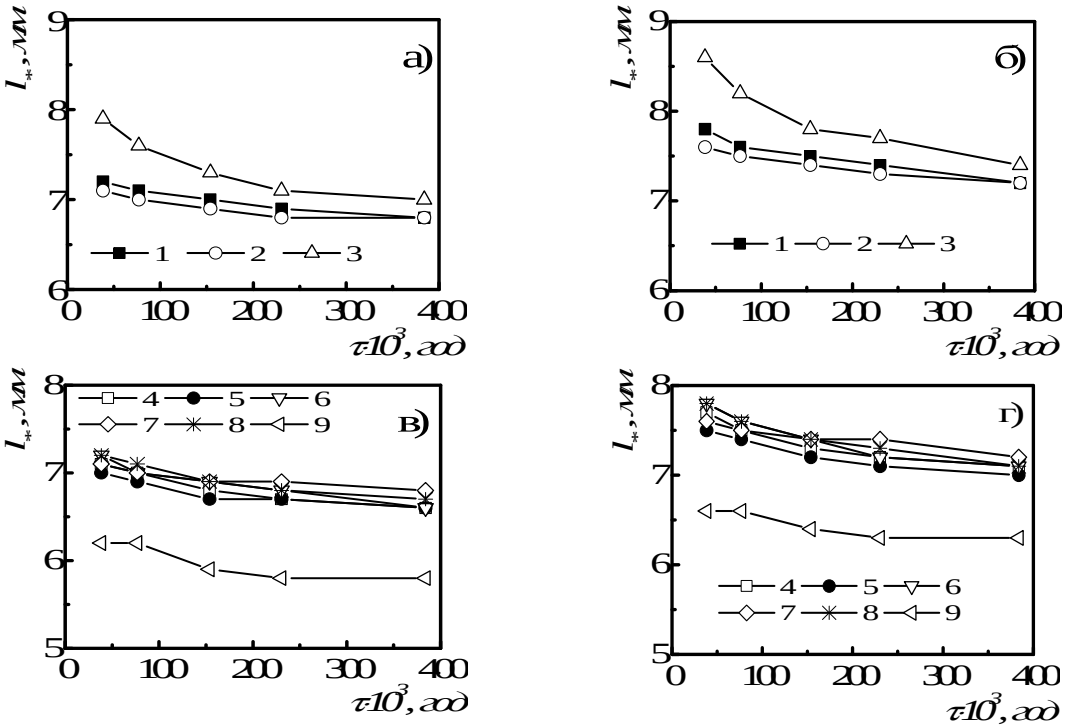
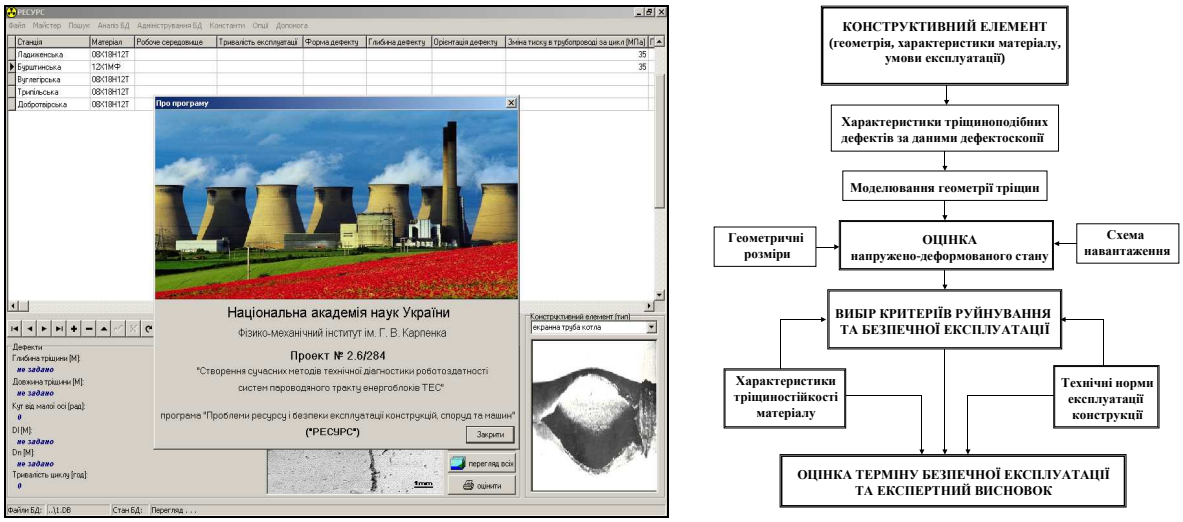


Рис. 6. Оцінка допустимої глибини тріщиноподібного дефекту в залежності від планованого терміну експлуатації трубопроводу зі сталі 08Х18Н12Т (а, б) та 12Х1МФ (в, г): а, в – $l / a = 1 / 20$; б, г – $l / a = 1 / 3$. Номери точок на графіках відповідають порядковому номеру середовища в табл. 1.



а) **б)**

Рис. 7. Головне вікно (а) та принципова блок-схема експертної системи (б).

Показано, що значення допустимої глибини тріщиноподібних дефектів l_* залежать від матеріалу, форми дефекту та складу середовища. Діапазон її зміни, в залежності від цих чинників, становить приблизно 6...9 мм для трубопровідних систем

енергоблоків ТЕС, що розглядались. Найменші значення допустимої глибини тріщини l_* виявлено в трубопроводі зі сталі 12Х1МФ при аміачному водному робочому режимі з домішками оцтової кислоти (pH5,9). Отже чинник експлуатаційного середовища відіграє важливу роль для експертної оцінки технічного стану елементів конструкцій енергетичного устаткування, що містить тріщиноподібні дефекти різної форми.

Розглянуті вище підходи до оцінки корозійної втоми металів покладені в основу експертної системи, яка призначена для оцінки роботоздатності та розрахунку залишкової довговічності експлуатованих елементів конструкцій пароводяного тракту енергоблоків ТЕС, встановлення термінів їх безаварійної роботи між двома черговими профілактичними оглядами, а також для аналізу причин їх руйнувань, як результату зародження та розвитку тріщиноподібних дефектів (рис. 7). Система містить реляційну базу даних, яка дозволяє знаходити зображення пошкодженого конструктивного елемента чи зразка за експлуатаційними параметрами, а також здійснювати розрахункові оцінки допустимих розмірів дефектів у залежності від планованого терміну експлуатації конструктивного елементу.

Література

1. Дмитрах І.М., Панасюк В.В. Вплив корозійних середовищ на локальне руйнування металів біля концентраторів напружень. – Львів: НАН України. Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка, 1999. – 341 с.
2. Надійність та довговічність елементів конструкцій теплоенергетичного устаткування / І.М. Дмитрах, А.Б. Вайнман, М.Г. Стащук, Л. Тот / Довідниковий посібник під. ред. І.М. Дмитраха. – Київ: Видавничий дім НАН України „Академперіодика”, 2005. – 378 с.
3. Панасюк В.В., Дмитрах І.М., Вайнман А.Б., Мухопад Г.В. Характеристики корозійної тріщиностійкості матеріалів та їх значення в проблемі забезпечення експлуатаційної надійності теплоенергетичного обладнання. Частина ІІ // Енергетика та електрифікація. – 1999. – № 1. – С. 34-44.
4. Dmytrakh I.M. On corrosion fatigue initiation from notches and the local corrosion fracture approaches // In.: „Notch Effects in Fatigue and Fracture”. – NATO Science Series: II. Mathematics, Physics and Chemistry – The Netherlands: Kluwer Academic Publishers. – 2001. – Vol. 11. – P. 331-346.
5. Dmytrakh I.M., Akid R. and Miller K.J. Electrochemistry of deformed smooth surfaces and short corrosion fatigue crack growth behaviour // British Corrosion Journal. – Vol. 32, № 2. – 1997. – P. 138-144.
6. Akid R., Dmytrakh I.M. Influence of surface deformation and electrochemical variables on corrosion and corrosion fatigue crack development. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. – 1998. – Vol. 21, № 7. – P. 903-911.
7. Akid R., Dmytrakh I.M., and Gonzalez-Sanchez J. Fatigue Damage Accumulation: Aspects of environmental interaction // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2006. – Т. 42, № 1. – С. 45-55.
8. Dmytrakh I., Akid R., Syrotyuk A. On pitting corrosion of stainless steels induced by cyclic stress // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2006. – Спец. вип. № 5. – С. 39-42.
9. Dmytrakh I.M., Syrotyuk A.M. and Hrabovskyi R.S. Model of surface fatigue crack nucleation as result of corrosion deformation interactions // Proc. 14th European Conference on Fracture. – Cracow (Poland): UK: EMAS Publishing. – 2002. – Vol. I - P. 489-496.
10. Дмитрах І.М., Сиротюк А.М., Грабовський Р.С. Поверхневе тріщиноутворення під час циклічного деформування сталей у водних середовищах // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2003. – Т. 39, № 4. – С. 53-60.
11. Дмитрах І., Сиротюк А. Корозійно-втомне тріщиноутворення та оцінка довговічності трубопроводів теплоенергетичного призначення // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під заг. ред. В.В. Панасюка – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2004. – С. 465-470.

CRITICAL PLANE APPROACH IN STAGE I AND STAGE II OF FATIGUE UNDER MULTIAXIAL LOADING

A. Karolczuk, E. Macha

Opole University of Technology, Faculty of Mechanical Engineering, ul. Mikolajczyka 5, 45-271 Opole, Poland, karol@po.opole.pl, emac@po.opole.pl

Abstract. This paper deals with the estimation problem of the critical plane orientation in multiaxial fatigue failure criteria. Experimental results from multiaxial proportional, non-proportional cyclic loading and variable-amplitude bending and torsion were used to determine the macroscopic fracture plane orientations and the fatigue lives. It was concluded that more important than macroscopic fracture plane orientation is the evolution (Stage I, Stage II) of fracture planes and an appropriate choice of the fatigue failure criterion for the fatigue life estimation.

Introduction

Numerous multiaxial fatigue failure criteria based on the critical plane approach have been proposed [1-4]. This approach assumes that some stress or/and strain components acting on the critical plane are responsible for the fatigue failure of the material. It is based upon the experimental observation that fatigue cracks initiate and grow on the certain material planes. The critical plane criteria define different functions that combine the shear and normal stress or/and strain components on a plane into one equivalent parameter. It is commonly accepted that depends on the test conditions (loading level, temperature, material type, state of stress, ect.) material generally forms one of the two types of cracks - shear cracks or tensile cracks. The shear cracks are formed on the maximum shear stress plane and Forsyth [5] called this process as Stage I. The tensile cracks are formed in Stage II that is predominated by the maximum normal stress component. The equivalent damage parameter is usually compared to the uniaxial shear or tensile damage parameter obtained by the experimental tests under torsion or push-pull loading (S-N curves). However, it is also accepted that either under multiaxial and uniaxial fatigue tests the cracks may initiate and propagate on different planes – contradictory to the one critical plane orientation. To solve this problem, a wide range of multiaxial fatigue failure criteria were proposed only for materials and test conditions for which one of the two stages (I or II) dominates in the total fatigue life. There are two aspects in the critical plane approach that should be discussed: (i) Should the critical plane orientation be determined by the maximum shear or normal stress/strain component or rather by the plane with the highest damage degree estimated using the equivalent damage parameter? (ii) Should the critical plane orientation coincide with the fatigue fracture plane position at the microscale or macroscale? Based on the experimental results analysed in this paper, some comments will be drawn to the mentioned aspects.

The Findley Criterion

Findley [1] proposed a linear combination of the maximum normal stress $\sigma_{n,\max}$ and the shear stress amplitude $\tau_{ns,a}$ on the critical plane for a given number of cycles to failure N_f

$$\tau_{ns,a} + k\sigma_{n,\max} = f \,, \tag{1}$$

where f and k are the material coefficients. The critical plane orientation coincides with the plane orientation where the maximum value of this linear combination occurs. Findley did not define a mathematical formula for the material coefficient f. Some researchers [6, 7] assume that it can be determined from the shear-mode cracking

$$\tau_{ns,a} + k\sigma_{n,\max} = \tau_{af}\left(\frac{N_\tau}{N_f}\right)^{1/m_\tau}, \tag{2}$$

where τ_{af}, m_τ are the fatigue limit and the exponent of the S-N curve for fully reversed (R=-1) torsion loading, respectively; N_f is the considered number of cycles to failure; N_τ is the number of cycles corresponding to the fatigue limit τ_{af} for fully reversed torsion loading.

The Findley criterion and other are based on the cyclic properties of fatigue loading for which the amplitude of the shear stress τ_{ns}(t) can be found. The problem appears under random loading. Nevertheless, it is possible to adapt the Findley and other criteria to random loading. For the Findley criterion, the equivalent stress course is as follows

$$\tau_{eq}(t) = \tau_{ns}(t) + k\sigma_n(t). \tag{3}$$

The equivalent shear stress history τ_{eq}(t) at observation time T is then used as the cyclic counting variable. In this case, the range of amplitudes could be divided into the finite numbers of stress levels. For each *i-th* stress level $\tau_{eq,a}^{(i)}$, damage degree is computed by the general equation as follows

$$D^{(i)} = \begin{cases} \dfrac{n^{(i)}}{N_f^{(i)}} & for \quad F_{eq,a}^{(i)} \geq aF_{af} \\ 0 & for \quad F_{eq,a}^{(i)} < aF_{af} \end{cases}, \tag{4}$$

where F is the generalised fatigue damage parameter (for the Findley criterion: $F=\tau$), $n^{(i)}$ is the number of cycles assigned into the *i-th* stress level, a is a coefficient allowing to include amplitudes below F_{af} in the damage accumulation, $N_f^{(i)}$ is a computed number of cycles to failure for the *i-th* stress level (e.g. by Eq. (2)). It is assumed that $a = 0.5$ is sufficient, for lower value, the damage degree is too small to be taken into account.

The Matake Criterion

Matake [2] introduced a linear combination of the shear and normal stresses on the critical plane, similar to the Findley proposal

$$\tau_{ns,a} + k\sigma_{n,a} = \tau_{af}\left(\frac{N_\tau}{N_f}\right)^{1/m_\tau}, \tag{5}$$

where $\sigma_{n,a}$ is the normal stress amplitude on the critical plane. However, the critical plane orientation coincides with the plane of the maximum shear stress amplitude. For such orientation of the critical plane, it is possible to determine the material coefficient $k = 2\tau_{af}/\sigma_{af}-1$.

Under random loading, the equivalent shear stress history has the same mathematical form as Eq. (3). However, for the Matake criterion the maximum shear stress range $\Delta\tau_{ns}$ determines the critical plane orientation

$$(\vec{n},\vec{s}) : \Delta\tau_{ns} = \max_{0<t<T}\{\tau_{ns}(t)\} - \min_{0<t<T}\{\tau_{ns}(t)\}, \tag{6}$$

where T is the time of observation. Damage degree $D^{(i)}$ is computed on the critical plane for each *i-th* stress level according to the general Eq. (4), where $F=\tau$.

The Maximum Normal Stress Criterion On The Critical Plane

This failure criterion comes from the static hypothesis of material strength. According to this criterion, the maximum normal stress range is responsible for the fatigue of materials. For the cyclic loading it leads to the following equation

$$\sigma_{n,a} = \sigma_{af}\left(\frac{N_\sigma}{N_f}\right)^{1/m_\sigma}, \tag{7}$$

where m_σ is the exponent of the S-N curve for fully reversed (R=-1) push-pull loading; N_σ is the number of cycles corresponding to the fatigue limit σ_{af}.

For random loading the equivalent stress history is as follows

$$\sigma_{eq}(t) = \sigma_n(t). \tag{8}$$

Damage degree $D^{(i)}$ is computed on the critical plane for each *i-th* stress level according to the general Eq. (4), where $F=\sigma$.

Damage Degree Accumulation And Fatigue Life Calculation

For the variable-amplitude loading, a linear damage Sorensen-Kogayev accumulation hypothesis [8] was applied

$$D = \frac{1}{p}\sum_{i=1}^{j} D^{(i)}\ ,\ p = \frac{\sum_{i=1}^{j} F_{eq,a}^{(i)} f^{(i)} - aF_{af}}{F_{eq,a}^{\max} - aF_{af}}\ ,\ f^{(i)} = \frac{n^{(i)}}{\sum_{i=1}^{j} n^{(i)}} \tag{9}$$

where $D^{(i)}$ is the damage degree computed according to the general Eq. (4), p is the hypothesis coefficient, j is the total number of loading levels (we assume j = 64), $f^{(i)}$ is the frequency of the *i-th* loading level, $F_{eq,a}^{\max}$ is the maximum amplitude of the generalised fatigue damage parameter ($F=\tau$, σ). Accumulated damage degree D at the observation time T is used to estimate the fatigue life according to the following expression

$$T_{cal} = \frac{T}{D(T)}, \tag{10}$$

In the case of the cyclic loading, the number of cycles to failure N_f is computed directly from Eqs (2), (5), (7) and then recalculated to $T_{cal}=N_f/f$, where f is the frequency of the cyclic loading.

Fatigue Tests

Detailed information about the experimental setup could be found in [9]. Fatigue tests were performed on the round full cross-section specimen made of 18G2A steel under constant- and variable-amplitude combined bending and torsion moment histories measurement (bending: $M_b(t)$, torsion: $M_t(t)$). Some mechanical properties of the 18G2A steel are shown in Tab. 1.

Table 1. Mechanical properties of the 18G2A steel

Property	Value
Quasi-static yield stress (σ_y, MPa) and ultimate strength (σ_u, MPa), respectively	357, 535
Young's modulus (E, GPa) and Poisson's ratio (ν)	210, 0.30
Fatigue limit for fully reversed torsion loading, τ_{af}, MPa (*)	142.5
Exponent of the S-N curve for fully reversed torsion loading, m_τ (*)	12.3
Number of cycles corresponding to the fatigue limit τ_{af} for fully reversed torsion loading, N_τ, cycles	$1.98\cdot10^6$
Fatigue limit for fully reversed push-pull loading, σ_{af}, MPa	204
Exponent of the S-N curve for fully reversed push-pull loading, m_σ,	8.2
Number of cycles corresponding to the fatigue limit σ_{af} for fully reversed push-pull loading, N_σ, cycles	$1.24\cdot10^6$

(*) – value recalculated from the torsion S-N curve performed on the full round cross-section specimen using the algorithm presented in the next paragraph.

For the constant-amplitude sinusoidal proportional and non-proportional (phase shift δ = $\pi/2$) loading, the tests were carried out with a frequency f = 20 Hz under different ratios of the torsion and bending moments $\lambda_M = M_{t,max}/M_{b,max}$. For the variable-amplitude loading, the specimens were subjected to bending or torsion with a normal probability distribution and a narrow frequency band. The fatigue life and the macroscopic fatigue fracture plane orientation was determined for each specimen. The experimental results are presented in Tab. 2, where $\hat{\alpha}_{\exp}$ is the averaged value of experimental angles $\alpha_{\exp}$, $<\hat{\alpha}_{\min} \div \hat{\alpha}_{\max}>$ is the confidence interval (assuming a normal distribution of the $\alpha_{\exp}$) which contains 50% of the probability and $\alpha_{\exp}$ is the angle between unit-normal vector $\vec{n}$ to crack plane and the specimen axis **z**.

Two fatigue crack behaviours were observed: (i) one general crack orientation at the macroscale was detected under all the investigated constant-amplitude loadings and under the variable-amplitude bending; (ii) two crack orientations were observed for the specimens subjected to variable-amplitude torsion. The first orientation with a crack length of around 0.15-0.3 mm is parallel to the specimen axis. The other orientation comes from branching of the primary crack, and these branching directions are inclined to the specimen axis by around 45^o (load case no 7 in Tab. 2).

Table 2. Experimental data

No	δ rad	$M_{b,max}$ Nm	λ_M -	$\hat{\alpha}_{\exp}$ [^{o}]	$< \hat{\alpha}_{\min} \div \hat{\alpha}_{\max} >$ [^{o}]
Constant-amplitude loading					
1	0	8.0; 10.0; 10.3	0.68	18.1	17.1 ÷ 19.0
2	0	6.4; 7.4; 8.2; 9.8	0.96	21.9	20.0 ÷ 23.8
3	0	5.3; 6.2; 7.2;	1.44	26.5	23.8 ÷ 29.2
4	$\pi/2$	8.9; 9.2; 9.6; 10.3	0.68	12.3	9.1 ÷ 15.5
5	$\pi/2$	8.3	0.98	8.4	7.3 ÷ 9.5
6	$\pi/2$	6.4; 7.2	1.42	10.2	6.4 ÷ 13.9
Variable-amplitude loading					
7	-	18.4	∞	43.6/86.3	42.2÷45.0/82.3 ÷ 90.2
8	-	16.3	0	1.5	0.8÷2.2

Stress And Strain Computations

Stress and strain histories in an arbitrary point (x, y) of the specimen cross-section were computed from bending and torsion moments $M_b(t)$, $M_t(t)$ considering the plastic strains. Plasticity was included in the computation since the cyclic properties (*K', n'*) of the 18G2A steel reveal the appearance of the plastic strains even under low stress level ($\varepsilon_a^p = 0.65\%$ for σ_{af} = 204 MPa). The Chu [10] plasticity model of material behaviour was applied to determine the strain-stress relation and the influence of loading history on the strain state for each point of the specimen cross-section. For every increment of bending $\Delta M_b(t)$ and torsion $\Delta M_t(t)$ moments the following quasi-static equilibrium equations were solved by the trust-region method

$$\int_A \Delta\sigma_{zz}(x,y,t)ydA - \Delta M_b(t) = 0\,, \quad \int_A \Delta\tau_{z\phi}(\rho,t)\rho dA - \Delta M_t(t) = 0\,, \tag{11}$$

where the increment Δ is defined as $\Delta\sigma_{zz}(x, y, t) = \sigma_{zz}(x, y, t+\Delta t) - \sigma_{zz}(x, y, t)$; $\Delta\sigma_{zz}$ is the normal stress increment for the finite element with the origin in the plane (x, y); $\Delta\tau_{z\varphi}(t, \rho)$ is the shear stress increment for the finite element with the origin determined by the radius $\rho = \sqrt{x^2 + y^2}$; *dA* is the area of the finite element. Detailed information about the stress and strain computations are presented in [11].

Evaluation And Discussion

The following error parameters were analised to compare the experimental macroscopic fracture plane orientation with the critical plane orientation

$$E_\alpha^{(i)} = \left|\hat{\alpha}_{\exp}^{(i)} - \alpha_{cal}^{(i)}\right|, \quad E_{\alpha,m} = \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N} E_\alpha^{(i)}\,, \tag{12}$$

where N is the number of load cases (N = 8), analysed α range ($\alpha \in <-90^o, 90^o>$, $\Delta\alpha = 0.1^o$). Absolute difference $E_\alpha^{(i)}$ and the mean value $E_{\alpha,m}$ computed according to the analysed criteria are presented in Table 3. Bold face characters are used for error parameters smaller than 5^o.

Table 3. Error parameters: $E_{\alpha}^{(i)}$, $E_{\alpha,m}$ computed according to the analysed criteria

No	$\sigma_{zz,max}$ MPa	$\lambda_{\tau\sigma}=\tau_{zx,max}/\sigma_{zz,max}$	Matake, [°] k = 0.4	Findley, [°], k				max{σ_n}, [°]
				k=0.2	k=0.4	k=0.8	k=1.6	
1	223; 280; 286	0.29	11.8	6.1	**0.9**	7.5	17.2	**3.0**
2	184; 214; 236; 280	0.44	**2.5**	**3.1**	8.4	16.8	17.3	**1.3**
3	156; 182; 212	0.68	8.3	14.0	19.2	25.3	15.7	**0.3**
4	262; 272; 281; 295	0,50	22.2	18.0	14.3	7.5	**0.8**	7.8
5	262	0,62	7.4	58.6	45.4	31.9	20.7	**2.8**
6	250; 278	0,71	10.0	68.9	58.4	42.2	**1.4**	**2.9**
7	0	∞	**0.9**	5.4	10.9	19.3	29.0	**1.4**
8	280	0	43.5	37.8	32.6	24.2	14.6	**1.5**
		$E_{\alpha,m}$:	13.3	26.5	23.3	21.8	14.6	**2.6**

The macroscopic fracture plane orientation coincides with the maximum shear stress plane (Stage I) only in the case of the pure torsion. In all other cases, the best correlation between macroscopic fracture plane orientation and the critical plane orientation is obtained by the criterion of the maximum normal stress. The Findley criterion was verified for different values of the k coefficient. With increasing the k value the mean error $E_{\alpha,m}$ decreases. However, the smallest mean error for k = 1.6 is still larger than the result given by the maximum normal stress plane.

After the critical plane evaluation, the fatigue failure criteria were used to calculate the fatigue life. The following errors parameters were applied for the fatigue life verification:

$$E^{(i)}=\log\frac{T_{cal}^{(i)}}{T_{\exp}^{(i)}},\quad E_m=\frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N}E^{(i)},\quad E_{std}=\sqrt{\frac{1}{N-1}\sum_{i=1}^{N}\left(E^{(i)}-E_m\right)^2}. \tag{13}$$

The mean error parameter E_m reflects the general results conformity. The standard deviation error parameter E_{std} is the superior parameter since it reflects the scatter of the results and therefore gives us the information about the failure criterion ability to correlate the different kind of multiaxial stress states and the equivalent damage parameter. The second-rate parameter E_m depends on the material constants and the stress gradient influence.

Scatter of the results (E_{std}) is very small for the specimens that exhibit one macroscopic fracture plane orientation which coincide with the maximum normal stress plane. The results exposed by the criterion of the maximum shear stress (Table 4) show very large scatter E_{std} = 0.69 although the mean error is very small E_m = 0.05. The other criteria that combine the shear and normal stress/strain components on the critical plane (Findley, Matake) are not appropriate for the analysed steel (Table 4).

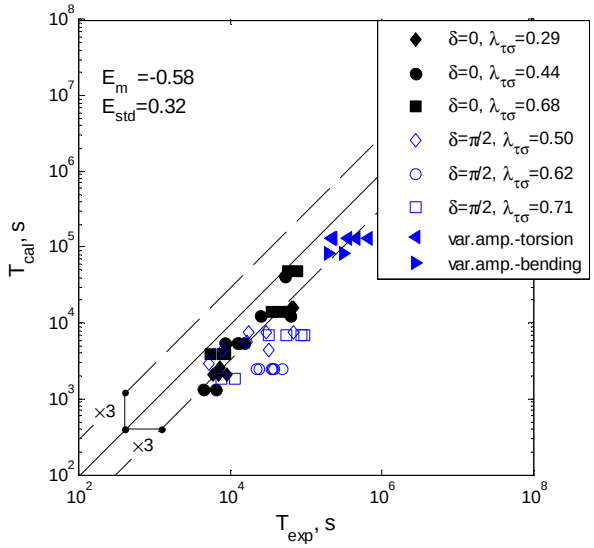


Figure 1. Comparison between the experimental fatigue lives T_{exp} and the calculated fatigue lives T_{cal} for the max{σ_n, τ_{ns}} criterion.

From the engineering point of view, the material fracture behaviour is not known before the material fatigue failure and therefore this feature cannot be used as a key in the selection of the fatigue criterion. It was assumed that this selection could be made by the maximum damage degree computed by two simple criteria, i.e. the maximum normal stress criterion (Eq. (7)) and the maximum shear stress criterion (Eq. (3) for k=0). For each specimen, the damage degree on the critical plane is computed by these two criteria (max{σ_n, τ_{ns}}) and than the

fatigue life T_{cal} is determined by the highest damage degree (Fig.1).

Using this idea, the smallest scatter of the results (E_{std} = 0.32) was obtained. It suggests that the fatigue failure under the analysed test conditions is governed only by the maximum normal stresses or by the maximum shear stresses ($\max\{\sigma_n, \tau_{ns}\}$).

It should be noticed that the fatigue lifes T_{cal} were estimated using the local approach (only the stress state at one point is analysed) whereas we deal with stress gradients generated by bending and torsion. It is manifested by the underestimated fatigue lifes - the mean error parameter E_m is negative E_m = -0.58.

Table 4. Error life parameters for the analysed multiaxial fatigue failure criteria

	Matake	Findley, k				$\max\{\sigma_n\}$	$\text{Max}\{\sigma_n, \tau_{ns}\}$
		0.0	0.2	0.4	0.8		
E_{std}	0.46	0.69	0.44	0.43	0.58	0.56	0.32
E_m	-1.14	0.05	-0.60	-1.38	-2.96	-0.40	-0.58

Conclusions

The following general conclusion appears: the critical plane and the fracture plane notions must be separated. The critical plane is simply a plane that used in the fatigue life assessment. The fracture plane at the microscale/macroscale is a plane where material cohesion is lost. Depending on loading levels, state of stress etc. the critical plane and fracture plane orientations may or not coincide. We postulate that the critical plane approach may be successfully used in the fatigue life estimation under different test conditions but the proposed damage parameter should be equivalent to the uniaxial one not only in term of the total fatigue life but also in term of the macroscopic fracture plane behaviour. For example, if under uniaxial torsion loading for a given fatigue life, some macroscopic cracks coincide with the maximum shear stress plane and other with the maximum normal stress plane than the fatigue criterion based on the torsion S-N curve should be used in the fatigue life estimation if the same fracture behaviour is revealed under multiaxial loading.

Although, plastic strains were taken into account, the computed fatigue lifes T_{cal} are underestimated (conservative). It means that the influence of stress gradient on the fatigue life cannot be neglected.

References

1. Findley, W.N. (1959), A theory for the effect of mean stress on fatigue of metals under combined torsion and axial load or bending, Journal of Engineering for Industry, November, 301-306.
2. Matake, T. (1977), An explanation on fatigue limit under combined stress, Bulletin of The Japan Society of Mech. Eng. **20**, 257-263.
3. Fatemi, A. and Socie, D.F. (1988), A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading, Fatigue Fract Engng Mater Struct **11**, 149–165.
4. Karolczuk A., Macha E. (2005), A review of critical plane orientations in multiaxial fatigue failure criteria of metallic materials, Int J Fracture **134**, 267-304
5. Forsyth, P.J.E. (1961), A two-stage process of fatigue crack growth. Proceedings of the Symposium on Crack Propagation, Cranfield, England, 76-94.
6. Park, J., Nelson, D. (2000), Evaluation of an energy-based approach and critical plane approach for predicting constant amplitude multiaxial fatigue limit, Int. J. Fatigue **22**, 23-39.
7. Backstrom, M., Marquis, G. (2001), A review of multiaxial fatigue of weldments: experimental results, design code and critical plane approaches, Fatigue Fract Engng Mater Struct **24**, 279-291.
8. Serensen, S.V., Kogayev, V.P. & Shnejderovich, R.M. (1975), Permissible Loading and Strength Calculations of Machine Components, Third Edn., Mashinostroenie, Moskva (in Russian).
9. Karolczuk, A., Macha, E. (2005), Fatigue fracture planes and expected principal stress directions under biaxial variable amplitude loading, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures **28**, 99-106.
10. Chu, C.C. (1984) A three-dimensional model of anisotropic hardening in metals and its application to the analysis of sheet metal formability, J. Mech. Phys. Solids Vol. 32, No. 3, 197-212.
11. Karolczuk, A. (2006), Plastic strains and the macroscopic critical plane orientations under combined bending and torsion with constant and variable amplitudes, Engineering Fracture Mechanics, **73**, 1629–1652.

MATHEMATICAL STUDY OF THE EFFECTS OF APPLIED STRESS, *T*-STRESS AND BACK STRESS IN PHOTOELASTIC FRINGE PATTERNS

K. F. Tee[1], C. J. Christopher[1], M. N. James[1], E. A. Patterson[2]

[1]Faculty of Technology, University of Plymouth,
Plymouth, Devon, PL4 8AA, United Kingdom
[2]Department of Mechanical Engineering, Michigan State University,
2555 Engineering Building, East Lansing, Michigan 48864-1226, USA

Abstract. This work is an attempt at developing a novel mathematical model to describe the stresses near the crack tip, taking into consideration the effects of plasticity. The focus is on describing how the applied stress normal to the crack, herein referred to as the *K*-stress, *T*-stress and 'back stress' induced by plasticity along the crack flank and in the crack tip plastic zone influence the crack tip elastic stress fields. The important features emerging from this study are that the sign and magnitude of each term can substantially alter the crack tip stress fields, and hence influence the photoelastic fringe patterns. To validate the mathematical model, polycarbonate compact tension specimens have been used and observed in a transmission polariscope in order to study the single effect of a pure 'back stress' (acting as an interfacial shear stress at the elastic-plastic boundary) and combination effects of *K*-stress, *T*-stress and 'back stress'. It is observed that the fringe patterns obtained through experiment show good agreement with those derived by mathematical modelling.

Introduction

The first term in Williams' series expansion [1] for elastic stresses around the mode I crack tip is often expressed in terms of *K*, the stress intensity factor, whereas the second term is known as the *T*-stress. Classical theories of fracture mechanics make the presumption that the near crack tip stresses or strains can be characterized by a single parameter such as *K*. However, extensive studies over the last two decades have shown that the *T*-stress is also an important parameter for describing the states of stresses and strains near the crack tip [2]. More recently, it has been proposed that the plastic enclave around a crack tip and along the crack flanks will shield the crack from the full influence of the applied elastic stress field [3]. Crack tip shielding includes crack flank contact forces (so-called crack closure) and the compatibility-induced interfacial shear stress at the elastic-plastic boundary. Both of these will introduce a 'back stress' on the elastic field. These influences and their variability appear likely to be a major factor underlying the ongoing controversies and uncertainties associated with fatigue crack closure [3].

The main objective in this study is to develop a mathematical model that describes these influences on elastic crack tip stress fields. It builds on work performed previously to link an analytical or mathematical model of a crack undergoing external loading and crack wake contact with full field photoelastic stress patterns [4]. The fundamental problem in such work is to identify the real influence or effect on the applied elastic field of stresses arising from plastic deformation associated with crack growth. It is believed that the roles of the *K*-stress, *T*-stress and 'back stress' on crack tip stress fields have to be included in the mathematical model, so that the effects of the plastic zone and plastic wake on crack closure can be identified and understood better. Experimentally obtained photoelastic fringe patterns are then used as a comparison with those obtained from the mathematical model and to find the magnitudes of the 'back stress' terms.

Mathematical Modelling

The principal stress difference $(\sigma_1 - \sigma_2)$ and its direction (θ), that are required for comparison between the theoretical stress field and the photoelastic data, are given by:

$$\sigma_1 - \sigma_2 = \left|\sigma_{22} - \sigma_{11} + 2i\sigma_{12}\right| = \left|2(\bar{z}\phi'' + \psi')\right| \tag{1}$$

$$2\theta = \arg(\sigma_{22} - \sigma_{11} + 2i\sigma_{12}) = \arg(2(\bar{z}\phi'' + \psi')) \tag{2}$$

where ϕ and ψ are complex stress functions, σ_{11}, σ_{12} and σ_{22} are components of stress and overbars denote complex conjugates. In a homogeneous and isotropic linear elastic body containing a two-dimensional crack subject to symmetric (mode I) loading, the leading terms in a series expansion [1] of the stress field near the crack tip are:

$$\sigma_{11} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}\left[1 - \sin\frac{\theta}{2}\sin\frac{3\theta}{2}\right] + T + \mathrm{O}(r^{1/2}) \tag{3}$$

$$\sigma_{22} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}\left[1 + \sin\frac{\theta}{2}\sin\frac{3\theta}{2}\right] + \mathrm{O}(r^{1/2}) \tag{4}$$

$$\sigma_{12} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}\sin\frac{\theta}{2}\cos\frac{3\theta}{2} + \mathrm{O}(r^{1/2}) \tag{5}$$

where K_I is the mode I stress intensity factor and r, θ are co-ordinates in conventional polar systems centered at the crack tip. While the first terms in Eqs. (3-5) are singular; the second term in Eq. (3), often known as the *T*-stress (non-singular, finite and bounded) is a constant stress acting parallel to the crack flanks and independent of the distance from the crack tip. The higher order terms $\mathrm{O}(r^{1/2})$ are negligible near the crack tip. On substitution of Eqs. (3-5) into $\sigma_{22} - \sigma_{11} + 2i\sigma_{12}$, it is found that

$$\sigma_{22} - \sigma_{11} + 2i\,\sigma_{12} = Az^{-1/2} + Bz^{-3/2}\bar{z} + Cz^{0} + Dz^{-1/2}\ln z + Ez^{-3/2}\bar{z}\ln z \tag{6}$$

where

$$A = \frac{K_I}{2\sqrt{2\pi}}, \quad B = -\frac{K_I}{2\sqrt{2\pi}} \text{ and } C = -T$$

The co-ordinates of a point in Eq. (6) are expressed as a complex number z where $z = x + iy = re^{i\theta}$ and x, y are the Cartesian co-ordinates of the point, relative to an origin at the centre of the crack. The crack is assumed to be internal through-thickness in an infinite body. The objective of adding the last two natural logarithm terms here is to simulate crack closure contact stresses which provide a contribution to the stress field that is assumed to be proportional to $r^{-1/2}$ behind the crack tip. The interfacial shear stress (at the elastic-plastic boundary) acting parallel to the top and bottom of the crack flank are given by

$$\sigma_{12(Top)} = -\frac{1}{2}(A+B)r^{-1/2}, \qquad \sigma_{12(Bottom)} = \frac{1}{2}(A+B)r^{-1/2} \tag{7}$$

In the elastic stress field, it is assumed that the sum of $A+B$ is equal to zero when there are no interfacial shear stresses acting along the crack flanks. However, if the sum of $A+B$ is not equal to zero, then there should be some nontrivial interfacial shear stresses due to the plastic zone and plastic wake which should simulate the situation in a fatigue cracked specimen. One could, in principle, determine the direction of σ_{12} acting along the crack flank. It follows from Eq. (7) that the signs of σ_{12} on the top and bottom of the crack flanks are different, so that the interfacial shear stresses are acting in the same direction on both crack flanks due to the symmetry. If σ_{12} is negative on the top of the crack flank, both interfacial shear stresses on the top and bottom of the crack flanks are acting towards the crack tip and

vice versa. Output from the mathematical model is plotted as difference between principal stresses and hence the fringe patterns are directly analogous with photoelastic data.

Parametric Study

In order to validate the proposed mathematical model, a parametric study was performed that was primarily concerned with studying the individual effect of applied stress, *T*-stress and 'back stress' on fringe patterns. The overall contribution of these stresses is modelled and presented in the next section along with experimental photoelastic fringe data. The scope of work is confined to exploring how different magnitudes of *K*-stress, *T*-stress and 'back stress' influence the stress field around the crack tip. This will give a better understanding of how crack closure is experienced by a growing fatigue crack in terms of influences on the elastic stress field ahead of the crack tip. The mathematical model is constructed using Visual Basic 6.0. The parameters A, B, C, D and E in Eq. (6) used in the parametric study are summarised in Table 1. Fig. 1 shows three plots of fringe patterns with increasing applied elastic stress, or *K*-stress. As expected, it is observed that increasing the applied stress causes an increase in the size and quantity of the fringes.

The effects of *T*-stress on the fringe patterns around the crack can be investigated by varying its sign and magnitude. According to Figs. 1-3, the fringes rotate backward for a positive *T*-stress, show no rotation for a zero *T*-stress and rotate forward for a negative *T*-stress. It is shown that both the backward and forward rotations increase as the magnitudes of the *T*-stresses increase. However, the changes of the forward rotations for negative *T*-stresses are not as significant as backward rotations for positive *T*-stresses. It should be noted that, as the magnitude of *C* increases, the size of the fringe increases for both the positive and negative *T*-stresses. However, the effects of the same magnitude of the positive and negative *T*-stresses on the size of fringes are not identical. The size of a fringe corresponding to a negative *T*-stress is significantly larger than that of a positive *T*-stress for a fixed value of *C*.

The fringes obtained from a pure elastic stress field (Figs. 1-3) form a much sharper 'V' ahead of the crack tip than the equivalent fringes from the combination of applied elastic stress field and interfacial shear stress due to plasticity (Fig. 4). In addition, the fringe loops to either side of the crack for the former case return to the crack tip, whereas those for the latter case return to a point behind the crack tip. These findings accord with those reported by James et al. [3] in which both of these changes were ascribed to the plastic deformation of the material in the immediate vicinity of the crack. It is clear from the Fig. 4 that both of these changes become more apparent with an increase in interfacial shear stress.

It is important to recognise that closure contact stresses are modelled in this study as an asymptotic field behind the crack tip. It is therefore clear that the shape of fringes for the applied stress and closure contact stress are identical. The occurrence of contact at the fracture surface causes a load transmission through the contacting sites. Such behaviour would reduce or shield the role of externally applied stress range. The net interpretation of the results shown in Fig. 5 is that the usual effect of the applied stress (size and quantity of the fringe) decreases as closure contact stress increases.

Experimental Verification

To validate the proposed mathematical model, a photoelastic experimental study was carried out to examine the single effect of pure 'back stress' and combination effects of *K*-stress, *T*-stress and 'back stress'. An annealed polycarbonate compact tension (CT) specimen, w = 90mm in width, h = 67mm in height and d = 2mm in thickness, was subjected to fatigue cycling between 0-2.3 $MPam^{0.5}$ (150N) in an Instron screw-driven testing machine. A fatigue crack of length 12mm was grown from the tip of the notch. Then, the applied stress intensity was increased in 0.1$MPam^{0.5}$ (6.5N) increments up to 1.5$MPam^{0.5}$ (98N). The loading frame was located within a circular polariscope, which was illuminated by a monochromatic light source. A recording was made of the fringe patterns in an area approximately 30mm x 40mm around the crack tip.

The effect of the plastic zone surrounding the crack is clearly visible in the fringe pattern during loading (Fig. 6a). The most obvious observation was that the fringe loops at the crack tip did not disappear even after the far-field load is fully removed from the specimen, showing that residual compressive strain remains in the specimen ahead of a fatigue crack which has previously been subjected to far-field cyclic tension. The largest residual compressive strains exist in the immediate vicinity of the crack tip. It is interesting to observe that the size of the fringes due to residual compressive strain and 'back stress' reduces when a small load is applied, and then increase again as the applied load is increased.

Fig. 6a shows the fringe pattern of the polycarbonate CT specimen observed in a bright field circular polariscope with applied stress intensity of 1.0 $MPam^{0.5}$ (65.4N) whereas Figs. 6b and 6c respectively show the mathematical modelling of applied elastic stress field with and without a plasticity effect. The fringe pattern observed in the polycarbonate CT specimen is considerably influenced by fracture surface contact and interfacial shear stress. It is clear that the fringe pattern in Fig. 6b is a better match to the experimental fringe pattern than that shown in Fig. 6c.

Table 1. Parameters A, B, C, D and E in Eq. (6) used in the parametric study.

Case	Parameter					Applied Stress	*T*-stress	Interfacial Shear Stress	Closure Contact Stress
	A	*B*	*C*	*D*	*E*				
1a	20	-20	0	0	0	Increase	0	0	0
1b	50	-50	0	0	0	Increase	0	0	0
1c	100	-100	0	0	0	Increase	0	0	0
2a	100	-100	-2	0	0	Fixed	Increase (+)	0	0
2b	100	-100	-5	0	0	Fixed	Increase (+)	0	0
2c	100	-100	-8	0	0	Fixed	Increase (+)	0	0
3a	100	-100	2	0	0	Fixed	Increase (-)	0	0
3b	100	-100	5	0	0	Fixed	Increase (-)	0	0
3c	100	-100	8	0	0	Fixed	Increase (-)	0	0
4a	20	-20	-2	0	0	Fixed	Fixed (+)	Increase	0
4b	50	-20	-2	0	0	Fixed	Fixed (+)	Increase	0
4c	80	-20	-2	0	0	Fixed	Fixed (+)	Increase	0
5a	50	-50	-2	0	0	Fixed	Fixed (+)	0	Increase
5b	50	-50	-2	-3	3	Fixed	Fixed (+)	0	Increase
5c	50	-50	-2	-6	6	Fixed	Fixed (+)	0	Increase

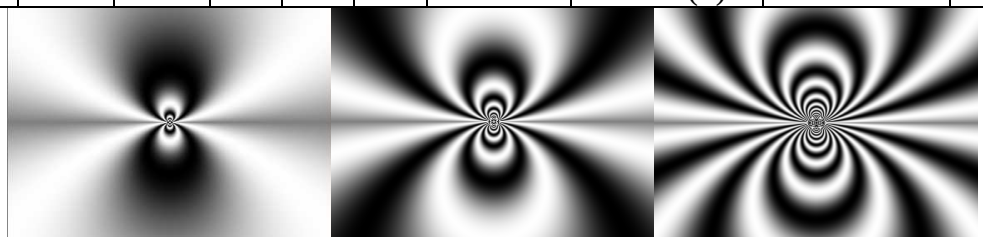


Fig. 1. Fringe patterns with increasing applied elastic stress or *K*-stress (Cases 1a, 1b, 1c from left to right) for a mode I crack growing from left to right.

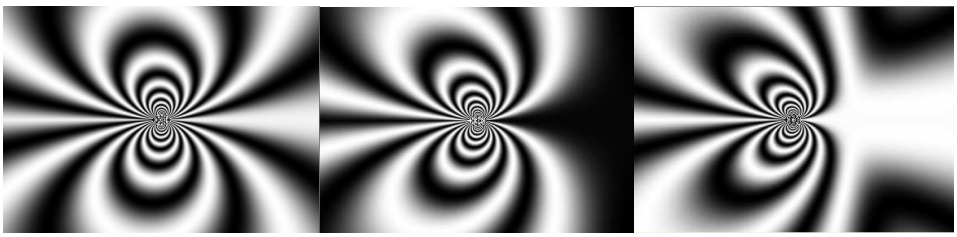


Fig. 2. Fringe patterns with increasing positive *T*-stress (Cases 2a, 2b, 2c from left to right) for a mode I crack growing from left to right.

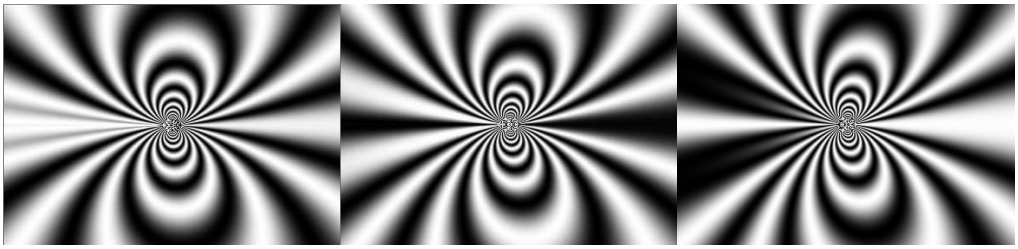


Fig. 3. Fringe patterns with increasing negative *T*-stress (Cases 3a, 3b, 3c from left to right) for a mode I crack growing from left to right.

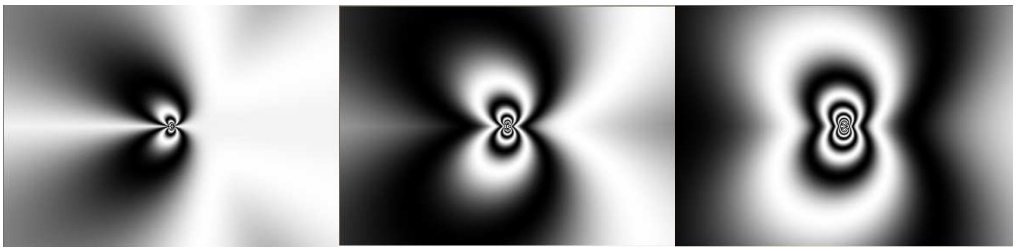


Fig. 4. Fringe patterns with increasing interfacial shear stress (Cases 4a, 4b, 4c from left to right) for a mode I crack growing from left to right.

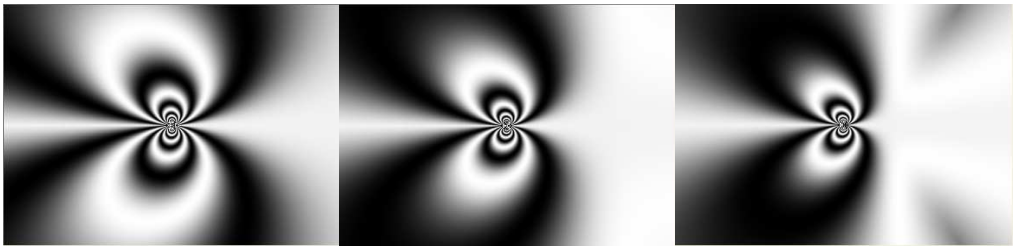


Fig. 5. Fringe patterns with increasing closure contact stress (Cases 5a, 5b, 5c from left to right) for a mode I crack growing from left to right.

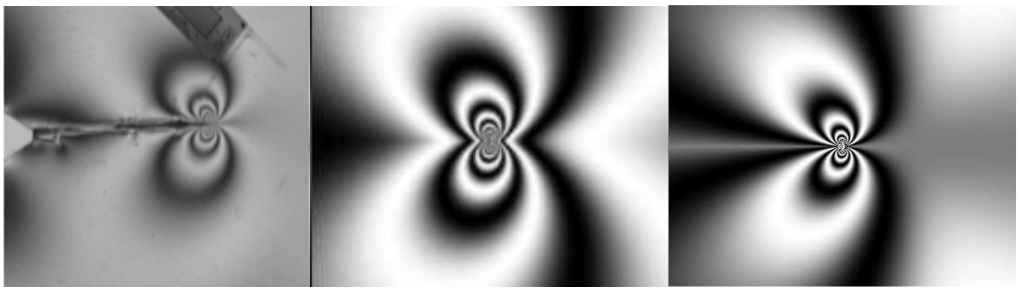


Fig. 6. a) Fringe pattern observed in a bright field circular polariscope, b) Mathematical modelling of applied elastic stress field with and c) without a plasticity effect.

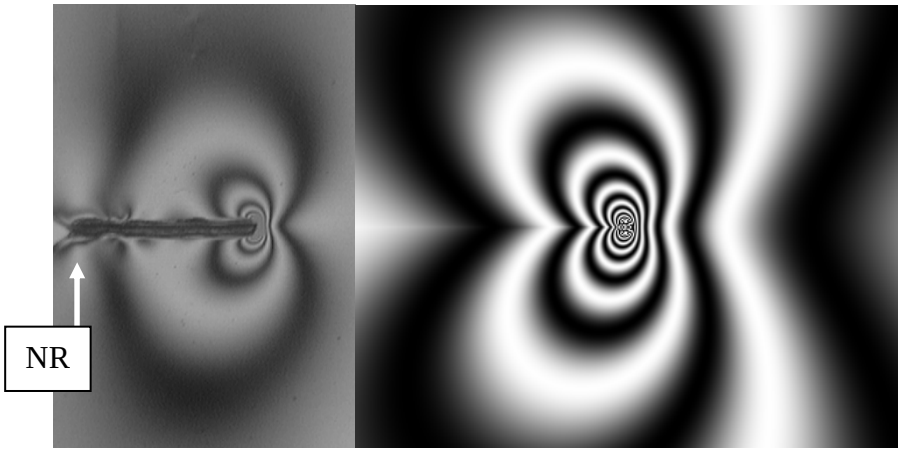


Fig. 7. Fringe patterns due to 'back stress' obtained from a) Photoelasticity, b) Mathematical modelling.

In order to further examine the concept of the interfacial shear stress, a stationary crack of length 10mm was cut into a polycarbonate CT specimen using a jewellers saw 0.15mm in width. A uniform plastic zone in the wake of the crack front was very clearly visible and gives rise to a fringe pattern that is interpreted as arising from compatibility of strain or strain mismatch at the elastic and plastic boundary. Hence the fringe patterns obtained as shown in Fig. 7a are solely due to 'back stress' on the elastic field which may include an interfacial shear stress term and closure contact stress. Again, the fringe loops to either side of the crack emanate and return to a point ahead and behind the crack tip. It is observed that the fringe pattern derived from the mathematical model as shown in Fig. 7b shows good agreement with the one obtained experimentally. However, excessive residual plasticity near the notch root (point NR in Fig. 7a) have a significant effect on the fringe pattern and make the junction of fringe and crack flank a different shape to that seen in the model. There may also be a contribution to this from boundary effects. It is finite geometry in the real specimen, whereas the mathematical model assumes an infinite body.

Conclusions

The main objective of this research was to develop a mathematical model that describes crack tip stress fields in the presence of several components associated with crack growth and specimen geometry. The forces that have been included are applied *K*-stress, *T*-stress and the 'back stress' induced by plasticity. Taking another step further, the solution of the mathematical modelling can be used to explore how different load conditions affect the crack tip stress fields and hence alter the photoelastic fringe patterns. The major conclusions drawn from the present work are as follows:

1. The fringes rotate backward for a positive *T*-stress, show no rotation for a zero *T*-stress and rotate forward for a negative *T*-stress. It is shown that the amount of rotation backwards and forwards of fringe patterns is a function of *T*-stress magnitude. Both the magnitudes of positive and negative *T*-stress affect the size of the fringe pattern.
2. Two primary features can be easily identified in a fringe pattern near a fatigue crack. Firstly, the fringes near a fatigue crack with residual deformation arising from plasticity form a 'U' shape rather than a much sharper 'V' as normally obtained from the pure elastic stress field. Secondly, the fringe loops to either side of a fatigue crack emanate and return to a point ahead and behind the crack tip due to plasticity.
3. The size of the fringes due to residual compressive strain and 'back stress' first reduces when a small load is applied, and then increases subsequently as the applied load increases. As mathematically predicted, the effects of these residual compressive strain and closure contact stress are overcome by the applied tensile stress. These observations form, to the knowledge of the authors, the first stress based visualisation of the phenomenon of crack tip shielding in a real specimen.

References

1. Williams ML. On the stress distribution at the base of a stationary crack. *J Appl Mech*, 1957, 24, 109-114.
2. Wang X, Lewis T, Bell R. Estimations of the *T*-stress for small cracks at notches. *Engng Fract Mech*, 2006, 73, 366-375.
3. James MN, Pacey MN, Wei L-W. Patterson EA. Characterisation of plasticity-induced closure – crack flank contact force versus plastic enclave. *Engng Fract Mech*, 2003, 70, 2473-2487.
4. Pacey MN, James MN, Patterson EA. A new photoelastic model for studying fatigue crack closure. *Expl Mech*, 2005, 45(1), 42-52.

CAPABILITY OF LOAD-TIME HISTORY RECONSTRUCTION AND FATIGUE CRACK GROWTH RATE ESTIMATION FOR 2024-T3 ALUMINIUM ALLOY ON THE BASIS OF FRACTOGRAPHIC ANALYSIS

D. Kocańda , J. Torzewski

Military University of Technology , Warsaw, Poland

Abstract. The subject of the paper is the considerations of the capability of load-time history reconstruction for the component under variable amplitude loading and fatigue crack growth rate estimation for the 2024-T3 Alclad aluminium alloy on the basis of microfracture analysis. For this goal three variable amplitude (VA) load sequences with multiple overloads and differing from the level of load sequence complexity were applied. These loads are employed when simulating the fatigue behaviour of aeronautical alloys. To reveal the load sequence effect on crack growth behaviour the microfracture analysis were provided by means of TEM microscope.

Introduction

Fractographic analysis is practically used since many years in order to analyse the failure case of real structures and to reconstruct the exploitative loading of failed components. The importance of fractography supporting those analyses was pointed out in the books published either by V.C Ivanova et al. [1] or by J. Schijve [2]. However, in many cases either of the loads or the tested materials, the fatigue striations may be invisible on the fracture surface and the load reconstruction impossible. This case is often observed in aluminium alloys. On the other side special needs concerning fatigue damage of aircraft components inspire the researchers to investigate fatigue crack propagation in aerospace aluminium alloys under different types of loading to learn the striation systems formed on the fracture surface. For load histories containing overloads, the evidence of fatigue striations on fracture surface depends on particular combination of load parameters and material. It can happen that the multiple overloads which intersperse the baseline cycles do not mark the striations on the fracture surface. A negligible effect of overloads on the crack growth rate appeared in aluminium alloys such as 2024-T3 [3], 7075 and 8090 [4] under aircraft service spectrum as well as in another seven aerospace aluminium alloys [5]. This fact was confirmed by the plots of crack growth rate also for 2524-T3 Alclad aluminium sheets under the Embraer simulated service utilisation. To the contrary, stronger interaction effects on crack growth behaviour appeared in 2024-T3 when a single overload was applied and consequently multiplied until failure [3]. The mentioned results were also confirmed in our research developed for 2024-T3 aluminium alloy [6].

The present work derives the results of fatigue crack growth response in 2024-T3 Alclad aluminium alloy to the application of three variable amplitude (VA) load sequences which are employed when simulating the fatigue behaviour of aeronautical alloys. The problem of reconstruction of the load-time history of the component as well as the fatigue crack growth rate estimation on the basis of microfracture analysis is also considered here.

Material. Experimental procedure

The material used for testing was 2024-T3 Alclad aluminium alloy sheet of 3 mm thickness. Clad layer thickness was 0.120 mm. The central crack tension specimens (CCT) had the size of 400 mm length and 100 mm width. In order to facilitate comparison of fatigue properties with respect to sheet rolling direction, the specimens were cut in directions parallel (LT) and transverse (TL) due to rolling. The mechanical properties were in the following ranges: ultimate tensile stress 447-466 MPa, yield stress 303-335 MPa, elongation 21-24%. The highest values of these properties were found for LT specimens. The average grain diameters in the clad layer were 85-89 μm, and in the matrix material, respectively, 29-35 μm in the LT direction and 18-25 μm in TL one. In those specimens tested under constant

amplitude (CA) cyclic tension (R=0.1) the crack growth rates were found to be independent on the cutting direction.

For crack propagation studies, the specimens were provided with a central notch consisting of a through-thickness hole of 5 mm diameter, through-thickness saw cut of 2,5 mm length and pre-cracking of 2.5 mm length on each side of the hole. The initial crack length was equalled to $2l$=15 mm, counting the length from tip to tip of pre-cracking. All fatigue tests were carried out under load control cyclic tension with a frequency of 2 Hz.

To check the ability of microfracture analysis for the load-time history reconstruction for 2024-T3 aluminium alloy three variable amplitude (VA) load programs (Figs. 1, 2a and 2b) were applied that differ from the level of load sequence complexity. They are employed for crack propagation tests under flight simulation loads of lower skin of aircraft wing. First program named here as OVL was proposed by J. Schijve. It contains a load sequence of 211 cycles with few overloads, as shown in Fig. 1. The basic constant-amplitude load (CA) is interspersed by 10 uploads, and then by a single similar upload followed by 100 basic cycles. Successive 10 overloads are also preceded by 100 basic cycles. Maximum stress at the overload is S_{max}= 100 MPa, the overload rate OLR=1.266. Overload rate OLR is defined as $OLR=(K_{OL}-K_{min,\,BL})/(\Delta K_{BL})$, where K_{OL}, $K_{min,BL}$ and ΔK_{BL} mean stress intensity factors at the overload and at the minimum stress of basic cycles and the range of stress intensity factor calculated for the baseline, respectively. Second load program called as LHL-100 (Fig. 2a) has a flight schedule of 100 flights with the load cycles ordered in 13 blocks.

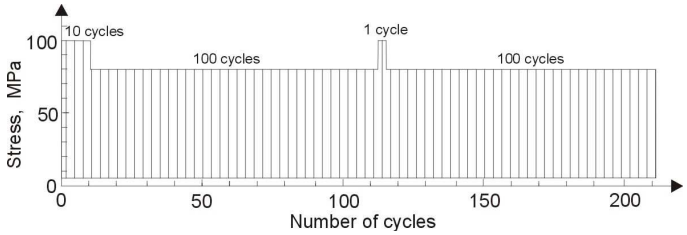
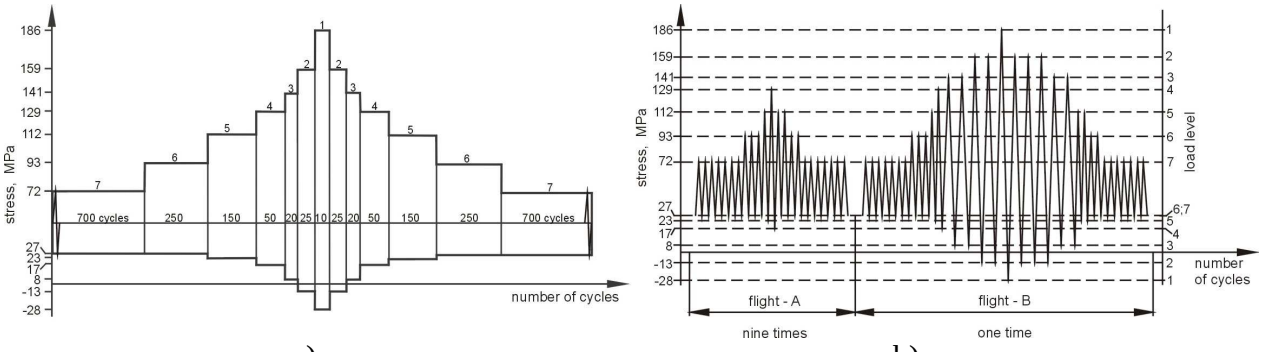


Fig.1. Load sequence with overloads (OVL-program)



a) b)

Fig. 2. Scheme of LHL-100 block program (a) and FAF cycles sequence (b)

Each block has the same maximum and minimum load, but the range of the stress amplitude and the number of cycles depend on the stress levels numbered from 1 to 7. One LHL-100 program has 2400 total number of cycles. Third VA load program called as FAF (flight-after-flight), with the scheme shown in Fig. 2b, consists of two blocks of cycles: Flight A and Flight B. Within one FAF load sequence the block Flight A is nine times repeated whereas block Flight B only one time. One load sequence counts 240 cycles. Either Flight A or Flight B are of the low-high-low shape with various magnitude spike overloads-underloads. Ten FAF sequences equilibrate one LHL-100 block program. All load programs were repeated until the specimen failure. The X-ray diffraction method revealed the compressive residual stresses of value 40 MPa in the Alclad layer either in pre-cracked or

without pre-cracked LT and TL specimens.

The crack length was monitored visually using a magnifying glass. For visual recording of the crack tip positions a line scale was inscribed on the specimen surfaces along the crack path. The accuracy of crack length readings was 0.2 mm.

Additionally, the region of the crack tip was recorded by the video camera. The load sequence effect on crack growth rate behaviour was analysed by means of the transmission (TEM) electron microscope. Prior to the TEM observations the plastic replicas taken from the fracture surfaces were shadowed by platinum.

Results and discussion

Fatigue crack growth under variable amplitude loading. It should be emphasized that the considerations for fatigue crack growth behaviour under variable amplitude loading (VA) refer only to long crack. The discussion of the obtained results will be provided separately for each load test.

Test results for OVL program

Fatigue crack growth response for 2024-T3 aluminium alloy under OVL program (Fig. 1) is analysed on the basis of Fig. 3 and Fig. 5 as well as the image in Fig. 4 of the fracture surface with fatigue striations relevant to this load program. In Fig. 3 experimental data set of the surface crack growth rates referred to OVL program was compared with the data associated with surface crack growth rate under CA loading. As it was expected, the multiple overloads imposed in the stress amplitude baseline caused a significant reduction in growth rates. However, the retardation and acceleration effects associated with a particular block of overloads are not clearly visible on the experimental plots in Fig. 3. On the contrary, the effects of the overloads on crack growth rate can be considered when taking into account the TEM micrograph that originates from the spots at different distances from the notch root. Exemplary TEM micrograph with the striations seen in Fig. 4 corresponds to a half of the load sequence. On the image, from left to the right side, one can easily identify the band with 10 „thicker" striations attributed to 10 applied overloads, then the band with 100 „tiny" striations corresponded to 100 basic cycles and a single "thicker" striation induced by one overload. Ten overloads give rise to severe retardation effect which appears immediate after applying the overloads. When approaching the single thicker striation then the spacing between them gradually increases because of an acceleration in growth rate.

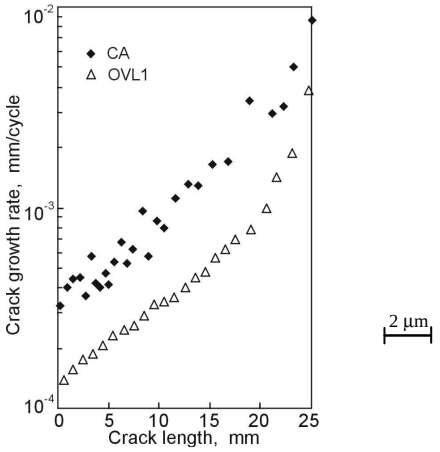


Fig. 3. Courses of crack growth rates versus crack length under CA and OVL load program

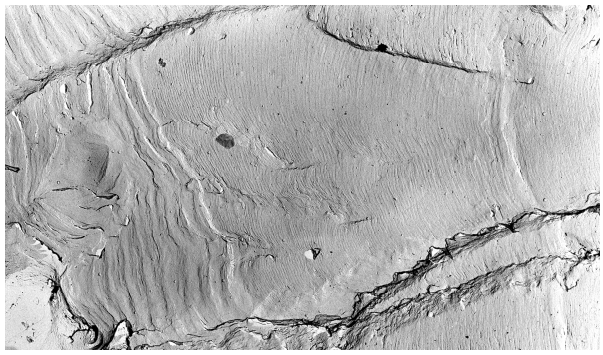


Fig. 4. TEM micrograph illustrates the system of fatigue striations formed under OVL load test

The TEM micrograph allow us accurately reconstruct the history of loading as well as the changes of crack growth rates in 2024-T3 alloy under the OVL loading.

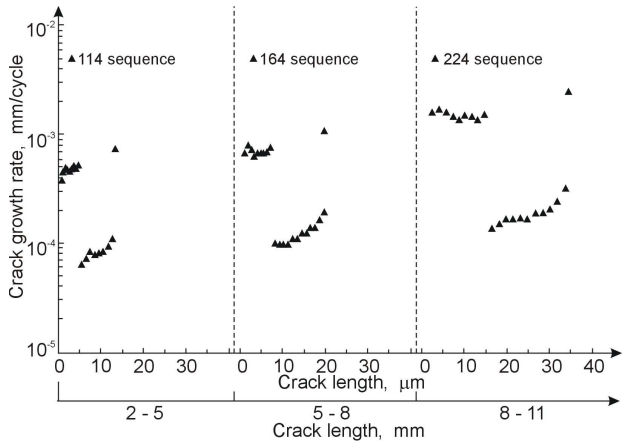


Fig.5. Courses of local crack growth rate against crack length; see text for explanation

The courses of local growth rates affected by particular whole cycle sequences and estimated on the basis of striations spacing against crack length are shown in Fig 5. On double horizontal axis are marked the intervals of the crack length increment in millimetres, counting from the pre-cracking, whereas on the lower axis the crack length increment in micrometers is calculated from the striations spacing. As it is seen on the diagram ten overloads produce initially a high growth rate. However, under successively following overloads in the sequence the rate shows a decreasing tendency and eventually a rapid drop almost of two orders of magnitude. Afterwards, the rate gradually increases in the period corresponded to 100 baseline cycles showing also certain periods of constant rates. Imposition of a single overload in the basic cycles results either in an immediate short jump of growth rate or its rapid drop of one order of magnitude. The load interaction leads to a delayed retardation of crack growth and then to its gradual rising in the period associated with the application of subsequent 100 basic cycles. The crack retardation is associated with a plastic zone ahead of a crack tip, produced by the overloads. The compressive stresses acted in this zone temporarily close the tip of the crack. As it is seen in the diagram multiple overloads give rise to a more severe crack growth rate retardation than a single overload. One can note a significant rise of crack growth rate with increasing number of load sequences passed in the test.

Test results for LHL-100 block program loading

Results of fatigue crack growth rates relevant to the LHL-100 loading as well as to the CA test against measured surface crack length are shown in Fig. 6 for two LT specimens.

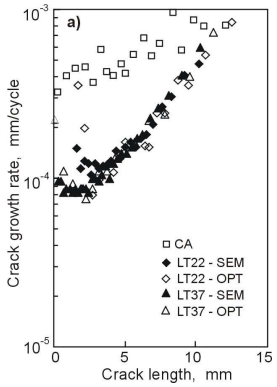


Fig. 6. Comparison of crack growth rates for LHL-100 block program and CA loading against crack length

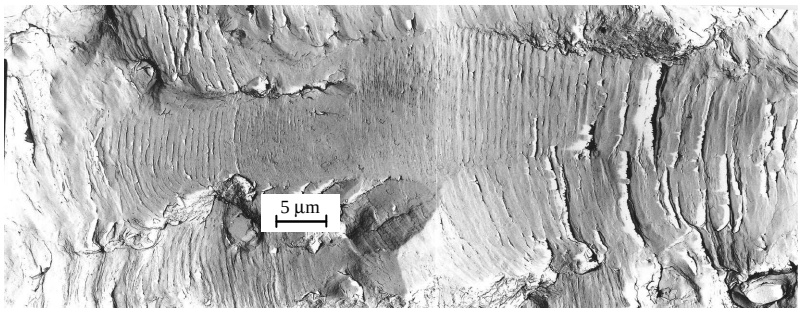


Fig. 7. TEM micrograph with the systems of fatigue striations relevant to LHL-100 block program

The data marked by open (white) symbols refer to the crack length recorded visually (OPT). The data marked by filled-in black symbols represent fractographic measure (SEM) of crack depth by using SEM microscope. Discrepancies between these two VA data sets are small.

Similar trend was observed for TL specimens, though crack growth rate was slightly higher in the TL than in LT specimens. All VA results fall significantly below the CA test

data because LHL block program strongly reduces the growth rate in the most part of the specimens' lifetimes. In the final part of fatigue life the VA growth rate reaches the CA rate. The effect of load interaction on crack growth rates attributed to the particular load blocks is not clearly visible on the experimental plots. To learn better this effect the TEM micrographs should be analysed. Exemplary TEM micrograph in Fig. 7 shows a system of fatigue striations which corresponds to descending and then to ascending parts of one full block program observed on the fracture surface in the distance from 8 to 11 mm from the notch root.

Closer insight into striation systems seen on the micrograph allow linking with the suitable load block and determination of the local crack growth rates cycle by cycle from the striations spacing. The courses of local growth rates attributed to the particular stress levels either in descending or in ascending part of LHL-100 program against crack length are shown in Fig. 8 for three distances from the notch root (pre-cracking). As before, on double horizontal axis are marked the intervals of the surface crack length in millimetres, counting from the pre-cracking, whereas on the lower axis the crack length increment in micrometers is calculated from the striations spacing.

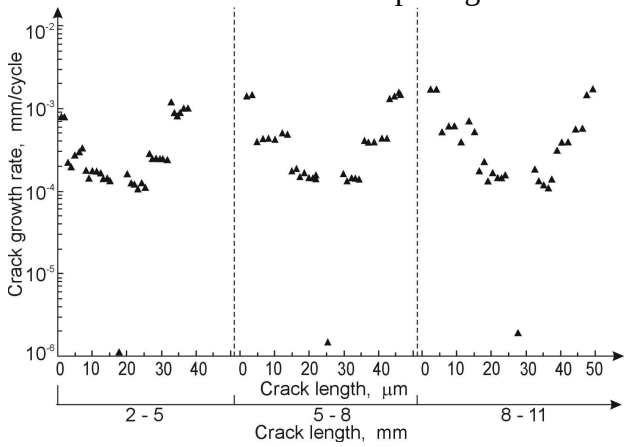


Fig.8. Courses of local crack growth rate against crack length; see text for explanation

As it is seen first level block with ten spike overloads-underloads strongly reduces the growth rates in all blocks. It confirms also the importance of first cycle in each block in producing highest crack increment. The successive cycles in the block change in a small range only the striations spacing. It means the growth rate was almost constant within the block. It should be emphasized that the correlation between the striation systems and the appropriate load blocks was possible for establishing only for the stress levels labelled from 1 to 4 in descending part and respectively for 4-1 levels in the ascending part of the LHL-100 program.

When following the blocks labelled from 5 to 7 (2300 cycles together) the crack growth rate drops to minimum value of 10^{-6} mm/cycle or even below it and the crack is arrested. This effect is more pronounced for first applied load program. In result the possible crack arrest lasts for 2300 cycles per 2400 all cycles relevant to one LHL-100 program. It suits almost 95.5% of the LHL-100 program duration. On the contrary the propagation period coveres only 100 cycles which states 4.5% of the time of load program affectation. The behaviour of crack growth rate under LHL block program is strongly depended on the plastic induced crack closure as well as the changes of stress distribution at the crack tip.

Test results for FAF load program

The FAF load program (Fig. 2b) has a common derivation with the LHL-100 block program but differs from this latter the ordering and the number of cycles in the particular blocks. The FAF sequence includes only one spike overload-underload of highest stress ratio S_{UNmin}/S_{OVmax}= -0.15. The interaction of this loading on the crack growth behaviour one can learn considering the experimental results performed in the figs 9 and 11 as well as the TEM micrograph in Fig. 10. To perform the load test results the courses of crack growth rates against visually measured surface crack length for two LT specimens were compared with the result derived by the CA test (Fig. 9).

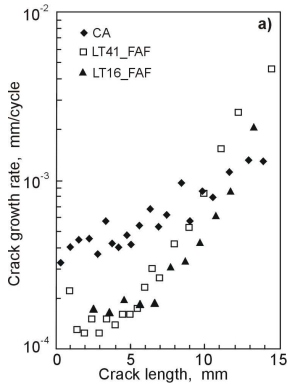


Fig. 9. Comparison of crack growth rate under FAF sequence and under CA against measured crack length

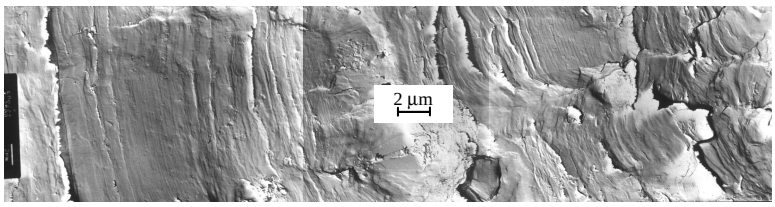


Fig. 10. TEM micrograph with fatigue striations on the fracture surface attributed to FAF load program

It might be expected that the growth rates under FAF loading were bellow the CA data. However, more details of the load influence on the crack growth behaviour derived the TEM micrographs. Exemplary TEM micrograph attributed to the FAF loading presents Fig. 10. The changes of the local crack growth rate within one sequence was estimated cycle by cycle on the basis of the TEM measurements taken from different spots on the fracture surface. The data points shown in Fig. 11 indicate that the highest spike overload and underload cycle of the first stress level plays an important role in the sequence producing a widest striation. On the other side underloading reduces the effect of crack retardation. In the case of FAF loading the crack propagation period covers only 22 cycles per 240 cycles that belong to the whole sequence. In the micro scale crack growth rate attributed to one spike overload-underload cycle is almost three times higher than this one resulted from the action of ten immediately following spike overload-underload cycles in the LHL-100 program.

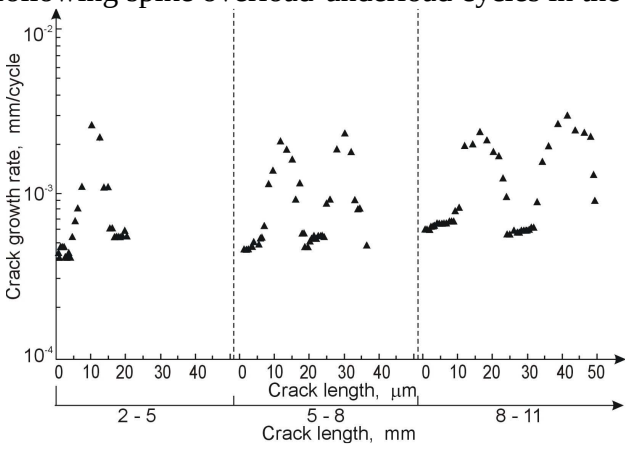


Fig. 11. Courses of local crack growth rate against crack length; see text for explanation

Finally, the lifetimes of the specimens tested under the FAF loading are lower than those ones under the LHL-100 block program. In the case of a complex VA load sequences with a certain number of immediately following spike overloads-underloads the reconstruction of the load-time history on the basis of microfracture analysis is limited. The TEM observations allow identifying only a part striations attributed to the particular cycles in the load sequence. This limited reconstruction results also from short return period load programs considered here.

Our research developed in this field indicate that in the case of simple load programs with block of spike overloads-underloads with longer return periods the correlation between the fatigue striations and the relevant load cycles is very good in whole range of crack length.

Conclusions

The study for 2024-T3 aluminium alloy sheet was undertaken in order to learn about the influence of variable amplitude loading with multiple spike overloads-underloads on fatigue crack growth behaviour and to recognise the ability of load-time history reconstruction. Three load sequences were considered here, namely simple OVL load program, the FAF (flight-

after-flight) cycles sequence and LHL-100 block program that differed from the ordering and the number of various magnitude overloads-underloads. The results indicate very important role played by first overload-underload cycle in the sequence of either the FAF or the LHL-100 loads.

The research proves as well that a short return period occurred in the load program with a certain number of immediately following spike overload-underload cycles introduces the limitation for the reconstruction of the load-time history on the basis of microfracture analysis.

References

1. Ivanova V., Shaniavsky A. Quantitative fractography. Metallurgy Press, 1988 (in Russian).
2. Schijve J.: Fatigue of Structures and Materials. Kluwer Academic Publishers, 2001.
3. Kermanidis A.T., Pantelakis S.G. Fatigue crack growth analysis of 2024-T3 aluminium specimens under aircraft service spectra. Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., 2001, Vol. 24, p. 699-710.
4. Ranganathan N. Certain aspects of variable amplitude fatigue. Proc. Eighth Int. Fatigue Congress Fatigue 2002, Sweden, Ed.: A. Blom, Vol. 1/5, pp. 613-621, 2002.
5. Brockenbrough J.R., et al. Crack growth prediction methods for spectrum loading to support fatigue and durability damage tolerance evaluation. ICAF 2003, Switzerland, 2003, p. 14.
6. Kocańda D., Kocańda S., Torzewski J. Reconstruction of fatigue crack growth rate for 2024-T3 aluminium alloy sheet on the basis of fractographic analysis. Archive Mech. Engng, Vol. LI, No 3, pp. 361-376, 2004.

FATIGUE CRACK GROWTH. OVERLOAD AND UNDERLOAD INTERACTIONS

P. Yasniy, Yu. Pyndus, V. Fostyk, I. Shulgan

Ternopil Ivan Pul'uj State Technical University, Ukraine

Abstract. This article deals with the study of the overload- underload interactions effects on fatigue crack growth (FCG) rate. With the purpose of understanding of overload-underload interaction mechanisms the FEM modeling of stress-strain state at the crack tip was investigated. FCG tests with single tensile peak overloads and complex overloads- underloads have been performed in D16chT (analogue of American 2024 T3) aluminium alloy. Using the assumption of the principal role of residual stresses (as a result of plastic strain at crack tip) in crack growth retardation and acceleration, the FCG interaction model was developed. Based on the proposed FCG interaction model shows good correlation with calculated and experimental data.

Keywords: fatigue crack growth, overload, underload, retardation, residual stresses

Introduction

Fatigue design of machines and mechanisms components is a difficult and important task. The aims of fatigue evaluation of machines are to establish that catastrophic failure from fatigue is impossible within the service life and, additionally, to provide non-catastrophic exploitation of machine structure with cracks to enable economic utilization. These aims have to be achieved within the framework of minimum weight and cost, and maximum performance.

A common feature of most real load spectra is the presence of overloads and underloads.

The airplane wing loading spectra is the good example of such loadings. The influence of overloads, underloads and stress ratio variations on the fatigue life of a structure has been shown to be of key importance.

There are several main mechanisms which are used for explanation of overload and underload effects on FCG [1-8]:

- crack closure, induced by plasticity;
- residual stresses at crack tip;
- material hardening at crack tip;
- crack surface roughness;
- crack tip blunting.

In general case FCG retardation after single overload causes all mentioned mechanisms. But depending of load conditions (overload factor, stress ratio, stress range of regular loading, environment) and mechanical properties one or another mechanism can be dominated. For instance, crack closure and residual compressive stress, induced by plasticity at the crack tip are the principals crack growth retardation mechanism in D16chT aluminium alloy after overload [9].

Models of Wheeler and Willenborg were widely used for the explanation and prediction of FCG retardation after single overload and random loading [10, 12]. These models are based on the assumption about principal effect of residual compressive stresses at the crack tip on FCG retardation. The model of FCG after overload [13-15] implicitly takes into account all mechanism of crack growth retardation (residual stresses, material strain hardening, crack closure, etc). This model based on the conception of plastic zones interaction by Wheeler and Willenborg and effective stress σ_{eff}.

It is a well-known fact that after compressive overload (underload) FCG rate increases [4, 5, 16, and 17]. The presence of the underload in spectrum loading of some machines cans significant decrease the structure lifetime.

For instance, the spectrum loading of the lower wing panel of a transport airplane includes a compressive overload caused of a land running [18]. In contrast to tension overload the influence mechanisms of compressive overload on FCG rate are not clearly understood. In particular the influence of overload and underload on FCG rate under regular loading was carried out by Makabe C., Purnowidodo A., McEvily A.J., Yang Z. [16, 17].

They have found out that FCG acceleration effect is greater when compressive overload is applied after tension overload as to the case when compressive overload is applied after regular loading. It was explained that compressive overload changes plastic strain direction, decreases compressive stress at the crack tip and increases crack tip opening displacement range.

The aim of this work is to study the tension and compressive overload effect on FCG in D16chT aluminium alloy, stress strain state at crack tip and develop approach to FCG rate after overload-underload.

Crack tip plastic zone kinetics study

The stress-strain state after overload and underload was assessed by using FEM program complex ANSYS MULTIPHISICS. The assessments were made under the conditions of plain stress state in elastic-plastic body, with the help of iteration calculation of strains growth and the redistribution of stresses at crack tip with the gradual increase of load. The option of multilinear kinematic hardening plasticity (von Mises) [20] was used for the description of material's behaviour. The Bauschinger effect was also taken into account. The model of central crack tension specimens was given the mechanical properties of aluminium alloy D16ChT (Fig. 1).

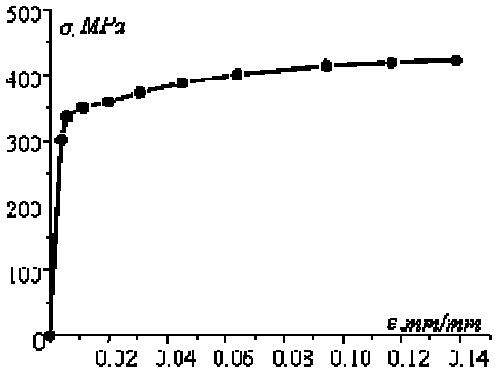


Figure 1. D16chT alloy stress-strain curve

Taking into account the symmetry of specimen only the half of it was used in the calculations. Two-dimensional (plain stress) quadrilateral-triangular finite element PLANE82 with 8 nodes was used for meshing [20]. The crack tip was meshed using singular (PLANE82) elements with the radius of first and second row equal to 0.2 mm and the number of elements around the crack tip equals to 16 (Fig. 2). The surfaces of crack were constrained as a contact pairs to prevent the crack surfaces penetration under compressive loading.

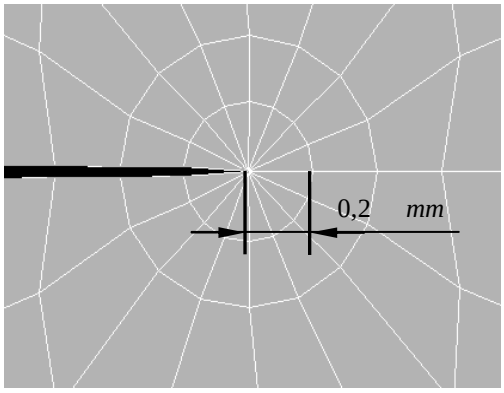


Figure 2. Singular elements around crack tip

It is a well-known that the overload factor is assessed as:

$$Q_{ol} = \sigma_{ol} / \sigma_{max} \qquad (1)$$

where σ_{ol} is overload stress, σ_{max} - maximal stress of regular loading cycle.

The interaction of overload and underloads is characterised by factor

$$Q_{ol} = \sigma_{ul} / \sigma_{ol} \qquad (2)$$

where σ_{ul} is underload stress.

The overload-underload scheme and the values of stresses in specimen are shown at the Fig. 3 and are given at the table 1.

The overload and underload stresses were obtained from the real operating sequence of plane

AN-140 (ANTONOV) wing. During the experiments and the FEM modelling the overload stress value within the selected series was constant while the value of underload stress has changed, as it is showed in table 1.

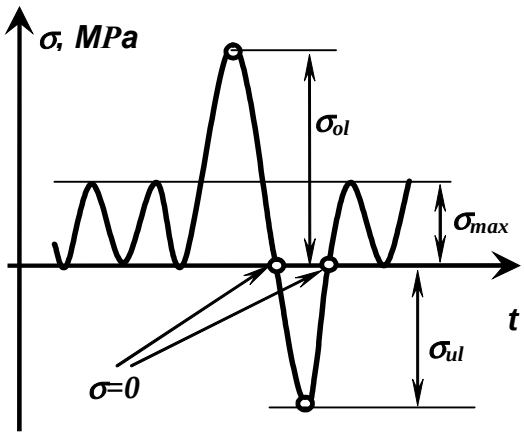


Figure 3. The overload-underload scheme

Table 1

Overload and underload stresses

σ_{ol} , MPa	σ_{ul} , MPa	Q_{ul}
161,2	-207,80	-1,3
	-161,20	-1
	-128,96	-0,8
	-96,70	-0,6
	-64,48	-0,4
145,42	-190,00	-1,3
	-170,00	-1,17
	-87,25	-0,6
120,47	-170,00	-1,41
	-120,47	-1
	-72,28	-0,6

For the quality assessment of overload and underload effect on the plastic zone (PZ) at crack tip, lets consider the case of overload at Q_{ul}=(-207.8)/161.2=(-1.3). Analysing the distribution of normal stresses σ_y in crack tip (Fig. 4), the following conclusions can be obtained:

- under the stresses equal to σ_{ol} =161.2, σ_y stresses are greater than the yield strength under the uniaxial load at the significant distance from crack's tip (Fig. 4, curve 1);
- after the unloading ($\sigma=0$), at some distance from the crack tip ($l \approx 3.5mm$) the significant compressive stresses are detected. It can be assumed as the main reason of FCG retardation after the overload (Fig. 4, curve 2);
- under the underload stress σ_{ul}=*-207.76* MPa, the increase of compressive σ_y stresses takes place at the distance *l>1.5* mm from the crack tip in comparison with the residual stresses at the specimen after previous unloading. The stresses at front of crack tip are greater than the yield strength of material, that points on the possible processes of backward material deformation within of primary PZ(Fig. 4, curve 3);
- after the following complete specimen unloading the tension residual stresses appear at the crack tip front at *l<1.0* mm and the residual stresses (*1.0* mm<*l*<*2.5* mm) are becoming significantly less than they were after overload (Fig. 4, curve 4).

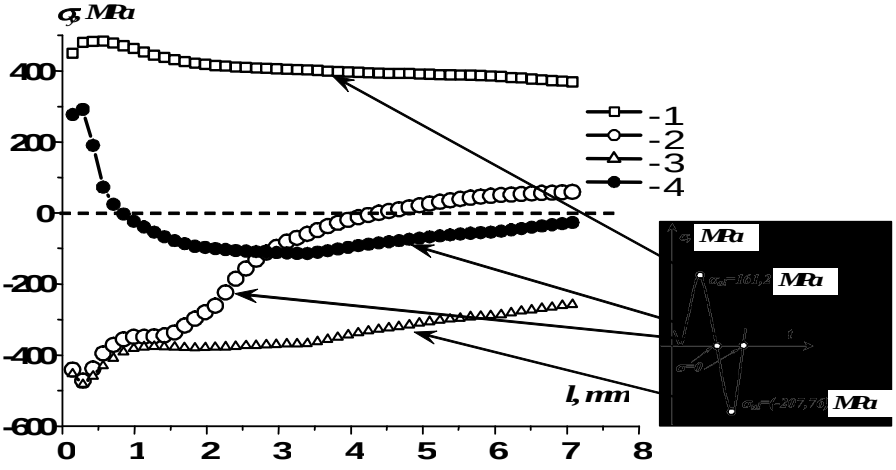


Figure 4. Distribution of normal stresses σ_y ahead of crack tip under the loading steps:
1 – σ_{ol} ***=161.2 MPa,*** 2 – σ ***=0 MPa,*** 3 – σ_{ul} ***=(-207.76) MPa ,*** 4 – σ ***=0 MPa***

Figure 5 shows the residual strains distributions ahead of a crack tip ε_y after the overload and following underload. One can see that the maximal residual strain was decreased after the underload ε_{ul} in comparison with the same values after tensile overload ε_{ol}. The PZ width l_{Kul} after underload also decreases in comparison with PZ width l_{Kol} after tensile overload.

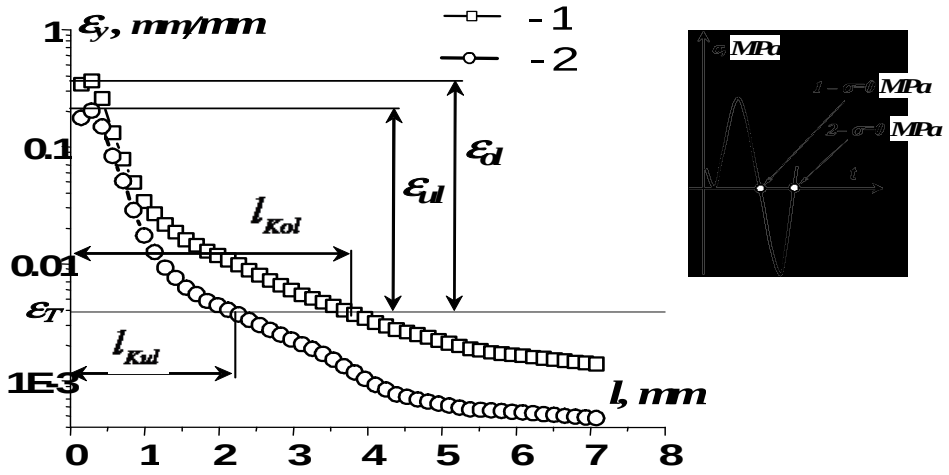


Figure 5. Residual strains (normal) ε_y after the overload (1) and underload (2)

For the estimation of overload-underload interactions on the PZ kinetics, the PZ width decreasing factor

$$k_l^{ul} = l_{Kul} / l_{Kol} \tag{3}$$

and the residual strain decrease factor

$$k_\varepsilon^{ul} = \varepsilon_{ul} / \varepsilon_{ol} \tag{4}$$

were proposed.

The influence of underload factor Q_{ul} on the k_l^{ul} and k_ε^{ul} values were carried out in accordance with the loading scheme and values of stresses presented on figure 3 and at table 1.

The factor k_l^{ul}, as well as the width of PZ is decreasing with the increasing of absolute value of underload stress (Fig. 6). This dependency becomes more significance with the increase of overload stress.

The change of residual strain decrease factor k_ε^{ul} versus underload factor Q_{ul} occurs with the same way as the change of k_l^{ul} (Fig. 7).

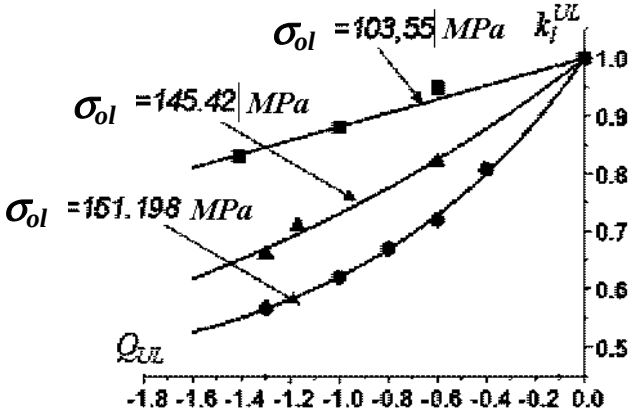


Figure 6. The dependences factor k_l^{ul} on Q_{ul}

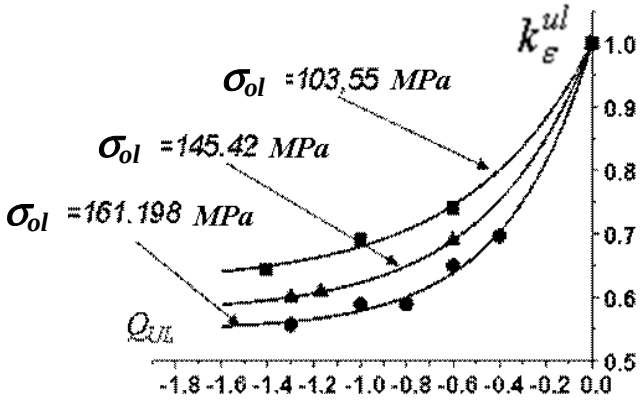


Figure 7. The dependences factor k_ε^{ul} on Q_{ul}

Thus, by using FEM it was found out, that the tension overload leads to the reduction of PZ width and relaxation of residual compressive stresses, which appear after the preliminary overload.

Hence the strain state after underload could be characterised with the PZ width decreasing factor k_l^{ul} and the residual strain decrease factor k_ε^{ul}.

FCG model after overload-underload

The FCG model after overload-underload is based on the FCG model after single overload [13-15] and FEM analysis of PZ at the crack tip. In this model (Fig.8) the influence of underload on FCG takes into account the PZ width decreasing factor k_l^{ul} (Eqn.8) and the residual strain decrease factor k_ε^{u}, (Eqns.10 and 13).

For the calculation of FCG rate after overload and underload the modified Walker equation is used [14]

$$V = C_R(K_{\max}^{eff}(1-R))^n, \qquad C_R = C_0\frac{1}{(1-R)^{(1-m)n}}, \tag{5}$$

where C_0, n are FCG material constants under regular loading, m is Walker's stress ratio layer factor.

The effective SIF $K_{\max}^{eff}$ is calculated using the well-known equation

$$K_{\max}^{eff} = \sigma_{eff}\sqrt{\pi l}\times Y, \qquad \sigma_{eff} = \sigma_{\max} - \sigma_{\text{int}}, \tag{6}$$

where σ_{int} is the residual stresses (Fig.8(b, c)), that are determined using the following equations

$$\begin{cases} \sigma_{\text{int}} = \sigma_{\text{int}}^{\max} - \dfrac{\sigma_{\text{int}}^{\max}}{(l_{K_{V\min}})^{\alpha_1}}\cdot(l_{K_{V\min}} - (l-l_0))^{\alpha_1}, & (l-l_0) < l_{K_{V\min}} \\ \sigma_{\text{int}} = \sigma_{\text{int}}^{\max} - \dfrac{\sigma_{\text{int}}^{\max}}{(l_{stab} - l_{K_{V\min}})^{\alpha_2}}\cdot((l-l_0) - l_{K_{V\min}})^{\alpha_2}, & (l-l_0) > l_{K_{V\min}} \end{cases}. \tag{7}$$

The equations (7) is the parabola (Fig.8 (b)) with the extreme at the point (l-l_0=l_{KVmin}, σ_{int} =σ_{int}^{max}). It begins at the point of overload with coordinates (l - l_0=0, σ_{int} = 0) and finishes at the point (l - l_0=l_{stab}, σ_{int} =0), when the FCG rate is considered to be stabilised. Equations (7) determines the distribution of residual stresses in the specimen that causes the FCG retardation after the single overloads.

According to model (Fig.8) at the equations (7) σ_{int}^{max} is maximal residual stress that is determined in respect to minimal FCG rate after the overload V_{min} [9, 19]. For calculate of the maximum residual stress σ_{int}^{max} (Eqn. 8) the residual strain decrease factor k_ε^{ul} was used. In conditions of underload, the absolute value of σ_{int}^{max} is decreasing, taking into consideration the factor k_ε^{ul}

$$\sigma_{\text{int}}^{\max} = \left[\sigma_{\max} - \frac{\sqrt[n]{V_{\min}/C}}{\sqrt{\pi l}Y(1-R)}\right]\times k_\varepsilon^{ul}, \tag{8}$$

where V_{min} is the minimal FCG rate after single overload that is calculated using the following equation :

$$V_{\min} = C_R(K_{\max}(1-R))^n g_R^{(Q_{ol}-1)}; \tag{9}$$

In the Equations (7)

l_0 is half crack length at the point of overload;

l_{stab} is the width of stabilisation zone of FCG rate (Fig.8(a,b))

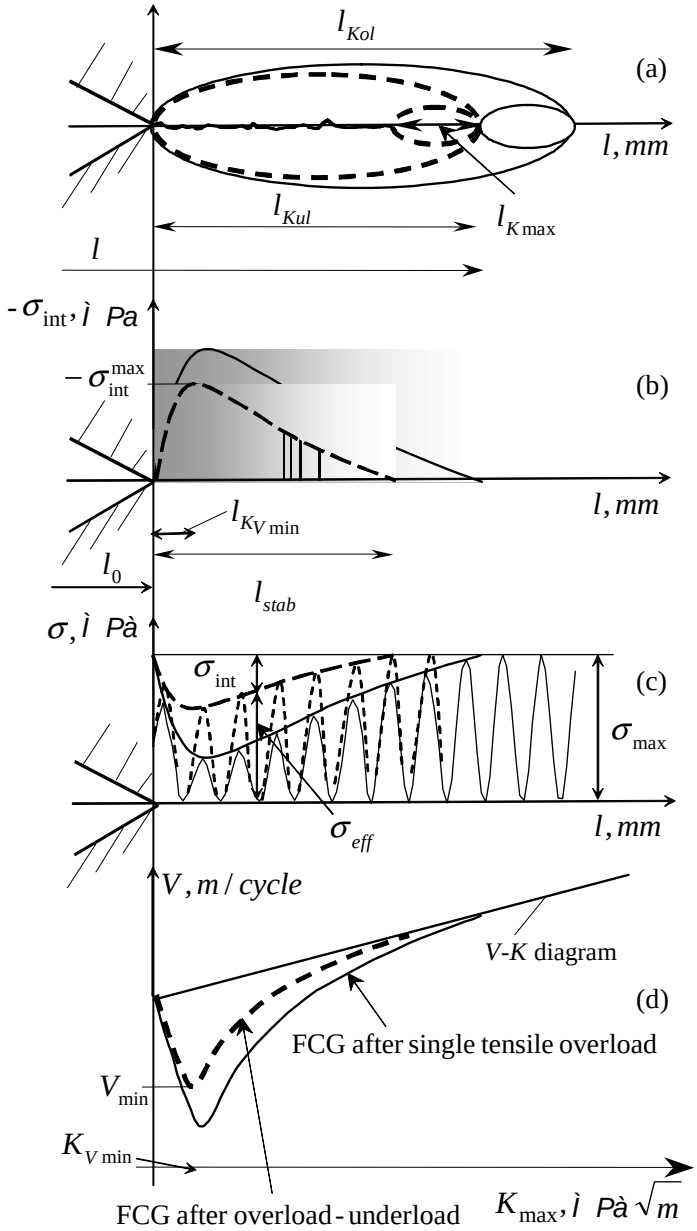


Figure 8. The model of FCG rate after single overload

$$l_{stab} = l_{Kol} \times k_l^{ul} - l_{K\max}, \quad (10)$$

where l_{Kol} is PZ width after overload; $l_{K\max}$ is PZ width under constant amplitude loading.

The PZ width l_{PZ}, $l_{K\max}$ and l_{Kol} for the plain stress state is determined using the equation

$$l_{PZ} = \frac{1}{\alpha\pi} \cdot \left(\frac{K_{APL}}{\sigma_{0,2}} \right)^2, \quad (11)$$

where $\sigma_{0,2}$ *is yield strength*; K_{APL} is applied SIF: K_{max} or K_{ol}; α=1 – the constant; $l_{K_{V\min}}$ is the distance from the point of overload to the point, at which the FCG rate is minimal. It was obtained experimentally, (for D16chT alloy)

$$l_{K_{V\min}} = \beta \, l_{Kol}, \quad (12)$$

where β=0,087 – the factor, that is determined as the mean experimental value for all cases of overload. Taking into account the PZ width decrease factor

$$l_{K_{V\min}} = \beta \, l_{Kol} \, k_l^{ul}. \quad (13)$$

Factors α_1 and α_2 in equation (7) determine the change of σ_{int} along the residual stresses zone width [13-15].

FCG after overload and underload: experiments and prediction

The FCG rate after the overload and underload was investigated on the servohydravlic testing machine STM-100 controlled by a PC. The center cracked tension specimens with the width W=100 mm, length L=300 mm and thickness B=3 mm were machined from the D16chT alloy (σ_B = 300 MPa, $\sigma_{0,2}$ = 430 MPa). Specimens were subjected to the cyclic loading with the stress ratio R = 0, frequency f =10 Hz and temperature 20° C.

For the estimation of effects of single overload and underload on the FCG rate were used the following schemes:

- single overload with SIF K_{ol} = 31.57 MPa√m under the regular load with K_{max} = 15.78 MPa√m (Fig. 9, 10, curve 1);
- single overload with SIF K_{ol} = 33.00 MPa√m, then the single underload K_{ul} = - 31.90 MPa√m under the regular loading with K_{max} = 16.40 MPa√m (Fig. 9, curve 2);

- single overload with SIF K_{ol} = 30.79 MPa√m, then, after fatigue crack extension on 1 mm, single underload K_{ul}=-30.65 MPa√m under the regular loading with K_{max} = 15.47 MPa√m (Fig. 9, curve 3).

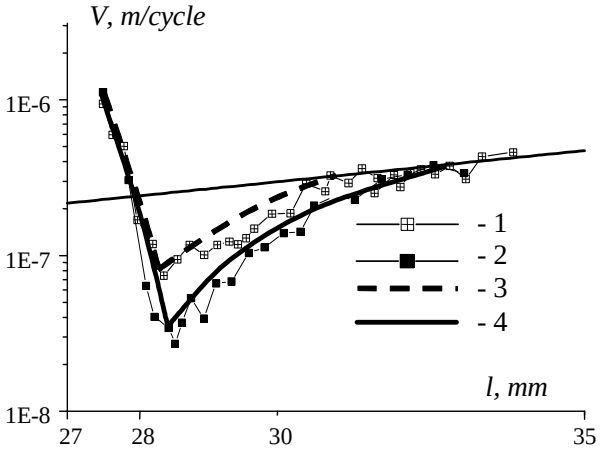


Figure 9. The FCG rate after:
1 – single overload at K_{max} = 15.78 MPa√m, K_{ol} = 31. MPa√m;
2 – overload-underload at K_{max} = 16.40 MPa√m, K_{ol} =33 MPa√m, *Kul*=-31.90 MPa√m.
3 – overload-underload (calculation);
4 – single overload (calculation)

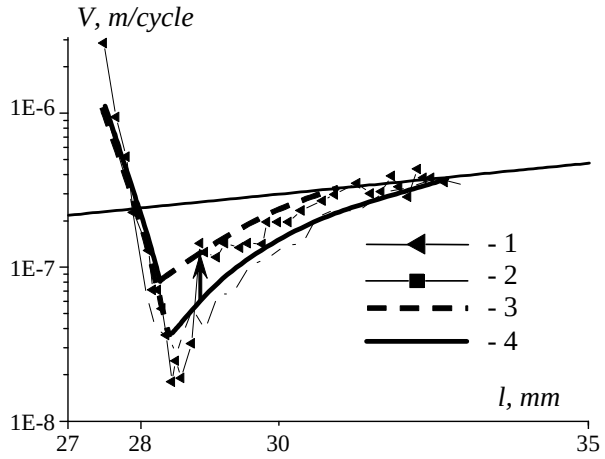


Figure 10. The FCG rate after:
1 – single overload at K_{max} = 15.78 MPa√m and K_{ol} = 31. MPa√m (experiment);
2 – overload at K_{max} = 15,47 MPa√m, K_{ol} =33,00 MPa√m and underload after 1 mm of crack extension at K_{ul}=-30.65 MPa√m (experiment);
3 – overload-underload (calculation);
4 – single overload (calculation)

The prediction of FCG rate after: overload; overload-underload; overload, fatigue crack extension on 1 mm and underload were done by the method of cycle-by-cycle calculation of crack growth with usage of proposed model.

It is obvious that the underload, applied after the overload causes the significant increase of FCG rate. The results of assessments are agreed well enough with experimental data.

The experimental data of FCG rate after overload (Fig. 10, curve 1), at first agreed with assessed curve 3, that describes single overload. After the underload, at the distance 1 mm from the point of overload, the experimental FCG rate (curve 2) is increased sharply and can be satisfactorily describe curve 4.

Thus, it can be assumed that the underload, that is applied after the crack extension (1 mm) within overload PZ, gives the same effect as the complex overload-underload. It is obvious, that the proposed model of FCG after overload-underload can be used for the prediction of FCG under random (tensile-compressive) loading.

Conclusions

1. The underload decreases the size of PZ in front of crack tip and residual stress that were created by the preliminary overload.
2. The FCG model after overload-underload was proposed. This approach is based on the analysis of stress- strain state at the crack tip, the PZ width and on the FCG rate data under regular loading.
3. The satisfactory correspondence between experimental and calculated data of FCG rate for different overload and overload schemes were obtained.

References

1. S. Suresh. Micromechanisms of fatigue crack growth retardation following overloads // Eng. Fract. Mech. – 1983. - Vol18. - 577–593.
2. Злочевский А.Б., Шувалов А.Н. Факторы тормозящие рост усталостных трещин после перегрузок // Физ.-хим. механика материалов. - 1985. - №2. – С.41-46.
3. Количественная фрактография. Усталостное разрушение / Иванова В.С., Шанявский А.А. – Челябинск: Металлургия, 1988. – 400 с.
4. Skorupa M. Load interaction effects during fatigue crack growth under variable amplitude loading – A litterature review. Part I : Empirical trends : Fatigue and Fracture of Engineering materials and structures. 1998, (21), 987-1006.
5. Skorupa M. Load interaction effects during fatigue crack growth under variable amplitude loading – A litterature review. Part II : Qualitative interpretation: Fatigue and Fracture of Engineering materials and structures, 1999, (22). 905-926.
6. K. Sadananda, A.K. Vasudevan, R.L. Holtz, E.U. Lee. Analysis of overload effects and related phenomena // Int. J. of Fatigue: Elsevier, 1999. - Vol.21. - P. 233-246.
7. J.C. Newman, Jr. A crack-closure model for predicting fatigue crack growth under Aircraft spectrum loading // Methods and models for predicting fatigue crack growth under random loading. - Philadelphia(Pa): ASTM STP No748, 1981, P. 53-84.
8. N.A. Fleek. Influence of stress state on crack growth retardation // Basic questions in fatigue. - Philadelphia(Pa): ASTM STP No924, 1988, P. 157-183.
9. P.V. Yasniy, Yu.I. Pyndus, O.I. Semenets. Influence of overloading on fatigue crack growth at various stress ratios// Visnyk of the Ternopil State Technical University.—Ternopil, TSTU – 2001. – Vol.6, №4. P. 5-12. (in Ukrainian).
10. O.E. Wheeler. Spectrum loading and crack growth // Journal of basic engineering. – ASME. – 1972. – P. 181-186.
11. J.P. Gallagher. A generalized development of yield-zone models. – AFFDL-TM-74-28-FBR. – 1974.
12. Johnson W. S. Multi-Parameter Yield Zone Model for Predicting Spectrum Crack Growth // Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading.- Philadelphia(Pa): ASTM STP No748, 1981, P. 85-102.
13. Yu.I. Pyndus, P.V. Yasniy. The model of fatigue crack growth after single overload// Visnyk of the Zytomyr engineering- technology institute.-2002.-№1.-P.28-36. (In Ukrainian).
14. P. Yasniy, Yu. Pyndus. Prediction of Fatigue Crack Growth Rate after Single Overload at Different Stress Ratios // Proceedings of the 14th Bienniel Conference on fracture – ECF14. – Vol.3. – P.609-616.
15. Yu.I. Pyndus. Prediction of fatigue crack growth at variable amplitude loading in aluminum alloy D16T// Visnyk of the Ternopil State Technical University.—Ternopil, TSTU – 2002. – Vol.7, №1. P. 11-19. (in Ukrainian).
16. McEvily AJ, Yang Z. The nature of the two opening levels following an overload in fatigue crack growth // Metallurgical Transactions. – 1990. - 21A: 2717–27.
17. Makabe, C., Purnowidodo, A., and McEvily, A. J., “Effects of Surface Deformation and Crack Closure on Fatigue Crack Propagation after Overloading and Underloading,” Int. J.Fatigue, Vol. 26, 2004, pp. 1341–1348.
18. J. B. De Ionge, D. Schutz, H. Lowak, I. Schijve. A standardized load sequence for flight simulation tests on aircraft wing structures // LBF – Bericht FB-106, NLR TR 73029U. – 1973. - P. 1-17.
19. P.V. Yasniy, Yu.I. Pyndus. Influence of single overload on fatigue crack growth in aluminum alloy D16chT// Physico-chemical mechanics of materials.-2002.-№2.-P.57-60. (in Ukrainian).
20. ANSYS 9.0, Users Guide.

DESIGN INDEX, U-FUNCTION AND ITS COEFFICIENTS IN LIFE-TIME (PRE)DETERMINATION OF MACHINE ELEMENTS AND MACHINERIES FOR DYNAMIC LOADING

Várkoly Ladislav

University of Matej Bel, Banská Bystrica, Slovak republic

Abstract: Topical problem described in presented paper is the guarantee and reliability of life-time prediction of structures made from dynamically loaded weldable steels. Author explains the principles of "the new method" of classification of steels with acceptation of non-dimensional design index R_e / R_m in (pre)determination of machines elements for dynamic loading. Calculations for one, two and three parametric influence of carbon content, yield strength R_e , tensile strength R_m and design index R_e / R_m on load ratio critical value R_{crit} using linear and non-linear statistic and statistical reliability fields are presented.

Key words: design index R_e / R_m ; crack tip closure ; low-strength and medium-strength weldable steels ; reliability of life-time prediction

1. Introduction

Choice of group of materials suitable for production of specific machines elements cannot be realized separately without relationship to others machines elements and final product as the structural unit. It must be successively applied at all levels of engineering design [1].

Application of methods of design of structure from structural materials in relationship to their properties in this way determines with monitored process the predicted life-time of machines elements, minimizes the risk of limited state formation and has significant role during its optimal choice [1,2].

The author with his research group acquired during many years research work a huge number of original results for Slovakian weldable structural 11373, 11503 and 11523 steels (used for static and dynamic loaded machines elements such as shafts, axle pins, flanges etc., for building of means of transport's weldable structures, for bridge girder systems, parts of machines, heat devices and pressure vessels, for devices working in temperatures below normal etc). In paper presented method of using of non-dimensional design index R_e / R_m is original and allows the new view over previously obtained results.

Method of mechanical properties screening allows as well to estimate mechanical properties combinations. It can also become clue for systematic development of new progressive structural materials types [3,4,5,6,15,16,17,18].

Application of the non-dimensional design index R_e / R_m for classification of steels (with more objective and more significant statistical accuracy in stadium of design machines elements for dynamic loading) is presented in this paper.

2. Essence of the new approach for classification of steels for dynamic loaded machines elements and machineries using design index R_e / R_m

Tab. 1 gives comparison of low-strength and medium-strength Slovakian weldable 11373, 11503 a 11523 steels and similar foreign weldable steels, where influence of load frequency f, test specimens thickness B, carbon content, values of R_e and R_m , range of applied load ratios R, mean values of coefficients resp. validity ranges of Paris equation coefficients C and m, forms of U-function and so-called critical values of load ratio R_{crit} (if U-function equals to 1) and non-dimensional design index R_e / R_m is concerned. Air temperature was 20 ± 3 °C.

Structure of these steels after normalizing contains ferrite + pearlite.

Tab. 1
Comparison of chosen data for Slovakian weldable structural 11373, 11523 and 11503 steels and similar foreign structural weldable steels

material	Lit	C wt. %	R_e MPa	R_m MPa	f Hz	B mm	C m/cycle	m	form of U – function	R_{crit}
11373	[7]	0.15	235	372	5 ; 10	3	$3.95 \cdot 10^{-12}$	3.411	$U_1 = 0.65 + 0.561 \cdot R + 0.427 \cdot R^2$	0.460
11523	[8]	0.172	355	580	10	3	$5.346 \cdot 10^{-13}$	4.012	$U_2 = 0.709 + 0.411 \cdot R + 0.106 \cdot R^2$	0.612
11503	[9]	0.18	465	596	10	3	$6.335 \cdot 10^{-13}$	3.879	$U_3 = 0.702 + 0.413 \cdot R + 0.074 \cdot R^2$	0.650
AISI304	[10]	0.08	298	583	20	6	$8.52 \cdot 10^{-11}$	2.48	$U_4 = 1 / (1.5 - R)$	0.50
SM-50	[11]	0.13	360	530	140	2.7		3.55	$U_5 = 0.65 + 0.561 \cdot R + 0.427 \cdot R^2$	0.46
AISI1018	[12]	0.14	380	550	5		$8.5 \cdot 10^{-11}$	2.5	$U_5 = 0.65 + 0.561 \cdot R + 0.427 \cdot R^2$	0.46
Fe510	[13]	0.187	460	630	10	3	$7.24 \cdot 10^{-13}$	3.96	$U_6 = 0.69 + 0.45 \cdot R$	0.68
Fe510	[14]	0.187	460	630	20	6	$6 \cdot 10^{-13}$	4.0	$U_7 = 0.75 + 0.35 \cdot R + 0.05 \cdot R^2$	0.675

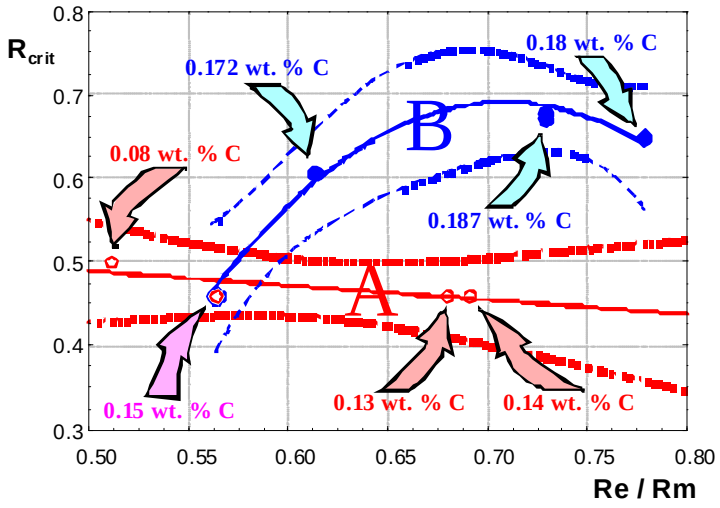


Fig. 1 Classification of steels (see tab. 1) using design index R_e / R_m versus R_{crit} dependence with presentation of 95 % confidence interval for the specific statistics :
group of steels – region A ... selected steels with < 0.08 ; 0.15 > wt. % C
group of steels – region B ... selected steels with < 0.15 ; 0.187 > wt. % C

3. Interpretation of 1-parametric (C , R_e , R_m , R_e / R_m) influence on load ratio critical value R_{crit}

Labelling " region **C** " used in next part of the paper means that statistic calculation with presentation of 95 % confidence interval for the specific statistics was realised in the case of all selected steels with < 0.08 ; 0.187 > wt. % C .

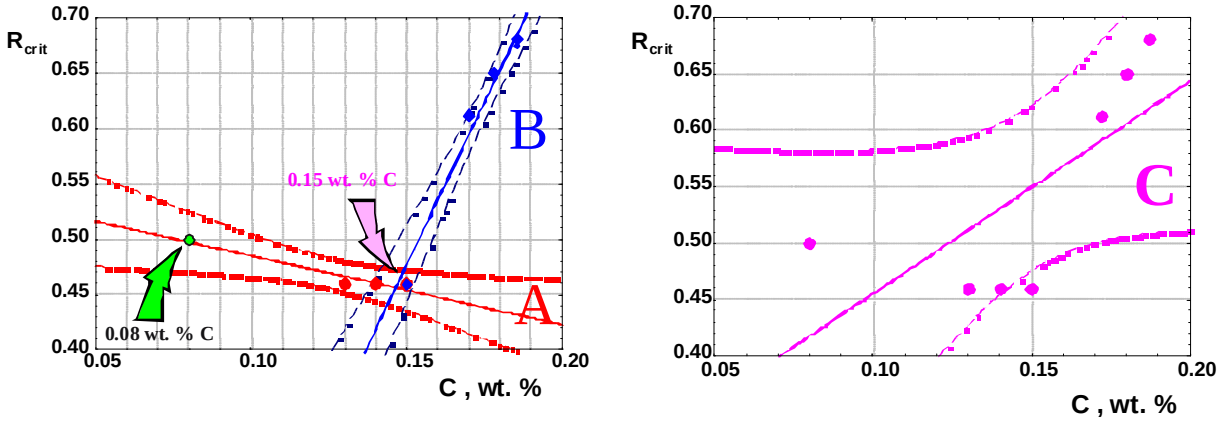


Fig. 2 Influence of carbon content [wt. %] on load ratio critical value R_{crit} of Slovakian weldable 11373, 11503 and 11523 steels and similar foreign steels with 95 % confidence interval for the specific statistics :

left : region A ... selected steels with < 0.15 wt. % C
region B ... selected steels with < 0.15 ; 0.187 > wt. % C
right : region C ... all steels without carbon content consideration

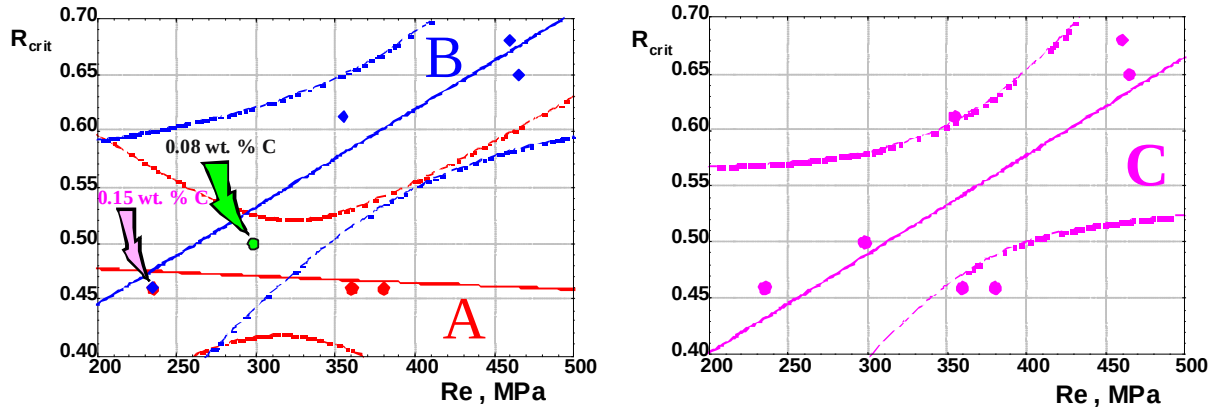


Fig. 3 Influence of yield strength R_e on load ratio critical value R_{crit} of Slovakian weldable 11373, 11503 and 11523 steels and similar foreign steels with 95 % confidence interval for the specific statistics :

left : region A ... selected steels with < 0.15 wt. % C
region B ... selected steels with < 0.15 ; 0.187 > wt. % C
right : region C ... all steels without carbon content consideration

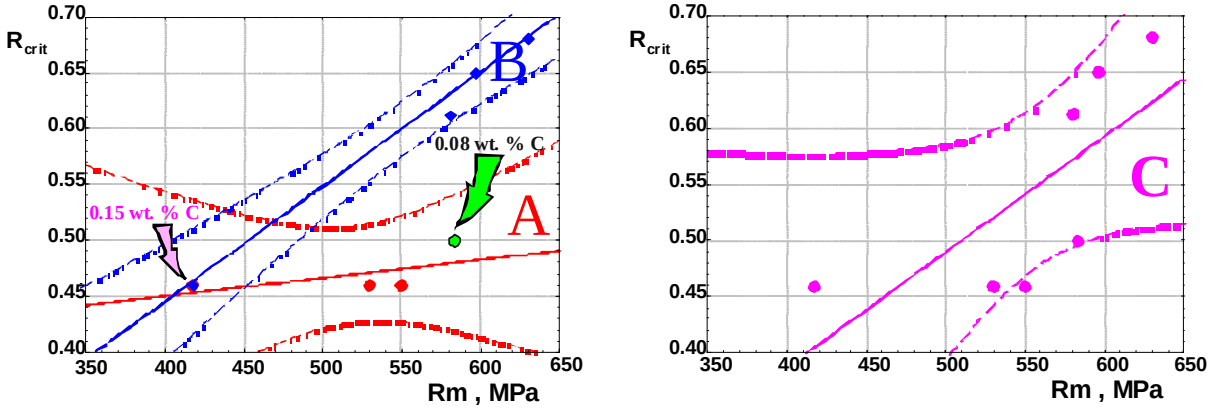


Fig. 4 Influence of tensile strength R_m on load ratio critical value R_{crit} of Slovakian weldable 11373, 11503 and 11523 steels and similar foreign steels with 95 % confidence interval for the specific statistics :

above: region A ... selected steels with < 0.15 wt. % C
region B ... selected steels with < 0.15 ; 0.187 > wt. % C
bellow:region C ... all steels without carbon content consideration

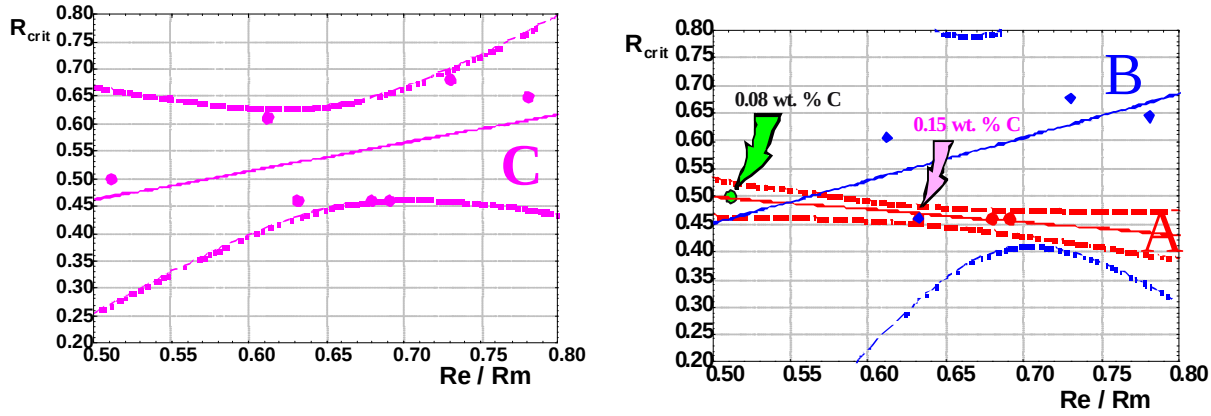


Fig. 5 Influence of design index R_e/R_m on load ratio critical value R_{crit} of selected Slovakian weldable steels and similar foreign steels with 95 % confidence interval for the specific statistics :

left : region A ... selected steels with < 0.15 wt. % C
region B ... selected steels with < 0.15 ; 0.187 > wt. % C
right : region C ... all steels without carbon content consideration

4. Interpretation of 2-parametric (C + R_e , C + R_m , R_e + R_m) influence on load ratio critical value R_{crit}

Results of predetermination using 2-parametric (C + R_e , C + R_m , R_e + R_m) influence on load ratio critical value R_{crit} are given in table data bellow for 95 % statistic reliability.

regression form: $R_{crit} = a_0 + a_1 \cdot (C, wt.\ \%) + a_2 \cdot (R_e, MPa)$	confidence region **C**	confidence region **B**
coefficient a_0 – point estimation	-0.1506	-0.3819
coefficient a_0 – interval estimation	-0.3082 ; 0.007035	-1.4456 ; 0.6819
coefficient a_1 – point estimation	3.6387	5.5941
coefficient a_1 – interval estimation	2.3905 ; 4.8869	-3.4724 ; 14.6606
coefficient a_2 – point estimation	0.0003246	0.00004346
coefficient a_2 – interval estimation	$-2.7 \cdot 10^{-5}$; $6.76 \cdot 10^{-4}$	-0.00134 ; 0.001429
correlation index I_{yx}	0.988	0.993
coefficient of determination D , %	97.69	98.65

regression form: $R_{crit} = a_0 + a_1 \cdot (C, wt.\ \%) + a_2 \cdot (R_m, MPa)$	confidence region **C**	confidence region **B**
coefficient a_0 – point estimation	-0.2326	-0.1574
coefficient a_0 – interval estimation	-0.3805 ; -0.08474	-0.5676 ; 0.2528
coefficient a_1 – point estimation	3.4583	2.4366
coefficient a_1 – interval estimation	2.3678 ; 4.5488	-2.7119 ; 7.5851
coefficient a_2 – point estimation	0.0004226	0.0006062
coefficient a_2 – interval estimation	$7.7 \cdot 10^{-5}$; 0.000768	-0.00029 ; 0.0015
correlation index I_{yx}	0.992	0.998
coefficient of determination D , %	98.43	99.74

regression form: $R_{crit} = a_0 + a_1 \cdot (R_e, MPa) + a_2 \cdot (R_m, MPa)$	confidence region **C**	confidence region **B**
coefficient a_0 – point estimation	-0.1063	0.08339
coefficient a_0 – interval estimation	-1.0099 ; 0.7973	0.02265 ; 0.1441
coefficient a_1 – point estimation	-0.00006509	0.0002366
coefficient a_1 – interval estimation	-0.00313 ; 0.002996	$3.8 \cdot 10^{-5}$; 0.000435
coefficient a_2 – point estimation	0.001250	0.0007686
coefficient a_2 – interval estimation	-0.00219 ; 0.004694	0.000543 ; 0.000994
correlation index I_{yx}	0.825	0.999
coefficient of determination D , %	67.99	99.94

5. Interpretation of 3-parametric (C + R_e + R_m) influence on load ratio critical value R_{crit}

Results of predetermination using 3-parametric (C + R_e + R_m) influence on load ratio critical value R_{crit} given in table data bellow are specified for 95 % statistic reliability.

regression form: $R_{crit}=a_0+a_1\cdot(C,wt.\%)+a_2\cdot(R_e,MPa)+a_3\cdot(R_m, MPa)$	confidence region **C**	confidence region **B**
coefficient a_0 – point estimation	-0.2283	0.02148
coefficient a_0 – interval estimation	-0.4979 ; 0.04133	-1.1246 ; 1.1676
coefficient a_1 – point estimation	3.4596	0.6793
coefficient a_1 – interval estimation	2.0165 ; 4.9028	-11.6896 ; 13.0483
coefficient a_2 – point estimation	0.00002088	0.0001946
coefficient a_2 – interval estimation	-0.00088 ; 0.000919	-0.00083 ; 0.001218
coefficient a_3 – point estimation	0.0004001	0.0006976
coefficient a_3 – interval estimation	-0.00067 ; 0.00147	-0.00081 ; 0.002204
correlation index I_{yx}	0.992	0.999
coefficient of determination D , %	98.43	99.96

6. Conclusion

Application of non-dimensional design index R_e/R_m support made available the more objective and at the same time more statistic accurate classification of same previously obtained results predicted fatigue life-time.

Specifically, the boundary between steels with carbon content from the range <0.08; 0.15>wt. % C (when load ratio critical value R_{crit} equals nearly constant) and steels with carbon content from the range < 0.15 ; 0.187 > wt. % C (if load ratio critical value R_{crit} depends on design index R_e/R_m value) was defined using non-dimensional design index R_e/R_m.

Designer can use presented obtained results of estimation in this way:

- presented obtained results of the point and interval estimation obtained from 2-parametric ($C + R_e$, $C + R_m$, $R_e + R_m$) influence on load ratio critical value R_{crit} , that are more accurate than results of prediction using 1-parametrical influence (higher values of correlation index I_{yx} and coefficient of determination D) ,
- presented obtained results of the point and interval estimation obtained from 3-parametric ($C + R_e + R_m$) influence on load ratio critical value R_{crit} are the most accurate - more accurate than results of prediction using 1-parametrical and 2- parametrical influence (higher values of correlation index I_{yx} and coefficient of determination D) .

Literature

1. ASHBY, M.F.: Multiobjective optimalization in material design and selection. Acta Materialia, 48, 2000/2, 359-369.
2. STRNADEL, B.: Design struktury a vlastností konstrukčních materiálů při jejich optimalizovaném výběru. Zborník z konferencie Nové Město na Moravě. 2001.
3. SCHIJVE, S.: Fatigue crack closure, observation and technical significance, ASTM STP 982, Philadelphia, 1988, 214-221.
4. ZHANG, G. et all.: Crack propagation studies on AL 7475 on the basis of constant amplitude and selective variable loading histories.
5. VÁRKOLY, L. - VÁRKOLYOVÁ, B. et al.: Fatigue failure of material - theory and solved examples. ES ŽU Žilina, 1998, 235 s.
6. VÁRKOLY, L. - VÁRKOLYOVÁ, B. et al.: Únavová odolnosť materiálov používaných pri konštrukcii dopravných prostriedkov. In Materials and technologies. Žilina, 1999, 56-80.
7. VÁRKOLY, L. – POČAROVSKÝ, M.: Štúdium uzatvárania čela únavových trhlín v oceliach strednej pevnosti – časť I. Materiálové inžinierstvo č. 2, roč. 7, 2000, 59-72.
8. VÁRKOLY, L. – ČINČALA, M.: Štúdium uzatvárania čela únavových trhlín v oceliach strednej pevnosti - časť II. Materiálové inžinierstvo, č. 4, roč. 7, 2000, 65-72.
9. VÁRKOLY, L.: Uzatváranie čela únavových trhlín v oceliach nízkej a strednej pevnosti. Materiálové inžinierstvo, č. 1, roč. 8, 2001, 49-54.
10. KURIHARA, J. M. - KATO, P. J.: Analysis of Fatigue Crack Closure Caused by Asperities Using the Modified Dugdale Model. Metallurgical Transactions A – Phys. Metal. & Mat. Science, 1996, p. 459-474.
11. YOKOBORI, T. – SATO, K.: The effect of frequency on fatigue crack propagation rate and striation spacing in Al2024-T3 aluminium alloy and SM-50 steel. Engineering Fracture Mechanics, 1996, 81-88.
12. LIAW, P.K.: Long fatigue cracks – microstructural effects and crack closure. MRS bulletin, 1989, 25-35.
13. DILLING, J.: Report 6-78-2. Stevin Laboratory, TU Delft, 1999.
14. VEER, F. A. - DRIJVER, F. P.: Fatigue Crack Growth Along a Flash Welded Joint Between a High Strenght and a Low Strenght Steel, Varna, 1992.
15. McEVILY, A.: On crack closure in fatigue crack growth. ASTM STP 1982, Philadelphia, 1988, 35-41.
16. SIKLIENKA, M. - ČERNECKÝ, J.: Zariadenie na meranie napätia. Proc. of XXXVIth conference of the Departments of Machine parts, Brno, 1995, pp. 117-119.
17. DVOŘÁK, I.: Degradační procesy a mezní stavy. VA Brno, 1995.
18. VÁRKOLY, L. – VÁRKOLYOVÁ, B.: Spoľahlivosť predikcie únavovej životnosti konštrukcií z nízko a stredne-pevných zvariteľných ocelí. Zborník z medzinárodnej vedeckej konferencie TRANSFER 2003, Trenčín, 2003.

УНИФИЦИРОВАННАЯ МОДЕЛЬ КИНЕТИКИ УСТАЛОСТИ ПРИ ПЕРЕМЕННОЙ АМПЛИТУДЕ НАГРУЖЕНИЯ

Р. Сундер

A UNIFIED MODEL OF VARIABLE AMPLITUDE METAL FATIGUE

R. Sunder

BiSS research, 41A, 1A Cross, AECS 2nd Stage, Bangalore 560094, India

Усталость алюминиевых сплавов представляет собой процесс роста трещины с первого цикла нагружения, начиная с усталостным отделением вторичных частиц от матрицы. Этот процесс обладает стадийностью, связанной с механизмом местного микроскопического разрушения, приводящего к удлинению трещины. Идентифицированы пять явно отличающихся между собой механизмов. Некоторые из них очень чувствительны последовательности нагружения.

Данная работа посвящена описанию разных механизмов удлинения трещины, характеристик их действия и определению интервалов степени удлинения трещины.

Циклическое скольжение и пластическая деформация играют незначительную роль в определении долговечности. Наиболее опасную роль в ограничении долговечности играет хрупкое разрушение поверхности кончика трещины в связи с поверхностной химии, которой в свою очередь контролируют местные остаточные напряжения. Последнее также служит основным научным обоснованием эффекта среднего (или остаточного) напряжения в усталости.

В будущих исследовательских работах, наибольшую актуальность представляют количественная оценка доли отдельных механизмов удлинения трещины и аналитическое моделирование самой работы механизмов, а также влияния на них предыстории нагружения. При этом, следует иметь в виду, что по мимо характеристики движущей силы трещины, особое внимание следует обращать на изменяемое сопротивления самого материала.

Введение

Усталость до сих пор осталась эмпирической наукой. Ее приложение продолжает оставаться корреляцией, аппроксимацией, интерполяцией и экстраполяцией. Среди преград на пути продвижения этой науки можно выделить две основных. Первая, это представление усталости как процесса продвигаемого циклическим скольжением, что мешает объяснить решающее влияние среднего напряжения[1], которое ни имеет ни какого отношения к циклическому скольжению. Вторая, это произвольное деление процесса на два этапа – зарождения и роста трещины.

Данная работа посвящена фактографическому описанию тех механизмов, которые играют ключевую роль в процессе усталости. Далее будет показано, как предыстория нагружения может сильно повлиять на них.

Специально построенные испытания на алюминиевых сплавах при программном нагружении блоками из 2000 до 5000 циклов с маркерами показывают, что процесс усталостного роста трещины начинается буквально с первого цикла /2/. Механизм этого процесса очевиден на рис. 1. Он заключается в росте совокупности интерфейсных трещин вокруг вторичных частиц, находящихся в районе концентратора напряжения. Очевидно, что каждую частицу окружают значительные гидростатические остаточные напряжения растяжения. Это обуславливает одновременное отделение по всей

[1] Примерно 20 лет назад, Мансон предположил, что важным достижением науки спустя 25 лет было бы научное обоснование эффекта среднего напряжения [1].

поверхности, хотя прикладываемая нагрузка была одноосной. Этот процесс происходит в естественном вакууме и очевидно, не зависит от среднего напряжения. Далее будет показано, что влияние среднего напряжения тесно связано с наличием среды. Полость, образованная в результате отделения частицы служит начальным размером магистральной трещины.

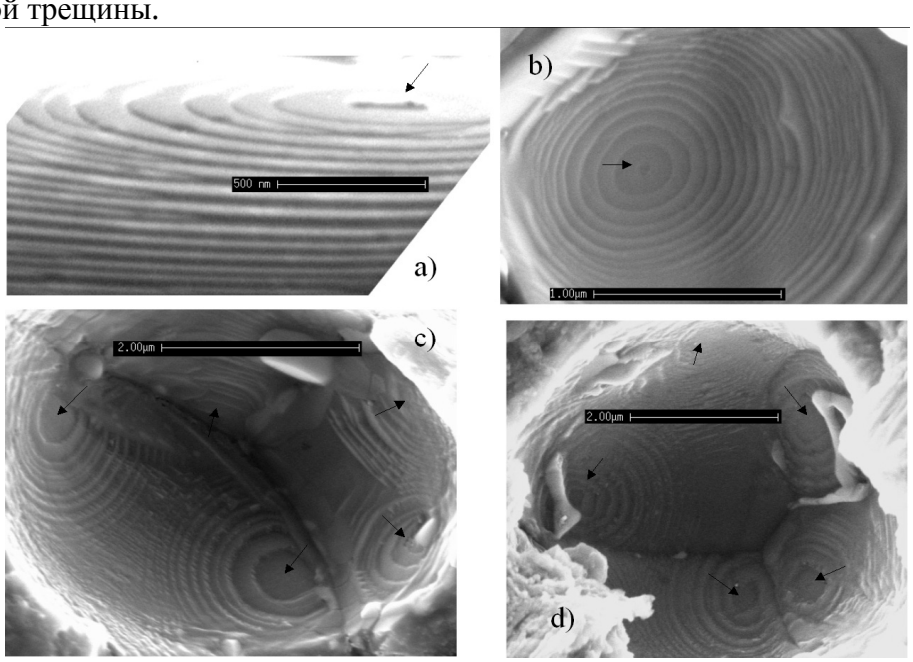


Рис. 1 – Образование усталостных полостей путем отделения вторичных частиц от матрицы в алюминиевом сплаве /2/. Концентрические окружности указывают на движение фронта трещины при программном нагружении с маркерами (a) Прогресс боковой интерфейсной трещины. (b) Интерфейсная трещина на дне полости. (c) and (d) Множество интерфейсных трещин.

В случае, если вторичная частица находится на поверхности концентратора напряжения, среда (воздух) может сильно ускорить отделение частицы и переход на рост от образовавшейся полости, магистральной трещины.

Процесс роста трещины до скорости около 10^{-4} мм/цикл практически определяет долговечность. Следует отметить, что движущая сила, ΔK на этой стадии меньше или равна пороговому значению для условий вакуума, т.е., соответствует полному отсутствию или принебрегаемой степени циклического скольжения у кончика трещины. Тем не менее, она растет в воздухе. Это можно отнести к механизму поверхностного охрупчивания кончика трещины водородом, выделяемым в последствии адсорбцией влаги и окислением /3, 4/. Процессы поверхностной диффузии и адсорбции очень чувствительны гидростатическим напряжениям у кончика трещины. Их взаимосвязь служит научным обоснованием влияния среднего напряжения на усталость.

Для подтверждения вышеприведенной модели были проведены испытания при программном нагружении на алюминиевых сплавах при комнатной температуре и на никелевых суперсплавах при повышенной температуре. Испытания проводились с периодическими перегрузками для внушения остаточных напряжений сжатия у кончика трещины. При этом, асимметрия цикла была достаточно высокой, чтобы не допустить явления закрытия. Следует отметить, что при высокой температуре, местное охрупчивание происходит за счет окисления. Сравнительные испытания в воздухе и в вакууме показали отсутствие влияния остаточных напряжений на скорость роста трещин и тем самым подтверждают предлагаемую модель /5, 6/.

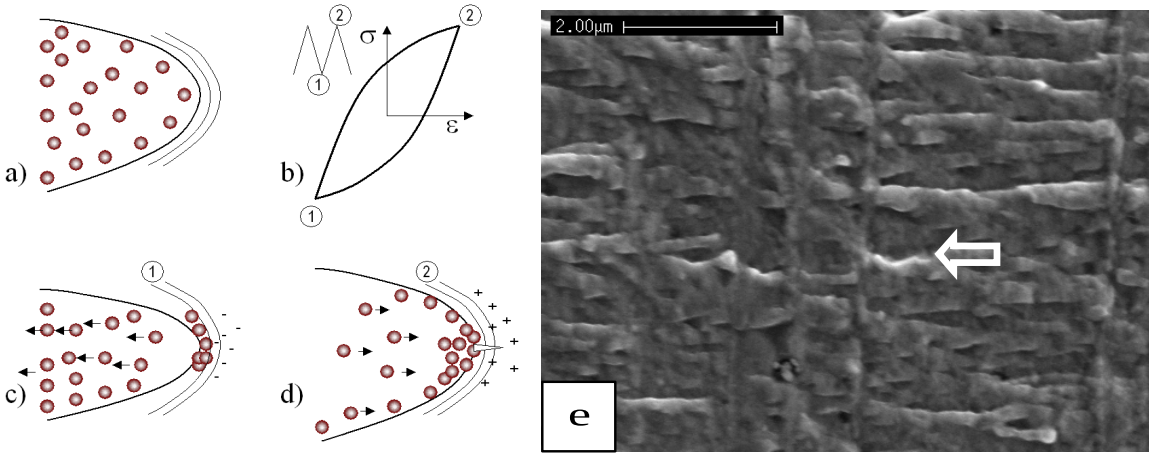


Рис. 2 – Модель роста трещины из за хрупкого микро-разрушения у кончика трещины. (a) Молекулы влаги ровно распределяются у разгруженной трещины (b) Напряжение у кончика трещины колеблется между экстремумами растяжения и сжатия в течение цикла (c) При сжатии, молекулы влаги отталкиваются от кончика, за исключением тех, которые либо вступили в реакцию, либо адсорбированы (d) При увелечении нагрузки, молекулы влаги притягиваются к кончику, увеличивая свою плотность и тем самым, вероятность охупчивания и разрушения поверхностной пленки. (e) Фрактограф излома при пороговых условиях и программном нагружении. Маркеры показывают фронт трещины. Скорость роста около 10^{-7} мм.цикл. При такой нарузке, трещина бы не расла в вакууме.

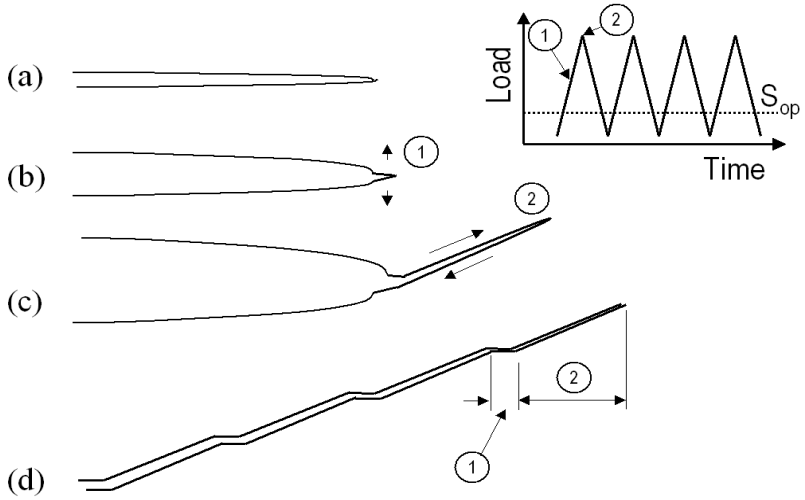


Рис.3 – Модель образования бороздки из за переключения механизма удлинения трещины. (a) Трещина в разгруженном состоянии (b) Удлинение трещины в режиме раскрытия из за разрыва охрупченного поверхностного слоя (c) Исчерпывание ослабленного материала заставляет дальнейщее удлинение в режиме среза. Изменение плоскости разрушение обуславливает формирование видимой бороздки.

Ввиду своей природы описанный выше, процесс поверхностного охрупчивания кончика трещины не может распространяться в глубину материала. Таким образом, при дальнейшем увеличении нагрузки, сопротивление удлинению трещины в режиме раскрытия (разрыва охрупченного материала) увеличивается выше предельной деформации среза. Тем самым, дальнейшее удлинение трещины происходит в режиме среза. Этот процесс схематически изображен на рис. 3.

Судя по схеме показанной на рис. 3, образование усталостной бороздки требует переключение механизма удлинения трещины. Из этого следует, что бороздки не наблюдаются в вакууме. Рис. 4 показывает, что это действительно так. Фрактограф (a)

получен в вакууме, а (b) в воздухе, при чем оба получены при одинаковой скорости роста трещины.

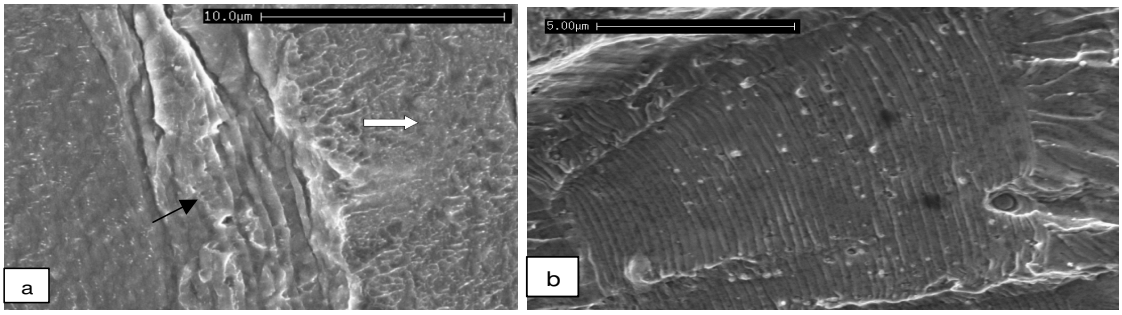


Рис. 4 - Излом полученный (a) в вакууме и (b) в воздухе

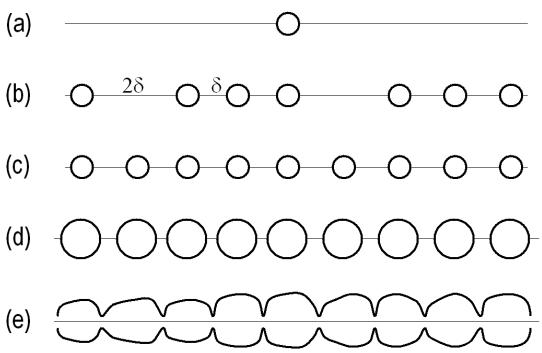


Рис. 5 – Возможная схема хрупкого разрушения впереди кончика трещины из за высоких напряжений растяжения в условиях плоско деформационного состояния. (a) Первая кавитация приводит к ее распространию по плоскости из за быстрого перераспределения нагрузок на окрестность (b, c). (d) Стенки между полостями переходят в плоско напряженное состояние, позволящее значительную пластическую деформацию в растяжении и разрыву (e)

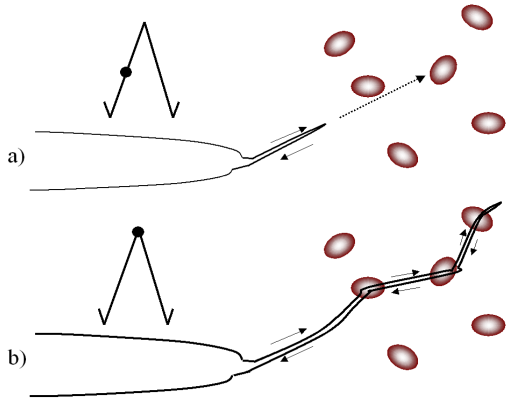


Рис. 6 – Схематическое изображение удлинения трещины из за превышения критической величины среза между соседними вторичными частицами. (a) Трещина сначало удлиняется в режиме раскрытия, затем по плоскости среза (b) Дальнейшее увелечение нагрузки приводит к срезовому разрушению сечения между вторичными частицами.

Кончик трещины представляет собой чрезвычайно высокий концентратор с соответствующим градиентом напряжения. Это обуславливает плоско деформационное состояние на глубине и тем самым служит преградой скольжению. Таким образом, пока трещина удлиняется от среза впереди накапливаются высокие гидростатические напряжения растяжения. Наступает момент, когда местные напряжения превысят критическое напряжение растяжения, приводя к местной «кавитации» на подобии явления в гидравлике.

Местное статическое разрушение также может происходить из за среза сечения между вторичными частицами /7/.

На самом деле, местное квази статическое разрушение может иметь признаки обоих механизмов, но они различаются по виду как показано на рис. 7. Разрыву от растяжения характерна сеть малых ямок.

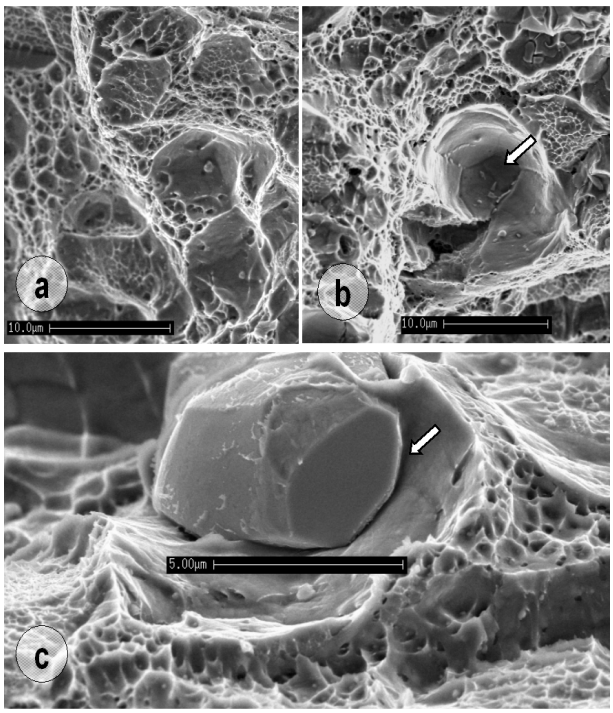


Рис. 7 Квазистатическое разрушение смесью двух механизмов. (c) Не выпавшая вторичная частица.

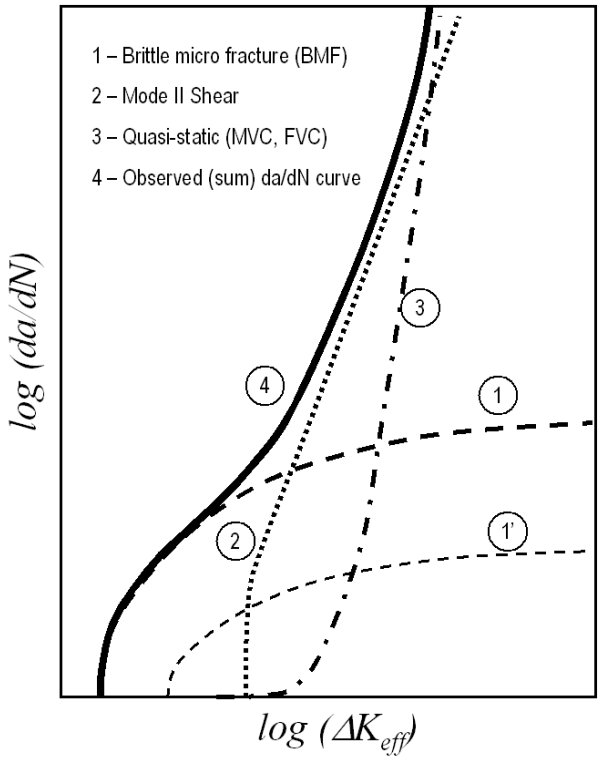


Рис. 8 – Обобщенная схема кинетики усталости

Обобщенная кинетическая схема усталости приведена на рис. 8. Кривая 1 характеризует долю удлинения трещины за счет разрушения охрупченной поверхности кончика трещины. Этот режим отсутствует в чистом вакууме. В воздухе, он может перемещаться в право при наличии сжимающих напряжений впереди трещины (кривая 1'). Кривая 2 представляет удлинение в широко известном режиме среза. Кривая 3 представляет долю квазистатического разрушения по одному или по другому механизму. Ее положение зависит от асимметрии цикла.

Кривая 4 представляет собой сумму всех трех вышеприведенных составляющих. Ее получают путем испытания лабораторных образцов. Будущая задача заключается в определении указанных составляющих для положения начала аналитического моделирования.

Выводы

1. Процесс усталости алюминиевых сплавов начинается с первого цикла нагружения путем роста множества круглых интерфейсных трещин вокруг вторичных частиц соединение, которых приводит к образованию полости служащей началом магистральной трещины.
2. Выносливость определяется ранними стадиями роста трещины размером меньше, чем то, что принимается в так называемых расчетах на долговечность до появления

трещины определенной величины. Тем самым, сама интерпретация стадии зарождения не имеет перспективы в будущем.

3. Широко принятое истолкование процесса усталости как последствие необратимого циклического скольжения не имеет большой практической важности в определении долговечности. Долговечность в воздухе может исчерпываться при условиях не вызывающих циклического скольжения, достаточного для продвижения трещины в вакууме.
4. Существуют четыре основных механизма удлинения магистральной усталостной трещины. Это микро разрушение охрупченной поверхности кончика трещины, срез и местное квазистатическое разрушение либо от кавитации, либо от среза сечения между вторичными частицами впереди трещины. Стадийность процесса усталости заключается в переключении механизма удлинения трещины с увеличением нагрузки при каждом цикле нагружения.
5. Широко известный эффект среднего напряжения на долговечность можно отнести к совокупности трех механизмов. Это закрытие трещины, особенно у концентратора напряжения, где местная асимметрия цикла может отличаться от прикладываемой, остаточные напряжения, непосредственно влияющие на поверхностную химию поверхности кончика трещины, и прикладываемая асимметрия цикла, влияющая на долю квазистатического локального разрушения. Второй механизм будет отсутствовать в чистом вакууме.

Литература

1. Manson, S.S., Future Directions for Low Cycle Fatigue, Low Cycle Fatigue, ASTM STP 942, H.D. Solomon, G.R. Halford and B.N. Leis, Eds., Amercian Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1988, pp. 15-39.
2. Sunder, R., Porter, W.J., and Ashbaugh, N.E., Fatigue Voids and their Significance, Fatigue Fract Engng Mater Struct 25, 2002, pp. 1015-1024.
3. Sunder, R., Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 28, No. 3, pp. 289-300, March 2005.
4. Bowles, C.Q., The Role of Environment, Frequency and Wave Shape Dueing Fatigue Crack Growth of Aluminum Alloys, PhD Thesis, Report LR-270, Delft University of Technology, Delft, 1978.
5. Sunder, R., Porter, W.J., and Ashbaugh, N.E., The Role of Air in Fatigue Load Interaction, *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 26, 2003, pp. 1-16.
6. Ashbaugh, N.E., Porter, W.J., Rosenberger, A.H., and Sunder, R., Environment -Related Load History Effects in Elevated Temperature Fatigue of a Nickel-Base Super-alloy, *Proc., Fatigue 2002*, Stockholm, June 2-7, 2002.
7. Sanders T.H., Jr., and Staley, J.T., Review of Fatigue and Fracture Research on High-Strength Al-Alloys, Fatigue and Microstructure, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1978, pp. 467-516.

DEFECT IN A CYLINDRICAL SHELL UNDER PRESSURE

Abdelhadi El Hakimi[1], Said Hariri[1], Abdelouahed Laksimi[3], Zitouni Azari[2]

[1]Département Technologie des Polymères et Composites & Ingénierie Mécanique
Ecole des Mines de Douai, 941 rue Charles Bourseul B.P. 10838 - 59508 Douai Cedex
[2]Laboratoire de Fiabilité Mécanique
Université de Metz - ENIM, Ile du Saulcy 57045 Cedex 01
[3]Laboratoire Roberval, Centre de Recherche, GM
Université de Technologie de Compiègne, B.P. 20529 - 60205 Compiègne

I. Introduction

In the conception phase and the structure dimensionality, it is difficult to foresee the defect treatment that can appear, notably in the new products. It is bound to the fact that the origin of the defect and its propagation depend one several parameters: the material (microcrack, inclusion, and cavity), the conception (geometry, loading), the manufacture (factories defect), and the exploitation (overland).

In presence of a defect, whatever can its origin be, it is necessary to give an answer to preoccupations about the harmfulness by different methods. We all know ruptures examples of structures that unfortunately can have human material damages and in the different industries sectors, notably: automobile, aerospace, railway or nuclear power station. In elasto-plastic, the J integral is the more often used most criteria to quantify the rupture. The aim of this work is to propose simple rules for characterizing the harmfulness of an existing defect in an cylindrical shell under pressure.

II. Different methods to calculate J

* The E.P.R.I method (Electric Power Research Institute)

The EPRI method consists in using a material and a geometry given abacuses permitting to estimate the value of J integral and the maximal load applied one the structures [1, 2].

In this case, the cylindrical shell submitted a load P, the elastic integral J writes itself:

$$J_e = \frac{K_I^2}{E} = f_b^2\left(\frac{\theta}{\pi}\right)\left(\frac{(P)^2}{E(Rb)^2}\right)$$

Where b is a factor which depends on the geometric crack tip, R tube radius, and b tube thickness.

The considered behaviour law is modelised by:

Ramberg-Osgood [1, 3]. $$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_e} = \frac{\sigma}{\sigma_e} + \alpha\left(\frac{\sigma}{\sigma_e}\right)^n$$

n hardness coefficient and **α** low behaviour coefficient.

For this type of material, we define the Jp integral by the following expression:

$$J_P = \alpha\varepsilon_e.\sigma_e.ch\left(\frac{a}{t}, n, \frac{R}{t}\right)\left[\frac{P}{P_0}\right]^{n+1}$$

Where a is the length crack, t thickness of the tube and R his radius mean, C is a characteristic length like the of the ligament, P the applied load and P_0 the characteristic load. h is a function which depends on material geometrie.

h depends on the crack geometry and P_0 on the characteristic loading.

To limit the errors bound of the behaviour modelling law Ramberg-Osgood, Ainsworth [4] proposes a real material behaviour law:

$$\sigma_{ref} = \frac{P}{P_L}.\sigma_e$$

Where P_L is shell limit loading

In this case, the J expression simplified can be written:

$$J = J_e\left(\frac{E\varepsilon_{ref}}{\sigma_{ref}} + \Phi\right)$$

Where ε_{ref} is the reference strain corresponding to the stress references on the real behaviour law and Φ is the plastic zone bottom crack tip in bottom of ace. Ainsworth overestimates diameter by the following expression:

$$\Phi = \tfrac{1}{2}.\frac{\sigma_{ref}^2}{\sigma_{ref}^2 + \sigma_e^2}$$

*** Method supplementary A16 RCC-MR**

The C.E.A engineers have developed a simplified estimation method noted JA16 based on Ainsworth's works. They propose to calculate J plastic by J elastic corrected by a factor which takes in account the plasticity K_{A16} [5, 6, 8 and 9]

$$J_p = K_{A16} * J_e$$

The K_{A16} factor is a corrective coefficient which quantified the plastification level in the crack bottom. It is function of the σ_{ref} stress and the strain referenced ε_{ref} deducted by the stress equivalent in the section

$$K_{A16} = K_{1A16} * K_{2A16}$$

The coefficient which corrects the stress can be written:

$$K_{1A16} = \left(\frac{\sigma_{nor}}{\sigma_n}\right)^2$$

The nominal stress σ_{no} and the real stress nominal σ_{nor} are determined by the material real behaviour law.

The coefficient which takes in account the real strain of the structure is:

$$K_{2A16} = \Psi_{A16} + \frac{E\varepsilon_{ref}}{\sigma_{ref}}$$

Ψ_{A16} is the correction plastic zone:

$$\Psi_{A16} = \frac{1}{2}\frac{\sigma_{ref}^2}{\sigma_{ref}^2 + \sigma_e}$$

The Von Mises' stress in the case of an axisymetric loading is written:

$$\sigma_{eq}=\sqrt{\left(\sigma_{1m}^2+\sigma_{2m}^2-\sigma_{1m}\sigma_{2m}\right)+\frac{2}{2\sqrt{3}}\left|\sigma_{1m}\sigma_{1b}+\sigma_{2m}\sigma_{2b}-\frac{\sigma_{1m}\sigma_{2b}+\sigma_{2m}\sigma_{1b}}{2}\right|+\left(\tfrac{2}{3}\right)^2\left(\sigma_{1b}^2+\sigma_{2b}^2-\sigma_{1b}\sigma_{2b}\right)}$$

$\sigma_{1m:}$ membrane axial stress,
$\sigma_{1b:}$ flexion axial stress
σ_{2m} : membrane circumferential stress and σ_{2b} and circumferential flexion stress.

*** R6 method**

The R6 rule proposes a formulation of the plastic correction different of the one definite by the A16 method [7, 8]

$$J_{R6}=\frac{J_e}{(K_r-\rho)^2} \qquad \text{with} \qquad K_r=\left(\Psi_{R6}+\frac{\varepsilon_{ref}E}{L_r\sigma_e}\right)$$

The coefficient ρ depends of the Lr parameter and the primary stress factors intensity K_I^p and the secondary K_I^f respectively the equivalent primary stress in the ligament and the equivalent secondary nominal stress.

$$\Psi_{R6}=\frac{L_r^3\sigma_e}{2E\varepsilon_{ref}} \text{ is the correction plastic zone}$$

III. EXPERIMENTAL METHOD

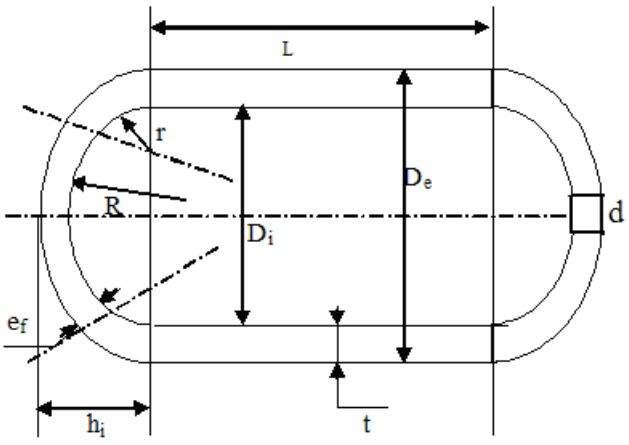
The experimental part, relatively hard to work up, gives the zone deformation near of the crack. In parallel at the time of the tests one follows the evolution of these defects by the acoustic emission method. In this part, we treat the experimental technical mean and the equipments used in the different tests. We will land successively:

- Parameters of the test: the tube geometry, the temperature, the loading, and others parameters according to the test nature.
- Characterization models material: chemical and mechanical composition.
- The different devices used in the tests mechanical and the control means of the evolution crack.

A- specimen characterization

Specimen geometry

The experimental study is realized one specimen constituted of a closed cylinder by two funds torispherical whit big radius GRC fund). The figure (1) represents the parameters that characterize the studied geometry.



t : envelope thickness

Di : interior diameter

De: exterior diameter

D : drilling diameter

r : small edge radius

R : big edge radius

ef : bottom thickness

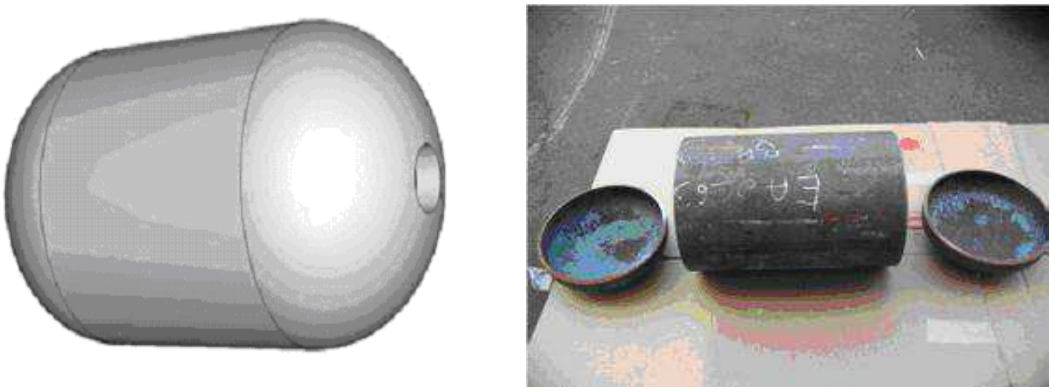


Figure 1: Specimen geometry

1. Cylindrical material characterization

To determine the mechanical characteristic, we have effected the traction test at ambient temperature. The tubes withdrawal has been made in the longitudinal direction. We achieved circular 6 cylindrical right section tubes of diameter 7 mm. The shape and the tubes dimension are represented on the figure (2).

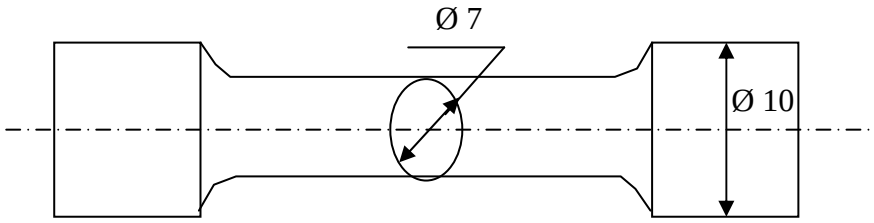


Figure 2: Shape and dimension tubes

The figure (3) represents the experimental conventional stress curve evolution according to the strain. This curve put in evidence the ductile behaviour material

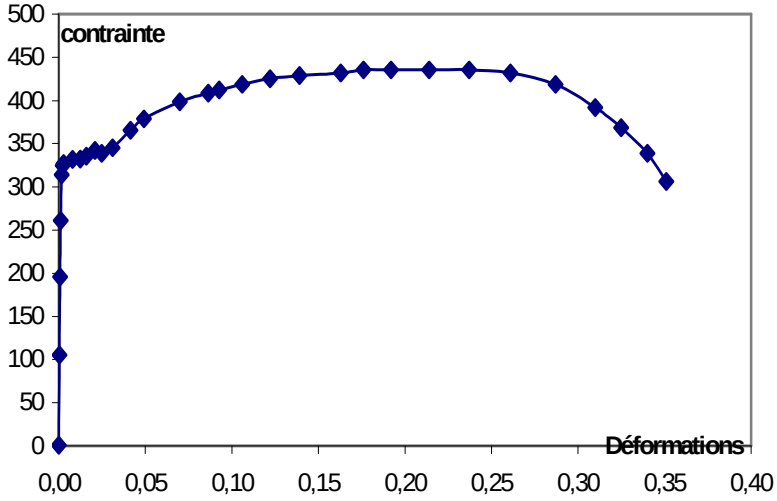


Figure 3: the traction curve

The mechanical characteristic values obtained by the traction tests are summed up on the table (1).

Mechanical characteristic				
Young modulus (MPa)	Poisson's ratio	Yield stress (MPa)	Rupture load (MPa)	Elongation % To%
207000	0,3	360	440	35

Table 1: Mechanical characteristic

The chemical composition of the material has been determined with the help of the electronic microscope, table 2.

%	C	Min.	S	Yew	P	Al
Material	0.135	0.665	0.002	0.195	0.013	0.027
P264GH (max)	0.18	1	0.015	0.4	0.025	0.02

Table 2: Chemical compositions (mass %)

The tests are realized in laboratory with water, the nominal stress calculated is σ_N =147 MPa. The figure 4 gives the different dimensions of the tube.

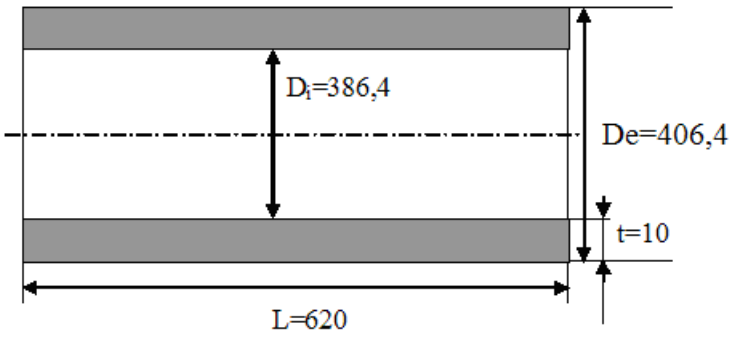


Figure 4: Specimen dimension

Dm: envelope middle diameter

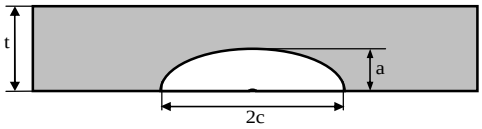
σ_N : envelope nominal stress

Z: welding coefficient. The envelope is appropriated in tubes without welding, one will take z=1.

With the previous dated, one gets has pressed P=74 bars. Pa is the bottom normal presses of crack, Pe correspond at yield stress.

B - Realization of defect

The geometries studied are cylindrical shell including some axisymetrical cracks and elliptical clearing in internal surface or external figs. (3, 4). The semi-elliptic cracks shapes are characterized by two ratio a/t and a/c, with crack depth measured radially and 2.c the crack length, the shell are parameterized by the adimensional ratio (t/R) with t and R is the thickness and the internal radius, figure 5.



The semi-elliptic crack

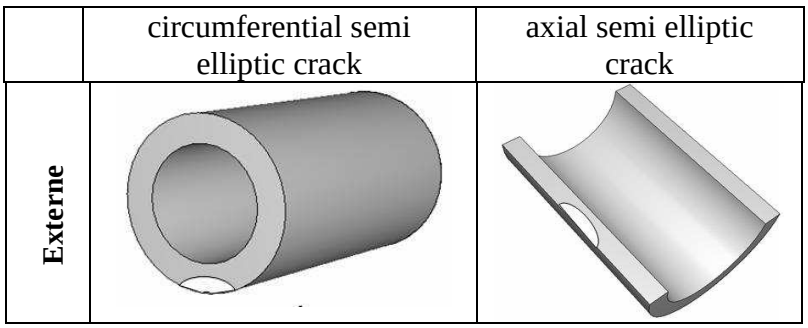


Figure 5: cylindrical geometries

The table III gives the different dimension and orientations of the specimen crack:

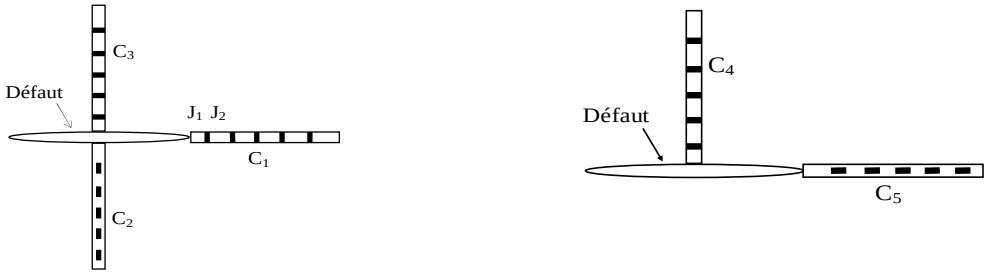
Specimens	defects	Orientations	dimensions
M1	D1	Axial	a = 8 mm, c = 32 mm
	D2	Axial	a = 2 mm, c = 8 mm
M2	D3	Circumferential	a = 8 mm, c = 32 mm
	D4	Circumferential	a = 2 mm, c = 8 mm
M3	D5	Axial	a = 4 mm, c = 16 mm
	D6	Circumferential	a = 4 mm, c = 16 mm

Table 3: Defect dimension

C. SPECIMEN INSTRUMENTATION.

For this study, we aim several objectifies:

- To determine the experimental strain distribution near of the crack (elastic domain), in order to validate our numerical models. The specimens are instrumented by some gauges in the defect zone (figures (6 and 10). The numerical results are a base in this work. In the optimal comparison, a total of 90 gauges was necessary for this study.



Position and orientation gauges (defect D_1) Position and orientation gauges (defect D_2)

Figure 6: Position and orientation gauges

- To follow the crack evolution by an acoustic emission and by strain implantation.

The sensors of acoustic emission are implanted according to the figure 7:

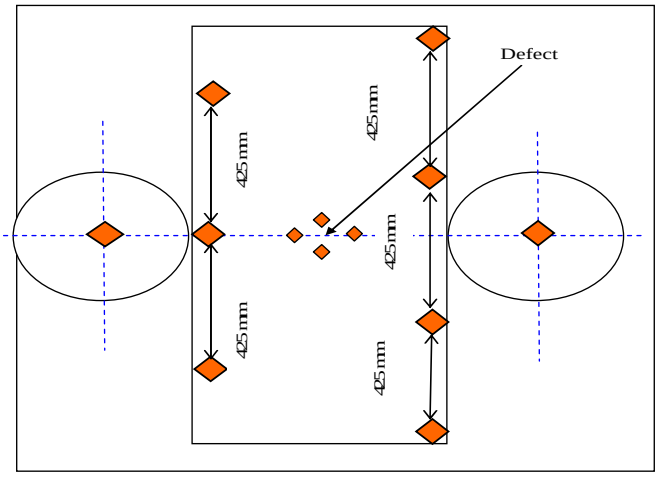


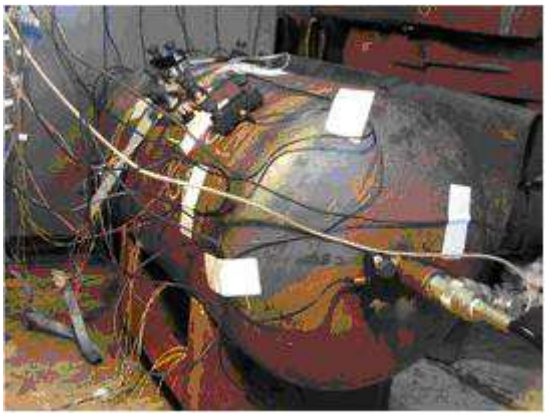
Figure 7: Principal sensors acoustic emission

In every specimen studied, we used 14 sensors (two reasoning to 30 kHz and 12 to 150 kHz), figure 7.

Sensitivities verification.

After the puts of every sensor, its sensitivity is verified with the help of a Hsu-Nielsen source (3 mines crack to 5 cm and 20 cm). For each of the both distances, the measure of all sensor should be consisted ± 3db. Besides, for each sensor, the mean of the three mines ruptures average to 5 cm, should be to the minimum of 80 dB, without chain saturation. A references calibration is done, it will crack comparison basis to verify the sensitivity stability of measure chain detection before, after and possibly test during.

Measure Chain



Specimen gauges and sensors acoustic emission

Figure 8: Acoustic emission

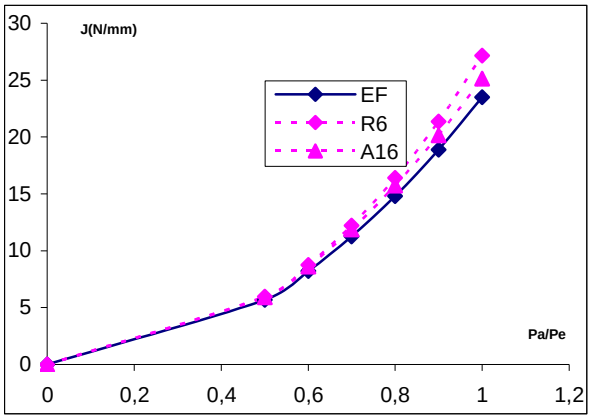
III. RESULTS

The J calculation is directly realized by finite elements then by rules simplified R6 and A16. The results will be given according to the adimensional parameter Pa / Pe.

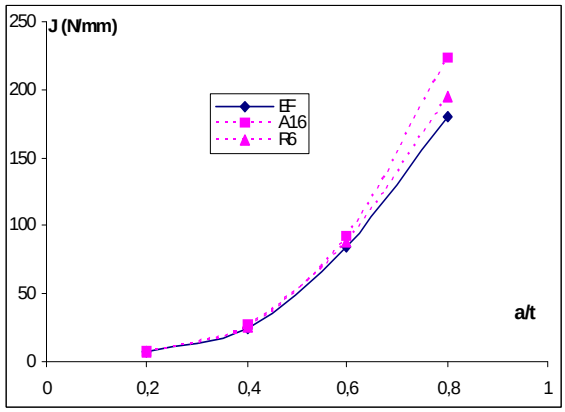
Noting that this constant loading on the crack bottom translates the constant global loading case internal pressure, the most fluently met in practice in the industrial.

We notice that for the weak loads (Pa / Pe = 0,6), the methods simplified R6 and A16 estimate correctly the J integral. It is due to the weak plastification in crack bottom. More the load increases bigger is gap between the different methods. In any case, J increases naturally with the applied load, figure 9.

We notice that in any case, the simplified methods overestimate the J. integral and are therefore conservative in term of security.

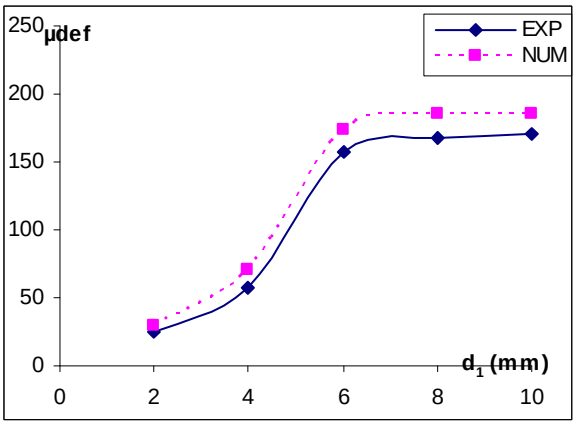


J evolution according the load (a/t=0.8, a/c=1/4 et t/Ri=1/10)

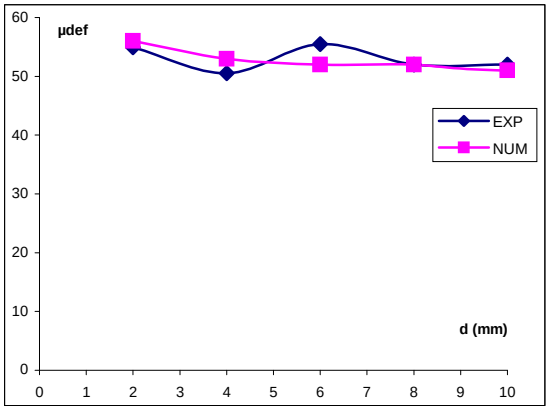


J evolution according the load de a/t (a/c=1/8, Pa/Pe=0.8 et t/Ri=1/10)

Figure 9: J evolution according the load



Deformations circumferential according of distance (P=2,5 MPa, M1, C4)



Deformations circumferential according of distance (P=2,5 MPa, M1, C5)

Figure 10: Deformations circumferential according of distance

IV. CONCLUSION

We studied the J integral by different methods:

- By finished elements while using the method so-called" G-THETA
- By the simplified rules of R6 or A16

The simplified methods permit to approximer the J integral contour from its value gotten in the elastic domain, with an analytic correction and as making intervene load limits. These semi analytic methods have been validated by comparison with the numerical solutions gotten by finite elements in the elasto-plastic domain, and that are near of the experimental results. The results gotten by the numeric and semi-analytic methods are very near the some of the other, and we especially notice that the J values gotten from the R6 and A16 methods are always superior to those gotten by finite element. Even if the gaps are more important when the loading is very bigger, the J evaluation simplified methods always present a conservatif character:

An experimental study is realized on shell cylindrical provided with circumferential and longitudinal defect.

The strain gauges instrumentation show an adequacy between the experimental and theoretical values.

References

[1] B.RAJ, K.BHANU SANKARA ROA, T JAYAKUMA, R.K.DAYAL: Materiel's ageing and life management, vol 2, 2000.
[2] V.KUMAR, M.D.GERMAN, and C.F.SHIH: An engineering approach of elastic plastic fracture mechanics - NP 1931- Res.Pr.1237-1- EPRI - 1981.
[3] I.DELVALLEE: Thèse, Nocivité d'un défaut demi elliptique complexe dans une coque cylindrique fermée soumise à une pression interne soutenue en Septembre1999.
[4] R.A.AINSWORTH : The assessment of defects in structures of strain hardening material, Engineering Fracture Mechanics, vol.19, N°4, 1984, pp: 633-642.
[5] D.MOULIN, B.DRUBRAY, M.NEDELEC : Méthode pratique de calcul de J dans l'annexe du RCC-MR : Méthode J_s
[6] B.DRUBAY: guide pour l'analyse de la nocivité des défauts et la fuite avant rupture troisième préliminaire CEA, Décembre 1995.
[7] I.MILNE, R.A.AINSWORTH, A.R.DOWLIND, A.T.STEWART:Background to and validation of G.EG.B report R/H/R6-Revision 3 International journal of pressure vessel and piping, Vol 32, 1988 pp 105-196.
[8] R.A. AINSWORTH, U.ZERST, K.H.SCHWALBE: Basic principles of flaw assessment methods, International Journal Vessels and piping 77(2000)855-867.
[9] A.EL HAKIMI : Thèse, Etude numérique et expérimentale de la nocivité des défauts dans des coques cylindriques et sphériques sous pression. soutenue en juin 2006.

ПОРІГ ЦИКЛІЧНОЇ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ЯК ПОКАЗНИК ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ ВОДНЕВОЇ ДЕГРАДАЦІЇ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ЕНЕРГЕТИЧНОГО ТА НАФТОХІМІЧНОГО ОБЛАДНАННЯ

Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, А. Д. Марков

FATIGUE THRESHOLD AS A PARAMETER OF HIGH-TEMPERATURE HYDROGEN DEGRADATION OF LOW-ALLOY STEELS USED FOR POWER AND PETROCHEMICAL EQUIPMENT

G. M. Nykyforchyn, O. Z. Student, A. D. Markov

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів

Abstract. In order to substantiate the choice of workability factor for the evaluation of mechanical state of metal, we have compared various mechanical factors by their sensitivity to high-temperature hydrogen degradation. Just local factors of fracture mechanics (such as fracture toughness and threshold Stress Intensity Factor) were found to be the most sensitive to such changes, and therefore subsequently Stress Intensity Factor was used as indicator of mechanical state of the metal with different degradation level. The inversion of effect of hydrogen, absorbed by degraded metal, on its effective threshold of cyclic crack resistance depending on number of thermocycles in hydrogen and exploitation time has been revealed. The metal state when negative effect of absorbed hydrogen on its effective threshold appears is suggested to be limiting.

Експлуатація великогабаритних об'єктів енергетики, нафтохімії та інших базових для України галузей виробництва відбувається, як правило, за жорстких умов їх високотемпературної експлуатації та дії наводнювальних середовищ і високих напружень. Така багатофакторність експлуатаційних впливів ускладнює вирішення важливої проблеми прогнозування їх роботоздатності. З одного боку, її визначає зміна фазового складу металу в процесі експлуатації [1, 2], а з іншого – шкідливий локальний вплив розчиненого в металі водню [3]. Крім того, водень у металі сприяє його водневому окрихченню і, як наслідок, передчасному руйнуванню [4, 5] та інтенсифікує дифузію елементів [6], чим може пришвидшити структурні перетворення в металі.

Проблема ускладнюється тим, що на сьогодні розрахунковий ресурс устаткування більшості підприємств в цих галузях або вже вичерпаний, або на межі вичерпування. Для обґрунтованого продовження терміну їх експлуатації потрібна достовірна інформація про властивості експлуатованого металу на проміжному етапі експлуатації. Це передбачає вирізання металу з реальних елементів конструкцій після різної тривалості їх експлуатації в технологічному процесі, що не завжди можливо. Використання зразків-свідків також має свої обмеження, оскільки не враховує всіх експлуатаційних чинників, зокрема впливу напружень. Найприйнятнішим для цієї мети є імітація експлуатаційної деградації сталей лабораторним старінням за параметрів, вищих ніж технологічні, (зокрема, за вищої температури) з наступною екстраполяцією на робочі. Вона зменшує час старіння і є достатньо ефективною для прогнозування в'язких руйнувань внаслідок повзучості, але не дає можливість передбачити крихкі руйнування, які щодалі частіше трапляються в цих галузях.

Використання лабораторних методик старіння металу передбачає підтвердження відповідності деградації в лабораторних і експлуатаційних умовах за певними механічними показниками. Традиційні механічні властивості, такі як міцність, пластичність, тривала міцність, залишкова деформація, не завжди достатньо чутливо відбивають структурні зміни, зумовлені експлуатацією, особливо в низьколегованих теплостійких сталях. Зокрема, залишкова деформація зруйнованих елементів парогонів

ТЕС майже на порядок менша за нормований у галузі її критичний рівень [3]. Отже, гостро постає проблема пошуку таких показників працездатності, які б адекватно відбивали структурні зміни в металі, зумовлені експлуатацією. На прикладі статичної тріщиностійкості $K_{Ic}(J_{Ic})$, яка відбиває опір матеріалу руйнуванню в області, сумірній з характерними елементами мікроструктури, показано переваги використання для цієї мети підходів механіки руйнування [7]. Вища локальність параметрів циклічної тріщиностійкості свідчить про кращі перспективи їх використання для оцінки структурної деградації металу та локального впливу розчиненого в ньому водню.

Мета роботи – виявити закономірності впливу водню на механічні показники роботоздатності конструкційних сталей після їх високотемпературної деградації, вибрати показники, чутливі до таких змін, та обґрунтувати критерій досягнення металом граничного стану.

Методичні особливості. Для обґрунтування вибору механічного показника, чутливого до деградації, оцінили вплив тривалості експлуатації малолегованої теплостійкої сталі 12Х1МФ на парогонах ТЕС на зміну її механічних властивостей. Використали відомі показники роботоздатності: механічні характеристики міцності (границя текучості $\sigma_{0,2}$) і пластичності (відносне звуження ψ) за розтягу, характеристики статичної (критичне значення J-інтеграла – J_{Ic} та зміна його поточного значення залежно від приросту тріщини dJ/da, визначені за кімнатної та робочої для паропроводів температур) і циклічної (розмах коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) ΔK за різних швидкостей росту втомної тріщини (РВТ) da/dN, а саме 10^{-5}, 10^{-7}, 10^{-10} м/цикл) тріщиностійкості цієї сталі. Визначаючи їх, дотримувались відомих рекомендацій [8]. Для порівняння оцінили чутливість до деградації металу величини зерна фериту d, визначену з допомогою комп'ютерної обробки металографічних зображень [9].

Для імітації в лабораторних умовах структурних змін у металі, властивих експлуатації, використали розроблену раніше методику старіння сталей у водні [10], яка полягає у швидкісному термоциклуванні у водні (p_{H2} = 0,5 МПа) зразків у температурному діапазоні 20-570 °С.

Крім того, вивчали старіння сталі 15Х2МФА ($\sigma_в$ = 610 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 470 МПа, δ = 25%, ψ = 79%) у водні, яке здійснювали витримуванням зразків у герметичній камері за умов: тиск водню - 0,5±0,05 МПа, температура – 450±5°С, напруження розтягу у нетто-перерізі зразків - 0, 120 або 240 МПа, база старіння – 750 або 2200 год. Повзучості зразків впродовж бази випробувань не зауважили навіть за найвищого рівня напружень розтягу у нетто-перерізі. Детальніше методику старіння описано в роботі [10]. Зразки досліджували або відразу після завершення процесу старіння у водні, вважаючи, що внаслідок їх охолодження у водневій атмосфері вони є насичені воднем, або після додаткової одногодинної дегазації за температури 450°С у вакуумі, допускаючи, що цього часу достатньо, щоб основна частина дифузійно-рухомого водню залишила метал.

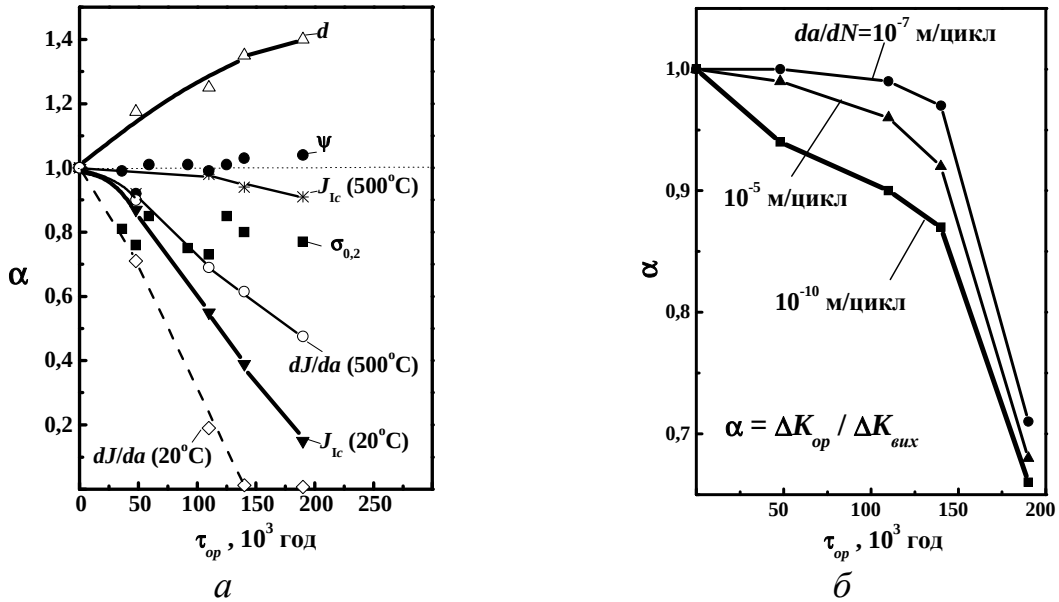
Зістарені зразки навантажували за схемою консольного згину віднулевим циклом частотою f = 10 Гц. Підростання тріщини заміряли оптично на бічних поверхнях. Закриття тріщини оцінювали методом податливості [11], визначаючи коефіцієнт закриття тріщини U та ефективний розмах коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) $\Delta K_{eff} = U \cdot \Delta K$. За результатами випробувань будували кінетичні діаграми втомного руйнування (КДВР) в номінальних da/dN - ΔK та ефективних da/dN-ΔK_{eff} координатах.

Результати досліджень та їх аналіз

Обґрунтування механічного показника, чутливого до деградації. Виявилось, що чутливість до зміни стану деградованого металу зростає від випробувань за одновісного розтягу з визначенням інтегральних характеристик короткочасної міцності до випробувань за об'ємного розтягу, який реалізується під час експериментів на циклічну тріщиностійкість зразків із концентратором напружень або тріщиною з

визначенням локальних параметрів механіки руйнування. Порівняння за чутливістю різних показників роботоздатності деградованої в експлуатаційних умовах сталі 12Х1МФ дозволяє зробити висновок, що не інтегральні, а локальні параметри механіки руйнування високо чутливі до зміни стану деградованого металу (рис. 1).

Критерієм, за яким визначають придатність парогонів до подальшої експлуатації, є накопичена під час експлуатації сумарна залишкова деформація елемента конструкції та швидкість повзучості, які інтегрально відтворюють зміни в металі протягом його експлуатації [12]. Разом з тим досить часто експертиза з використанням оптичного мікроскопа металу парогонів, що експлуатувались за температури 540...570 °С під тиском 14 МПа, не виявляє скупчень пор навіть поблизу зламів, отриманих внаслідок експлуатаційних пошкоджень. При цьому елементи парогонів руйнуються без видимих ознак відчутної деформації і їх залишкова деформація є на порядок меншою за нормований критичний рівень. Причиною погіршення роботоздатності сталей після експлуатації може бути не лише вичерпування пластичності і розвиток мікропошкоджень, але й зміна під час високотемпературної експлуатації вихідної структури сталі через збіднення твердого розчину елементами легування і виникнення складнолегованих карбідів, розвиток сфероїдизації і коагуляції карбідів. Тому зниження ефективного порогу циклічної тріщиностійкості, який характеризує опір руйнуванню в локальному об'ємі металу, що в кілька разів менший за величину зерна, зумовлене, на нашу думку, структурними змінами в металі під час його високотемпературної деградації в експлуатаційних умовах. Про це свідчить зниження $\Delta K_{th\ eff}$ практично від початку експлуатації металу парогону. Після того, як розсипання границь між феритними і перлітними зернами в структурі металу практично завершується і вони перестають ідентифікуватись на протравленому шліфі (після $11...14 \cdot 10^3$ год експлуатації), зниження $\Delta K_{th\ eff}$ стає значно стрімкішим і на залежності $\Delta K_{th\ eff} - \tau_{op}$ з'являється перегин [13].



а *б*

Рис. 1. Часові залежності коефіцієнтів α, що характеризують стан сталі 12Х1МФ залежно від тривалості її експлуатації τ_{op} за показниками: структурний (розмір зерна фериту *d*), інтегральні механічні (ψ, $\sigma_{0,2}$) та локальні механічні (J_{Ic} та *dJ*/*da* за температури випробувань 20 і 500 °С [14] та Δ*K* для різних швидкостей РВТ).

Отже, найефективніше оцінювати працездатність металу парогонів після їх тривалої високотемпературної експлуатації за зміною не інтегральних властивостей, а за зміною локального показника, яким є ефективний пороговий рівень циклічної тріщиностійкості $\Delta K_{th\ eff}$. Як параметр стану металу він має ще одну перевагу. З врахуванням високого вмісту водню під поверхнею реальних зламів попри інтегрально не високий вміст водню в

експлуатованому металі [4], саме такий локальний показник роботоздатності дозволить виділити роль абсорбованого металом водню на його опір руйнуванню.

Інверсія впливу абсорбованого деградованим металом водню на пороги втоми. На рис. 2 наведено результати досліджень впливу швидкісного термоциклування (в діапазоні 20-570 °С) у газоподібному водні зразків зі сталі 12Х1МФ та наступної за старінням у водні додаткової дегазації (витримування впродовж 1 год при 570 °С у вакуумі) на характеристики порогової циклічної тріщиностійкості. Вплив внутрішнього дифузійно-рухомого водню оцінювали за коефіцієнтом впливу водню β_{H2}, який визначали як відношення відповідних порогових показників для наводнених та дегазованих зразків.

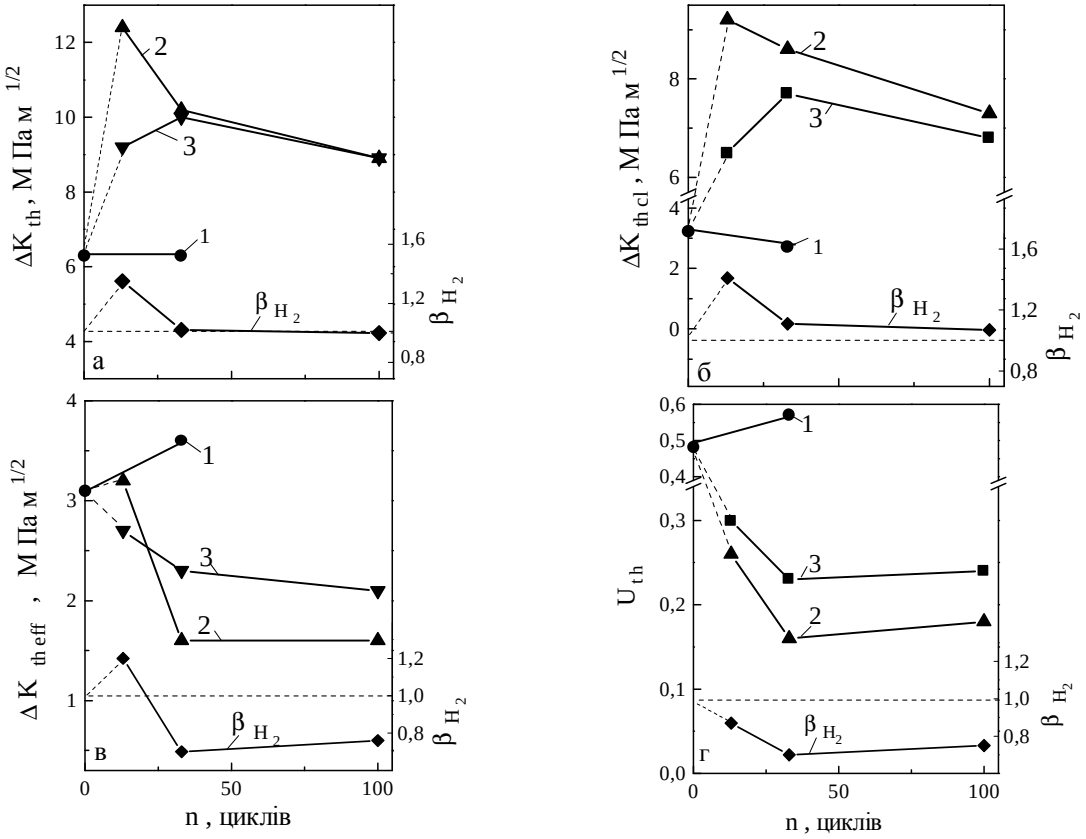


Рис. 2. Порогові характеристики циклічної тріщиностійкості сталі 12Х1МФ в залежності від кількості термоциклів на повітрі (1), у водні (2) та після додаткової дегазації після термоциклування у водні (3): а - ΔK_{th}; б - $\Delta K_{th\ cl}$; в - $\Delta K_{th\ eff}$; г - U_{th}.

Аналізуючи вплив термоциклування на пороги втоми доходимо висновку, що номінальний поріг втоми ΔK_{th} та пороговий КІН закритої частини циклу $\Delta K_{th\ cl}$ для наводнених зразків є вищими порівняно з дегазованими незалежно від кількості термоциклів n. Це, очевидно, зумовлено специфікою ефекту закриття тріщини. Для наводненого металу характерне більше галуження тріщини та криволінійність її траєкторії порівняно із дегазованим, що зумовлює більшу шорсткість поверхні руйнування і, відповідно, підвищує ефект закриття тріщини. Для ефективного порогу втоми $\Delta K_{th\ eff}$ виявлено інверсію впливу внутрішнього водню в залежності від кількості термоциклів, яка полягає у тому, що позитивний вплив водню після 13 термоциклів змінюється на негативний після 33 та 100 термоциклів.

Подібний результат неоднозначного впливу внутрішнього дифузійно-рухомого водню на $\Delta K_{th\ eff}$ залежно від рівня напружень розтягу під час старіння в лабораторних умовах отримано також на сталі 15Х2МФА. На рис. 3 наведено залежності, які ілюструють вплив рівня напружень під час старіння у водні на порогові показники тріщиностійкості сталі 15Х2МФА та на їх відносну зміну стосовно відповідних показників для дегазованого після старіння металу (за коефіцієнтами β_{H2}). Аналізуючи їх, вважали, що порогові показники дегазованого після старіння у водні металу віддзеркалюють в основному зміну стану

металу внаслідок старіння, а присутність у металі водню є додатковим чинником впливу на порогові характеристики втоми. Як випливає з рис. 3, всі порогові показники циклічної тріщиностійкості зразків з дифузійно рухомим воднем змінюються неоднозначно, переходячи через екстремум після старіння під навантаженням при σ = 120 МПа. Лише $\Delta K_{th\ eff}$ монотонно знижується, однозначно засвідчуючи погіршення працездатності металу внаслідок старіння. Аналіз результатів випробування дегазованих зразків і їх порівняння

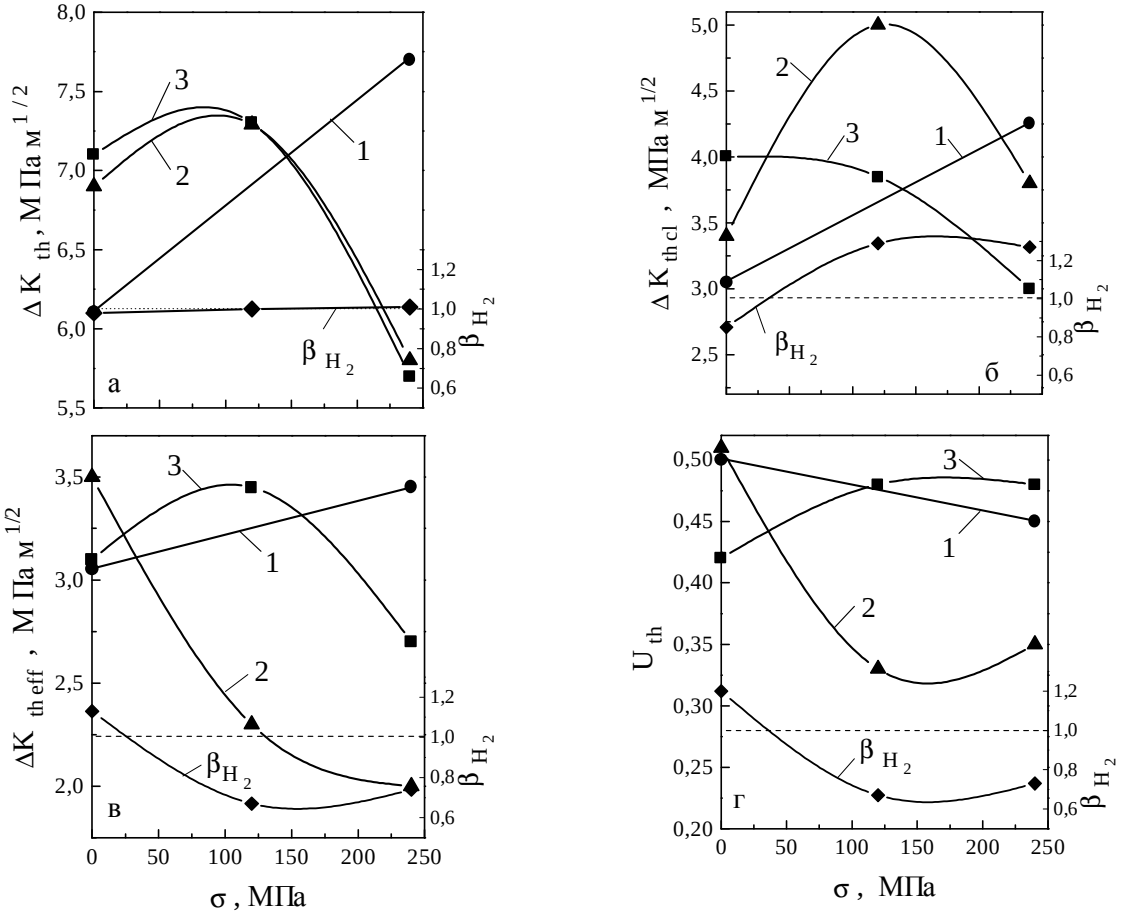


Рис. 3. Порогові характеристики циклічної тріщиностійкості сталі 15Х2МФА в залежності від рівня напружень під час старіння на повітрі (1), у водні (2) та після додаткової дегазації після старіння у водні (3): а - ΔK_{th}; б - $\Delta K_{th\ cl}$; в - $\Delta K_{th\ eff}$; г - U_{th}.

з відповідними, але не дегазованими, виявляє неоднозначність впливу абсорбованого металом водню на порогові показники росту втомної тріщини. Старіння металу у ненапруженому стані зумовлює позитивний вплив внутрішнього водню на параметри $\Delta K_{th\ eff}$ і U_{th}, але негативний на ΔK_{th},, $\Delta K_{th\ cl}$. Наявність напружень розтягу в зразку під час його старіння спричиняє інверсію впливу водню і його позитивний вплив на $\Delta K_{th\ eff}$ і U_{th} змінюється на негативний, а негативний вплив стосовно ΔK_{th},, $\Delta K_{th\ cl}$ – на позитивний. Якщо судити за зміною коефіцієнтів β_{H2}, то абсорбований металом водень практично не впливає на номінальний поріг ΔK_{th} ($\beta_{H2} \approx 1$), підвищує $\Delta K_{th\ cl}$ після старіння під навантаженням, що через закриття тріщини зумовлює зниження рівня $\Delta K_{th\ eff}$ після старіння при σ = 120 МПа.

Таким чином, до відомого раніше дуалізму впливу водню на ріст втомних тріщин в залежності від рівня міцності сталі [15, 16], температури випробування [16, 17] додається дуалізм впливу внутрішнього дифузійно-рухомого водню, абсорбованого металом під час термоциклування чи ізотермічного витримування під навантаженням у високотемпературному водні. Відомо [15, 16], що підвищення порогів втоми під впливом газоподібного водню за умов високочастотного навантаження властиве лише для сталей з низьким та середнім рівнем міцності, а їх зниження - високоміцним сталям. Старіння у водні, інтенсифікуючи процеси деградації сталей, зумовлює

негативний вплив водню на ефективні пороги втоми при практично незмінному рівні міцності сталі. Це означає, що за характером впливу водню на $\Delta K_{th\ eff}$ високопластичні у вихідному стані сталі 15Х2МФА та 12Х1МФ після старіння у водні відповідно під напруженням σ = 240 МПа впродовж 2200 год та після 33 термоциклів можна прирівняти до високоміцних сталей. Останнє слід розглядати як пересторогу, оскільки навіть інтегрально незначний вміст водню в металі після тривалої експлуатації може створювати у неоднорідно напруженому металі локальні ділянки перенасичення, а значить, суттєво знижувати їх поріг втоми. Таким чином, такий підхід дозволяє виявити схильність металу до окрихчення, яку не завжди вдається виявити іншими методами досліджень.

Ключовим питанням прогнозування високотемпературної працездатності конструкційного матеріалу є обґрунтування гранично-припустимого рівня деградації його механічних властивостей, внаслідок досягнення якого імовірність руйнування різко зростає. Виявлена неоднозначність впливу дифузійно-рухомого внутрішнього водню на ефективні пороги втоми в залежності від рівня деградації металу, зумовленого старінням у водні, може послужити основою для цього. Старіння металу внаслідок сумісної дії впродовж певного часу водню, температурних та силових чинників спочатку призводить до позитивного впливу водню на ефективний поріг ЦТ. В міру накопичення пошкоджень у металі позитивний вплив водню зменшується, а починаючи з деякого рівня пошкоджень у металі, змінюється на негативний. Рівень деградації металу, оцінений за пороговими характеристиками циклічної тріщиностійкості, при якому наступає інверсія впливу водню на ефективний поріг утоми з позитивного на негативний, безумовно небезпечний з точки зору подальшої експлуатації. На цій основі пропонується за гранично припустимий стан металу вважати такий стан, при якому спостерігається інверсія впливу абсорбованого металом водню на ефективний поріг втоми з позитивного на негативний. Такий стан виникає в сталі 12Х1МФ після 20-25 термоциклів у водні (рис. 2), а в сталі 15Х2МФА – після 3 місяців ізотермічного витримування у водні за напружень, які перевищують 30 МПа (рис. 3).

Отримані результати можуть бути використані із метою прогнозування залишкового ресурсу елементів конструкцій, які експлуатуються в умовах сумісного впливу високих температур та наводнюючих середовищ. Для цього в основу розрахунків залишкової довговічності слід закладати, з одного боку, кінетику зміни механічного параметру, чутливого до процесів високотемпературної деградації, а з іншого – гранично-припустимий рівень цього параметра. В нашому випадку це порогове значення ефективного розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень, граничний рівень якого визначається за зміною характеру впливу абсорбованого металом водню з позитивного на негативний.

Висновки

1. Короткочасна міцність та пластичність за одновісного розтягу при кімнатній температурі є недостатньо чутливими до структурних змін в малолегованих теплостійких сталях, зумовлених експлуатацією. Локальні параметри механіки руйнування, зокрема, в'язкість руйнування J_{Ic} за кімнатної та dJ/da за кімнатної і робочої температури, чутливіші до зміни стану металу внаслідок його тривалої експлуатації.
2. Комплексне дослідження порогових показників циклічної тріщиностійкості теплостійкої сталі 12Х1МФ виявило, що найлокальніший з відомих механічних параметрів механіки руйнування – ефективний поріг циклічної тріщиностійкості $\Delta K_{th\ eff}$ – адекватно описує зміни в металі, зумовлені його деградацією, однозначно знижується зі збільшенням тривалості експлуатації і тому його пропонується використовувати для оцінки зміни стану деградованого металу.
3. Показано дуалізм впливу внутрішнього дифузійно-рухомого водню на ефективний поріг циклічної тріщиностійкості в залежності від степені деградації металу

внаслідок старіння у газоподібному водні. З'ясовано, що після досягнення певного рівня деградації металу абсорбований металом водень може додатково знижувати ефективний поріг циклічної тріщиностійкості.

4. Запропоновано вважати стан металу, при якому з'являється негативний вплив абсорбованого металом водню на ефективний поріг циклічної тріщиностійкості, за гранично припустимий.

Робота виконана за підтримки Українського науково-технологічного центру, грант № 1628 .

Література

1. Крутасова Е.И. Надежность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат. – 1981. – 240 с.
2. Березина Т.Г. Структурный метод определения остаточного ресурса длительно работающих паропроводов. – Теплоэнергетика. – 1986. - №3. – С. 53-56.
3. Водородное охрупчивание элементов котлов высокого давления / А.Б. Вайнман, Р.К. Мелехов, О.Д. Смиян / Отв. ред. И.И. Василенко, АН УССР. – К.: Наук. думка, 1990. – 272 с.
4. Швед М.М. Изменение эксплуатационных свойств железа и стали под влиянием водорода. - К.: Наук. думка, 1985. - 120 с.
5. Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 217 с.
6. Похмурский В.И., Федоров В.В. Вплив водню на дифузійні процеси в металах. – Львів: Еней, 1998. – 207 с.
7. Застосування підходів механіки руйнування до оцінки водневої деградації сталей нафто- та паропроводів / В.В. Панасюк, Г.М. Никифорчин, О.З. Студент, З.В. Слободян // Зб. "Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій". - 2002. Вип. 5. – С. 537-546.
8. РД 50-345-82. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1983. – 96 с.
9. Кількісний аналіз структурних змін у сталі внаслідок високотемпературної витримки у водні / О.З. Студент, Б.П. Русин, Б.В. Кисіль та інш. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – № 1. – С. 22–28.
10. Student O. Z. Accelerated method of hydrogen degradation of structural steel // Physicochemical Mechanics of Materials. - 1998. - № 4. - P. 45 - 52.
11. Оценка эффекта закрытия усталостных трещин. / Никифорчин Г. Н., Андрусив Б. Н., Вольдемаров А. В., Куцын М. А. // Физ.хим. механика материалов. – 1982. – №5. – С. 100-103.
12. Нахалов В. А. Надежность гибов труб теплоэнергетических установок. – М: Энергоидат, 1983.
13. Студент О.З. Особливості впливу водню на порогові характеристики циклічної тріщиностійкості конструкційних сталей. // Машинознавство. - 1999. - №2. - с. 17-23.
14. Вплив експлуатаційної пошкодженості паропровідної сталі 12Х1МФ на характеристики її тріщиностійкості / Романів О.М., Никифорчин Г М., Студент О.З., та ін. // Там же. - 1998. - №1. - С. 101-104.
15. Romaniv O.M., Nykyforchyn G.M., Kozak L.Yu. Fatigue crack growth in structural steels under the influence of gaseous environments // Proc. 7th Europ. Conf. Fracture, ECF-7, 1988. EMAS, 1988. – V. 2. – P. 1153 - 1155.
16. Nykyforchyn G.M., Schaper M., Student O.Z., Skrypnyk I.D. Fatigue crack growth kinetics and mechanisms in steel at elevated temperatures in gaseous hydrogen // Proc. 10th Biennial Europ. Conf. Fracture, ECF-10, Berlin, 1994. - Warley, U.K.: EMAS, 1994. – V. 2. – P. 1265 - 1270.
17. Никифорчин Г.М., Студент О.З., Скрипник І.Д. Двоякий вплив водню на ріст втомних тріщин у жароміцній сталі // Фіз.-хім. механіка матеріалів. - 1994. – 30. - №4. - С. 7 - 15.

ВПЛИВ МЕТОДІВ ПОВЕРХНЕВОГО ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ НА ОСОБЛИВОСТІ ВТОМНОГО ТА КОРОЗІЙНО-ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ СПЛАВУ Д16Т

В.І. Похмурський, М.С. Хома, В.А. Винар, А. Наконечни*

THE INFLUENCE OF THE METHODS OF SURFACE PLASTIC DEFORMATION ON THE PECULIARITIES OF FATIGUE AND CORROSION: FATIGUE FAILURE OF ALLOY D16T

V. I. Pokhmurskii, M. S. Khoma, V. A. Bynar, A. Nakonechny

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, м. Львів, вул. Наукова, 5
****Інститут прецизійної механіки, Варшава вул. Духніцька 3, Польща***

Abstract. The influence of surface plastic deformation obtained by shot-peening and roller burnishing on the fatigue, corrosion fatigue of an aluminum alloy D16T was investigated. The investigations of fatigue and corrosion fatigue were conducted on the specimens with working part: diameter - 10 mm and length - 55 mm in air, 3% NaCl solution and distilled water with complete immersion of specimen. The base of research in air was practically conducted to 10^7 cycles and in corrosion environment to $5 \cdot 10^7$ cycles.
Surface plastic deformation increases fatigue limit (σ_{-1}) of alloy Д16Т on 30 %, and corrosion fatigue limit (σ_{-1c}) on 20 % after shot-peening and 50 % after roller burnishing. Mechanism and character of alloys fracture under conditions of fatigue and corrosion fatigue are analysed.

Вступ. Алюміній та його сплави широко застосовуються у різних галузях промисловості, що обумовлено високими експлуатаційними та технологічними властивостями. Надійність і довговічність конструкцій в багатьох випадках визначається опором втомі окремих деталей та вузлів, який суттєво залежить від взаємодії матеріалу з корозійно-активним середовищем [1, 2]. Одним із широко розповсюджених методів підвищення витривалості металів та сплавів є поверхнево-пластичне деформування (ППД) [3], внаслідок якого поверхневий шар матеріалу зазнає значних пластичних деформацій, що супроводжується зміною його механічних властивостей (підвищення міцності, твердості, зменшення пластичності) і виникненням залишкових напружень стиску [4].

У даній роботі досліджували вплив ППД обкочуванням роликами, дробоструминною обробкою (ДСО) на втомні, корозійно-втомні характеристики алюмінієвого сплаву Д16Т та механізм і характер руйнування.

Методика досліджень. Дослідження втоми і корозійної втоми проводили на зразках діаметром робочої частини 10мм і довжиною 55мм, які деформували чистим згином з обертанням на машині ИМА-5КЕ [5], при частоті навантаження 50 Гц у повітрі та при повному зануренні у 3%-ний розчин NaCl.

ППД робочої частини однієї партії зразків здійснювалася трьохроликовим пристроєм на токарно-гвинторізному верстаті. Оптимальний режим обробки був підібраний на основі попередніх досліджень і становив: швидкість обертання зразка - 305 об/хв, подача – 0,1мм на 1 оберт, два проходи. Навантаження на ролик, радіусом заокруглення робочої частини 5,5мм, складало 350Н.

Дробоструминну обробку зразків проводили пневматичним методом подачі дробу. Параметри для обробки були попередньо підібрані і становили: 1 – дріб стальна грануляцією 0,43 мм і твердістю 470 HV; 2 – тиск повітря: 0,45 МПа; 3 – інтенсивність

обробки окреслена на плиті Альмена I – 0,35 мм, 4 – дистанція від сопла до оброблюваної поверхні 200 мм; 5 – час обробки 60 с.

Металографічні дослідження проводили на оптичних мікроскопах МВТ-71 та Neofot-2, електронно-мікроскопічні дослідження – на електронному мікроскопі-аналізаторі «Zeiss EVO».

Результати досліджень та їх обговорення. Показано, що ППД суттєво підвищує опір сплаву Д16Т втомному та корозійно-втомному руйнуванню, границя втоми сплаву Д16Т (рис. 1) зросла у 1,3 рази після обкочування роликами та дробоструминної обробки, криві втоми практично співпадають, що пов'язано з дією однакових за величиною внутрішніх напружень.

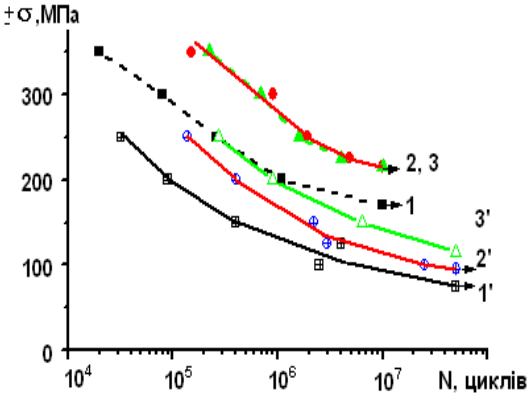


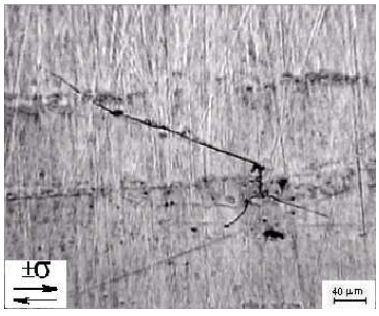
Рис. 1. Криві втоми (1-3) і корозійної втоми при випробуванні в 3%-му розчині NaCl (1′-3′) зразків дюралюмінію Д16Т:
1, 1′- шліфування;
2, 2′- дробоструминна обробка;
3, 3′- обкочування роликами.

У корозивному середовищі вид обробки проявляється суттєвіше. Умовна границя корозійної втоми при базі досліджень $5 \cdot 10^7$ циклів збільшилася у 1,2 рази для обробки дробом і для обкочування - в 1,5 рази. Різниця між впливом цих обробок пов'язана із більшою шорсткістю та мікроелектрохімічною гетерогенністю поверхні після дробоструминної обробки та різницею в характері її розчинення [6].

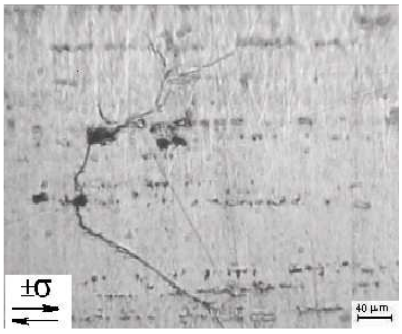
Металографічний аналіз показав, що сплав Д16Т має сильно текстуровану структуру з лінійними скупченнями інтерметалідних фаз вздовж напрямку протягування прутків (рис. 2), а це позначається на зародженні і розповсюдженні тріщин.

Встановлено, що в процесі втомного руйнуванні цього сплаву в поверхневих шарах утворюється велика кількість мікротріщин (під час втомного руйнування для більшості металів характерне зародження і ріст однієї тріщини [5]), і їх ріст відбувається на ділянках скупчення інтерметалідних включень, що є структурними концентраторами напружень.

Зародження тріщин відбувається, як правило, під кутом близьким 45° до осі зразка. В багатьох випадках вони розгалужені (рис. 2 а, б), оскільки їх рух по поверхні відбувається між включеннями. Такий характер втомного руйнування відрізняє сплав Д16Т від багатьох інших металів і сплавів, для яких ріст втомних тріщин проходить перпендикулярно до дії нормальних напружень.



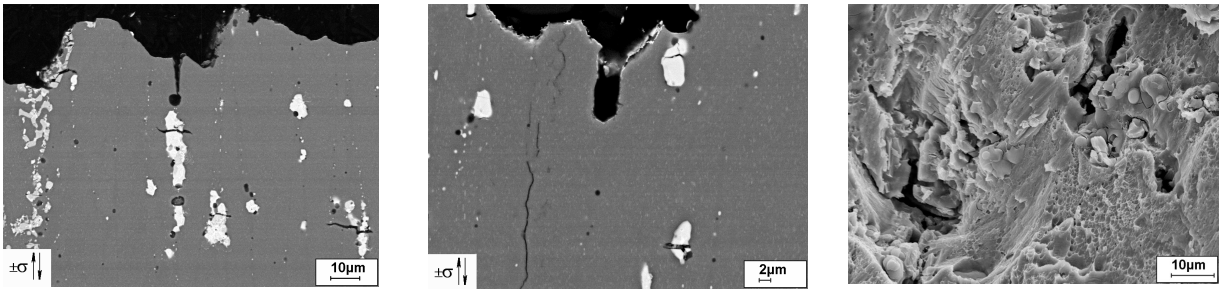
а



б

Рис. 2. Характер зародження втомних тріщин (а, б) алюмінієвого сплаву Д16Т з поверхнею після шліфування. $\pm \sigma = 1{,}1\ \sigma_{-1}$.

При навантаженнях вищих границі втоми на повітрі відбувається руйнування включень в напрямку, перпендикулярному до дії нормальних напружень (рис. 3а). Ці включення в багатьох випадках служать зародками тріщин, при цьому деякі із них об'єднуються між собою, приводячи до розшарування матеріалу вздовж осі зразка (рис. 3 б, в).



а б в

Рис. 3. Руйнування нерозчинних фаз (а) та розшарування матеріалу (б, в) в процесі втомного руйнування зразка сплаву Д16Т, ± σ = 250МПа.

В подальшому в результаті дії зовнішніх напружень відбувається з'єднання послаблених ділянок і одночасно з розшаруванням проходить ріст тріщини в глибину матеріалу, її переміщення з одного розшарування до іншого по прямих або косих площинах. Така траєкторія руху тріщини приводить до сходинкоподібного характеру зламу (рис. 4). В кінцевому результаті можна спостерігати, що втомна тріщина в макророзмірі формує злам з площиною руйнування орієнтовно 45° до дії нормальних напружень (рис. 5). На зламах спостерігається відкладення чорного порошку (оксидів) [8] в місцях тимчасової затримки в переміщенні тріщини.

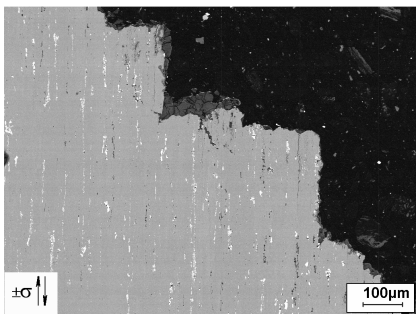


Рис. 4. Характер росту втомних тріщин в матеріалі Д16Т (± σ = 250 МПа)

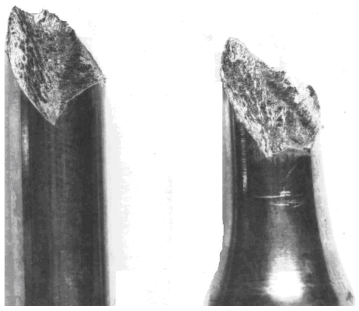


Рис. 5. Вигляд зламу зразка зі сплаву Д16Т (± σ = 200 МПа)

Під час поверхневого пластичного деформування зразків обкочуванням роликами чи дробоструминною обробкою відбувається руйнування стрічкового розподілення інтерметалідних включень в поверхневих шарах. Це приводить до зміни напрямку зародження поверхневих тріщин, який складає ~90° до дії нормальних напружень (рис. 6), та зменшення їхньої кількості.

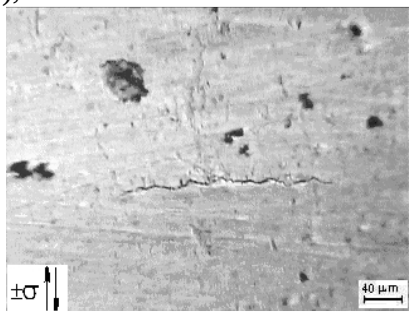


Рис. 6. Характер зародження втомних тріщин у зразках сплаву Д16Т зміцнених обкочуванням роликами (± σ = 1,1 σ_{-1}).

Поверхневе пластичне деформування, змінюючи характер зародження тріщин, не впливає на їх рух в незміцненому матеріалі. Руйнування зразків, обкочених роликами та оброблених дробом, відбувається за такою ж схемою, як і матеріалу після шліфування.

В корозивному середовищі при поєднаній дії цих двох чинників утворюється велика кількість зародків тріщин, особливо на ділянках біля включень, оскільки, в залежності від виду інтерметалідного включення, відбувається його витравлення, або розтравлення приінтерметалідних зон. Показано, що в 3%-му розчині NaCl за навантажень, рівних границі втоми на повітрі (рис. 7), кількість корозійно-втомних пошкоджень на поверхнях інтенсивно зростає, через активування та розчинення локальних ділянок металу. Для сплаву Д16Т кількість корозійно-втомних пошкоджень визначається розподілом інтерметалідних включень. На поверхні зразків, зміцнених обкочуванням роликами, у порівнянні із шліфованим матеріалом, виникає дещо більша кількість корозійно-втомних пошкоджень (рис. 7). Це пов'язано з зростанням кількості інтерметалідів на поверхні зразка, внаслідок їх подрібнення та виходу з підповерхневих шарів.

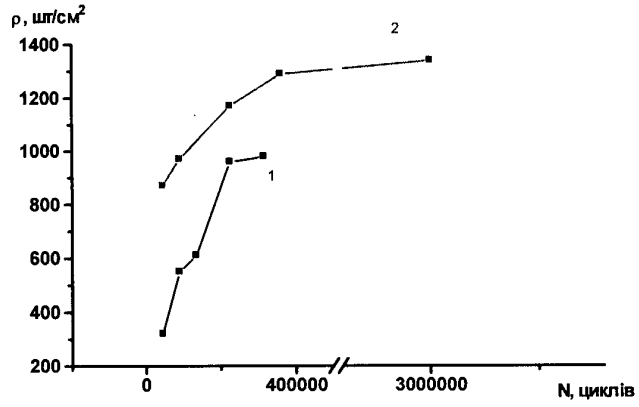
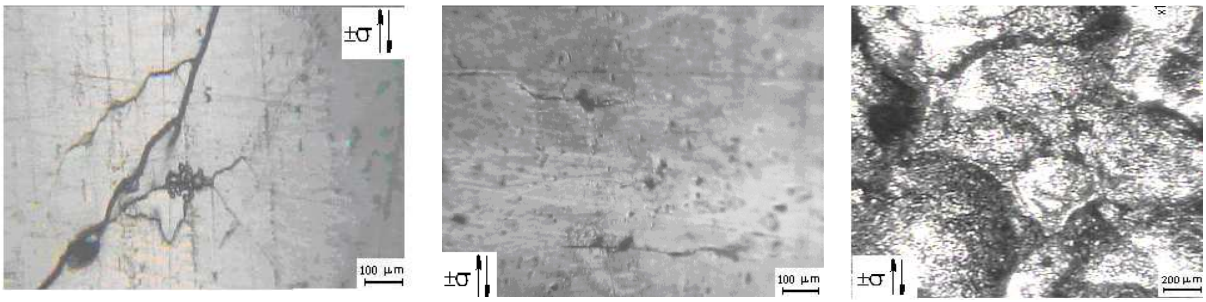


Рис. 7. Залежність густини корозійно-втомних пошкоджень від кількості циклів деформування сплаву Д16Т після:
1 – шліфування;
2 – обкочування роликами ($\pm \sigma = \sigma_{-1}$).

Практично у всіх випадках при $\pm \sigma \le \sigma_{-1}$, незалежно від стану поверхні, зародками тріщин служать локальні корозійно-втомні пошкодження, які утворюються в інтерметалідній або приінтерметалідній зонах. Зразки з шліфованою поверхнею в середовищі руйнуються під кутом ~ 45° до дії нормальних напружень (рис. 8а). Для зразків після ППД початкова тріщина розвивається перпендикулярно до дії змінних нормальних напружень (рис. 8 б, в), а після проходження тріщиною зміцненого шару, її подальший ріст відбувається так як і у матеріалі після шліфування, під кутом ~ 45°.

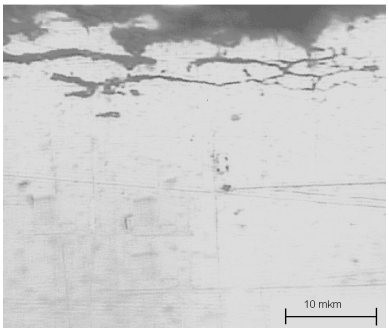


а б в

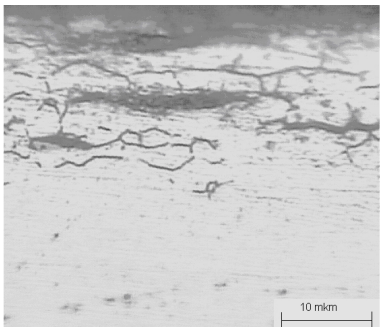
Рис. 8. Характер зародження корозійно-втомних тріщин на поверхні сплаву Д16Т після шліфування (а); обкочування роликами (б); дробоструминної обробки (в) ($\pm \sigma$ = 150 МПа).

Механічні напруження інтенсифікують розвиток міжкристалічної корозії сплаву Д16Т (рис. 9 а,б). Поверхнева пластична обробка подрібнює зерна поверхневих шарів, а

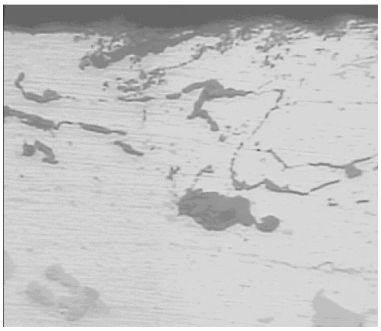
також руйнує стрічкоподібні колонії фазових включень, що послаблює інтенсивність міжкристалітної корозії (рис. 9 в, г).



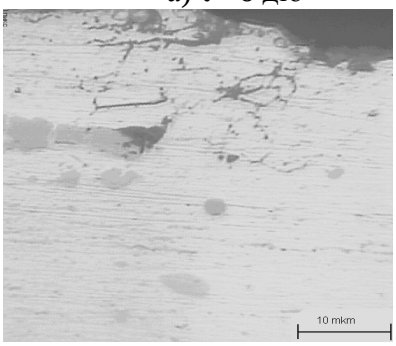
а) τ= 6 діб



б) τ= 6 діб



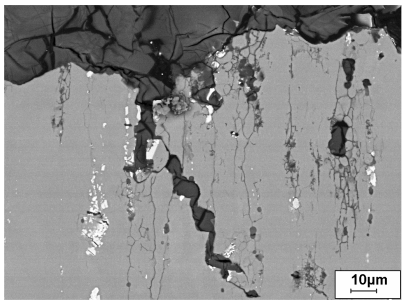
в) τ= 12 діб



г); τ= 2 доби

Рис. 9. Міжкристалітна корозія сплаву Д16Т при корозійно-втомних випробуваннях ±σ=115 МПа: шліфування (а), обкочування роликами (б), дробоструминна обробка (в).

Ріст тріщини в сплаві Д16Т в корозивному середовищі відбувається подібно до її руху у повітрі, тобто сходинкоподібно, причому середовище сприяє пришвидшеному руху тріщини, як у поздовжньому, так і в напрямку, перпендикулярному дії напружень. Рух магістральних корозійно-втомних тріщин супроводжується міжкристалічною корозією (рис. 10а), що підтверджено і фрактографічним аналізом (рис. 10 б).



а

▪ □□□

б

Рис. 10. Розвиток міжкристалітної корозії при рості корозійно-втомної тріщини в сплаві Д16Т (± σ = 250 МПа).

Висновки

1. Дробоструминна обробка та обкочування роликами підвищують границю втоми дюралюмінію у повітрі однаково на ~25%, а в 3%-му розчині NaCl відповідно на ~20% та ~50%. Різниця пов’язана із вищою електрохімічною гетерогенністю і шорсткістю поверхні після обдування дробом та різним характером її розчинення .

2. Причиною некласичного руйнування сплаву Д16Т в умовах втоми та корозійної втоми є його текстурованість, тобто стрічкоподібне розміщення включень, сформованих в процесі протягування.

3. ППД обкочуванням роликами та дробоструминною обробкою дюралюмінію змінює напрямок руху поверхневих тріщин та зменшує їх кількість, проте не впливає на їх ріст в незміцненому матеріалі.

4. Циклічна деформація інтенсифікує розвиток міжкристалітної корозії сплаву Д16Т в поверхневих шарах та в напрямку руху тріщин, однак ППД із-за модифікування поверхневих шарів знижує у них інтенсивність міжкристалітної корозії.

Література

1. Алюминиевые сплавы. Приминение алюминиевых сплавов: Справочное руководство. Редакционная колегия И.В. Горынин и др. – М.: «Металлургия», 1978.-С. 234.
2. Карлашов А. В., Яров А. Н., Гильман К. М. и др. Коррозионно-усталостная прочность бурильных труб из алюминиевых сплавов. М. «Надра», 1977. - 183 с.
3. Похмурский В.И. Коррозионная усталость металлов. - М.: Металлургия, 1985. - 208 с.
4. Хома М.С. Вплив поверхневого пластичного деформування на електрохімічні характеристики і опір корозійно-втомному руйнуванню нержавіючих сталей // Фіз.-хім. механіка руйнування. — 1994. –№1. – С. 125-127.
5. Похмурський В.І., Хома М.С. Корозійна втома корозійнотривких сталей і сплавів та їх зварних з'єднань / Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя.– Київ: Наук. думка,1998.– С. 604-619.
6. Хома М.А., Винар В.А., Наконечни А. Корозійно-електрохімічні властивості та витривалість поверхнево-змцнених алюмінієвих сплавів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. Спец. вип. – 2006.– Т.1. – С. 48-54.
7. Гордеева Т.А., Жегина И.П. Анализ изломов при оценке надежности материалов. – М.: Машиностроение, 1978. – с 200.

ДИАГРАММА ЦИКЛИЧЕСКОГО УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ И ЖИВУЧЕСТЬ ЭЛЕМЕНТОВ МАШИН И КОНСТРУКЦИЙ

Л.А. Сосновский[1], А.В. Богданович[2]

CYCLIC ELASTO-PLASTIC FRACTURE DIAGRAM AND CRACK GROWTH LIFE OF STRUCTURES AND MACHINE ELEMENTS

L.A. Sosnovskiy[1], A.V. Bogdanovich[2]

[1]НПО «ТРИБОФАТИКА», г. Гомель, Республика Беларусь
[2]Учреждение образования «Гродненский государственный университет им. Я. Купалы», г. Гродно, Республика Беларусь

Abstract. The experimental method for the estimation of crack growth resistance of the structure and machine elements under cyclic elasto-plastic straining based on local plastic strain near the crack tip and assuming to receive the complex of the force and strain characteristics of crack growth resistance for plastic steels, is suggested. The basic fracture characteristics are obtained due to cyclic elasto-plastic fracture diagram as result of standard crack growth resistance tests and the measuring of the local plastic strain near the crack tip.

Для определения характеристик трещиностойкости и живучести деталей машин и элементов конструкций, изготовленных из пластичных сталей, рекомендуют использовать критерии нелинейной механики разрушения, построенные, например, на основе энергетического контурного J-интеграла Черепанова-Райса, или коэффициента интенсивности упругопластических деформаций K_{Ie} Махутова, или раскрытия δ вершины трещины Леонова-Панасюка-Дагдейла [1-5]. Широкое практическое применение этих и других критериев нелинейной механики сдерживается в силу ряда причин, в том числе вследствие сложности и недостаточной разработанности их инженерных приложений [6].

Поэтому ведутся поиски иных методов прогнозирования сопротивления развитию трещин, включая и методы линейной механики разрушения (ЛМР), которые предполагают осуществление экстраполяции формул для коэффициентов интенсивности напряжений (КИН) K на существенно нелинейную стадию деформирования с помощью функций поправки на пластичность. Развиваемый подход относится к числу последних, но при этом отличается следующими существенными особенностями [7-10]:

1. В качестве меры поврежденности принята относительная площадь опасного сечения элемента с учетом трещины:

$$\omega_F = \frac{F_l + F_*}{F_0}, \tag{1}$$

где F_l – площадь опасного сечения, занятая магистральной трещиной; F_0 – исходная (номинальная) площадь этого сечения; F_* – площадь, занятая областью усталостного повреждения, с размером d_*, вычисляемым по формуле Трощенко-Покровского:

$$d_* = \frac{1}{2\pi L}\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{\text{пц}}^{\text{ц}}}\right)^2, \tag{2}$$

где L – параметр, зависящий от вида напряженного состояния; $\sigma_{\text{пц}}^{\text{ц}}$ – предел пропорциональности при циклическом нагружении. По существу, в формуле (1) относительная площадь

$$\frac{F_0 - F_l}{F_0} = (1 - \omega_F) = \psi \qquad (3)$$

является одновременно мерой сплошности (1 – ω_F) объекта и поперечной составляющей ψ пластической деформации (утяжкой). В работах [7, 11] было показано, что меру поврежденности ω_F, равно, как и меру сплошности (1 – ω_F), можно использовать в качестве поправки на пластичность при оценке характеристик трещиностойкости пластичных материалов. Так, величина КИН при внецентренном растяжении компактного образца из пластичной стали вычисляется по формуле

$$K_{I\,\max}^F = \frac{P_{\max}}{t_0\sqrt{B}}\omega_F^{1/2}Y(\omega_F)\,, \qquad (4)$$

где $P_{\max}$ – максимальная нагрузка цикла; l – измеренная длина трещины; t_0, B – размеры опасного сечения образца (рис. 1), а поправочная функция

$$Y(\omega_F) = 29{,}6 - 185{,}5(\omega_F) + 655{,}7(\omega_F)^2 - 1017(\omega_F)^3 + 638{,}9(\omega_F)^4 \qquad (5)$$

учитывает не только геометрию образца и схему его нагружения, но и интегрально величину пластической деформации в опасном сечении, ввиду того, что мера ω_F (одновременно являющаяся утяжкой ψ образца – см. рис. 1) определяется с учетом пластической деформации опасного сечения.

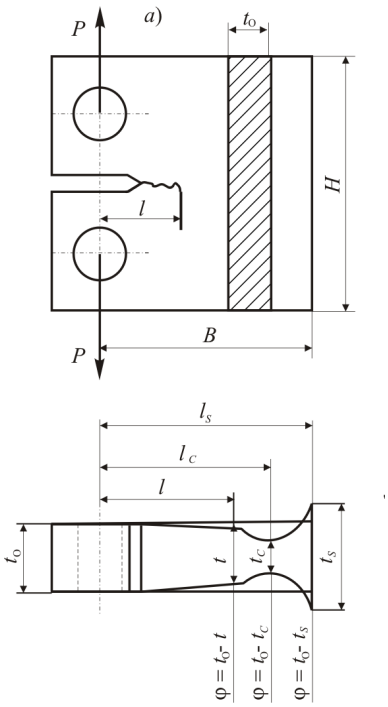


Рис.1. Схема нагружения и измерения утяжки компактного образца

2. Основные силовые и деформационные характеристики трещиностойкости материала получают путем построения индивидуальной (для образца заданной толщины) и обобщенной (для образцов разной толщины) диаграмм циклического упругопластического разрушения образца с трещиной (диаграмм ЦУПРОТ). Индивидуальную диаграмму ЦУПРОТ строят в координатах КИН K_I^F – абсолютная φ- или относительная ψ-утяжка. Поперечную составляющую пластической деформации образца в зоне развития трещины – утяжку – определяют как разность номинального t_0 и текущего t_φ значений толщины образца, т. е. $\varphi = t_0 - t_\varphi$ (см. рис. 1); ее относительная величина $\psi = \varphi / t_0$. При этом КИН K_I^F вычисляют по формулам ЛМР, но с поправкой на пластичность исследуемого материала. Например, для расчета КИН компактного образца (см. рис. 1) используют формулы (4), (5).

Различают два типа диаграммы ЦУПРОТ [8, 9]. Если при расчете величины K_I^F условно принимают, что максимальная нагрузка в процессе долома остается постоянной (а это действительно возможно, если испытательная машина достаточно жесткая или скорость нагружения высока), то получают диаграмму *OBCS* (рис. 2), которая с учетом оси ординат напоминает букву *D*, поэтому ее называют *D*-диаграммой. Если же при расчете K_I^F учитывают падение нагрузки в ходе долома образца (когда машина имеет относительно невысокую жесткость или скорость нагружения низка), то получают диаграмму $OB_1C_1S_1$ (см. рис. 2). Поскольку форма этой диаграммы напоминает букву *Q*, ее называют *Q*-диаграммой.

Диаграмма ЦУПРОТ в общем случае состоит из двух кривых: кривой циклического упругопластического разрушения (участки *OBC* на *D*-диаграмме и OB_1C_1 на *Q*-диаграмме) и кривой квазистатического разрушения (долома) (участки *CS* на *D*-

диаграмме и C_1S_1 на Q-диаграмме). В соответствующих точках C и C_1 трещина достигает критического размера l_c, которому отвечает предельная утяжка φ_c и предельное значение КИН – циклическая вязкость разрушения (величина K_{fc}^F на D-диаграмме и K_{fc}^* на Q-диаграмме). Величина K_{fc}^F не зависит от толщины образца. В соответствующих точках S и S_1 происходит разделение образца на две части, при этом имеет место максимальное уширение φ_s его опасного сечения, по которому определяют другое предельное значение КИН – квазистатическую вязкость разрушения (величина K_{sc}^F на D-диаграмме; на Q-диаграмме K_I^F = 0 в этой точке). Пересечение кривой CS с осью ординат дает еще один параметр трещиностойкости K_0^F (см. рис. 2). Максимум Q-диаграммы по оси КИН (точка B_1) соответствует началу циклического долома и характеризуется параметром $K_{ц}^F$; началу квазистатического долома соответствует параметр $K_{ст}^F$ на Q-диаграмме, который не является характерной точкой этой диаграммы, но соответствует началу резкого подъема кривой OBC (точка B на D-диаграмме). Предложены [8, 9] формулы для аналитического описания D- и Q-диаграмм ЦУПРОТ. В качестве примера на рис. 3 представлены D-диаграммы для образцов трех типоразмеров стали 45, построенные по результатам стандартных испытаний на циклическую трещиностойкость. Видно, что параметр K_{fc}^F = 141 МПа√м есть характеристика материала.

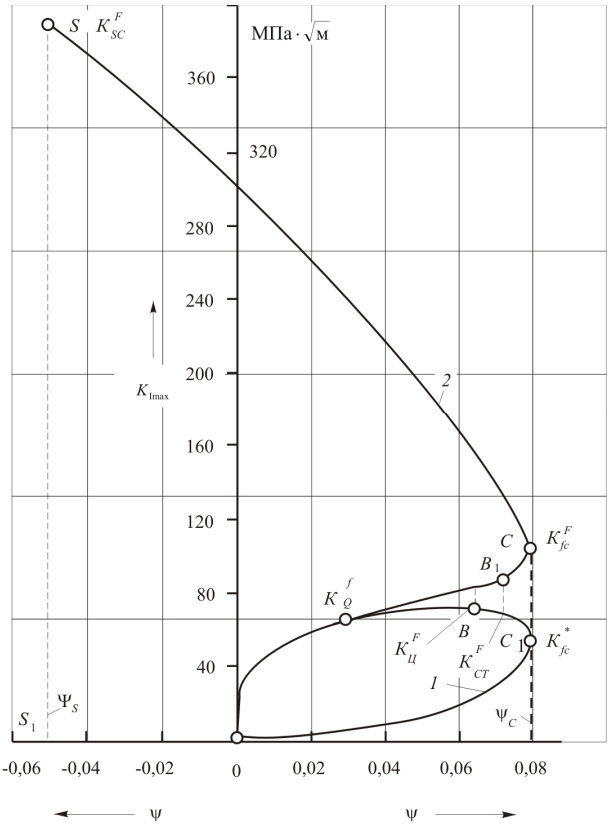


Рис.2. Совмещенные Q-диаграмма (1) и D-диаграмма (2) для образца толщиной 20 мм стали 30

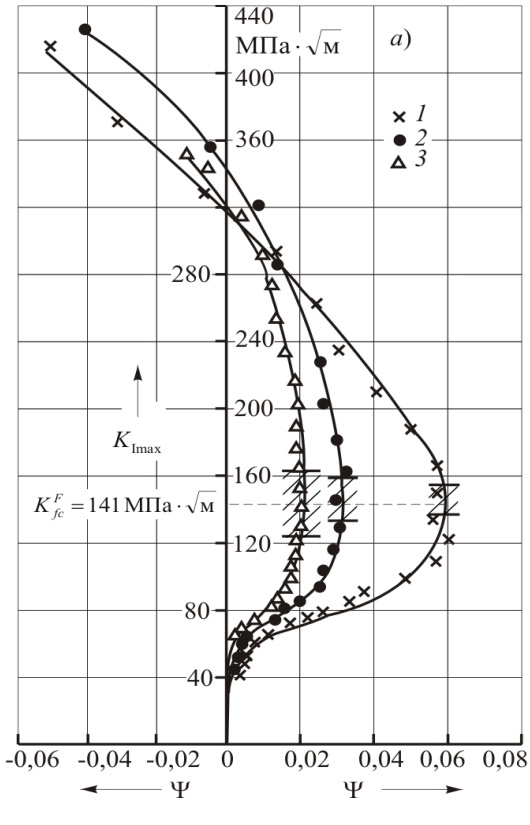


Рис.3. Диаграммы ЦУПРОТ для образцов толщиной 10 (1), 20 (2) и 40 (3) мм стали 45

Поскольку процесс развития усталостной трещины, носит автомодельный характер, предложены преобразования подобия для получения единой (обобщенной) зависимости, описывающей процесс упругопластического роста трещин в образцах разных типоразмеров. Чтобы построить обобщенную D-диаграмму, необходимо

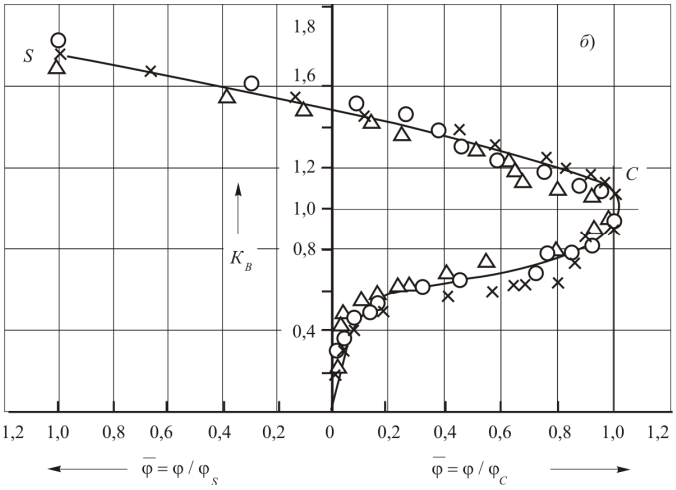


Рис.4. Обобщенная D-диаграмма ЦУПРОТ для стали 30, построенная по результатам испытаний компактных образцов толщиной 10, 20 и 40 мм

выполнить преобразования подобия – преобразования координат K_I^F и ψ в $\overline{K}_B$ и $\overline{\varphi}$ соответственно, где $\overline{K}_B = K_I^F / K_{fc}^F$ при $K_I^F \le K_{fc}^F$ и $\overline{K}_B = 1 + (K_I^F - K_{fc}^F) / K_{fc}^F$ при $K_I^F > K_{fc}^F$, а также $\overline{\varphi} = \varphi / \varphi_c$ (или φ / φ_s). С помощью обобщенной *D*-диаграммы нетрудно по четырем параметрам (φ_c, φ_s, K_{fc}^F, K_{sc}^F) для образца того или иного типоразмера полностью построить индивидуальную *D*-диаграмму, а для восстановления ее наиболее важной ветви *OBC* достаточно знать величины только двух параметров (φ_c, K_{fc}^F). Тогда текущие значения утяжки и КИН определяют так: $K_I^F = \overline{K}_B\ K_{fc}^F$ – для ветви *OBC*, $K_I^F = K_{fc}^F + K_{sc}^F\ (\overline{K}_B - 1)$ – для ветви *CS* (см. рис. 3.) и $\varphi = \overline{\varphi}\ \varphi_c$ (или $\varphi = \overline{\varphi}\ \varphi_s$). Пример обобщенной *D*-диаграммы дан на рис. 4 для компактных образцов трех типоразмеров стали 30. Аналогичные преобразования координат предложены и применительно к *Q*-диаграмме ЦУПРОТ.

3. Аналитическое выражение для скорости накопления повреждений на стадии развития магистральной трещины можно записать в виде степенной зависимости от уровня интенсивности напряжений ΔK с учетом поврежденности ω_F [9]:

$$\upsilon = \frac{d(1-\omega_F)}{dn} = -C_к\left(\frac{\Delta K_I}{1-\omega_F}\right)^{m_к}. \qquad (6)$$

Из (6) после интегрирования следует формула для оценки живучести изделия:

$$N_ж = \frac{(1-\omega_F)^{m_к+1}}{C_к(m_к+1)\Delta K_I^{m_к}}. \qquad (7)$$

В выражениях (6), (7) величина КИН ΔK_I есть разность максимального $K_{I\,\max}$ и порогового K_{th} КИН, т. е. $\Delta K_I = K_{I\,\max} - K_{th}$; $C_к$ и $m_к$ – параметры (постоянные материала), определяемые по кинетической диаграмме усталостного разрушения в координатах скорость роста трещины $\upsilon = d(1 - \omega_F) / dn$ – КИН $K_{I\,\max}$ (или ΔK_I), т. е. по смыслу и по размерности параметры $C_к$ и $m_к$ соответственно тождественны известным параметрам C_σ и m_σ известного уравнения Пэриса. Если нагружение носит нерегулярный характер и изменяется, например, по заданной программе в виде многократно повторяющихся блоков длительностью $N_б$, то модель накопления повреждений на стадии локализованного разрушения можно записать в виде

$$\lambda\sum_{i=1}^{s}\left[\frac{n_{i\,б}\,(1-\omega_F)^{m_к+1}}{C_к\cdot\Delta K_i^{m_к}\,(m_к+1)}\right]=1, \qquad (8)$$

где λ – число программных блоков до разрушения; i – номер ступени блока; s – количество ступеней в одном блоке; $n_{iб}$ – число циклов i-того уровня нагрузки в одном блоке. Живучесть тела с трещиной в этом случае

$$N_{жΣ} = \frac{N_б}{C_к\left(m_к+1\right)\ \sum_{i=1}^{s}\frac{\Delta K_i^{m_K} n_{i\,б}}{\left(1-\omega_F\right)^{m_к+1}}}. \qquad (9)$$

Таким образом, можно предложить следующий алгоритм оценки живучести изделий с магистральной трещиной (рис. 5).

1. Применительно к исследуемому объекту выбирают схему испытаний на малоразмерных образцах с известной формулой расчета КИН K_{IM}^F (с учетом поправки на пластичность). Экспериментально исследуют трещиностойкость материала, из которого изготовлен объект, с учетом всех особенностей его эксплуатационного нагружения.

2. По результатам испытаний строят кинетическую диаграмму усталостного разрушения (см. рис. 5,а) в координатах скорость повреждения $\mathrm{d}\omega_F / \mathrm{d}n$ – КИН K_I^F. По этой диаграмме определяют пороговое значение КИН K_{th}, а также два параметра ($C_к$, $m_к$) уравнения

$$\frac{\mathrm{d}\omega_F}{\mathrm{d}n} = C_к\left(\Delta K\right)^{m_к},$$

которое описывает прямолинейный ее участок.

3. Результаты измерений поперечной составляющей пластической деформации ψ используют для построения диаграммы ЦУПРОТ (см. рис 5, *б*). Особенность этой диаграммы состоит в том, что значение K_{fc} = const для образцов различной толщины. Определяют с помощью этой диаграммы предельные значения КИН и утяжки (K_{fc} и ψ_c).

4. Для изучаемого объекта устанавливают модель для вычисления КИН $K_{ИД}^F$.

5. Полученные в пп. 1–4 данные используют для расчета живучести $N_ж$ объекта по уравнению (7) при регулярном нагружении или по уравнению (9) при нерегулярном нагружении с учетом параметров программного блока (см. рис. 5,*в*).

Практическая реализация изложенного подхода выполнена для реальных объектов, например, для оценки живучести рамы кормоуборочного комбайна, линейной части нефтепровода «Дружба» [9]. Установлено удовлетворительное соответствие теоретических представлений и данных эксплуатации этих объектов.

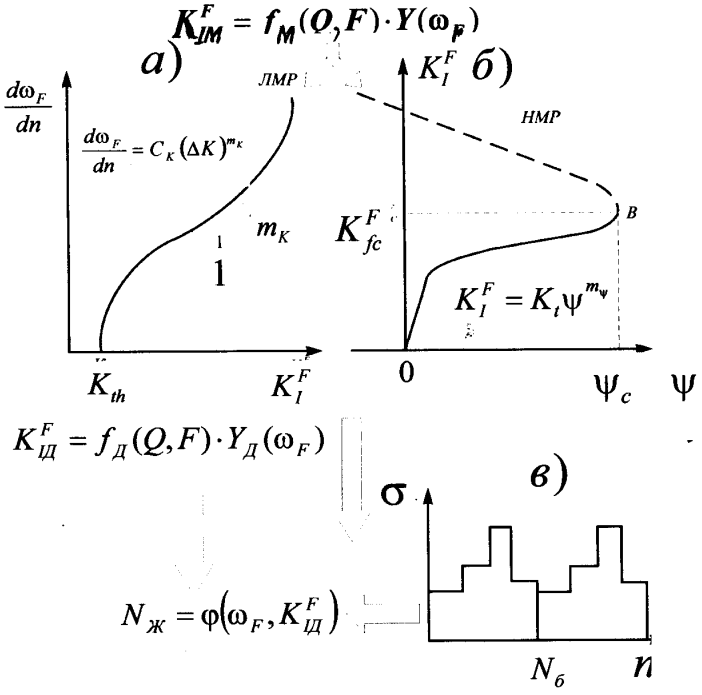


Рис. 5. Алгоритм расчетно-экспериментальной оценки живучести объекта

Литература

1. Черепанов Г.П. О распространении трещины в сплошной среде // Прикл. механика и математика. – 1967. – 31. - № 3. – С. 476 – 488.
2. Rice J.R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by north's and cracks // Idid. – 1968. – 35. – N 4. – P. 379 – 386.
3. Леонов М.Я., Панасюк В.В. Розвиток найдрібніших тріщин у твердому тілі // Прикл. механіка. – 1959. – Вип. 4. – С. 391 – 401.
4. Dugdale D.S. Yielding of steel sheets containing slits // J. Mech. And Phys. Solids. – 1960. – 8. – N 2. – P. 100 – 108.
5. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность. – М.: Машиностроение1981. – 272 с.
6. Писаренко Г.С. Актуальные вопросы прочности в современном машиностроении. – Киев: Наук. Думка, 1992. – 192 с.
7. Сосновский Л. А. Оценка живучести модели корпуса реактора // Весці АН БССР. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 1990. – № 3. – С. 36–40.
8. Сосновский Л.А., Богданович А.В., Бордовский А.М. Живучесть линейной части нефтепровода. – Гомель: НПО «ТРИБОФАТИКА», 2004. – 112 с.
9. Сосновский Л.А., Богданович А.В. Анализ диаграммы циклического упругопластического разрушения образца с трещиной. Сообщения 1 и 2 // Проблемы прочности. – 1995. -№ 5-6. – С. 39 – 61.
10. Богданович А.В., Бордовский А.М., Сосновский Л.А. Модель накопления повреждений на стадии локализованного разрушения при циклическом упругопластическом деформировании // Современные проблемы машиноведения: Материалы междунар. НТК (научные чтения, посвященные П.О. Сухому). – Гомель: ИММС НАН РБ, Гомельский политехнич. ин-т, 1998. – С. 56 – 59.
11. Богданович А.В. Оценка меры поврежденности при расчете живучести изделий // Весці НАН Беларусі. Серыя фіз.-тэхн. навук. – 2001. - № 2. – С. 43 – 47.

INTEGRITY ASSESSMENT OF CRACKED COMPONENTS USING PROBABILISTIC METHODS

I. Varfolomeyev[1], O. Yasniy[2]

[1]Fraunhofer IWM, Freiburg, Germany
[2]National University of Lviv, Ukraine

Abstract. In this study probabilistic methods of the fracture mechanics are applied to integrity assessment of cracked components subjected to static and cyclic loading. Various key issues related to a probabilistic analysis are discussed and accounted for in the calculations. An example illustrating the application of computational procedures to evaluate the integrity of a component with postulated cracks is presented. Finally, some available experimental results on fatigue crack growth are re-evaluated based on the use of statistical methods.

Introduction

Fracture mechanics assessment of components containing existing or postulated flaws is usually performed based on deterministic approaches. These act on proper assumptions of the flaw state, material strength and toughness properties, as well as applied loading. Generally, deterministic estimates of component's strength are conservative, provided that state-of-the-art analysis methods together with reliable and conservative input data are employed. However, many applications deal with variable or/and uncertain data whose impact on the final result cannot be distinctly judged. If appropriate, uncertainties and scatter in the input parameters are taken into account by applying sensitivity studies or using certain percentile curves to describe material properties (e.g. within the 90% confidence interval).

Alternatively, methods of statistical data analysis and probabilistic fracture mechanics can be applied. In this case, available measurements of material properties, load magnitudes and sequences, and results of the non-destructive evaluation (NDE) can be directly involved in the analysis as statistically distributed quantities. An essential advantage of such an approach is that the critical conditions (e.g. crack size, loading, material toughness) or the component life-time can be expressed in form of distribution functions, so that both the expectation (median value) and the scatter of the sought solution parameter can readily be quantified.

A considerable progress in the probabilistic fracture mechanics methods achieved within past two decades was mainly due to research activities on component safety and damage tolerance in nuclear and conventional power plants, aerospace, pipeline, pressure vessel industries. Numerous examples of the probabilistic assessment of cracked components are considered in the literature, e.g. [1-4]; several computer programs and benchmark results are available [5-6]. Moreover, probabilistic methods are included in the latest versions of the structural integrity assessment procedures [7-9].

Although the general solution approach in the probabilistic fracture mechanics analysis is well established, several computational issues need to be systematically considered. In particular, the following topics should be addressed:

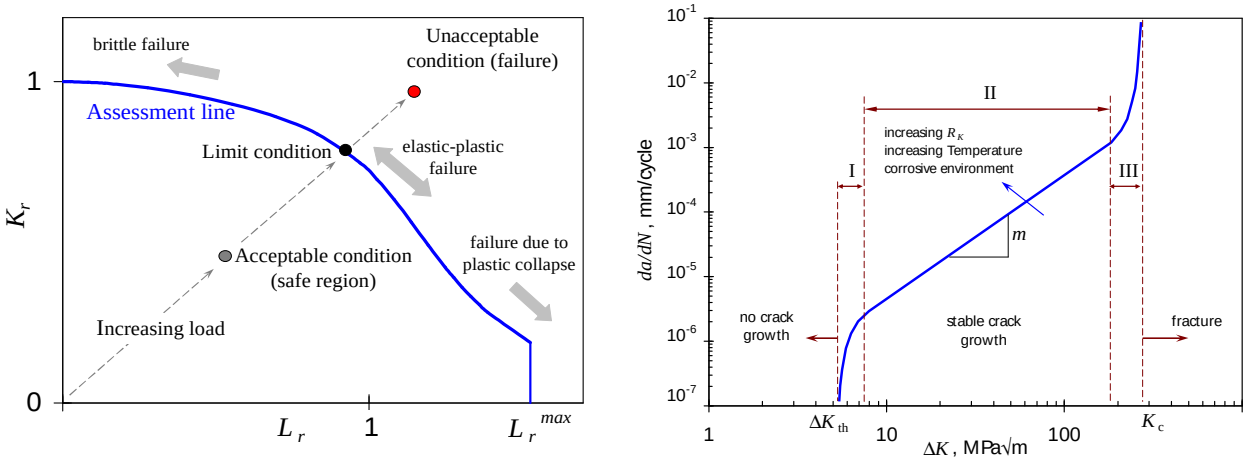
- methods of the data fit using various distribution functions;
- evaluation of the fit accuracy and validity criteria for distribution assumptions;
- statistical description of random data, such as applied loading in fatigue problems, and their extrapolation (e.g. in the time domain);
- random data generation;
- calculation of probabilistic integrals and failure probabilities;
- evaluation of the scatter in the final results.

Associated computational methods and mathematical algorithms, as well as related fracture mechanics models and solutions are briefly reviewed in this paper. Subsequently, probabilistic analyses are performed to evaluate fracture probabilities in a piping containing

postulated defects [9]. Furthermore, available crack growth data for surface cracked plates in cyclic bending [10] are re-evaluated using probabilistic analysis tools.

Analytical Failure Assessment

Failure assessment procedures, e.g. [7-9], accepted for the use in industrial applications employ the failure assessment diagram (FAD) for components under static loading and elastic stress intensity factor solutions for predicting fatigue crack growth under cyclic loading.



(a) (b)

Fig. 1. Typical FAD (a) and fatigue crack growth curve (b) for a cracked component.

Figure 1 schematically illustrates both approaches and related analysis methods. The assessment point in FAD is defined by [7]

$$K_r = \frac{K_{Ip}}{K_{mat}} + \frac{K_{Is}}{K_{mat}} + \rho,\ L_r = \frac{P}{P_L} = \frac{\sigma_{ref}}{\sigma_Y} \tag{1}$$

with K_{Ip} and K_{Is} being elastic stress intensity factors for the primary and secondary loading, respectively, K_{mat} the material fracture toughness, ρ a plasticity correction accounting for the interaction between the primary and secondary stresses, P (or σ_{ref}) a measure of the primary load, and P_L (or the yield strength σ_Y) the load (respectively, stress level) corresponding to the yielding of the cracked ligament. The failure assessment line, $K_r = f(L_r)$, separating the safe state region from that assigned to the component failure (Fig. 1a) is determined based on the tensile data available (yield strength, ultimate strength, stress-strain curve) [7].

Calculations of fatigue crack propagation are generally performed assuming a material specific relationship between the crack growth rate, da/dN, and the stress intensity factor range, ΔK. In a simple case of constant amplitude loading, the Paris-Erdogan equation applies (region II in Fig. 1b):

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \tag{2}$$

Deterministic failure assessment is based on conservative assumptions of the material data (strength properties, fracture toughness, fatigue crack growth rates and threshold value, ΔK_{th}), crack size (e.g. above accepted NDE limits) and location, as well as the load magnitude. Moreover, considerable conservative simplifications of the load spectrum are often performed in fatigue calculations. An additional use of safety factors [7-9] aims at providing sufficient safety margins for problems involving scattering or uncertain data. In general, this leads to a considerable underestimation of the critical conditions (load, defect size) and life-time for a cracked component, so that a further data refinement may become necessary to prove the component safety.

On the other hand, the above approach is not able to completely exclude the risk of failure. For instance, the scatter in material properties cannot be entirely captured by specimen

testing, so that severe data variations about the expected values are possible. Furthermore, even though long-term load measurements are available for certain components, extreme loads can still arise. In such cases, methods of statistical analysis and probabilistic fracture mechanics are able to improve and supplement the deterministic analysis and provide more realistic predictions of component behaviour.

Significance and Description of Data Scatter

Input data involved in fracture mechanics calculations can be separated in three groups: geometry, material and loading. Most or even all of the input parameters are subjected to the variability and uncertainty which causes the variability of the final solution. To describe the scatter in the input data and account for this in the analysis, methods of the mathematical statistics and probability theory are employed.

The table below summarises some distribution functions used in technical application.

Table 1. Typical distribution functions employed in engineering calculations.

Distribution type	Distribution parameters	Probability density function	Eq.
Normal	μ = mean σ = standard deviation $-\infty < x < \infty, \sigma > 0$	$f(x) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{x-\mu}{\sigma} \right)^2 \right]$	(3)
Lognormal	x_0 = location parameter m = scale parameter σ = shape parameter $x_0 \le x < \infty, m > 0, \sigma > 0$	$f(x) = \frac{1}{(x-x_0)\sigma\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2\sigma^2}\left(\ln\frac{x-x_0}{m} \right)^2 \right]$	(4)
Weibull	x_0 = location parameter β = shape parameter η = scale parameter $x_0 \le x < \infty, \eta > 0, \beta > 0$	$f(x) = \frac{\beta}{\eta}\left(\frac{x-x_0}{\eta} \right)^{\beta-1} \exp\left[-\left(\frac{x-x_0}{\eta} \right)^{\beta} \right]$	(5)
Exponential	b = scale parameter x_0 = location parameter $x_0 \le x < \infty, b > 0$	$f(x) = \frac{1}{b} \exp\left[-\frac{(x-x_0)}{b} \right]$	(6)

A statistical description of the flaw state includes two key aspects: (1) flaw size distribution; (2) probability of detection (POD) of a crack having a certain size a. The flaw size distribution depends both on material quality and NDE requirements. The lognormal and exponential distribution functions, Eqs (4), (6), are suitable for describing the initial crack size. The probability of detection is related to the amount of NDE data and the quality of employed apparatus.

The material is characterised by its strength and fracture mechanics parameters. The scatter in the yield and tensile strength can often be described by fitting available test results to normal or lognormal distribution functions, Eqs (3)-(4). A considerable scatter of the fracture toughness, especially in the brittle-to-ductile transition region, is a critical point to be accounted for in the analysis of cracked components. An appropriate statistical description of fracture toughness is achieved using a three-parameter Weibull distribution, Eq. (5), of the master curve method [11]. Various statistical approaches are known to treat the scatter of fatigue crack growth data [1, 2].

To account for uncertainties and variability of the applied load, different procedures are used [1-6]. Fatigue analyses additionally employ methods for counting measured load spectra. Furthermore, statistically based extrapolation techniques have been developed [12].

Failure probabilities or fatigue crack growth calculations are often performed making use of the Monte-Carlo simulation (MCS). However, this method becomes rather inefficient if low failure probabilities are requested. In such cases, the first- or second-order reliability methods (FORM, SORM) [13], as well as MCS with importance sampling [14] are advantageous.

Examples of Probabilistic Assessment

The following two examples illustrate the performance and potentials of probabilistic methods in the assessment of cracked components under both static and cyclic loading.

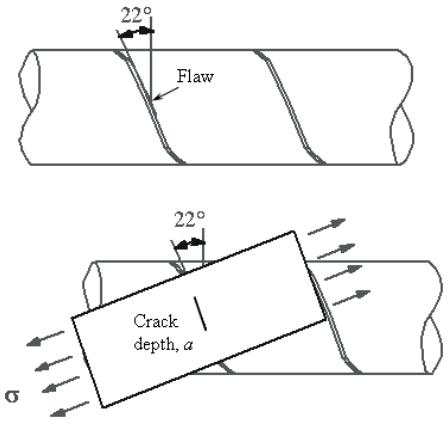
Component under static loading

This example deals with strength and burst safety assessment of a spiral welded pipe made of steel StE480.7TM (API X70) [9]. Imperfections in the welds have originated when the welded, finished and pressure tested pipes were turned on support rollers to put on the outer insulation under heating. As a consequence of malfunctions of the support rollers, the weld metal area was locally deformed leading to the cold forming and reduction of material toughness in the weld areas [9, 15].

The imperfections are located between the weld metal and heat affected zone and extend over about 200 mm parallel to the seam which is at an angle of 22° with the circumferential direction. By extensive hardness measurements, the cold formed zone was found to extend to a maximum depth of 2 mm into the pipe wall. To exclude the pipe failure, the whole cold formed zone is conservatively assumed to be a long surface crack of the depth a = 2 mm. The static internal pressure is p = 7.6 MPa. Additionally, residual weld stresses (secondary stresses) of magnitude $\sigma_s = 0.6R_{p0.2}$ are imposed on the structure; this assumption is conservative, since the residual stresses are likely to disappear in the cold formed area.

Figure 2 summarises the component and crack geometry, load parameters and material data and shows the model employed in calculations. The fracture toughness was estimated based on measurements of the crack tip opening displacement; hereby, the smallest of 10 individual values (δ_c = 0.05 mm) was used [15].

Table 2 presents distribution functions and related parameters employed in the probabilistic analysis. In particular, the fracture toughness is assumed to follow a three-parameter Weibull distribution according to the master curve concept, whereas the value of K_{mat} = 91 MPa√m is assigned to the failure probability of 5%. To explore the significance of the crack depth assumptions, two mean values μ_a = 2 and 3 mm are analysed.



Outer diameter, D = 1420 mm
Wall thickness, t = 15.6 mm
Crack depth, a = 2 … 3 mm

Yield strength, $R_{p0.2}$ = 480 MPa
Tensile strength, R_m= 600 MPa
Fracture toughness, K_{mat} = 91 MPa√m

Internal pressure, p = 7.6 MPa
Primary stress, σ_p = 192 MPa
Secondary stress, σ_s = 288 MPa

Fig. 2. Geometry of the spiral welded pipe and respective analysis model.

Table 2. Data for probabilistic assessment of the spiral welded pipe.

Input data	Mean value	Distribution type	Distribution parameters
Crack depth a, mm	2 3	normal	$\mu = 2$, $\sigma = 0{,}2$ $\mu = 3$, $\sigma = 0{,}3$
Primary stress σ_p, MPa	192	normal	$\mu = 192$, $\sigma = 4$
Secondary stress σ_s, MPa	288	lognormal	$x_0 = 282$, $m = 6$, $\sigma = 0{,}6$
Yield strength $R_{p0.2}$, MPa	480	lognormal	$x_0 = 474$, $m = 6$, $\sigma = 0{,}4$
Tensile strength R_m, MPa	600	normal	$\mu = 600$, $\sigma = 10$
Fracture toughness K_{mat}, MPa√m	91	Weibull	$x_0 = 20$, $\beta = 4$, $\eta = 149$

Probabilistic calculations are first performed using MCS with the total number of simulations varied between $N = 10^3$ and 10^6. The failure probability is then determined by

$$P_f = N_f / N \tag{7}$$

where N_f is the number of failure cases, as predicted according to the FAD approach, Eq. (1). Figure 3 shows the analysis results obtained at $N = 10^3$. Here a unique assessment line corresponding to the mean values of the material strength and toughness parameters is drawn; the assessment points are scaled according to their position in the diagram at each individual simulation with randomly selected input data (Table 2). The failure probability is $P_f = 0.004$ for the mean crack depth of $\mu_a = 2$ mm and $P_f = 0.026$ for $\mu_a = 3$ mm. With increasing number of simulations, the result tends to $P_f = 4.08\times10^{-3}$ for $\mu_a = 2$ mm and $P_f = 3.05\times10^{-2}$ for $\mu_a = 3$ mm.

The failure cases occasionally predicted in Fig. 3 are mainly due to low values of the fracture toughness, as derived from the presumed Weibull distribution with the lower bound of $K_{min} = 20$ MPa√m. While this assumption is generally too conservative, further analyses are carried out to specify the minimum required fracture toughness needed to assure a certain reliability level of the piping. A target failure probability of 7×10^{-5} is selected, as requested for non-redundant components with severe failure consequences [7]. Failure probabilities calculated by the second-order reliability method are given in Fig. 4 as a function of the lower bound of fracture toughness. The results suggest that the values $K_{min} = 47$ and 82 MPa√m would provide the desired reliability level for the piping with the mean crack depth of 2 and 3 mm, respectively. Hence, comprehensive measurements of the fracture toughness, as well as a reliable non-destructive examination are two decisive actions to assure a safe operation of the piping.

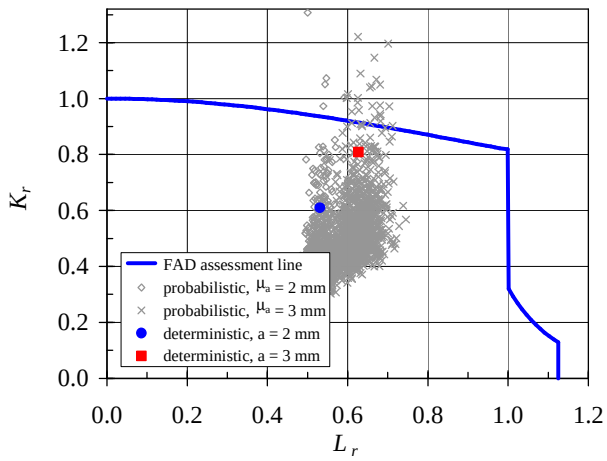


Fig. 3. Probabilistic FAD assessment of the spiral welded pipe.

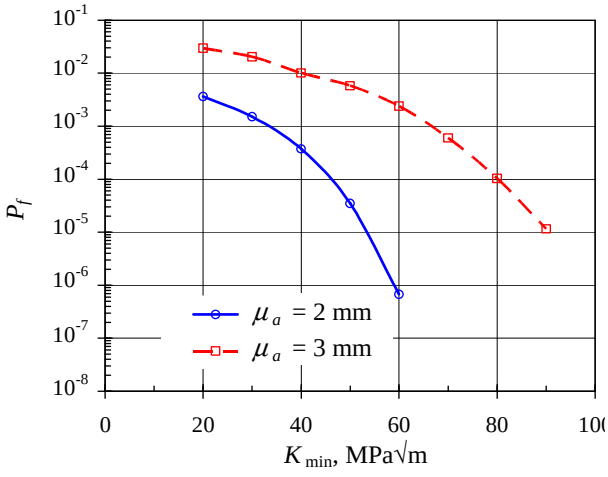


Fig. 4. Failure probability versus the lower bound of fracture toughness.

Assessment of fatigue crack growth

In [10], experimental results are presented for surface cracked specimens made of steel 15X2MΦA, subjected to cyclic bending with the stress ratio R = 0.32. Analytical calculations of fatigue crack growth were performed on the deterministic basis within the Paris region of the fatigue crack growth curve, Eq. (2), using the constants $C = 2.96\times10^{-8}$, m = 2.54 (da/dN in mm/cycle, ΔK in MPa√m), Fig. 5. In particular, predicted fatigue lives for specimens with semi-elliptical cracks were within 30% of the experimental results.

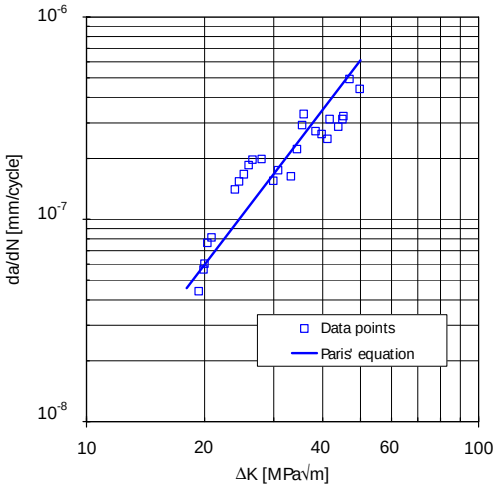


Fig. 5. Fatigue crack growth data for steel 15X2MΦA, R = 0.32 [10].

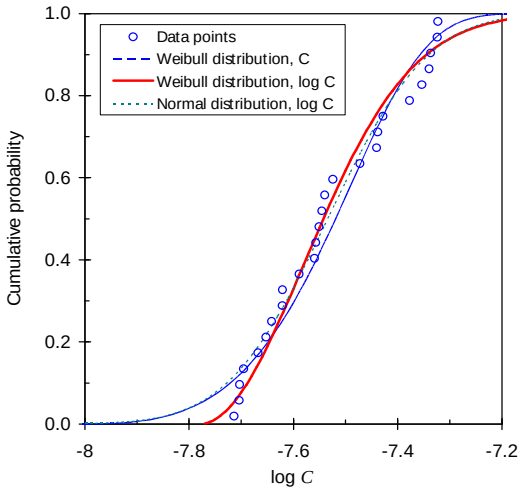


Fig. 6. Distribution functions for the parameter C in Eq. (2), m = 2.54.

In this example, probabilistic analysis is applied to evaluate the significance of the data scatter in Fig. 5 and to derive distribution functions for fatigue lives of the corresponding specimens.

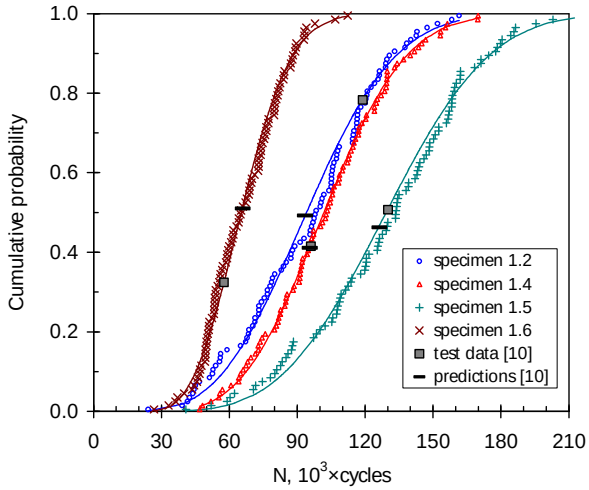
Since the Paris constants C and m are often considered to be dependent parameters, a common approach to describe the scatter of FCG data is to fix one of them and vary the other one [1]. Assuming m = 2.54, the cumulative distribution function for C or log C can be derived, Fig. 6. This was fitted using the normal, lognormal and Weibull distribution functions, Eqs (3)-(5), both for C and log C. Subsequently applying the Anderson-Darling goodness-of-fit (AD-GOF) test, only three distributions were found to be acceptable, Fig. 6. The solid line in Fig. 6 provides the best fit to the empirical data and is described by equation

$$F(\log C) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\log C + 7.78}{0.286}\right)^{1.983}\right] \tag{8}$$

The value $C = 2.96\times10^{-8}$ employed in [10] corresponds to the probability of some 54%.

Using randomly generated values of C, crack growth analyses for four specimens (designation 1.2, 1.4, 1.5, 1.6) tested in [10] were performed by integrating Eq. (2). For each specimen, 100 simulations were completed. Figure 7 summarises the input data and analysis results in terms of the cumulative probability function for fatigue lives.

An appropriate analytical description of the empirical data is achieved by applying the Weibull distribution for either N or log N, as well as the normal distribution for log N. However, the AD-GOF test succeeded for all data sets only when using the Weibull distribution for log N, as shown by solid lines in Fig. 7.



Specimen: plate with a semi-elliptical surface crack
Plate thickness: 30 mm, width: 116 mm
Loading: cyclic bending, $R = 0.32$
a_0: initial crack depth
$2c_0$: initial crack length
a_f: final crack depth
N: number of cycles in test

Specimen	1.2	1.4	1.5	1.6
σ_{max}, MPa	366	454	395	471
a_0, mm	8.8	3.9	5.4	6.0
$2c_0$, mm	25.2	12.4	12.2	13.4
a_f, mm	17.7	18.6	18.3	16.1
N, cycles	119000	96100	130200	57700

Fig. 7. Fatigue life distributions of surface cracked specimens under cyclic bending.

Deterministic fatigue life predictions obtained in [10] correspond with the probability level of 41% to 51%, as expected for the mean curve in Fig. 5; the experimental results cover the probability range of 32% to 78% (Fig. 7).

Conclusions

Probabilistic methods are a valuable extension to conventional (deterministic) analysis tools, allowing for consideration and handling of uncertainties, variability and scatter in the input parameters. On one hand, probabilistic calculations help to quantify the influence of individual parameters and their scatter on the final result; on the other hand, they provide estimates of component's limit state or life-time in terms of probability distribution functions. The latter brings essential advantages over the deterministic approach, e.g. in explaining occasional failure cases of components whose design is believed to be safe. Moreover, probabilistic calculations can be efficiently used to specify requirements on the input data in order to reach a targeted reliability level, as shown in the first example of the paper.

Results of a probabilistic analysis are reliable and, thus, valuable provided that accurate and statistically representative input data are involved. In particular, the use of underlying distribution functions must be carefully checked. As discussed in the last example of the paper, wrong assumptions on the type of distribution functions can be eliminated by properly applying goodness-of-fit tests. Finally, adequate methods for computing failure probabilities should be employed. Specifically, calculations of low failure probabilities require accurate algorithms based on the FORM or SORM.

References

1. Bloom, J.M., Ekvall, J.C. (Eds.), Probabilistic Fracture Mechanics and Fatigue Methods: Applications for Structural Design and Maintenance, ASTM STP 798, American Society for Testing and Materials (1983).
2. Provan, J.W. (Ed.), Probabilistic Fracture Mechanics and Reliability, Martinus Nijhoff Publ. (1987).
3. Cioclov, D., Kröning, M., Probabilistic fracture mechanics approach to pressure vessel reliability evaluation, in *Probabilistic and Environmental Aspects of Fracture and Fatigue*, ASME PVP Vol. **386**, pp. 115-125 (1999).
4. Rahman, S., Kim, J.S., Probabilistic fracture mechanics for nonlinear structures, *Int. J. Pressure Vessels and Piping* **78**, 261-269 (2001).
5. Dillström, P., ProSINTAP – A probabilistic program implementing the SINTAP assessment procedure, *Eng. Fracture Mechanics* **67**, 647-668 (2000).

6. Brickstad, B., Dillström, P., Schimpfke, T., Cueto-Felgueroso, C., Chapman, O.J.V., Bell, C.D., Project NURBIM (nuclear RI-ISI methodology for passive components), benchmarking of structural reliability models and associated software, in *Flaw Evaluation, Service Experience, and Materials for Hydrogen Service*, ASME PVP Vol. **475**, pp. 109-119 (2004).
7. SINTAP: Structural Integrity Assessment Procedures for European Industry, Report BE 95-1426 (1999).
8. FITNET: Fitness-for-Service Procedure, Prepared by European Fitness-for-Service Thematic Network, M. Kocak et al., Eds. (2006).
9. Berger, C., Blauel, J.G., Hodulak, L., Pyttel, B., Varfolomeyev, I., Fracture Mechanics Proof of Strength of Engineering Components, FKM-Guideline, 3rd extended edition, VDMA Publ. GmbH (2006).
10. Varfolomeyev, I.V., Vainshtok, V.A., Krasowsky, A.Ya., Prediction of part-through crack growth under cyclic loading, *Eng. Fracture Mechanics* **40**, 1007-1022 (1991).
11. Wallin, K., The scatter in K_{Ic} results, *Eng. Fracture Mechanics* **19**, 1085-1093 (1984).
12. Socie, D., Modelling expected service usage from short-term loading measurements, *Int. J. Materials & Product Technology* **16**, 295-303 (2001).
13. Der Kiureghian, A., De Stefano, M., Efficient algorithm for second-order reliability analysis, *J. Engineering Mechanics* **117**, 2904-2923 (1991).
14. Engelund S., Rackwitz R., A benchmark study on importance sampling techniques in structural reliability, *Structural Safety* **12**, 255-276 (1993).
15. Bernasovski P., Lombardini J., Cracking of SAW welds in gas pipelines, in Proc. Pipeline Conference, Oostende, November 1990, pp. 13.19-13.24 (1990).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАТУХАЮЩЕЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ ТРАЕКТОРИИ В ТЕОРИИ ПРОСТЫХ МАТЕРИАЛОВ С УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИМ ПОВЕДЕНИЕМ И НАЧАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ НАГРУЖЕНИЯ

П.П. Лепихин

SIMULATION OF THE PATH SHAPE FADING MEMORY IN THE THEORY OF ELASTOPLASTICALLY-DEFORMED SIMPLE MATERIALS WITH INITIAL LOADING SURFACE

P.P. Lepikhin

Институт проблем прочности им.Г.С.Писаренко НАН Украины, Украина

Abstract A mathematical theory of strict construction of reduced constitutive relations for Noll's simple strain-hardening elastoplastic materials with an initial loading surface and a path shape memory fading during the active deformation was developed. The strains and the type of symmetry of the material properties are arbitrary. Constitutive equations were derived for materials without the path shape memory, for those with a weak fading memory, and with an *n*-th order fading memory. An elastic-perfectly plastic material is defined from the standpoint of the fading memory of path shape. The theory of strict construction of reduced constitutive relations for materials with a 1-st order fading memory of path shape for infinitesimal strains was developed on the assumption that the strain measures are small over the whole history. Special attention is given to isotropic materials.

Одним из наиболее важных и широко распространенных на практике видов нагружения элементов конструкций является циклическое нагружение. При этом в ряде случаев реализуются сложные процессы деформирования и имеют место (при малоцикловом нагружении) развитые пластические деформации. В настоящее время проводятся широкомасштабные исследования малоцикловой усталости для непропорциональных циклических процессов [1-3] и др. При этом достоверность описания ресурса элементов конструкций определяется точностью физических уравнений.

Перспективными для моделирования сложных циклических процессов нагружения являются теории пластичности, учитывающие влияние истории деформирования. Одной из наиболее распространенных моделей такого типа является эндохронная теория пластичности [4-5]. Вместе с тем, эта теория в целом ряде случаев приводит к рассогласованию расчетных и экспериментальных данных. Недостаточным является и обоснование области применимости этой теории. Известна критика эндохронной теории пластичности [6] др. Поэтому для адекватного описания сложных процессов циклического упругопластического деформирования требуется дальнейшее развитие теорий пластичности, учитывающих историю деформирования.

Ранее с использованием подходов рациональной механики континуума [7-8] построена математическая теория строгого построения и специализации определяющих соотношений простых по Ноллу упрочняющихся упругопластических материалов с забыванием формы траектории, в которых пластические деформации имеют место сразу же после приложения нагрузки и монотонно увеличиваются в процессе деформирования. Деформации и тип симметрии материала – произвольные. Для процессов деформирования, близких к пропорциональным и мало отличающихся от ненапряженной и недеформируемой конфигурации, построены физические уравнения материалов, не обладающих памятью формы траектории, со слабой затухающей памятью и с затухающей памятью n-го порядка.

Используя физические уравнения теории пластичности с затухающей памятью 1-го порядка (линейная теория упругопластичности) при конечных деформациях [7], в работе [8] посредством принятия условия малости мер деформации в течение всего «прошлого» разработана математическая теория строгого построения и специализации определяющих соотношений для бесконечно малых деформаций. Определены условия приведения построенных соотношений к одному из вариантов эндохронной теории пластичности.

Как известно [9], целый ряд широко применяемых в технике конструкционных упрочняющихся упругопластических материалов с затухающей памятью формы траектории обладает начальной поверхностью нагружения. Вместе с тем, теория таких материалов мало разработана. В этой связи представляется целесообразным с научной и прикладной точки зрения разработать методику построения и специализации определяющих соотношений, моделирующих их поведение при деформировании.

Будем считать все процессы деформирования начинающимися в некоторый момент времени t_0 из ненапряженного и недеформированного начального состояния, а также предположим, что и при значениях момента времени $t < t_0$ материал находился в этом же начальном состоянии.

Следуя [7], приведенное (независящее от системы отсчета) определяющее соотношение, моделирующее реакцию произвольного простого материала с не зависящим от временной истории поведением, можно записать так

$$\mathbf{T}(\xi)^{\mathbf{R}} = \mathbf{R}^{\mathrm{T}}(\xi)\mathbf{T}(\xi)\mathbf{R}(\xi) = \mathbf{G}\left(\mathbf{C}^{\xi}\right), \qquad (1)$$

где $\mathbf{T}(\xi)$ - тензор напряжений Коши в конце процесса деформирования; $\mathbf{C}^{\xi} = \mathbf{C}^{\xi}(\eta) = \mathbf{C}(\xi - \eta)$ - история правого тензора Коши-Грина вплоть до ξ (ξ фиксировано, $\eta = \xi - \xi' \geq 0$); $\mathbf{C}(\xi) = \mathbf{U}^2(\xi)$; $\mathbf{R}(\xi)$ - ортогональный тензор поворота в полярном разложении градиента деформации $\mathbf{F}(\xi) = \mathbf{R}(\xi)\mathbf{U}(\xi)$; $\mathbf{U}(\xi)$ - правый тензор растяжения; $\mathbf{G}$ - отображение истории $\mathbf{C}^{\xi}$ на симметричные тензоры; ξ и ξ' - длины дуг траектории тензора деформаций Грина второго типа $\mathbf{E} = 0{,}5(\mathbf{C} - \mathbf{1})$ в конце процесса деформирования и в «прошлом» соответственно.

Здесь и далее верхний индекс «т» обозначает транспонированный тензор.

В рамках подчиняющихся уравнению (1) материалов выделим класс упругопластических тел, которые кроме независящего от времени поведения обладают другими дополнительными (определяющие) свойствами [7,10]: деформацию тем или иным способом можно разделить на упругую и пластическую составляющие, справедлив некоторый критерий текучести, выполняется какой-либо закон течения.

Следуя [7-8], предположим, что в классе упругопластических материалов можно выделить такие, которые в произвольных процессах активного деформирования проявляют затухающую память формы траектории. Для определения отмеченной выше затухающей памяти ограничимся монотонными активными процессами деформирования и, следуя [11], введем понятие постоянной истории $\mathbf{C}^c(\eta) \equiv \mathbf{C}(\xi_T)$, соответствующей значению $\mathbf{C}(\xi_T)$ в месте, занимаемом телом-точкой X в отсчетной конфигурации. Для того чтобы можно было рассматривать такой случай, предположим, что если $\mathbf{C}^{\xi}$ - история, принадлежащая области определения D реакции $\mathbf{G}$, то для каждого η из $[0, \infty)$ постоянная история $\left(\mathbf{C}^{\xi}(\eta)\right)^c$ также принадлежит D. $\mathbf{C}(\xi_T)$ представляет собой деформацию, при которой в истории $\mathbf{C}^{\xi}$ достигается предел текучести материала. Значение $\mathbf{G}\left(\mathbf{C}^c(\eta)\right)$ реакции $\mathbf{G}$ представляет собой напряжения, которые соответствуют пребыванию в состоянии покоя в конфигурации, полученной из начальной при деформации $\mathbf{C}(\xi_T)$. Так как упругопластический материал при

деформировании внутри и на начальной поверхности нагружения проявляет упругие свойства, то при $0 \le \xi \le \xi_T$ материал упругий, а для упругого материала для всех $\mathbf{C}^{\xi}$

$$\mathbf{T}(\xi_T)^{\mathbf{R}} = \mathbf{R}^{\mathrm{T}}(\xi_T)\mathbf{T}(\xi_T)\mathbf{R}(\xi_T) = \mathbf{G}\left(\mathbf{C}^{\xi}\right) = \mathbf{g}(\mathbf{C}(\xi_T)), \tag{2}$$

где $\mathbf{g}(\mathbf{C}(\xi_T))$ - произвольная, в общем случае анизотропная, тензорная функция.

Примем основную идею затухающей памяти формы траектории в виде: когда история $\mathbf{C}^{\xi}$ близка к постоянной истории $\mathbf{C}^{c}(\eta)$, напряжения $\mathbf{G}\left(\mathbf{C}^{\xi}\right)$ близки к напряжениям $\mathbf{G}\left(\mathbf{C}^{c}(\eta)\right)$. Понятие «малости» и «близости» уточняются с помощью топологии. Когда введены топологии, можно в точном смысле говорить о непрерывности, и в качестве необходимого условия для затухающей памяти получить точную и общую аксиому непрерывности: реакция $\mathbf{G}$ непрерывна в каждой постоянной истории $\mathbf{C}^{c}(\eta)$ из *D*.

Следуя [7,11], введем забывающую меру, запоминание истории и следующее определение. Упругопластический материал при активном деформировании имеет слабо затухающую память, если он удовлетворяет аксиоме непрерывности с непрерывностью, определенной с помощью забывающей меры:

$$\mathbf{T}(\xi)^{\mathbf{R}} = \mathbf{G}\left(\mathbf{C}^{\xi}\right) = \mathbf{g}(\mathbf{C}(\xi_T)) + \mathbf{o}(\mathbf{1}) \text{ при } \left\|\mathbf{C}^{\xi}(\eta) - \mathbf{C}^{c}(\eta)\right\| \to 0, \tag{3}$$

где $\mathbf{g}(\mathbf{C}(\xi_T)) = \mathbf{G}\left(\mathbf{C}^{c}(\eta)\right)$.

Таким образом, при условии, что запоминание разности историй $\mathbf{C}^{\xi}$ и $\mathbf{C}^{c}(\eta)$ достаточно мало, напряжения представляют собой приблизительно напряжения, соответствующие $\mathbf{C}(\xi_T)$.

В частности в упруго идеально пластическом материале остаточный член в $(3)_1$ тождественно равен нулю. При этом забывающая мера должна быть такой, что $\left\|\mathbf{C}^{\xi}(\eta) - \mathbf{C}^{c}(\eta)\right\| = 0$. Обратно, если при таком определении запоминания (3) справедливо с остаточным членом равным нулю, то материал является упруго идеально пластическим.

Для описания более высоких, нежели (3), приближений затухающей памяти формы траектории примем запоминание в форме Колемана Нолла [11] и будем считать справедливым принцип затухающей памяти формы траектории n-го порядка, заключающийся в предположении, что при постоянной истории $\mathbf{C}^{c}(\eta)$ реакция $\mathbf{G}$ n раз дифференцируема по Фреше. Тогда

$$\mathbf{T}(\xi)^{\mathbf{R}} = \mathbf{G}\left(\mathbf{C}^{\xi}\right) = \mathbf{g}(\mathbf{C}(\xi_T)) + \sum_{i=1}^{n} \mathbf{G}_i\left(\mathbf{C}^{\xi}(\eta) - \mathbf{C}^{c}(\eta)\right) + \mathbf{o}\left(\left\|\mathbf{C}^{\xi}(\eta) - \mathbf{C}^{c}(\eta)\right\|^{n}\right), \tag{4}$$

где $\mathbf{G}_i$ - ограниченные однородные полиномиальные отображения степени i, зависящие от $\mathbf{C}(\xi_T)$.

Если принимается, что материал имеет затухающую память 1-го порядка, то (4) аппроксимирует отклонение от напряжений $\mathbf{g}(\mathbf{C}(\xi_T))$ с помощью ограниченного линейного функционала. Совокупность всех историй деформаций с конечным запоминанием образует гильбертово пространство и по теореме Фреше-Рисса [11] каждый ограниченный линейный функционал в гильбертовом пространстве допускает представление в виде скалярного произведения. Чтобы применить эту теорему в рассматриваемом здесь случае, предположим, что рассматривается затухающая память типа [11] и получим, что

$$\mathbf{T}(\xi)^{\mathbf{R}} = \mathbf{g}(\mathbf{C}(\xi_T)) + \int_{-0}^{\xi-\xi_T} h(\eta)\underline{\mathbf{K}}(\mathbf{C}(\xi_T), \eta)\left[\mathbf{C}^{\xi}(\eta) - \mathbf{C}^{c}(\eta)\right] d\eta + \mathbf{o}\left(\left\|\mathbf{C}^{\xi}(\eta) - \mathbf{C}^{c}(\eta)\right\|\right), \tag{5}$$

где ядро $\underline{\mathbf{K}}$ - тензор четвертого ранга, такой, что

$$\int_0^{\infty} \left|\underline{\mathbf{K}}(\mathbf{C}(\xi_T),\eta)\right|^2 d\eta < \infty . \tag{6}$$

Если пренебрежем поправочным членом в (5), то получим соотношение, не зависящее от системы отсчета, которое можно использовать для задания специального воображаемого материала. Это специальное определяющее соотношение назовем линейной теорией упругопластичности при конечных деформациях. Такая теория справедлива только для монотонных активных процессов деформирования материалов, поведение которых не зависит от времени, в которых после достижения начальной поверхности нагружения имеют место пластические деформации и затухающая память формы траектории. В моделируемых здесь упругопластических материалах затухание происходит только в активных процессах, а после прекращения активного деформирования отсутствует и забывание формы траектории.

При разработке теории бесконечно малых деформаций на основе уравнения (1), будем строить семейства смещений, которые соответствуют малым мерам деформации в течение всего прошлого. Полагаем

$$\mathbf{H} \equiv \nabla \mathbf{u} = \mathbf{F} - \mathbf{1}, \tag{7}$$

$$\tilde{\mathbf{E}} \equiv \tfrac{1}{2}\left(\mathbf{H} + \mathbf{H}^{\mathbf{T}}\right), \tilde{\mathbf{R}} \equiv \tfrac{1}{2}\left(\mathbf{H} - \mathbf{H}^{\mathbf{T}}\right), \tag{8}$$

где $\mathbf{u}$ - вектор перемещения; $\tilde{\mathbf{E}}$ и $\tilde{\mathbf{R}}$ - тензоры бесконечно малых деформации и поворота.

Через ε, обозначим наименьшую верхнюю грань норм градиента смещения $\mathbf{H}$, соответствующих всем деформациям, которым подвергался материал:

$$\varepsilon \equiv \sup \left|\mathbf{H}^{\xi}(\eta)\right| \qquad (\eta \geq 0). \tag{9}$$

Будем рассматривать семейства историй градиента, такие, что $\varepsilon \to 0$.

Можно показать, используя данные [11], что

$$\mathbf{C}^{\xi}(\eta) - \mathbf{C}^{c}(\eta) = 2\left[\tilde{\mathbf{E}}(\xi - \eta) - \tilde{\mathbf{E}}^{c}(\xi - \eta)\right] + \mathbf{0}\left(\varepsilon^2\right) = \mathbf{0}(\varepsilon). \tag{10}$$

$$\mathbf{R}(\xi) = \mathbf{1} + \tilde{\mathbf{R}}(\xi) + \mathbf{0}\left(\varepsilon^2\right) = \mathbf{1} + \mathbf{0}(\varepsilon) \tag{11}$$

Тогда, подставив (10) и (11) в (5), получим

$$\mathbf{T}(\xi) = \mathbf{g}(\mathbf{C}(\xi_T)) + 2\int_{-0}^{\xi - \xi_T} h(\eta)\underline{\mathbf{K}}(\mathbf{C}(\xi_T),\eta)\left[\tilde{\mathbf{E}}(\xi - \eta) - \tilde{\mathbf{E}}^{c}(\xi - \eta)\right]d\eta + \mathbf{o}(\varepsilon). \tag{12}$$

В случае бесконечно малых деформаций можно показать, что замена $\mathbf{C}$ на $\mathbf{1}$ в $\underline{\mathbf{K}}(\mathbf{C}(\xi_T),\eta)$ приводит к ошибке порядка $\mathbf{o}(\varepsilon)$ [12]. Учитывая это, а также, связь правого тензора Коши-Грина с тензором бесконечно малой деформации в виде

$$\mathbf{C}(\xi) = \mathbf{1} + 2\mathbf{E}(\xi) + \mathbf{0}\left(\varepsilon^2\right) = \mathbf{1} + \mathbf{0}(\varepsilon), \tag{13}$$

соотношение (12) можно преобразовать следующим образом:

$$\mathbf{T}(\xi) = \mathbf{g}\left(\tilde{\mathbf{E}}(\xi_T)\right) + 2\int_{-0}^{\xi - \xi_T} h(\eta)\underline{\mathbf{K}}(\mathbf{1},\eta)\left[\tilde{\mathbf{E}}(\xi - \eta) - \tilde{\mathbf{E}}^{c}(\xi - \eta)\right]d\eta + \mathbf{o}(\varepsilon). \tag{14}$$

Применим, подобно [11], для бесконечно малых деформаций линеаризацию первого слагаемого $\mathbf{g}(\mathbf{C}(\xi_T))$, описывающего упругую деформацию, и обозначим функцию забывания $\underline{\mathbf{M}}(\eta)$ через [7]

$$\underline{\mathbf{M}}(\eta) = -2\int_{\eta}^{\infty} h(z)\underline{\mathbf{K}}(\mathbf{1}, z)dz \ , \dot{\underline{\mathbf{M}}}(\eta) = \frac{d}{d\eta}\underline{\mathbf{M}}(\eta) = 2h(\eta)\underline{\mathbf{K}}(\mathbf{1},\eta), \tag{15}$$

где $\underline{\mathbf{M}}(\eta)$ - функция забывания.

С учетом разрывности тензорной функции $\underline{\mathbf{M}}(\xi)$ при $\xi = 0$ и данных [13], можем записать:

$$d\underline{\mathbf{M}}(\eta) = \dot{\underline{\mathbf{M}}}(\eta)d\eta + \underline{\mathbf{M}}(\eta)\delta(\eta - 0)d\eta, \tag{16}$$

где $\delta(\eta - 0)$ - δ - функция Дирака.

Тогда с учетом (16) и возможности линеаризации функции $\mathbf{g}(\mathbf{C}(\xi_T))$ соотношение (14) примет вид

$$\mathbf{T}(\xi) = \underline{\mathbf{L}}[\tilde{\mathbf{E}}(\xi_T)] + \int_{-0}^{\xi-\xi_T} d\underline{\mathbf{M}}(\eta)[\tilde{\mathbf{E}}(\xi-\eta) - \tilde{\mathbf{E}}^c(\xi-\eta)] + \mathbf{o}(\varepsilon). \tag{17}$$

Принимая во внимание данные [13] и используя интегрирование δ - функции Дирака, входящей в дифференциал функции забывания $d\underline{\mathbf{M}}(\eta)$, можно, пренебрегая поправочным членом, переписать (17) в виде

$$\mathbf{T}(\xi) = (\underline{\mathbf{L}} - \underline{\mathbf{M}}(\xi - \xi_T))[\tilde{\mathbf{E}}(\xi_T)] + \underline{\mathbf{M}}(0)[\tilde{\mathbf{E}}(\xi)] + \int_{0}^{\xi-\xi_T} d\underline{\mathbf{M}}(\eta)[\tilde{\mathbf{E}}(\xi-\eta)]. \tag{18}$$

Иные способы перехода от (17) к (18) отмечены в [13].

Другую форму соотношений, определяющих напряжения, можно получить из (17) заменой переменной $\tau = \xi - \eta$ и интегрированием по частям:

$$\mathbf{T}(\xi) = (\underline{\mathbf{L}} - \underline{\mathbf{M}}(\xi - \xi_T))[\tilde{\mathbf{E}}(\xi_T)] + \int_{\xi_T}^{\xi} \underline{\mathbf{M}}(\xi-\tau)\left[\frac{d\tilde{\mathbf{E}}(\tau)}{d\tau}d\tau\right]. \tag{19}$$

В случае $\underline{\mathbf{M}} = \mathbf{0}$ (18), (19) сводятся к реакции упруго идеально пластического материала.

Большой практический интерес представляют изотропные формы упругопластических соотношений между напряжениями и деформациями. В этом случае линейные тензорные функции $\underline{\mathbf{L}}[\ ]$ и $\underline{\mathbf{M}}(\ )[\ ]$ - изотропные.

Приняв представление произвольной линейной изотропной тензорной функции в форме [12], из (19) получим

$$\mathbf{T}(\xi) = \left\{ [\lambda - \bar{\lambda}(\xi - \xi_T)]tr\,\tilde{\mathbf{E}}(\xi_T) + \int_{\xi_T}^{\xi} \bar{\lambda}(\xi-\tau)\frac{d}{d\tau}tr\tilde{\mathbf{E}}(\tau)\,d\tau \right\}\mathbf{1} +$$

$$+ 2[\mu - \bar{\mu}(\xi - \xi_T)]\tilde{\mathbf{E}}(\xi_T) + 2\int_{\xi_T}^{\xi} \bar{\mu}(\xi-\tau)\frac{d}{d\tau}[\tilde{\mathbf{E}}(\tau)]d\tau, \tag{20}$$

где λ и μ - константы Ламе, а $\bar{\lambda}(\xi-\tau)$ и $\bar{\mu}(\xi-\tau)$ - скалярные функции материала.

Разложив тензоры напряжений и бесконечно малых деформаций в соотношении (20) на шаровую и девиаторную составляющие, и, приравняв соответствующие составляющие в правой и левой части полученного соотношения, запишем

$$\mathbf{s}(\xi) = 2[\mu - \bar{\mu}(\xi - \xi_T)]\mathbf{e}(\xi_T) + 2\int_{\xi_T}^{\xi} \bar{\mu}(\xi-\tau)\frac{d\mathbf{e}(\tau)}{d\tau}d\tau, \tag{21}$$

$$T_0(\xi) = tr\mathbf{T}(\xi) = 3[K - \bar{K}(\xi - \xi_T)]\varepsilon_0(\xi_T) + 3\int_{\xi_T}^{\xi} \bar{K}(\xi-\tau)\frac{d\varepsilon_0(\tau)}{d\tau}d\tau, \tag{22}$$

где $\mathbf{e}(\ ) = \tilde{\mathbf{E}}(\ ) - \frac{1}{3}\varepsilon_0\mathbf{1}$ - девиатор тензора бесконечно малых деформаций (далее девиатор деформаций); $\frac{1}{3}\varepsilon_0\mathbf{1}$ - шаровая составляющая тензора деформации; $\frac{1}{3}\varepsilon_0$ - средняя деформация.

$$3K = 3\lambda + 2\mu,\ 3\bar{K}(\ ) = 3\bar{\lambda}(\ ) + 2\bar{\mu}(\ ); \tag{23}$$

$\mathbf{s}(\ ) = \mathbf{T}(\ ) - \frac{1}{3}T_0(\ )\mathbf{1}$ -девиатор напряжений; $\frac{1}{3}T_0(\ )\mathbf{1}$ -шаровая составляющая тензора напряжений; $\frac{1}{3}T_0(\ )$ - среднее напряжение; K - модуль объемного сжатия.

При выполнении условия (7) как следует, например, из [14], с точностью до бесконечно малых второго порядка малости в упругопластическим материале можно разделить полные деформации так:

$$\tilde{\mathbf{E}} = \tilde{\mathbf{E}}^e + \tilde{\mathbf{E}}^p, \tag{24}$$

где $\tilde{\mathbf{E}}^e$ и $\tilde{\mathbf{E}}^p$ - тензоры бесконечно малых упругих и пластических деформаций соответственно.

В (24) и везде далее верхние индексы «е» и «р» при соответствующем объекте обозначает его упругие и пластические составляющие.

Применив разложение тензоров в уравнении (24) на девиаторные и шаровые составляющие, и, приравняв такие составляющие правой и левой части, получим

$$\mathbf{e} = \mathbf{e}^{\mathbf{e}} + \mathbf{e}^{\mathbf{p}}, \qquad \varepsilon_0 = \varepsilon_0^e + \varepsilon_0^p. \tag{25}$$

В общем случае при деформировании реальных материалов с упругопластическим поведением, как отмечено в [15],

$$\varepsilon_0^e \neq 0, \varepsilon_0^p \neq 0. \tag{26}$$

Для несжимаемого в разгруженном состоянии (пластически несжимаемого) упругопластического материала

$$\varepsilon_0^p = 0 \tag{27}$$

и, как следует из второго соотношения (25), $\varepsilon_0 = \varepsilon_0^e$. При этом $\tilde{\mathbf{E}}^p = \mathbf{e}^p$.

С учетом данных [11] при достаточно малых деформациях любых упругопластических материалов можно принять, что упругая составляющая тензора полных деформаций связана с тензором напряжений законом Гука. Тогда

$$\mathbf{s} = 2\tilde{G}\mathbf{e}^e, \quad \mathrm{T}_0 = 3\tilde{K}\varepsilon_0^e, \tag{28}$$

где $\tilde{G}$ и $\tilde{K}$ - зависящие от пластической деформации модули сдвига и объемного сжатия.

При записи (28) полагали, что в процессе деформирования упругопластических материалов сохраняется изотропия упругих свойств с изменением последних в процессе активного деформирования.

Если пренебречь зависимостью упругих свойств от пластической деформации, то из (28) получим

$$\mathbf{s} = 2G\mathbf{e}^e, \qquad \mathrm{T}_0 = 3K\varepsilon_0^e, \tag{29}$$

где G и K - независящие от пластической деформации модули сдвига и объемного сжатия.

Для пластически несжимаемого материала, когда согласно [4] $\overline{K}(\ ) = const = K$, соотношение (22) примет вид:

$$T_0(\xi) = 3K\boldsymbol{\varepsilon}_0(\xi). \tag{30}$$

При этом зависимость (21) остается без изменения.

Литература

1. Benallal A., Marquis D. Constitutive equations for nonproportional loading in cyclic elastoplasticity // Trans.ASME: J.Eng.Mater. and Technol.-1978.-100, N4.-P.326-336.
2. Benallal A., Marquis D. Effect nonproportional cyclic elastoplasticity: experimental, theoretical and numerical aspects // Eng.Comput.-1988.-5, N3.-P.241-247.
3. Takamoto Iton, Masao Sakane, Takahiro Hata, Naomi Hamada. A design procedure for assessing low cycle fatigue life under proportional and non-proportional loading // Int.J.Fatique.-2006.-28, N5-6.-P.459-473.
4. Valanis K.C. A theory of viscoplasticity without a yield surface. Part 1/ General theory // Arch. Mech.-1971.-23, N4.-P.517-533.
5. Valanis K.C. A theory of viscoplasticity without a yield surface. Part 2/ Application to mechanical behavior of metals // Ibid.-1971.-23, N4.-P.535-551.
6. Rivlin R.S. Some comments on the endochronic theory of plasticity // Int.J.Solids Struct.-1981.-17, N2.-P.231-248.
7. Лепихин П.П. Моделирование затухающей памяти формы траектории в теории простых материалов с упругопластическим поведением. Сообщение 1. Конечные деформации // Пробл.прочности. -2004.-№5.-С.63-77.
8. Лепихин П.П. Моделирование затухающей памяти формы траектории в теории простых материалов с упругопластическим поведением. Сообщение 2. Бесконечно малые деформации// Там же. -2004.-№6.-С.87-98.
9. Трощенко В.Т., Красовский А.Я., Покровский В.В. и др. Сопротивление материалов деформированию и разрушению / Справочное пособие.-Т.1.-Киев: Наук.думка, 1993.-286с.
10. Lucchesi M., Owen D.R., Podio-Guidugli P. Materials with elastic range: A theory with a view toward applications. Part 3.: Approximate Constitutive Relations // Arch. Rat. Mech. Anal.-1992.-117.-P.53-96.
11. Трусделл К. Первоначальный курс рациональной механики сплошных сред.-М.: Мир, 1975.-592с.
12. Truesdell C., Noll W. The Non-linear Field Theories of Mechanics.-Springer,1992.-591 p.
13. Кристенсен Р. Введение в теорию вязкоупругости .-М.: Мир, 1974.-338с.
14. 14.Casey.J. Approximate Kinematical Relation in Plasticity//Int.J.Solids Structures.-1985.-21, N7.-P.671-682.
15. Коларов Д., Балтов А., Бончева Н. Механика пластических сред.-М.: Мир, 1979.-302 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Н.И. Бобырь, Б.О. Яхно, А.П. Грабовский

MODELING OF THE DAMAGE ACCUMULATION PROCESSES UNDER LOW-CYCLE LOADING

N. I. Bobyr, B. O. Yakhno, A. P. Grabovskiy

Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина.

Процессы эксплуатационного нагружения конструкционных материалов сопровождаются зарождением, ростом и накоплением микроповреждений [1-12]. Для условий малоцикловой усталости стадия накопления рассеянных повреждений (РП) в высоконагруженных зонах несущих элементов конструкции составляет до 90% от общего их ресурса (схема накопления повреждений и разрушения при сложном напряженном состоянии представлена на рис.1). Знание и учет кинетики накопления РП в конструкционном материале в зависимости от сложных термосиловых процессов технологической и эксплуатационной нагруженности позволяет расчетными методами более достоверно прогнозировать ресурс эксплуатации названных элементов конструкций на стадии их инженерного проектирования.

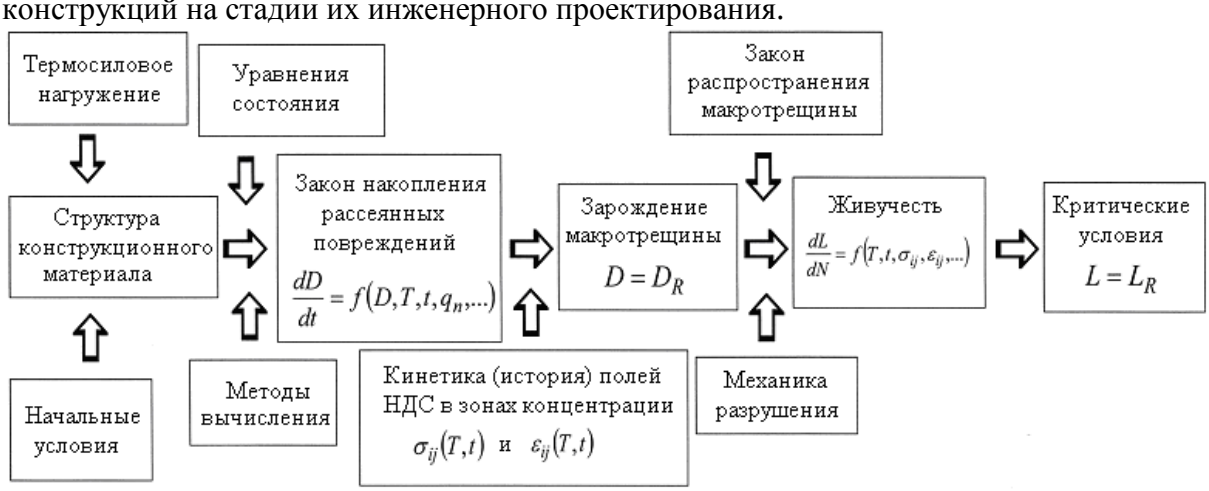


Рис.1. Поврежденность и предельное состояние конструктивных элементов.

Для решения названной проблемы наиболее перспективным для инженерного использования является феноменологичекий подход, когда в качестве количественного параметра используются силовые, дефоромационные или энергетические величины [13-15]. Этот подход базируется на основных положениях континуальной механики повреждений (КМП). Основные положения КМП сформулированы Л.М.Качановым и Ю.Н.Работновым применительно к процессам ползучести [3,4]. В то же время на сегодня пока не разработано однозначно признанной достоверной методики определения закономерностей зарождения и накопления РП на стадии зарождения макротрещины [16]. В первом приближении в качестве параметра поврежденности, как правило, используют скалярную величину и закон ее изменения в зависимости от термосиловых условий нагружения. В общем случае модель поврежденности входит в систему определяющих уравнений, достоверность которых играет основную роль в точности расчета ресурса эксплуатации элементов конструкций на малоцикловую усталость.

Исследование циклической прочности широкого класса металлических материаллов при одноосном напряженном состоянии с широким использованием физических методов показало, что основную роль в процессах накопления РП играют микронеоднородности структуры материала и связанные с ним дополнительные напряжения, макропроявлением которых выступает эффект Баушингера [8,14,17]. Позднее в работе [5] на основе положений термодинамики необратимых процессов КМП получила дальнейшее научное обоснование и развитие. Однако на сегодня пока отсутствует единый экспериментально обоснованный подход по исследованию кинетики накопления РП и критериев разрушения на стадии зарождения макротрещины при сложном малоцикловом нагружении. В связи с этим целью настоящей работы является установление закономерностей накопления повреждений в зависимости от истории нагружения с последующей разработкой обобщенной феноменологической модели поврежденности металлических конструкционных материалов.

Энергетические трактовки параметра поврежденности D рассмотрены на основе термодинамики необратимых процессов и удельной энергии дополнительных напряжений (микронапряжений). При этом компоненты тензора эффективных напряжений $\sigma_{ij}^{(эф)}$ с учетом параметра поврежденности определены следующим образом:

$$\sigma_{ij}^{(эф)} = \frac{\sigma_{ij}^{(ист)}}{1-\delta_{ij}D_{ij}}, \qquad (1)$$

где $\sigma_{ij}^{(ист)}$ – компоненты тензора истинных напряжений, δ_{ij} – символ Кронекера.

В работе принято, что накопление повреждений изменяет деформированное состояние первоначально изотропного материала только через эффективное напряжение. Таким образом деформированное состояние поврежденного материала представлено определяющими уравнениями для неповрежденного материала, в потенциале которого напряжения заменены эффективным напряжением.

Исходя из понятия о свободной энергии Гельмгольца, термодинамический потенциал для изотермического процесса (Ω_D) после интегрирования численно равен удельной энергии деформирования материала [5]. Для условий одноосного активного нагружения величина Ω_D^{σ} показана на рис.2. Для этого диаграмму деформирования при одноосном растяжении условно разделено на истинную и эффективную. Эффективная диаграмма деформирования отражает действительно существующие в конструкционном материале напряжения с учетом поврежденности.

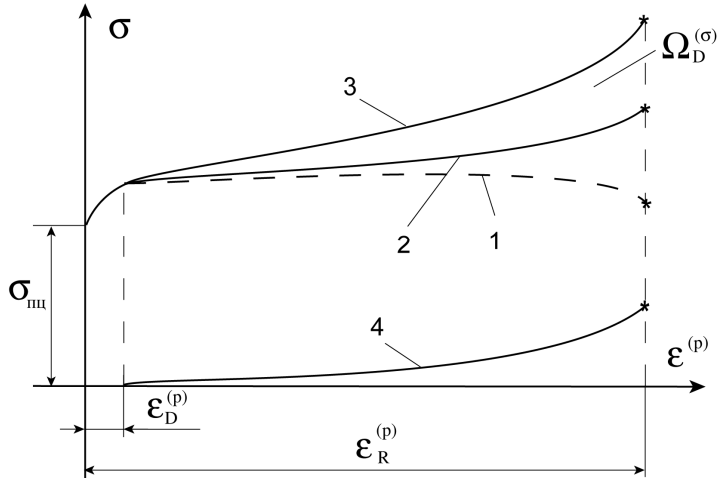


Рис.2. Диаграммы деформирования конструкционного материала при одноосном растяжении (1 – условная, 2 – истинная ($\sigma^{(ист)}$), 3 – эффективная ($\sigma^{(эф)}$)) и зависимость дополнительного напряжения σ_x (4) от уровня пластической деформации $\varepsilon^{(p)}$.

Тогда дополнительное напряжение (σ_x), которое возникает в материале в результате возникновения микродефектов, имеет следующий вид:

$$\sigma_x = \sigma_{эф} - \sigma_{ист} = \sigma_{ист}(\varepsilon^{(p)}) \frac{D_\sigma(\varepsilon^{(p)})}{1 - D_\sigma(\varepsilon^{(p)})} \tag{2}$$

Аналогичным образом получено выражение для дополнительного напряжения τ_x из диаграммы деформирования при чистом сдвиге:

$$\tau_x = \tau_{эф} - \tau_{ист} = \tau_{ист}(\gamma^{(p)}) \frac{D_\tau(\gamma^{(p)})}{1 - D_\tau(\gamma^{(p)})} \tag{3}$$

Часть механической энергии, которая тратится на создание микроповреждений в условиях отрыва и среза, может быть определена следующими зависимостями:

$$\Omega_D^{(\sigma)} = \int_{\varepsilon_D^{(p)}}^{\varepsilon_R^{(p)}} \sigma_{ист}\left(\varepsilon^{(p)}\right) \cdot \frac{D_\sigma(\varepsilon^{(p)})}{1 - D_\sigma(\varepsilon^{(p)})} d\varepsilon^{(p)} \tag{4}$$

$$\Omega_D^{(\tau)} = \int_{\gamma_D^{(p)}}^{\gamma_R^{(p)}} \tau_{ист}\left(\gamma^{(p)}\right) \cdot \frac{D_\tau(\gamma^{(p)})}{1 - D_\tau(\gamma^{(p)})} d\gamma^{(p)} \ , \tag{5}$$

где $\varepsilon_D^{(p)}$, $\gamma_D^{(p)}$ - пороговые значения пластических составляющих деформации, при которых проявляется влияние поврежденности на процессы упругопластического деформирования; $\varepsilon_R^{(p)}$, $\gamma_R^{(p)}$ - граничное пластические составляющие деформации на уровне образования макротрещины при растяжении и кручении, соответственно.

В общем случае сложного нагружения, исходя из концепции разрушения путем отрыва и сдвига [9,13,14], суммарная удельная энергия дополнительных напряжений определена, как соответствующая сумма удельных энергий повреждения:

$$\Omega_D = \Omega_D^{(\sigma)} + \Omega_D^{(\tau)} \tag{6}$$

Для условий сложного симметричного мало циклового нагружения на стадии условно установившегося режима суммарную энергию дополнительных напружений в цикле ($\Omega_D^{(ц)}$) логично записать в виде:

$$\Omega_D^{(ц)} = \int_{\delta_\sigma^{(+)}} \sigma_x^{(+)} d\varepsilon (1 + h) + 2 \int_{\delta_\tau} \tau_x d\gamma \tag{7}$$

где $\delta_\sigma^{(+)}$ та δ_τ - ширина петли пластического гистерезиса в полуцикле растяжения и полуцикле кручения, соответственно; h - параметр ($h < 1$), который учитывает процессы «залечивания» микроповреждений при отрицательном значении первого инварианта тензора напряжений.

Тогда за N циклов сложного малоциклового нагружения (деформирования) суммарная энергия дополнительных напряжений $\Omega_D^{(\Sigma)}$ определяется:

$$\Omega_D^{(\Sigma)} = \int_0^N \Omega_D^{(ц)} dN \tag{8}$$

Согласно концепции энергии микронапряжений, накопление микроповреждений связано с кинематической составляющей упрочнения конструкционного материала [8,13,14]. При этом микронапряжения и связанное с ними смещение поверхности пластичности приводит к изменениям границы упругости (пропорциональности). В работе определено приращение предела пропорциональности в зависимости от уровня пластической деформации как:

$$\Delta\sigma^{(\pm)}(\varepsilon^{(p)}) = \sigma_{пц}^{(\pm)}(\varepsilon^{(p)}) - \sigma_{0_{пц}}^{(\pm)} \tag{9}$$

$$\Delta\tau^{(\pm)}(\gamma^{(p)}) = \tau_{пц}^{(\pm)}(\gamma^{(p)}) - \tau_{0_{пц}} \tag{10}$$

где $\sigma_{0_{пц}}^{(\pm)}$ - предел пропорциональности в полуцикле $k = 0$ при растяжении и сжатии, соответственно; $\tau_{0_{пц}}$ - предел пропорциональности при кручении в полуцикле $k = 0$;

$\sigma_{пц}^{(\pm)}(\varepsilon^{(p)})$ и $\tau_{пц}^{(\pm)}(\gamma^{(p)})$ - текущие значения предела пропорциональности при растяжении (сжатии) и кручении, соответственно.

Введено функцию микронапряжений по компонентам $\rho_\sigma(\varepsilon^{(p)})$ и $\rho_\tau(\varepsilon^{(p)})$, которая отражает закономерности накопления микроповреждений в зависимости от уровня пластической деформации в цикле и от цикла к циклу малоциклового нагружения (рис. 3):

$$\rho_\sigma(\varepsilon^{(p)}) = \Delta\sigma^{(+)}(\varepsilon^{(p)}) + \Delta\sigma^{(-)}(\varepsilon^{(p)}) \tag{11}$$

$$\rho_\tau(\gamma^{(p)}) = \Delta\tau^{(+)}(\gamma^{(p)}) + \Delta\tau^{(-)}(\gamma^{(p)}) \tag{12}$$

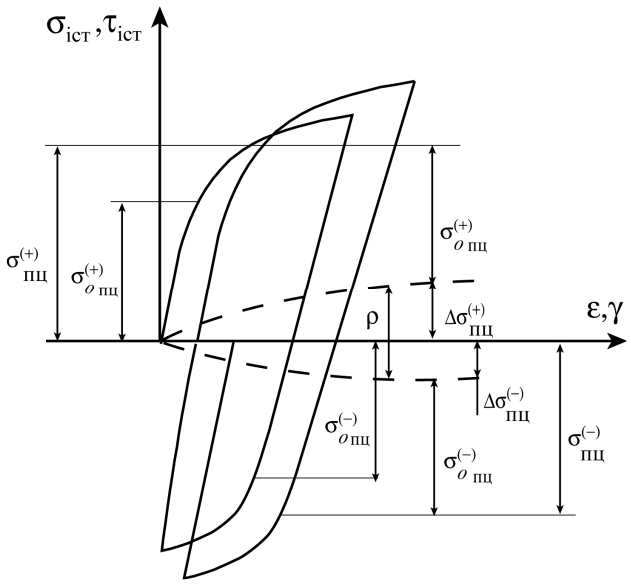


Рис.3. Изменение предела пропорциональности в конструкционном материале при повторно-переменном нагружении.

Удельная энергия дополнительных напряжений ρ в случае статического нагружения при совместном действии осевой силы ($\Psi_{ст}^{(\sigma)}$) и крутящего момента ($\Psi_{ст}^{(\tau)}$) записана следующим образом:

$$\Psi_{ст} = \Psi_{ст}^{(\sigma)} + \Psi_{ст}^{(\tau)} = \int_{\varepsilon_D^{(p)}}^{\varepsilon_R^{(p)}} \rho_\sigma(\varepsilon^{(p)})d\varepsilon^{(p)} + \int_{\gamma_D^{(p)}}^{\gamma_R^{(p)}} \rho_\tau(\gamma^{(p)})d\gamma^{(p)}\,. \tag{13}$$

Для условий малоцикловой усталости удельная энергия дополнительных напряжений $\Psi_ц$ за N_R циклов сложного нагружения определена:

$$\Psi_ц = \int_0^{N_R} \left(\Psi_ц^{(\sigma)} + \Psi_ц^{(\tau)}\right) dN \tag{14}$$

где $\Psi_ц^{(\sigma)} = \int_0^{\Delta\varepsilon^{(p)}} \rho_{\sigma ц} d\varepsilon^{(p)}$; $\Psi_ц^{(\tau)} = \int_0^{\Delta\gamma^{(p)}} \rho_{\tau ц} d\gamma^{(p)}$ - приращение удельной энергии дополнительных напряжений в среднем (условно стабилизированном) цикле при растяжении-сжатии и кручении, соответственно.

Дополнительные напряжения, которые определяются величинами ρ и σ_x монотонно увеличиваются в зависимости от уровня пластической деформации. Обе этих величины вызваны возникновением и развитием микроповреждений в конструкционном металлическом материале в общем виде упругопластического упрочнения.

Экспериментальная проверка изложенных результатов осуществлена на модернизированном испытательном стенде типа УМЭ-10ТМ для условий плоского напряженного состояния (при совместном действии осевой силы и крутящего момента) и разных траекторий нагружения по методике, которая детально описана в работе [18].

Текущее значение интенсивностей дополнительных напряжений ρ_i и σ_x определены по зависимостях:

$$\rho_i = \sqrt{\rho_\sigma^2 + 3\rho_\tau^2}\ ;\ \sigma_{xi} = 2\sqrt{\sigma_x^2 + 3\tau_x^2} \qquad (15)$$

Аналогичным образом была вычислена и интенсивность полных деформаций ($\varepsilon_i = \sqrt{\varepsilon^2 + \left(\frac{\gamma}{\sqrt{3}}\right)^2}$). Испытания проведены на образцах, которые изготовлены из сплава Д16Т при температуре $T = 293K$. В состоянии поставки материал состоял из: Al –92,63%; Cu – 4,1 %; Mg – 1,6%; Mn – 0,64%; Fe – 0,47%; кремний – 0,33%; Ti – 0,03%, Xr – 0,02% и Zn – 0,18%. Осуществлены траектории пропорционального и непропорционального режимов нагружения с приростом от цикла к циклу необратимых деформаций вплоть до разрушения. Пределы пропорциональности при нагрузке с последующей разгрузкой определены в соответствии с ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 3565-80. Для случая непропорционального нагружения выбрана траектория в виде замкнутого квадрата, при котором кинетика накопления повреждений проявляется наиболее контрастно.

Результаты расчетно-экспериментальных исследований согласно зависимостей (2, 3, 7, 13 и 15) показаны на рис.4. При этом в скобках показаны обозначения для рис.3б.

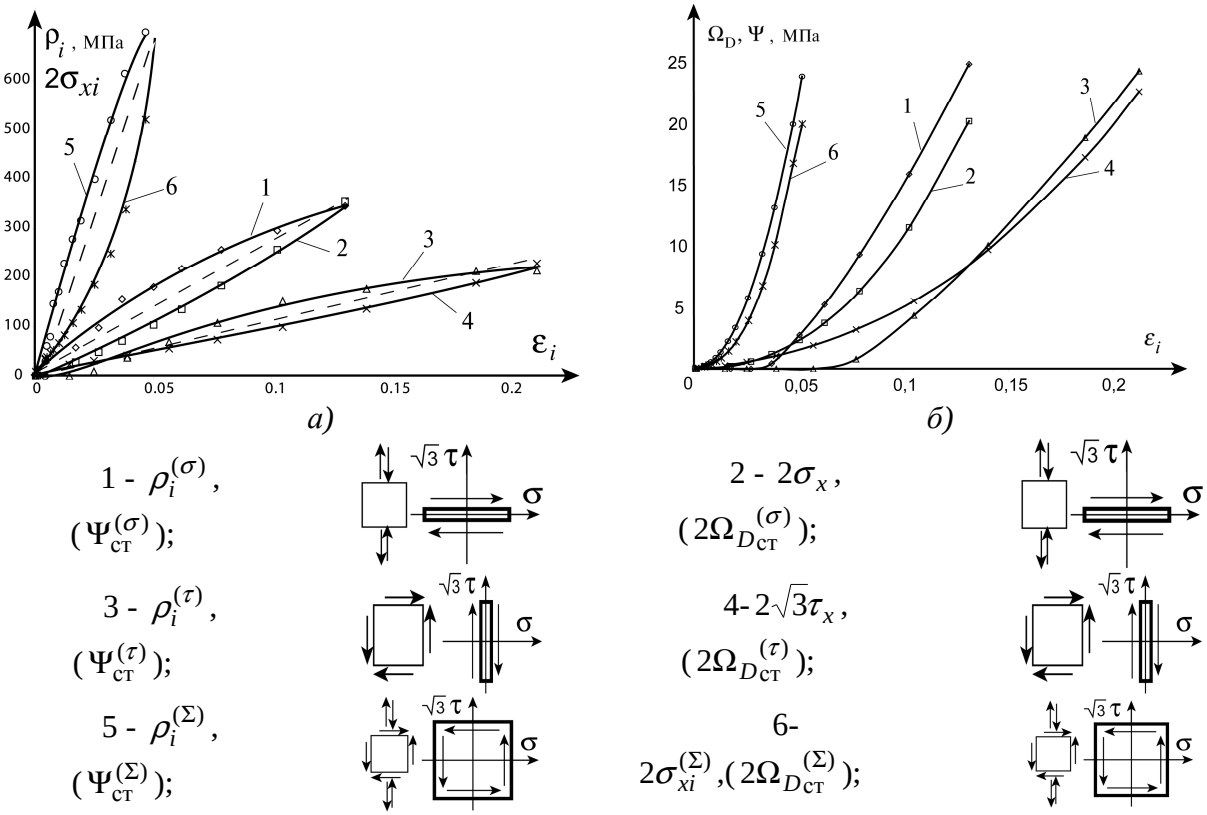


Рис.4. Зависимость интенсивности дополнительных напряжений (а) и удельной энергии дополнительных напряжений (б) от уровня интенсивности пластической деформации для алюминиевого сплава Д16Т при Т=293 К.

Из рис. За видно, что дополнительные напряжения ρ и σ_x удовлетворительно описывают один и тот же процесс накопления РП в металлическом конструкционном материале и имеют практически одинаковые свои предельные значения. В дальнейшем за основу расчета кинетики накопления РП принята модель, которая базируется на параметре ρ_i. При этом расчет на базе этого параметра «идет» в запас прочности, а также позволяет использовать теорию пластического течения с анизотропным упрочнением.

Кинетика накопления РП при статическом и малоцикловом нагружениях имеет различный характер в зависимости от степени хрупкости материала и термосиловых условий упругопластического деформирования (рис.5).

Так для сплава Д16Т поврежденность при активном нагружении в условиях растяжения с использованием в качестве параметра относительной величины удельной энергии дополнительных напряжений $U = \dfrac{\Psi_i}{\Psi_{cm.\max}}$ $(0 \le U \le 1)$ является практически линейной функцией от уровня пластической деформации $\varepsilon^{(p)}$. Для более пластичных материалов (кривые 2, 3 на рис.4) характер накопления повреждений носит существенно нелинейный характер.

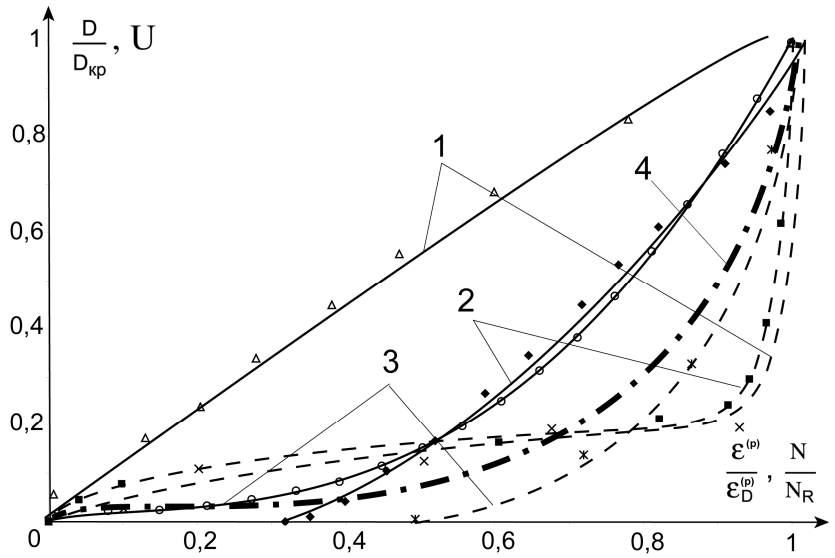


Рис.5. Кинетика накопления повреждений в конструкционных материалах при активном (сплошные линии) и малоцикловом (пунктирные линии) нагружении: 1, 4 – сплав Д16Т; 2 – медь 99,9% [17]; 3 – сталь 316 [17]

Кинетика накопления повреждений при статическом и малоцикловом нагружениях в относительных величинах описана зависимостью:

$$\frac{dU_q}{dq} = B_1 \rho_i^{1+B_2 q} + B_3 U \tag{16}$$

Решение уравнения (16) можно искать в следующем виде

$$U = B_1 \int_0^q \rho_i^{1+B_2 q} \exp\left[B_3 (1-q)\right] dq, \tag{17}$$

Где параметры B_1, B_2, B_3 - константы материала.

Параметр $q = \dfrac{\varepsilon^{(p)}}{\varepsilon_R^{(p)}}$ - для статического нагружения и $q = \dfrac{N}{N_R}$ - для малоциклового. Величины $\varepsilon^{(p)}$ и N - это текущие значения пластической деформации и числа циклов малоциклового нагружения соответственно, а $\varepsilon_R^{(p)}$ и N_R их предельные значения.

Расчетная кривая кинетики накопления повреждений при малоцикловом нагружении, значения $B_1 = 3{,}2$, $B_2 = 0$, $B_2 = -3$, с асимметрией цикла $R_\sigma = -1$ сплава Д16Т показана на рис.5 (кривая 4). Сравнение ее с соответствующими экспериментальными данными (кривая 1 - пунктир) показала удовлетворительное их соответствие.

Таким образом, для уточнения инженерных расчетов ответственных элементов конструкций в зонах их повышенной нагруженности в систему определяющих уравнений необходимо вводить параметр поврежденности в виде удельной энергии

дополнительных напряжений (уравнение 7), который учитывает два вида разрушения: отрыв и срез.

Резюме

Согласно положений континуальной механики разрушения изложено инженерный метод по исследованию кинетики накопления рассеянных повреждений в металлических конструкционных материалах при их упругопластическом нагружении и малоцикловой усталости в условиях сложного напряженного состояния. Установлено, что в качестве параметра поврежденности, с учетом двух видов разрушения (отрыва и среза), целесообразно принять в общем случае сложного нагружения удельную энергию дополнительных напряжений. Это дает возможность использовать многоповерхностную теорию пластического течения с анизотропным упрочнением для нахождения компонент девиатора дополнительных напряжений

Литература

1. Трощенко В.Т., Красовский А.Я., Стрижало В.А. Сопротивление материалов деформированию и разрушению. – Киев: Наук. думка, 1994. – Т.2. – 700 с.
2. Махутов Н.А., Воробьев А.З., Гаденин М.М. Прочность конструкций при малоцикловом нагружении. – М.: Наука, 1983. – 270 с.
3. Качанов Л.М. О времени разрушения в условиях ползучести // Изд. АН СССР. От-ние техн. Наук. – 1958. - №8. – С. 26-35.
4. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. – М.: Наука, 1966. – 752 с.
5. Леметр Д. Континуальная модель повреждения, используемая для расчета разрушения пластичных материалов // Теорет. основы инж. расчетов. – 1985. – 107, №1. – С. 90-98.
6. Гусенков А.П., Котов П.И. Малоцикловая усталость при неизотремическом нагружении. – М.: Машиностроение, 1983. – 242 с.
7. Казанцев А.Г. К расчету малоцикловой усталости при непропорциональных режимах нагружения // Пробл. прочности. – 1989.- №6. – С. 31-36.
8. Романов А.Н. Разрушение при малоцикловом нагружении. – М.: Наука, 1988. – 279 с.
9. Лебедев А.А., Чаусов Н.Г., Богинич И.О., Недосека С.А. Комплексная оценка поврежденности материала при пластическом деформировании // Пробл. прочности. – 1996. - №5. – С. 23 - 30.
10. Трощенко В.Т., Лебедев А.А., Стрижало В.А. и др. Механическое поведение материалов при различных видах нагружения. – Киев: Логос. 2000. – 571 с.
11. Одесский П.Д. О деградации свойств сталей для металлических конструкций // Заводская лаборатория. – 2003. – Т.69, №10. – С.41-49.
12. Байков В.М., Бутушин С.В., Махутов Н.А. Исследование деградации механических характеристик конструкционного сплава Д16Т в результате воздействия эксплуатационной наработки // Заводская лаборатория. – 2003. – Т.70, №11. – с. 50 – 54.
13. Мовчан А.А. О малоцикловой усталости при непропорциональном симметричном деформировании // Изв. АН СССР. Механика твердого тела. – 1983. - №3. – С. 102-108.
14. Коротких Ю.Г. Описание процессов накопления повреждений материала при изотремическом вязкопластическом деформировании // Пробл. прочнности. – 1985. - №1. – С. 18 - 23.
15. Голуб В.П. Нелинейная механика континуальной поврежденности и ее приложение к задачам ползучести и усталости // Прикл. механика. – 2000. – 36, №3. – С. 31-59
16. Barbero E., Greco F. Continuum damage-healing mechanics with app;ication to self-heading composites // Intern/ Journal of Damage Mechanics. – 2005. – vol.14 – January – P.51-81.
17. Lemaitre J. Damage mechanics. – The Bath Press, Great Britian, - 1990. – 556 p.
18. Бобырь Н.И., Грабовский А.П., Тимошенко А.В., Халимон А.П. Методика определения накопления повреждений в металлических конструкционных материалах при сложном упругопластическом нагружении // Пробл. прочности. – 2006. - №1. – С. 128-137.

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ МЕТОД РАСЧЕТА ДОЛГОВЕЧНОСТИ ПРИ СЛУЧАЙНОМ НАГРУЖЕНИИ

П.А. Фомичев

ENERGY-BASED APPROACH TO LIFETIME CALCULATION UNDER RANDOM LOADING

P. A. Fomichev

Национальный аэрокосмический университет им. Н.Е. Жуковского «Харьковский авиационный институт», Украина

Abstract. The fatigue life computation method, based on energy criterion of fatigue damage and model of material cyclic deformation after overload under the conditions of random loading is suggested. The determination of the maximum stress amplitude depending on the number of recycling for loading time before failure is provided. The results of the fatigue life estimation under the conditions of homogeneous stressed state are compared with experimental data obtained by S. Svenson, with spectral damage summation theory by V. L. Raiher and with linear summation hypothesis. The dependence of the right part of linear hypothesis depending on dispersion of random loading process is established.

Введение. На этапе проектирования нагрузки на конструкцию находят методами статистической динамики, когда возмущающий силовой фактор рассматривается в вероятностном аспекте. Случайный процесс нагружения считают стационарным и нормальным с известной спектральной плотностью и функцией распределения амплитуд силового фактора. В рамках такого подхода в работе [1] предложен метод расчета долговечности на основе линейной гипотезы суммирования усталостных повреждений. В работе В.Л. Райхера [2] предложена гипотеза спектрального суммирования повреждений и проведено сопоставление с опубликованными данными экспериментальных исследований. Результаты расчетов по линейной и спектральной гипотезам или совпадают, или достаточно близки. В.Л. Райхер отмечает, что применительно к эксперименту С. Свенсона для гладких образцов из сплава 2024 в условиях растяжения – сжатия согласование данных испытаний и расчетов является неудовлетворительным. Расчеты завышают долговечность примерно в 10 раз.

Целью данной работы является разработка метода расчета долговечности при случайном нагружении в условиях однородного напряженного состояния на основе энергетического подхода к процессу усталостного разрушения. Аналогичные методы применительно к программному, блочному программному, бигармоническому нагружениям предложены в [3,4,5].

Теоретические основы исследования. Пусть спектральная плотность стационарного нормального случайного процесса нагружения обозначена $S(\omega)$. В соответствии с формулами С. Райса, среднее число пересечений нулевого уровня N_0 и среднее число максимумов в единицу времени N_1 можно найти так

$$N_0 = \frac{1}{\pi} I_\eta^{\frac{1}{2}}, \tag{1}$$

$$N_1 = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{I_\zeta}{I_\eta}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{2}$$

где

$$I_\eta = \int_{-\infty}^{\infty} \omega^2 \bar{S}(\omega) d\omega, \qquad I_\zeta = \int_{-\infty}^{\infty} \omega^4 \bar{S}(\omega) d\omega,$$

$\bar{S}(\omega)$ - приведенная спектральная плотность,

$$\bar{S}(\omega) = \frac{1}{2\pi\sigma_\xi^2} S(\omega),$$

σ_ξ^2 - дисперсия процесса, ω - круговая частота.

В соответствии с энергетическим критерием усталостного разрушения [6], примем дифференциальное уравнение накопления относительной энергии $\overline{W}$, расходуемой на накопление усталостных повреждений, в виде

$$\frac{d\overline{W}}{dn} = RW_r^{\alpha} \tag{3}$$

где n - число циклов нагружения,

R, α - параметры уравнения, определяемые для конкретного материала по результатам усталостных испытаний,

W_r - рассеянная в единице объема за цикл нагружения энергия, численно равная площади петли гистерезиса

$$W_r = K_\Phi \sigma_a \varepsilon_{ar}$$

K_Φ - коэффициент формы петли гистерезиса, численное значение которого может быть принято равным трем,

σ_a - амплитуда напряжения,

ε_{ar} - амплитуда остаточной деформации, равная половине ширины петли гистерезиса.

В состоянии материала до циклического нагружения $\overline{W} = 0$, в случае разрушения $\overline{W} = 1$.

Для циклически нестабильных материалов амплитуда остаточной деформации изменяется в процессе циклического нагружения [7]

$$\varepsilon_{ar} = \varepsilon_{ar}^* f(\sigma_a, x),$$

где ε_{ar}^* - среднее значение амплитуды остаточной деформации,

$f(\sigma_a, x)$ - функция упрочнения (разупрочнения) материала, подчиняющаяся условию

$$\int_0^1 f(\sigma_a, x) dx = 1,$$

$x = n/N$ - относительная наработка,

N - число циклов до разрушения при регулярном нагружении.

Текущее значение рассеянной за цикл нагружения энергии найдем так

$$W_r = W_r^* f(\sigma_a, x), \tag{4}$$

где W_r^* - среднее значение рассеянной за цикл нагружения энергии, соответствующее амплитуде остаточной деформации ε_{ar}^*.

С учетом (4) зависимость (3) примет вид

$$\frac{d\overline{W}}{dx} = NRW_r^{*\alpha} f^{\alpha}(\sigma_a, x). \tag{5}$$

В результате интегрирования (5) при регулярном нагружении получим уравнение кривой усталости

$$NRW_r^{*\alpha}\int_0^1 f^{\alpha}(\sigma_a, x)dx = 1. \qquad (6)$$

Результаты многочисленных экспериментальных исследований показывают [7-9], что зависимость средних амплитуд деформаций от амплитуд напряжений в логарифмических координатах можно аппроксимировать прямой или ломаной прямой. Это означает, что справедливо уравнение

$$\varepsilon_{ar}^{*} = \left(\frac{\sigma_a}{K}\right)^{\frac{1}{m}}, \qquad (7)$$

где m и K - параметры уравнения диаграммы циклического деформирования материала.

В случае нерегулярного нагружения, после действия максимальной амплитуды напряжений в блоке нагрузок, ширина петли гистерезиса на меньших уровнях может значительно превосходить значения ε_{ar} на этих уровнях до перегрузки. Величина рассеянной за цикл нагружения энергии после перегрузки возрастает. Амплитуду остаточной деформации после перегрузки можно найти так [3,7]

$$\varepsilon_{ar} = \varepsilon_{ar\max}\left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{a\max}}\right)^{\frac{1}{c}}, \qquad (8)$$

где c - параметр диаграммы циклического деформирования материала после перегрузки,

$\sigma_{a\max}$ - амплитуда напряжения на перегрузочной ступени в блоке нагрузок,

$\varepsilon_{ar\max}$ - амплитуда остаточной деформации при $\sigma_{a\max}$.

В этом случае рассеянная за цикл нагружения энергия составит

$$W_r = W_{r\max}\left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{a\max}}\right)^{\frac{1+c}{c}}.$$

В условиях нерегулярного нагружения кинетика амплитуды остаточной деформации в основном наблюдается на максимальном уровне нагрузок. Рассеянная за цикл нагружения энергия $W_{r\max}$ равна

$$W_{r\max} = W_{r\max}^{*} f(\sigma_{a\max}, x_{\max}),$$

где $x_{\max}$ - относительная наработка на максимальном уровне нагрузок.

В соответствии с энергетическим критерием усталостного разрушения относительная энергия $\overline{W}$ определяется величиной рассеянной за цикл нагружения суммарной энергии W_r. За dn циклов и время $\Delta\tau$ приращение относительной энергии составит

$$\Delta d\overline{W} = RW_r^{\alpha} dn.$$

В случае узкополосного случайного процесса число циклов пересечения нулевого уровня, равное $N_0/2$, и число максимумов N_1, которые можно вычислить по формулам (1) и (2), практически совпадает. Для широкополосного процесса число амплитуд совпадает не с числом циклов пересечения нулевого уровня, а с числом максимумов процесса. Тогда число циклов нагружения с амплитудой напряжения σ_a

можно найти, зная плотность вероятности распределения амплитудных напряжений $\varphi(\sigma_a)$

$$dn = N_1 \varphi(\sigma_a) d\sigma_a \Delta\tau .$$

После предельного перехода и интегрирования получим зависимость для расчета времени до разрушения в условиях стационарного случайного процесса нагружения

$$RN_1 \int_0^T \int_0^\infty W_r^\alpha \varphi(\sigma_a) d\sigma_a d\tau = 1 . \qquad (9)$$

Для определения максимальной амплитуды напряжений при случайном нагружении принято [10,11] задавать вероятность их превышения $P_{\max}$. Если плотность распределения амплитуд напряжений подчиняется закону Рэлея

$$\varphi(\sigma_a) = \frac{\sigma_a}{\sigma_\xi^2} e^{-\frac{\sigma_a^2}{2\sigma_\xi^2}},$$

то

$$\sigma_{a\max} = \sigma_\xi \sqrt{-2\ln P_{\max}} . \qquad (10)$$

После подстановок и преобразований уравнение (9) примет вид

$$\frac{N_1}{I_x N_{\max}} I_d \cdot T \int_0^1 f^\alpha \left(\sigma_{a\max}, \frac{N_1 \cdot T \cdot y}{N_{\max}} P_{\max} \right) dy = 1, \qquad (11)$$

где

$$I_x = \int_0^1 f^\alpha (\sigma_{a\max}, x) dx \qquad (12)$$

$$I_d = \int_0^\infty \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{a\max}} \right)^{\alpha \frac{1+c}{c}} \varphi(\sigma_a) d\sigma_a . \qquad (13)$$

Принятый подход к расчету долговечности при случайном нагружении путем задания вероятности $P_{\max}$ превышения максимальной амплитуды напряжения не является бесспорным. Затруднено физическое обоснование выбираемой величины $P_{\max}$. При одном и том же $P_{\max}$ для различных дисперсий процесса получаем во много раз отличающиеся наработки в виде числа циклов нагружения на максимальном уровне.

Рассмотрим иной подход к определению амплитуды максимальных напряжений. Перегрузочная ступень в блоке нагружения приводит к увеличению амплитуды остаточной деформации на остальных уровнях нагрузки. Увеличивается рассеянная энергия, а, значит, падает долговечность. Стабилизация параметра c в уравнении (8) наблюдается после нескольких блоков нагружения [7], обычно число таких блоков не превосходит десяти. Аналогичный факт отмечен в работе [12], в которой перед началом испытаний гладких образцов на регулярные нагрузки предварительно прикладывали определенное число перегрузочных циклов. Долговечность при регулярном нагружении интенсивно падала с увеличением числа таких циклов. Стабилизация долговечности практически наступала после десяти циклов перегрузки. В этой работе были выполнены и измерения амплитуды остаточной деформации.

Отмеченное позволяет предположить, что в качестве максимальной амплитуды напряжений при случайном нагружении следует принимать такую, для которой число циклов повторения за время до разрушения равно некоторому числу $n_{\max}$, например десяти.

При таком подходе вероятность превышения максимальной амплитуды напряжений составит

$$P_{\max} = \frac{n_{\max}}{N_1 T}, \tag{14}$$

а относительная наработка на максимальном уровне нагрузок $x_{\max} = n_{\max} / N_{\max}$.

Анализ кинетики амплитуды остаточной деформации алюминиевого сплава Д16АТ, который является аналогом сплава 2024, позволил установить, что интеграл (12) отличается от 1 не более, чем на 0.5%, а интеграл от функции упрочнения в (11) не более, чем на 20 %. Это позволяет значительно упростить (11) и получить зависимость для расчета времени до разрушения при случайном нагружении в виде

$$T = \frac{N_{\max}}{N_1 I_d}. \tag{15}$$

Если задавать значение вероятности превышения максимальной амплитуды напряжений $P_{\max}$, то следует по (10) найти $\sigma_{a\max}$, вычислить по (13) I_d и по (6) $N_{\max}$.

В случае задания числа циклов нагружения $n_{\max}$, вероятность превышения $P_{\max}$ зависит по (14) от времени T до разрушения. Такая зависимость имеет место для I_d и $N_{\max}$. Уравнение (15) становится нелинейным относительно времени, но его легко решить методом последовательных приближений.

На основе линейной гипотезы суммирования усталостных повреждений можно получить зависимость для расчета времени до разрушения $T_л$, аналогичную (15)

$$T_л = \frac{N_{\max}}{N_1 I_л}, \tag{16}$$

где

$$I_л = \int_0^{\infty} \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{a\max}} \right)^м \varphi(\sigma_a) d\sigma_a . \tag{17}$$

В формуле (17) $м$ - показатель степени уравнения кривой усталости

$$\sigma_a^м N = c_v . \tag{18}$$

Время до разрушения, найденное по формуле линейного суммирования (16), не зависит от выбранной максимальной амплитуды напряжений, поскольку по этой амплитуде вычисляется в соответствии с (18) и число циклов до разрушения $N_{\max}$.

Представляет интерес анализ ошибки линейного суммирования повреждений. Как и в работе [1], обозначим правую часть формулы линейного суммирования через a_p. Разделим (15) на (16), тогда

$$a_p = \frac{I_л}{I_d}. \tag{19}$$

Конкретизируем интегралы (13) и (17). Введем новые переменные

$$z = \frac{\sigma_a}{\sigma_\xi}, \qquad z_{\max} = \frac{\sigma_{a\max}}{\sigma_\xi}.$$

Тогда

$$I_d = \int_0^{z^*} \left(\frac{z}{z_{\max}} \right)^{\alpha \frac{1+c}{c}} \varphi(z) dz , \tag{20}$$

$$I_л = \int_0^{z^*} \left(\frac{z}{z_{\max}} \right)^м \varphi(z) dz \,. \qquad (21)$$

Подынтегральные функции в (20) и (21) с ростом z быстро убывают и выбор верхнего предела интегрирования z^* особого значения не имеет.

Отличие интегралов (20) и (21) состоит в показателях степени в подынтегральных функциях. Между показателями степени уравнений (3), (7) и (18) существует зависимость [6]

$$\alpha \left(1 + \frac{1}{m} \right) = м \,. \qquad (22)$$

Для циклически стабильных материалов, у которых отсутствует кинетика амплитуды остаточной деформации и влияние перегрузки на рассеиваемую энергию, параметры c и m равны. В этом случае справедливо линейное суммирование усталостных повреждений.

Применительно к циклически упрочняющимся или разупрочняющимся материалам, параметр c может в 2 – 3 раза превосходить значение параметра m. Соответственно, $I_d > I_л$ и $a_p < 1$. Отмеченное является следствием того, что после действия больших нагрузок при нерегулярном нагружении величина рассеянной энергии на остальных уровнях значительно возрастает.

Сопоставление с результатами экспериментальных исследований С. Свенсона. Экспериментальные исследования проведены на образцах из сплава 2024S-T4 без концентраторов напряжений при циклическом растяжении. Получены зависимости долговечности от амплитуды напряжений при регулярном нагружении и зависимости долговечности от стандартного отклонения для двух видов спектральных плотностей при случайном нагружении. Испытано не менее 7 образцов на уровне гармонической нагрузки и не менее 16 образцов на уровне случайной нагрузки. Результаты испытаний С. Свенсона в табличном виде представлены в работе [2].

В работе [9] приведены циклические деформационные характеристики сплава Д16АТ, который является аналогом сплава 2024. Значения параметров уравнений (3), (7), (8) для сплава Д16АТ составили

$$\alpha = 1{,}12\,; \quad R = 2{,}01 \cdot 10^{-3}\,; \quad m = 0{,}25\,; \quad K = 3352\,МПа\,; \quad c = 0{,}64\,.$$

Приведенные значения m и K соответствуют большим амплитудам напряжений, которые превышают напряжение точки перелома на диаграмме циклического деформирования сплава [9] и представляют интерес при анализе случайного нагружения. В работе В.Л. Райхера [2] приведены параметры уравнения (18), определенные по данным С. Свенсона и равные $м = 5{,}7$, $c_v = 10^{12{,}68}$. Экспериментальные данные С. Свенсона при регулярном нагружении и аппроксимирующая зависимость показаны на рис.1. Поскольку в [2] результаты экспериментов и их обработки приведены в технической системе, эта система сохранена

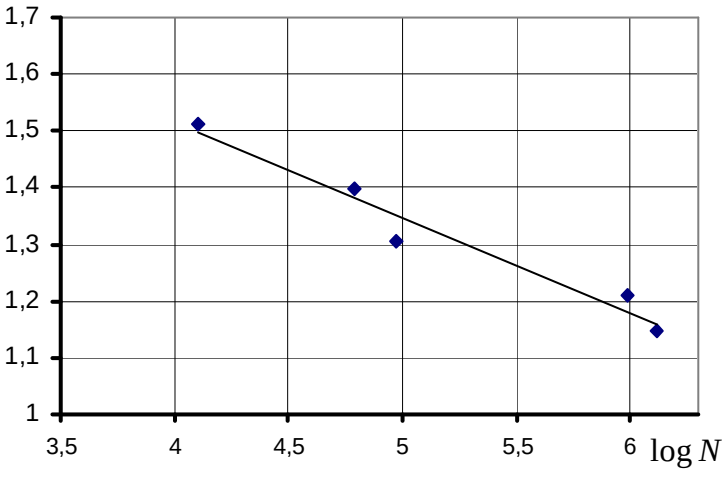


Рис. 1. Кривая усталости. Эксперимент Свенсона

и в данной работе.

Размерность амплитуд напряжений – $кгс/мм^2$. Можно отметить, что показатель степени $м$, вычисленный по зависимости (22) для сплава Д16АТ менее чем на 2% отличается от экспериментального значения для сплава 2024. Расчетные значения долговечности, найденные с использованием параметров уравнений для сплава Д16АТ, соответствуют левой границе разброса данных С. Свенсона. В связи с этим, расчет числа циклов до разрушения при регулярном нагружении $N_{\max}$ в дальнейшем проведен по формуле (18).

Приведенные спектральные плотности, реализованные С. Свенсоном при случайном нагружении, показаны на рис. 2. Спектральная плотность 1 соответствует узкополосному случайному процессу с числом циклов пересечения нулевого уровня $N_0/2 = 47{,}1$ и числом максимумов процесса $N_1 = 47{,}4$. Для спектральной плотности 2 указанные величины составили $N_0/2 = 24{,}2$, $N_1 = 43{,}4$.

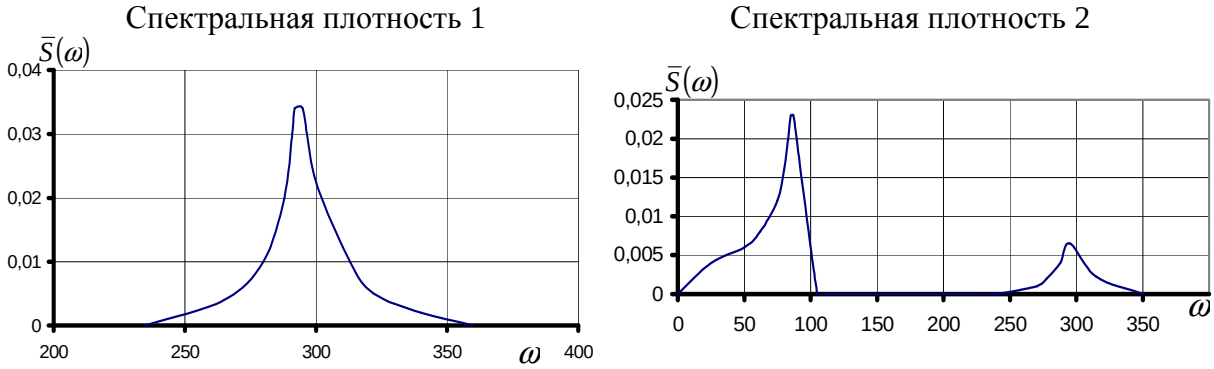


Рис. 2. Приведенные спектральные плотности в эксперименте Свенсона

Интеграл (20) не зависит от величины стандартного отклонения амплитуд случайного процесса и определяется только принятым значением $P_{\max}$. Вследствие чего, рассчитанная по формуле (15) кривая усталости при случайном нагружении параллельна кривой усталости при регулярном нагружении. Выбор $P_{\max}$ влияет на расчетную долговечность, однако при изменении $P_{\max}$ в 10 раз долговечность изменяется в 1,5 раза. Устойчивость решения относительно $P_{\max}$ обуславливает быструю сходимость итерационного процесса расчета Т по формуле (15) при задании фиксированного значения $n_{\max}$ и вычислении $P_{\max}$ по (14).

Правая часть линейной гипотезы суммирования зависит только от величины $P_{\max}$. При фиксированном $P_{\max}$ значение a_p остается постоянным и не зависящим от σ_ξ.

Следовательно, подход, основанный на фиксации вероятности $P_{\max}$, приводит к противоречию, так как известно [1], что с уменьшением стандартного отклонения ошибка линейной гипотезы суммирования возрастает.

Указанного недостатка лишен предлагаемый подход к расчету максимальной амплитуды напряжений, основанный на фиксации числа циклов действия этой амплитуды при случайном нагружении до разрушения, т.е. решении уравнения (15) с учетом (14). С уменьшением стандартного отклонения растет время до разрушения, что приводит к уменьшению $P_{\max}$ и a_p. Ошибка расчета долговечности по линейной гипотезе возрастает от 5,3 до 8,55 раза.

Результаты расчета времени до разрушения при случайном нагружении со спектральными плотностями 1 и 2 по уравнению (15) с учетом (14) показаны на рис. 3 и 4 в виде сплошной линии. Точки соответствуют экспериментальным данным С.Свенсона. Принято, как и в гипотезе спектрального суммирования В.Л.Райхера,

распределение амплитуд по закону Рэлея. Результаты расчета долговечности, полученные В.Л. Райхером, показаны на рис.3 и 4 в виде пунктирной линии.

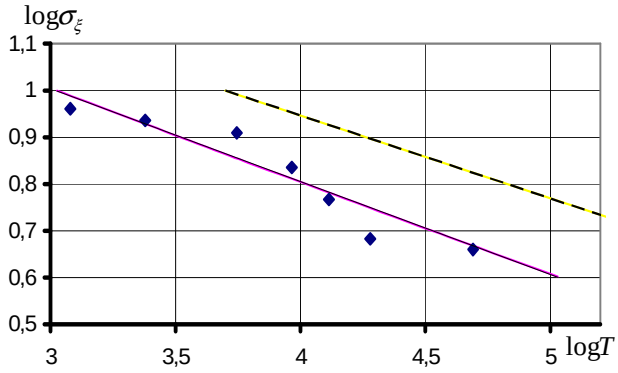


Рис. 3. Долговечность при случайном нагружении со спектральной плотностью 1

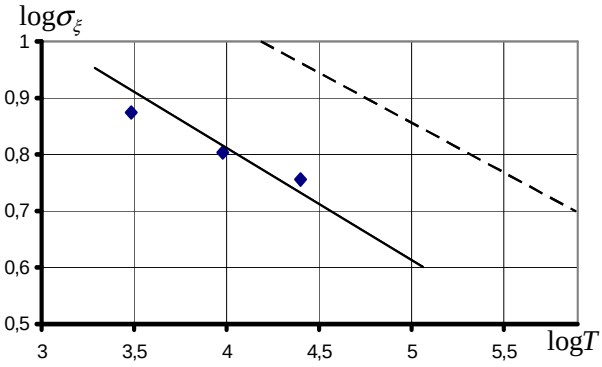


Рис. 4. Долговечность при случайном нагружении со спектральной плотностью 2

Причина несогласования гипотезы спектрального суммирования с экспериментальными данными заключается не в представлении кривой Велера в степенном виде, как предполагал В.Л. Райхер [2], а в неучете влияния перегрузок на долговечность.

Выводы. Проведенные расчеты и сопоставления предложенного метода расчета долговечности при случайном нагружении с известными методами и результатами экспериментальных исследований позволяют отметить следующее.

1. Предложенный метод, учитывающий влияние перегрузки на рассеяние энергии в материале при циклическом нагружении, вполне удовлетворительно согласуется с экспериментальными данными С. Свенсона, полученными при различных спектральных плотностях случайного процесса нагружения гладких образцов.

2. Определение максимальной амплитуды напряжений при случайном нагружении целесообразно проводить по фиксируемому числу циклов повторения этой амплитуды в процессе нагружения до разрушения. Такой подход позволяет установить зависимость правой части линейной гипотезы суммирования усталостных повреждений от дисперсии случайного процесса нагружения.

Литература

1. Когаев В.П. Расчеты на прочность при напряжениях, переменных во времени. - М.: Машиностроение, 1977. - 232 с.
2. Райхер В.Л. Гипотеза спектрального суммирования и ее применение для определения усталостной долговечности при действии случайной нагрузки. - М.: Изд. отдел ЦАГИ, 1969. - 38 с.
3. Фомичев П.А. Энергетический метод расчета долговечности при нерегулярном нагружении. Сообщение 2. Долговечность при программном блочном нагружении // Пробл. прочности.-1995.- № 8. - С. 3 - 11.
4. Фомичев П.А. Энергетический метод расчета долговечности при нерегулярном нагружении. Сообщение 1. Учет последовательности действия нагрузок // Пробл. прочности. - 1995. - № 7. - С. 3 - 12.
5. Фомичев П.А. Долговечность при бигармоническом нагружении // Пробл. прочности.- 2004. - № 3. - С. 14 - 22.
6. Трощенко В.Т., Фомичев П.А. Энергетический критерий усталостного разрушения // Пробл. прочности. - 1993. - № 1. - С. 3-10.
7. Фомичев П.А., Трубчанин И.Ю. Изменение амплитуды пластической деформации при регулярном и программном мягком нагружении сталей // Пробл. прочности. - 1991. - № 2. - С. 39-44.

8. Циклические деформации и усталость металлов. Т. 2. Долговечность металлов с учетом эксплуатационных и технологических факторов / Трощенко В.Т., Хамаза Л.А. и др. - Киев: Наук. думка, 1985.- 224 с.
9. Фомичев П.А., Звягинцев В.В. Прогнозирование долговечности тел с надрезами по локальному напряженно-деформированному состоянию. Сообщение 1. Определение напряжений и деформаций в надрезе при циклическом упругопластическом деформировании // Пробл. прочности. - 2000. - №3. - С. 37 - 45.
10. Серенсен С.В., Когаев В.П., Шнейдерович Р.М. Несущая способность и расчет деталей машин на прочность. - М.: Машиностроение, 1975. - 488 с.
11. Климан В. Определение эксплуатационной долговечности на основе энергетического критерия. Мат. VI Междунар. коллоквиума Механическая усталость металлов. - Киев: Наук. думка, 1983. - С. 104 - 109.
12. Ауржедник Б. Влияние предварительной малоцикловой перегрузки на многоцикловую долговечность стали. Мат. VI Междунар. коллоквиума Механическая усталость металлов. - Киев: Наук. думка, 1983. - С. 349 - 356.

ВТОМНЕ РУЙНУВАННЯ ТОНКОСТІННИХ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ ПРИ ДВОВІСНОМУ НАВАНТАЖЕННІ

О. Є. Андрейків, М. Б. Кіт

FATIGUE FRACTURE OF THIN-WALLED STRUCTURAL ELEMENTS UNDER BIAXIAL LOADING

O. E. Andreykiv, M. B. Kit

Львівський національний університет імені Івана Франка, Україна

Abstract. An energy approach to evaluation of the subcritical fatigue crack growth period under biaxial tension of a plate with an initially rectilinear crack has been proposed. The influence of the change of such external loading parameters as: an angle between the loading axes, difference in amplitudes and frequencies, differences in the beginning of cycles (shear by please), difference in loading types (one-long-term static loading, the other – cyclic loading) has been investigated.

Визначенню залишкової довговічності тонкостінних елементів конструкцій з тріщинами присвячено багато праць [1, 2]. Однак, більшість з них відноситься до випадків одновісного розтягу. Проте в експериментальній практиці часто зустрічаються двох- або багатовісне навантаження різної частоти. В даній роботі зроблена спроба узагальнити розроблений [3] раніше авторами енергетичний підхід на випадок двоосьового навантаження.

Постановка задачі і метод її розв'язання. Розглянемо пластину, яка послаблена прямолінійною тріщиною початкової довжини $2l_0$ (рис. 1) і розтягується у нескінченно віддалених точках рівномірно розподіленими циклічними зусиллями p і q,

$$p = a_1 + b_1 \sin(\omega_1 \cdot t), \qquad q = a_2 + b_2 \sin(\omega_2 \cdot t + \beta) \tag{1}$$

Тут α - кут між напрямками дії зусиль p і q; a_1, a_2 - відповідно середні значення p і q за цикл; b_1, b_2 - відповідно амплітуди зміни p і q за цикл; ω_1, ω_2 - частоти зміни відповідно p і q за цикл; β - відмінність у початку циклів зміни p і q (зсув по фазі). Вважається, що зусилля p направлені перпендикулярно до лінії розміщення тріщини. Задача полягає у визначенні такого числа $N = N_g$ циклів навантаження, по досягненню якого тріщина досягне критичної довжини і пластина зруйнується.

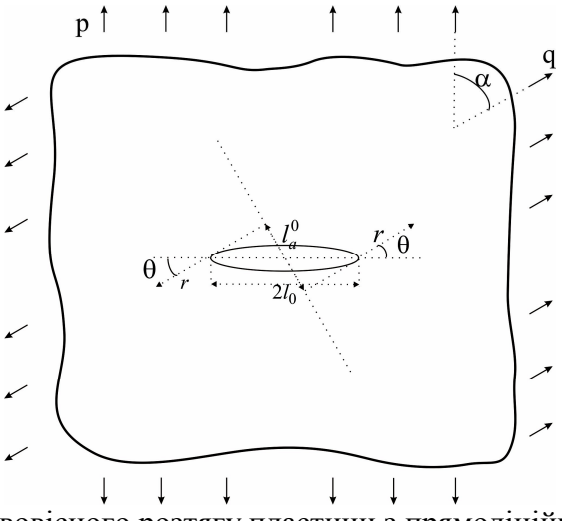


Рис. 1. Схема двовісного розтягу пластини з прямолінійною тріщиною.

Для реалізації такої задачі застосуємо відомий [3] енергетичний підхід, який зведе дану задачу до розв'язку наступної системи диференціальних рівнянь:

$$\frac{dl}{dN}=\frac{W_c}{\gamma_c-\gamma_t},\qquad \frac{\partial}{\partial\theta}=\left[\frac{W_c}{\gamma_c-\gamma_t}\right]_{\theta=\theta_t}=0 \tag{2}$$

при початкових $N=0,\quad l(0)=l_0$

та кінцевих умовах $N=N_g,\ l(N_g)=l_*,\ \gamma_t(l_*)=\gamma_c$ (3)

Тут W_c - робота пластичних деформацій в зоні передруйнування біля вершини тріщини, які генеруються самим тілом [3]; γ_c – густина енергії руйнування матеріалу; γ_t – густина дисипації енергії пластичних деформацій в зоні передруйнування за максимум навантаження; N – кількість циклів навантаження для (1) з більшим періодом T_i циклу; $T_i=2\pi\omega_i^{-1}$; ω_i - частоти зміни зусиль p і q ($i=1,2$); l_* - критична довжина тріщини l, по досягненню якої пройде руйнування пластини; згідно [2, 3, 4]. Ці величини будемо визначати наближено наступним чином

$$W_c=\int_0^{l_{fp}}\sigma_t\delta_t(x)dx=\int_0^{l_{fp}}(\delta_{I\theta}\sigma_{0t}+\delta_{II\theta}\tau_{0t})dx,\quad \delta_t(x)\approx\delta_t(0)\left(1-\frac{x}{l_{fp}}\right)^2,$$

$$\gamma_c=\delta_c\sigma_{fc}=\frac{K_{fc}^2}{E},\qquad \gamma_t=\delta_{I\theta}\sigma_{0f}+\delta_{II\theta}\tau_{0f}, \tag{4}$$

$$l_{fp}=\frac{K_{I\theta}^2}{4\sigma_{0f}^2},\ l_{fp}=\frac{K_{II\theta}^2}{4\tau_{0f}^2},\ \delta_{I\theta}=\frac{K_{I\theta}^2}{2E\,\sigma_{0f}},\ \delta_{II\theta}=\frac{K_{II\theta}^2}{2E\,\tau_{0f}}.$$

Тут $\delta_t(x)$ - розкриття у вершині тріщини; $\delta_{I\theta}$, $\delta_{II\theta}$ - проекції $\delta_t(0)$ на направляючі орти полярної системи координат $O_{r\theta}$ (рис.1); σ_t - усереднені напруження в зоні перед руйнування; σ_{0t}, τ_{0t} - відповідні їх проекції; E – модуль пружності; K_I, K_{II} - коефіцієнти інтенсивності напружень біля вершини тріщини; θ - кут напрямку поширення втомної тріщини.

На основі цього, а також відомих результатів [2, 3, 4] можемо записати

$$W_c=\frac{1}{24}\left[\frac{K_{I\theta}^2}{E}+\frac{K_{II\theta}^2}{E}\right]\cdot l_{fp}, \tag{5}$$

де $K_{I\theta}=K_I\cos^3\frac{\theta}{2}-3K_{II}\sin\frac{\theta}{2}\cos^2\frac{\theta}{2},$

$$K_{II\theta}=K_I\cos^2\frac{\theta}{2}\sin\frac{\theta}{2}+K_{II}\sin\frac{\theta}{2}ctg\frac{\theta}{2}\left(1-3\sin^2\frac{\theta}{2}\right).$$

Для розглядуваного випадку при старті тріщини коефіцієнти інтенсивності напружень K_I та K_{II} будуть визначатися [2] так

$$K_I=p\sqrt{\pi l_0}+q\sqrt{\pi l_0}\cdot\cos^2\alpha,\ K_{II}=q\sqrt{\pi l_0}\cos\alpha\cdot\sin\alpha \tag{6}$$

В загальному випадку розв'язок такої задачі пов'язаний із значними математичними труднощами. Але для побудови загальної теорії поширення втомних тріщин важливим є дослідження впливу зміни окремих параметрів зовнішнього навантаження на величину N_g. Тому нижче розглянемо такі конкретні випадки.

Зміна частоти. У даному випадку вважаємо, що $\beta = 0$, $\alpha = 0$, $a_1 = a_2 = b_1 = b_2 = b$, $0 \le \dfrac{\omega_2}{\omega_1} = \eta_1 \le 1$.

За напрямком зусилля p і q будуть співпадати і складуть сумарне зусилля, яке буде змінюватись в часі так

$$F(t) = p + q = 2b \cdot [1 + \sin(0.5t\omega_1(1+\eta_1))\cos(0.5t\omega_1(1-\eta_1))] \quad (7)$$

Так як в даному випадку тріщина буде змінюватись прямолінійно, то величину N_{1g} будуть визначати [3] наступні рівняння

$$\frac{dl}{dN} = \frac{W_c E}{K_{fc}^2 - \pi l F_{\max}^2}; \; N = 0, \; l(0) = l_0, \; N = N_{1g}, \; l(N_{1g}) = l_*, \; l_* = \pi^{-1} K_{fc}^2 F_{\max}^{-2} \quad (8)$$

Тут W_c визначаємо наступним чином. Для кожного значення $\eta_1 = 0; 0{,}2; 0{,}4; 0{,}6; 0{,}8; 1$ будуємо залежність $F(t)$, визначаємо період і форму зміни циклу. Розбиваємо кожен цикл на n-ділянок з піками зміни $F(t)$ і для кожної ділянки визначаємо $F_{i\max}$ і $F_{i\min}$. На основі цього, а також результатів [3] визначаємо W_c наступним чином

$$W_c = \frac{\pi^2 l^2}{24 E \sigma_t^2} \sum_{i=1}^{n} (F_{i\max} - F_{i\min})^4 \quad (9)$$

Тут $F_{i\max}$ і $F_{i\min}$ - максимальне і мінімальне значення $F(t)$ для кожної ділянки з піком зміни. Тоді, інтегруючи (8) з врахуванням (9), отримаємо

$$N_{1g} = A \cdot \left[-\frac{K_{fc}^2}{l_*} + \frac{K_{fc}^2}{l_0} - F_{\max}^2 \pi \ln\left(\frac{l_*}{l_0}\right) \right], \quad A = \frac{24\sigma_t^2}{\pi} \left[\sum_{i=1}^{n} (F_{i\max} - F_{i\min})^4 \right]^{-1} \quad (10)$$

Для числового аналізу формули (10) задамо параметри зовнішнього навантаження, довжини початкової тріщини і характеристики матеріалу так

$$l_0 = 0{,}01m, \; K_{fc} = 85\,MPa \cdot \sqrt{m}, \; b = 1, \; \sigma_t = 550MPa$$

На основі цього і формули (10) на рис. 2 побудована графічна залежність N_{1g} від η_1 (суцільна лінія). Тут також побудована (пунктирна лінія) графічна залежність N_{1g} від η_1 для випадку неврахування реальної форми циклу (синусоїдальна зміна $F(t)$). Як видно з рис. 2 неврахування форми циклу може привести (для деяких значень η_1) до значних похибок при визначенні N_{1g}.

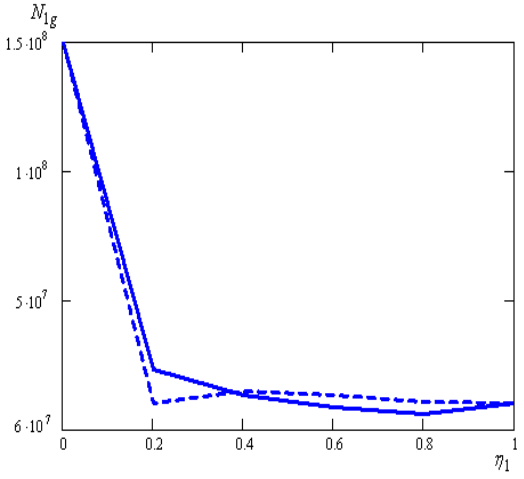


Рис. 2 Графічне порівняння залежностей $N_{1g}(\eta_1)$ при врахуванні (суцільна лінія) і неврахуванні (пунктирна лінія) форми циклу.

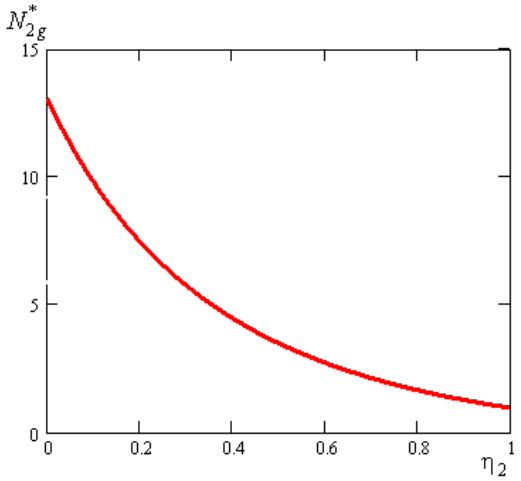


Рис. 3 Графічна залежність N_{2g}^* від η_2.

Зміна амплітуди. Для даного випадку приймаємо $\beta = 0$, кут $\alpha = 0$, $b_1 = a_1;\ b_2 = a_2,\ \omega_1 = \omega_2 = \omega,\ \eta_2 = a_2 a_1^{-1},\ 0 \le \eta_2 \le 1.$

Зусилля $p\ i\ q$ змінюються в одному напрямку і сумарне зусилля буде визначатися так

$$F_{\max} = 2a_1 + 2a_2 = 2a_1(1+\eta_2), \qquad F_{min} = 0 \tag{11}$$

Звідси $$K_{\mathrm{Im}ax} = 2a_1(1+\eta_2)\cdot\sqrt{\pi l}\ ,\ K_{Imin} = 0 \tag{12}$$

Так як F_{max} направлена перпендикулярно лінії розміщення тріщини, то остання буде поширюватись прямолінійно і величина N_{2g} буде визначатися співвідношеннями (8). Для числового аналізу задамо параметр зовнішнього навантаження a_1 і початкову довжину тріщини у такому вигляді

$$l_0 = 0{,}01m,\ a_1 = 0{,}56K_{fc}\,m^{-1/2} \tag{13}$$

Тоді величини l_* і W_c будуть визначатися так

$$l_* = 0{,}25(1+\eta_2)^{-2},\ W_c = \frac{2l^2(1+\eta_2)^4}{3E\sigma_t^2} \tag{14}$$

Інтегруючи рівняння (8) з врахуванням (11)-(14) для обчислення N_{2g} отримаємо формулу

$$N_{2g} = \sigma_t^2 K_{fc}^{-2} N_{2g}^{(*)},\ \ N_{2g}^{*} = 1{,}5(1+\eta_2)^{-4}\frac{l_* - l_0}{l_0 l_*} - 4(1+\eta_2)^2 \ln\frac{l_*}{l_0} \tag{15}$$

На основі формул (15) на рис. 3 побудована графічна залежність N_{2g}^{*} від η_2. Як видно з рис. 3 збільшення η_2, що відповідає збільшенню амплітуди циклу, приводить до зменшення довговічності пластини з тріщиною. Це повністю відповідає основним положенням теорії втоми.

Зсув по фазі. У даному випадку приймаємо $\alpha = 0,\ a_1 = a_2 = b_1 = b_2,\ \omega_1 = \omega_2 = \omega$. Тоді сумарне зусилля $F(t)$ можна записати так:

$$F = 2a_1(1 + b_0 \sin\omega t_1),\ \text{де}\ t_1 = t + \frac{\beta}{2},\ b_0 = \cos\frac{\omega\beta}{2},\ 0 \le \beta \le 2\pi \tag{16}$$

Звідси $$F_{\max} = 2a_1(1+b_0),\quad F_{\min} = 2a_1(1-b_0) \tag{17}$$

Для числового аналізу задамо початкову довжину тріщини l_0 і параметр навантаження a_1 так

$$l_0 = 0{,}01m,\ a_1 = \frac{K_{fc}}{2\sqrt{\pi}} \tag{18}$$

Тоді критична довжина тріщини буде визначатися формулою $l_* = \dfrac{1}{(1+b_0)^2}$. (19)

Так як $\alpha = 0$, то тріщина буде поширюватись по лінії розміщення і її кінетика описується співвідношеннями (8). При цьому W_c буде визначатися так

$$W_c = \frac{2l^2 K_{fc}^4 \cos^4\omega\beta}{3E\sigma_t^2} \tag{20}$$

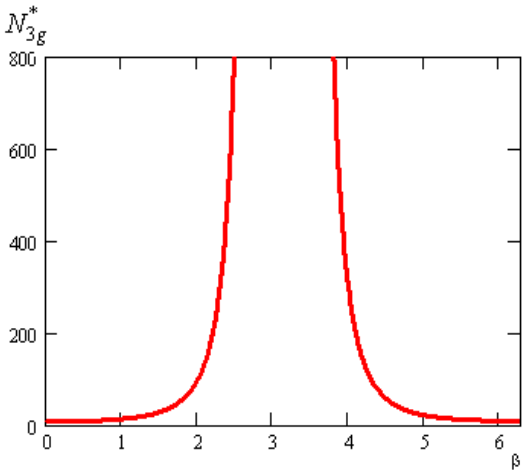


Рис. 4. Графічна залежність N^*_{3g} від β.

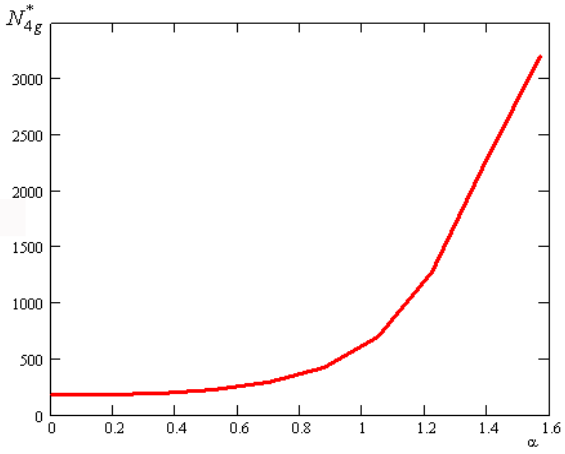


Рис. 5. Графічна залежність N^*_{4g} від кута α.

Інтегруючи рівняння (8) з врахуванням (18)-(19), для визначення N_{3g} отримаємо формулу

$$N_{3g} = \sigma_t^2 K_{fc}^{-2} N^*_{3g}, \quad N^*_{3g} = 0{,}094 \cos^{-4}\frac{\beta}{2}\left[\frac{l_* - l_0}{l_0 l_*} - \left(1+\cos\frac{\beta}{2}\right)^2 \ln\frac{l_*}{l_0}\right] \tag{21}$$

З допомогою формул (21) на рис. 4 побудована графічна залежність відносної. довговічності пластини N^*_{3g} від величини β. Як видно з цього рисунка при $\beta = \pi$ навантаження p і q взаємно нівелюються (пластина ненавантажена) і довговічність прямує до нескінченності.

Зміна кута α. У даному випадку приймаємо у формулах (1) $\beta = 0$, $\omega_1 = \omega_2 = \omega$, $a_1 = a_2 = b_1 = b_2 = g$.

Тоді коефіцієнти інтенсивності напружень набудуть такого вигляду

$$K_{Ip} = 2g\sqrt{\pi l}, \quad K_{IIp} = 0, \quad K_{Iq} = 2g\cos^2\alpha\sqrt{\pi l}, \quad K_{IIq} = 2g\cos\alpha\sin\alpha\sqrt{\pi l} \tag{22}$$

$$K_{\mathrm{Im}ax} = K_{Ip} + K_{Iq} = 2g\sqrt{\pi l}\left(1+\cos^2\alpha\right),$$

$$K_{I\,\mathrm{Im}ax} = K_{IIp} + K_{IIq} = 2g\sqrt{\pi l}\cos\alpha\sin\alpha$$

Для даного випадку основна система рівнянь (2) з врахуванням (4), (5) набуде вигляду

$$\frac{dl}{dN} = \frac{E}{3}\left(\frac{\delta_t^2}{\delta_{Ic}\sigma_0 - \delta_t\sigma_t}\right), \tag{23}$$

$$\frac{\partial}{\partial\delta_t}\left[\frac{\delta_t^2}{\delta_{Ic}\sigma_0 - \delta_t\sigma_t}\right]\frac{\partial\delta_t}{\partial\theta} = 0 \tag{24}$$

$N = 0$, $l(0) = l_0$, $N = N_{4g}$, $l(N_{4g}) = l_*$, $\delta_t(l_*)\sigma_t = \delta_{Ic}\sigma_0$

Тут на основі робіт [2, 5]

$$\delta_{Ic}\sigma_0 - \delta_t\sigma_t = \frac{1}{E}\left(K_{fc}^2 - K_{I\theta}^2 - K_{II\theta}^2\right), \quad \delta_t = \sqrt{\delta_{I\theta}^2 + \delta_{II\theta}^2}$$

$$\sigma_t = \sqrt{\sigma_{0f}^2 + \tau_{0f}^2} = \frac{\sigma_T}{K_{I\theta}} \sqrt{\left(K_{I\theta}^2 + K_{II\theta}^2\right)\left(1 - \xi + \xi^2 + 3\frac{K_{II\theta}^2}{K_{I\theta}^2}\right)},$$

$$\xi = \frac{K_r}{K_{I\theta}},\ K_r = K_I \cos\frac{\theta}{2}\cdot\left(1+\sin^2\frac{\theta}{2}\right) + K_{II}\sin\frac{\theta}{2}\cdot\left(1-3\sin^2\frac{\theta}{2}\right)$$

Із аналізу рівняння (24) приходимо до висновку, що його можна звести до виду

$$\frac{\partial \delta_t}{\partial \theta} = 0 \tag{25}$$

Із рівняння (25) чисельно для різних значень α ($0 \le \alpha \le 90^0$) знаходимо напрямок початкового старту тріщини $\theta = \theta_0$. Далі вважаємо, що тріщина буде рухатись приблизно під кутом $\theta = \theta_0$ аж до руйнування пластини. Тоді для опису кінетики такої втомної тріщини і визначення періоду її докритичного росту рівняння (23) і (24) зведуться до такого вигляду

$$\frac{dl}{dN} = \frac{2\pi^2 g^4 l^2 f_1^2(\alpha,\theta)}{3E\sigma_0^2\left[\delta_{Ic}\,\sigma_0 - 4\pi g^2 E^{-1}\sigma_0^{-1}\sigma_t\, l\, f_1(\alpha,\theta)\right]} \tag{26}$$

$$N = 0,\ l(0) = l_0\cos\theta,\ N = N_{4g},$$

$$l\left(N_{4g}\right) = l_*,\ l_* = 0{,}25\pi^{-1}\delta_{Ic}\,\sigma_0^2\,\sigma_t^{-1} g^{-2} E\, f_1^{-1}(\alpha,\theta)$$

Тут функція $f_1(\alpha,\theta)$ визначається так

$$f_1(\alpha,\theta) = 0{,}25\pi^{-1} g^{-2} l^{-1}\sigma_0 E\left(\delta_{I\theta}^2 + \delta_{II\theta}^2\right)^{1/2} \tag{27}$$

Інтегруючи рівняння (26), для визначення періоду докритичного росту тріщини N_{4g} отримаємо формулу

$$N_{4g} = \sigma_0^2 K_{fc}^{-2} N_{4g}^*,$$

$$N_{4g}^* = \frac{3E\sigma_0^2}{2\pi^2 g^4}\left[\delta_{fc}\sigma_0 f_1^{-2}(\alpha,\theta)\frac{l_* - l_0\cos\theta}{l_0 l_*\cos\theta} - 4\pi g^2 E^{-1}\sigma_0^{-1}\sigma_t f_1^{-1}(\alpha,\theta)\ln\frac{l_*}{l_0}\right] \tag{28}$$

Для чисельного аналізу задачі задамо параметри тріщини і навантаження так

$$l_0 = 0{,}01m,\ g = 0{,}63K_{fc} \tag{29}$$

Обчислюючи з рівняння (25) кут θ для кожного значення α і підставляючи ці значення в (28), знаходимо величини N_{4g}^* враховуючи (29). На основі цього на рис. 5 побудована графічна залежність відносного значення довговічності пластини N_{4g}^* від кута α між напрямками дії зусиль *p* і *q*. Як видно з цього графіка, при збільшенні кута α довговічність пластини зростає.

Висновки

На основі раніше розробленого авторами енергетичного підходу побудована математична модель для визначення періоду докритичного росту втомної тріщини в пластині при її двовісному циклічному навантаженні.

З допомогою цієї моделі проаналізовано вплив параметрів двовісного циклічного навантаження на період докритичного росту втомної тріщини.

Література

1. Schijve. S. Fatigue of Structures and Materials in the State of the Art – Proc. of the ECF14. – 2002 – V.III. – P.211-262.
2. Механика разрушения и прочность материалов: Спр. пос.: в 4-х т. /Под общей ред. В.В. Панасюка. – К: Наук. думка, 1988 – 1990. Т.4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов/ О. Н. Романив, С. Я. Ярема, Г. Н. Никифорчин и др. – 1990. – 680 с.
3. Андрейків О.Є., Кіт М.Б. Визначення періоду докритичного росту тріщин в елементах конструкцій при їх двохчастотному навантаженні //Машинознавство – 2006р. №2 – С. 3-7.
4. Шата М., Терлецька З. Енергетичний підхід у механіці втомного поширення макротріщини. //Механіка руйнування і міцність конструкцій//. – Львів: Каменяр. – 1999. – В. 2. – С.141-148.
5. О.Є. Андрейків, Я.Л. Іваницький, З.О. Терлецька, М.Б. Кіт Оцінка довговічності труби нафтопроводу з поверхневою тріщиною під двохвісним блочним навантаженням // Фізико-хімічна механіка матеріалів – Львів, 2004, №3. – С. 103 – 108.

МЕХАНИЗМ ЗАРОЖДЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

В.Ф. Терентьев

THE MECHANISM OF FATIGUE CRACK NUCLEATION IN HIGH-STRENGTH STEELS UNDER GIGACYCLE FATIGUE

V. F. Terentyev

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия

Рассмотрены особенности зарождения усталостных трещин в высокопрочных сталях с пределом прочности большим, чем1500МП в области гигацикловой усталости. Показано, что если при обычных базах испытания усталостные трещины зарождаются, как правило, на поверхности металла, то в области гигацикловой усталости - в подповерхностном слое у неметаллических включений. Такой механизм зарождения трещин связан с барьерным эффектом более прочного поверхностного слоя, с концентрацией напряжений у неметаллических включений, а также с возможным наличием водородной ловушки на границе раздела включение – матрица.

В последние годы интенсифицируются исследовательские работы в области изучения циклической прочности металлических материалов при сверхбольших базах испытания, достигающих 10^{10} циклов нагружения и более (гигацикловая усталость). Особый интерес вызывает поведение при гигацикловой усталости высокопрочных конструкционных сталей с пределом прочности большим, чем 1500 МПа свойствами. У этих сталей при обычных базах испытаний на усталость (10^7 циклов нагружения) часто наблюдается, так называемый, физический предел усталости – выход кривой усталости на горизонтальный участок. Однако, если проводить испытания в области гигацикловой усталости (с базой испытания до 10^{10} и более) то образцы вновь начинают разрушаться и появляется вторая ветвь долговечности (рис. 1). При этом, если образцы разрушались до 10^7 циклов, то усталостные трещины, как правило, зарождаются в поверхностном слое металла, а при разрушении после 10^7 циклов – под поверхностным слоем преимущественно у неметаллических включений размером от 10 до 40 мкм.

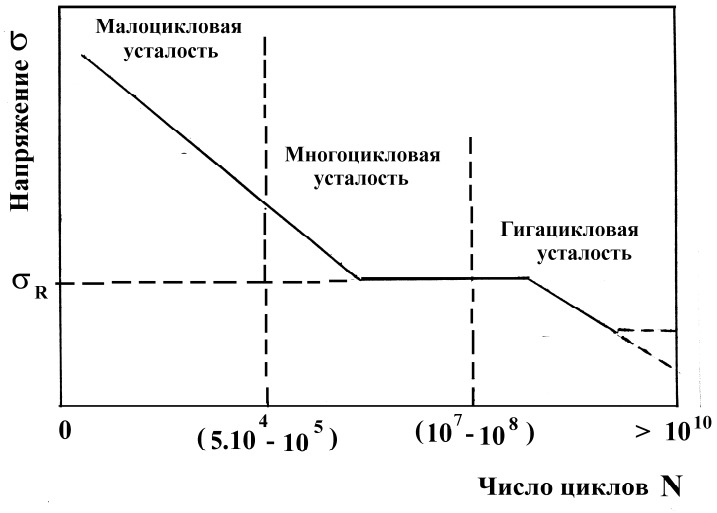


Рис. 1. Схема кривой усталости с горизонтальным участком на стандартной базе испытания: σ_R - предел усталости на стандартной базе испытания.

Большой интерес представляет вопрос о природе горизонтальной площадки (в интервале от ~10^5 до 10^7 циклов нагружения) на кривых усталости (рис. 1). Ранее появление горизонтального участка на кривых усталости многие авторы связывали у углеродистых сталей с процессами статического и динамического деформационного старения [1]. Автором [1, 2] была предложена гипотеза, связывающая наличие резкого перегиба и горизонтальной площадки на кривых усталости с наличием упрочненного поверхностного слоя, формирующегося в процессе циклического деформирования на больших базах испытания. Этот более прочный барьерный слой может быть также создан при изготовлении образцов или при упрочняющей поверхностной обработке (например, при азотировании). Косвенно эту идею подтверждает тот факт, что зарождение усталостных трещин в конструкционных сталях в области гигацикловой усталости почти всегда происходит под поверхностным слоем из – за наличия *барьерного эффекта* более прочного поверхностного слоя. Существуют, по крайней мере, три причины, из – за которых зарождение усталостных трещин в области гигацикловой усталости происходит под поверхностным слоем металла.

Во-первых, в процессе циклического нагружения высокопрочных сталей на горизонтальной площадке кривой усталости может происходить дополнительное упрочнение поверхностного слоя и возрастание уровня остаточных микронапряжений [3]. В работе [4] высказано мнение, что зарождение трещин у подповерхностных неметаллических включений закаленных сталей при больших долговечностях можно объяснить способностью таких материалов к повышению сопротивления зарождению трещины в поверхностных слоях под воздействием умеренного предварительного нагружения.

Во–вторых, в области подповерхностных неметаллических включений существует трехосное напряженное состояние, связанное с наличием значительных растягивающих напряжений (за счет различного коэффициента термических напряжений включения и матрицы) и большой концентрацией напряжений, а также с возможным наличием водородной ловушки, которая способствует локальному водородному охрупчиванию. Возникновению водородной ловушки способствует наличие зазоров между включением и матрицей [5]. Значения теоретического коэффициента концентрации напряжений K_α у неметаллических включений могут находится в интервале значений от 0,5 до 6 [6].

В третьих, подповерхностное зарождение усталостных трещин в области гигацикловой усталости связано также с тем, что после ~10^7 циклов нагружения в основном объеме металла возможна лишь локальная микропластическая деформация, обусловленная наличием неметаллических включений [7]. У поверхностных неметаллических включений рассмотренные выше факторы не играют такой большой роли при испытаниях в области гигацикловой усталости.

В высокопрочных сталях большую часть долговечности до разрушения при напряжениях близких к пределу выносливости чаще всего занимает период зарождения микротрещин. В работе [8] на образцах из закаленных инструментальных сталей было показано, что циклическое нагружение в продолжение 70 – 85 % общего числа циклов до разрушения не вызывало образования поверхностных усталостных трещин. Авторы работы [9] также пришли к выводу, что при многоцикловой долговечности высокопрочных сталей доминирует период зарождения трещины.

Выше мы отмечали, что в этих сталях при долговечностях до ~10^7 циклов зарождение усталостных трещин происходит, как правило, на поверхности материала (например, за счет процессов сдвигообразования или поверхностных концентраторов напряжения) и число этих зародышевых поверхностных трещин может быть достаточно большим, а при больших долговечностях в области гигацикловой усталости - под поверхностным слоем и чаще всего у неметаллических включений. В последнем случае не наблюдается множественного зарождения усталостных трещин. В работе [10] приведены результаты исследований К. Танака и Т. Мура, в которых рассматриваются

три варианта зарождения усталостных трещин у включений: в матрице, от границы включения, когда связь матрицы и включения слабая; граница матрицы и включения прочная, в матрице постепенно накапливается пластическая деформация, происходит отделение матрицы от включения; в матрице, на границе раздела включение – матрица, когда включение не растрескивается и не отделяется от матрицы. К. Танака и Т. Мура приходят к выводу, что для высокопрочных сталей характерен механизм первого типа. Возможные виды зарождения усталостных микротрещин у неметаллических включений представлены на рис. 2 [11].

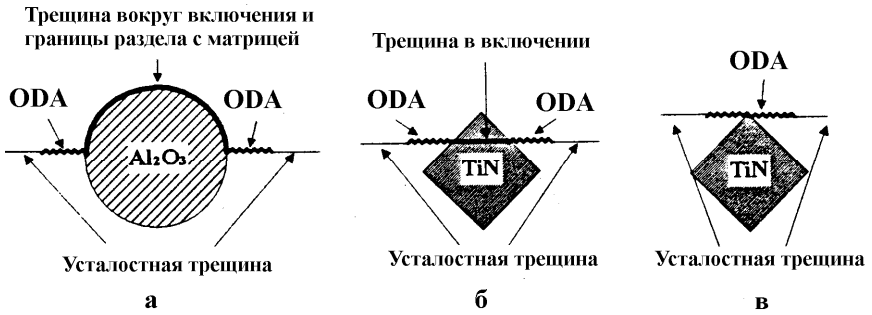


Рис. 2. Различные механизмы зарождения усталостных трещин у неметаллических включений в высокопрочных сталях: а – трещина на границе раздела включение – матрица; б – трещина в включении; в – трещина у вершины включения.

Если механизмы поверхностного зарождения усталостных трещин изучаются уже многие десятилетия, то особенности подповерхностного их зарождения у высокопрочных сталей в области гигацикловой усталости исследуются лишь в последние годы. Авторы [12, 13], считают, что проблема гигацикловой усталости по существу является проблемой малых трещин и доказательством экспериментального порогового феномена является горизонтальная ступенька на кривой усталости, которая непосредственно подразумевает, что проблема состоит в *распространении одной трещины*. Однако это не предполагает, что трещина развивается от цикла к циклу при усталостном разрушении в области чисел циклов до разрушения $> 10^8$ циклов. Исходя из этих предпосылок авторы [12, 13] предполагают, что средняя скорость распространения трещины в области гигацикловой усталости меньше, чем *параметр кристаллической решетки за цикл нагружения.*

Выяснилось также, что подавляющее число подповерхностных трещин зарождаются у неметаллических включений и что на процесс развития этих микротрещин существенное влияние может оказывать водород, который скапливается в области этих включений (наличие водородной ловушки). Подповерхностный очаг зарождения усталостного разрушения состоит из неметаллического включения, небольшой оптически темной или светлой поверхности вокруг включения и зоны подповерхностного распространения трещины. Такой очаг начального распространения усталостной трещины при больших базах испытания носит название ″рыбьего глаза″(fish – eye zone) (рис.3) [13].

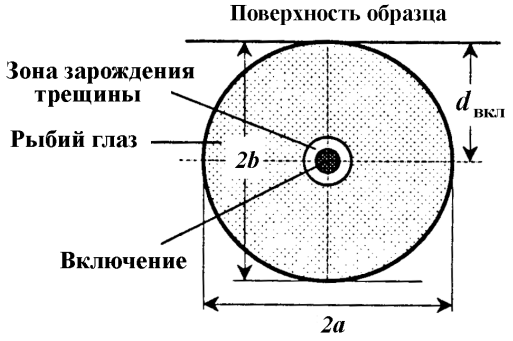


Рис. 3. Схема зарождения подповерхностной усталостной трещины у неметаллического включения (типа рыбьего глаза).

Область поверхности разрушения ″рыбьего глаза″ может не выходить непосредственно на поверхность, а находится ниже поверхности металла. Зона зарождения трещины вокруг включения на рис. 3 может быть темной или светлой. Мураками с сотр. темную поверхность вокруг включения назвали "оптически темной поверхностью" (optical dark area - ODA) [14, 15] и объяснили ее появление наличием водородной ловушки. Данные, полученные с использованием сканирующей электронной и атомной силовой микроскопии, показывают, что ODA у неметаллического включения имеет грубый рельеф полностью отличный от обычно наблюдаемой поверхности разрушения, связанной с пластинчатой мартенситной структурой [14, 15]. Наличие или отсутствие ODA у неметаллического включения зависит и от структурного состояния высокопрочной стали [16].

Такаи и др. [13, 17, 18] с использованием вторичной ионной масспектроскопии получили прямое доказательство наличия водородной ловушки на границе включения. Наличие шероховатой оптически темной поверхности (ODA) разрушения эти авторы связывают с медленным развитием микротрещины в условиях воздействия водорода (рис. 4). Предполагается, что наличие водорода в твердом растворе уменьшает барьер для движения дислокаций и вследствие этого возрастает степень деформации в локальной соседней области поверхности разрушения. За пределами ODA трещина развивается как чисто усталостная без влияния водорода. Расчеты показывают [13, 17, 18], что в случае, если усталостная трещина распространяется за каждый цикл от края ODA к границе "рыбьего глаза", то на это потребуется 1.10^6 циклов нагружения для образцов, разрушившихся при 5.10^8 циклов. Подобные выводы были сделаны и для ферритных сплавов, разрушившихся на базе испытаний 10^{10} циклов. На основании этих данных авторы [13] считают, что более чем 90% долговечности до разрушения связано с созданием ODA. Следует отметить, что у высокопрочных металлических материалов при стандартных базах испытания для выхода на горизонтальный участок кривой усталости требуется минимум $4.10^4 – 10^5$ циклов. Это *минимальное критическое число циклов на уровне предела выносливости, необходимое для разрушения* – $N_{R,min}$ [1]. Если предположить, что в этом случае усталостная трещина распространяется за каждый цикл нагружения на один параметр кристаллической решетки, то критический размер исходной усталостной трещины составит 18 – 40 мкм, что соизмеримо с критическим размером неметаллического включения.

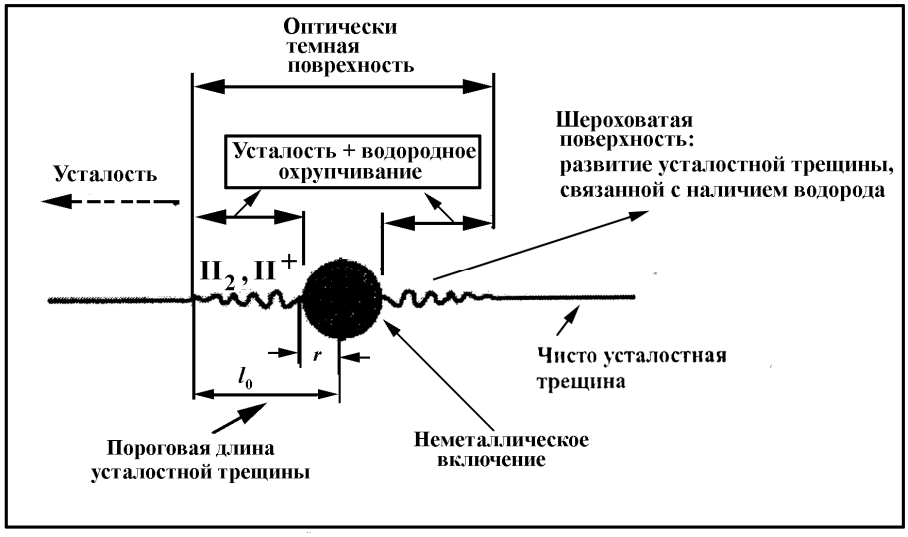


Рис. 4. Схема механизма зарождения начальной усталостной трещины при гигацикловой усталости от внутреннего неметаллического включения в присутствии водорода.

Схема механизма зарождения усталостной трещины в области гигацикловой усталости при наличии водородной ловушки представлена на рис. 4 [13, 14]. На этом

рисунке l_o является пороговой длиной усталостной трещины, начиная с которой происходит чисто усталостное распространение трещины без воздействия водорода. Интересно, что образцы с подповерхностным механизмов зарождения трещины, имеющие долговечность до разрушения в пределах 10^5 циклов не имеют такой темной поверхности в зоне "рыбьего глаза". Однако бывают случаи, когда при одних и тех же напряжениях у части образцов наблюдается поверхностное зарождение трещины, а у других – подповерхностное, как это было обнаружено в работе [12]. Авторы изучали особенности зарождения усталостных трещин в высокопрочной подшипниковой стали JIS SUJ2 (1,01 C; 0,23 Si; 0,36 Mn; 1,45 Cr; 0,06 Cu; 0,04 Ni; 0,02 Mo; 0,012 P; 0,007 S, вес.%) с пределом прочности 2316 МПа в условиях изгиба с вращением с частотой 52,5 Гц исследовали в работе [12]. Экспериментальные данные по циклической прочности представлены на рис. 5.

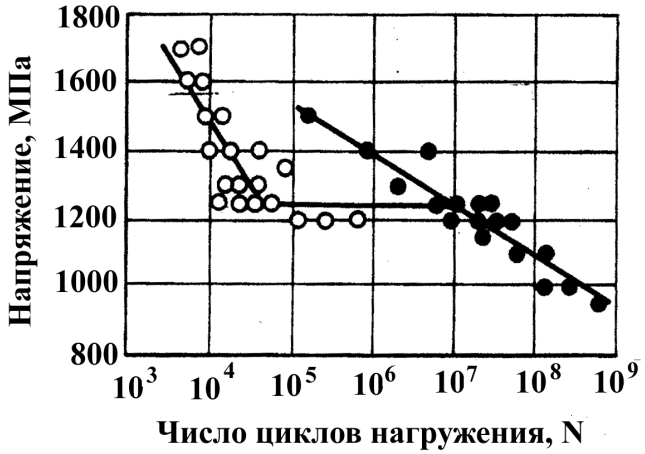


Рис. 5. Циклическая прочность высокоуглеродистой хромистой подшипниковой стали JIS SUJ2.: 1 – поверхностное зарождение трещины; 2 – подповерхностное зарождение трещины.

Из этого рисунка видно, что при амплитуде напряжения выше 1200 МПа имеются две ветви кривых ограниченной долговечности и при этом на одной из ветвей, на которой образцы разрушаются при меньшем числе циклов, зарождение усталостных трещин происходит с поверхности образцов за счет локального сдвигообразования, а на другой (у образцов с большей долговечностью) – под поверхность металла у неметаллических включений, окруженных зернистой светлой фасеткой (granular – bright – facet) (GBF). Таким образом, мы видим, что в данном случае вокруг включения наблюдается не оптически темная, а светлая зона зернистой фасетки. Возможно, в этом случае не было воздействия водорода. Авторы [12] отмечают, что размер оптически темной и светлой зон вокруг неметаллических включения практически совпадает.

В области GBF происходит медленное распространение усталостной трещины с характерной грубой зернистой морфологией поверхности разрушения. На медленную скорость роста трещины в этой зоне возможно влияет структура отпущенного мартенсита GBF. Однако, после зоны GBF скорость трещины значительно выше и не зависит от структуры материала [12]. При амплитудах напряжения меньших 1200 МПа на базе испытания 10^7 – 10^9 усталостные трещины всегда зарождаются под поверхностью. Причем, от длины подповерхностной трещины 2b (рис. 3) в пределах величин 40 – 380 мкм число циклов до разрушения практически не зависит. Это также говорит о том, что критический размер микротрещины у этой высокопрочной стали меньше, чем 40 мкм.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 04 - 03 – 32431.

Литература

1. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. М.: Наука, 2003.-254 с.
2. Терентьев В.Ф. К вопросу о пределе выносливости металлических материалов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2004. № 6, с. 22 – 28.
3. Гликман Л.А., Тэхт В.П. К вопросу о физической природе процесса усталости металла / Некоторые вопросы усталостной прочности стали. – М. – Л.: Машгиз, 1953. С. 5 – 28.
4. Романив О.Н., Деев Н.А., Сорокивский И.С. Морфология "рыбьего глаза"и многоцикловое усталостное разрушение закаленных сталей // Физико – химическая механика материалов. – 1973. – Том. 9. № 6, с. 21 – 26.
5. Воробьев Н.И., Мирзаев Д.А., Токовой О.К. и др. Сульфиды в поковках конструкционной стали 40{UV // Металлы, 2006, № 2, с. 28 – 35.
6. Куслицкий А.Б. Неметаллические включения и усталость стали. Киев: Техніка, 1976, 125 с.
7. Терентьев В.Ф. Процессы микро – и макропластической деформации металлических материалов ниже предела выносливости // Металлы, 2003, № 5, с. 73 – 80.
8. Колосов И.Е., Лебедев Т.А. Циклическая прочность закаленных инструментальных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов, 1962, № 1, с.40 – 49.
9. Романив О.Н., Гладких Я.Н., Деев Н.А. Некоторые особенности влияния остаточного аустенита на усталость и трещиностойкость низкоотпущенных сталей // Физико – химическая механика материалов. – 1975. – Том. 11. № 4, с. 63 – 70.
10. Снитко Ю.П., Григорович К.В., Шур Е.А. Влияние неметаллических включений на усталостные свойства рельсов / Материалы юбилейной рельсовой комиссии 2002 (Сборник докладов), Новокузнецк, 2002, с. 257 – 264.
11. Furuja Y., Matsuoka S. Improvement of Gigacycle Fatigue Properties by Modified Ausforming in 1600 and 2000 MPA – Class Low – Alloy Steels // Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, November, 2002. – P. 3421 – 3431.
12. Shiozawa K., Lu L., Ishihara S. S – N curve characteristics and subsurface crack initiation behaviour in ultra – long life fatigue of a high carbon – chromium bearing steel // Fatigue and Fract. Eng. Mater. And Struct. – 2001. – Vol. 24, № 12. – P. 781 – 790.
13. Chapetti M.D., Tagawa T., Miyata T. Ultra – long cycle fatigue of high – strength carbon steels part I: revive and analysis of the mechanism of failure // Materials Science and Engineering A, vol. 356, № 1 – 2, 2003, p. 227 – 235.
14. Murakami Y.,Nomoto T., UedaT.. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 1999. - Vol. 22, p. 581 – 590.
15. Murakami Y.,Nomoto T., UedaT.,et.al Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 2000.- Vol. 22, p. 903 – 910.
16. Furuya Y., Matsuoka S. The Effect of Modified – ausforming on Giga – Cycle Fatigue Properties in Si – Mn Steels // Tetsu to hagane = J. Iron and Steel Inst. Jap. – 2003. – Vol. 89, № 10. – P. 1082 – 1089.
17. Takai K., Seki J., Yamauchi G., Homma Y. J. Jpn. Inst. Met., 1994, vol.58, № 12, p. 1380 – 1385.
18. Takai K., Homma Y., Izutsu K., et. al. J. Jpn. Inst. Met., 1996, vol.60, № 12, p. 1155 – 1162.

ИСПЫТАНИЯ ПРИ НЕРЕГУЛЯРНОМ НАГРУЖЕНИИ КАК ИСТОЧНИК ИНФОРМАЦИИ О ПОВЕДЕНИИ КРИВОЙ УСТАЛОСТИ В ГИГАЦИКЛОВОЙ ОБЛАСТИ

И.В. Гадолина

TESTS UNDER IRREGULAR LOADING AS A SOURCE OF INFORMATION ABOUT THE FATIGUE CURVE BEHAVIOR IN THE GIGACYCLE REGION

I. V. Gadolina

Институт Машиноведения РАН, Москва, Россия

Abstract. By means of comparison of calculated and experimental durabilities estimations under service loading and using linear damage summation rule hypothesis a posterior estimation of the fatigue curve type (with-, or without horizontal part, broken type est.) in gigacycle region is estimated. Conception of acceleration coefficient is introduced to decrease the systematic error of estimation.

Для проведения оценки эксплуатационного ресурса, для сравнения технологических или конструктивных (для деталей) вариантов весьма важно знание поведения материала или элемента конструкции в области сверхвысоких чисел нагружения, или, другими словами, необходима кривая усталости до чисел циклов $N = 10^8 \ldots 10^9$ (10^{10}). Технически это трудно осуществимо (образец разогревается) и экономически не всегда оправдано. С другой стороны на деталях, нагружаемых в эксплуатации, в силу особенностей случайного процесса нагружения, наличия фонового низкоамплитудного нагружения с высокой частотой реализуется гигацикловое нагружение (т.е. суммарное число циклов до разрушения превышает 10^8 циклов). В некоторых случаях аналогичная ситуация имеет место и при испытаниях образцов при случайном нагружении в лабораторных условиях. В этом случае в предположении справедливости линейной гипотезы накопления усталостных повреждений возможна апостериорная оценка кривой усталости в гигацикловой области на основе данных об испытаниях при нерегулярном нагружении.

В практике оценки ресурса при усталости широко используется теория подобия /1/, при котором по результатам испытаний одной группы объектов (например, образцов) или деталей делается заключение о характеристиках сопротивления усталости другой (например, деталей). Применительно к оценке ресурса при эксплуатационном нагружении развитием теории подобия служит метод оценки коэффициента ускорения усталостных испытаний /2/, который, в частности, позволяет значительно снизить систематическую ошибку оценки ресурса. Увеличение точности оценки достигается за счет исключения таких субъективных факторов оценивания, как выбор блока нагружения, выбор нижней границы повреждающих напряжений при расчете ресурса, оценка корректирующего коэффициента линейной гипотезы суммирования усталостных повреждений, а также влияние не учитываемых условий нагружения. В данной статье метод оценки коэффициента ускорения используется для уточнения вида кривой усталости в гигацикловой области.

По результатам многочисленных экспериментов и на основании рассмотрения физики процесса усталостного разрушения /3/ все многообразие кривых усталости в области много-(гига-)цикловой усталости обобщенно можно представить в виде кривых типа **А, Б** и **В**, показанных на рис.1, где S – это амплитуда напряжений, (возможно, приведенная, с учетом средних значений цикла), N – предельное число

циклов напряжений до разрушения (при наличии разброса экспериментальных значений - медианное или среднее геометрическое значение случайных величин). Кривая **А** – это кривая усталости без горизонтального участка (экспериментально подтверждена у цветных сплавов, а также для сталей в условиях коррозии). Испытания общемашиностроительных сталей часто описывалось кривой типа **Б**. Тип **В** может оказаться преобладающим для высокопрочных легированных сталей, для сплавов с неоднородной структурой или имеющих неметаллические включения. Существующих экспериментальных и теоретических данных не достаточно, чтобы априори судить о том, какой именно вид кривой усталости будет характерен для некоторого испытания. Выводы, сделанные по результатам испытаний в области $N<10^8$, часто также не позволяют сделать однозначное заключение о характере кривой. При ограниченных экспериментальных данных ошибочное описание зависимости кривой усталости с горизонтальным участком (тип **Б,** рис.1) приводит к завышенной оценке ресурса при эксплуатационном нагружении /1/.

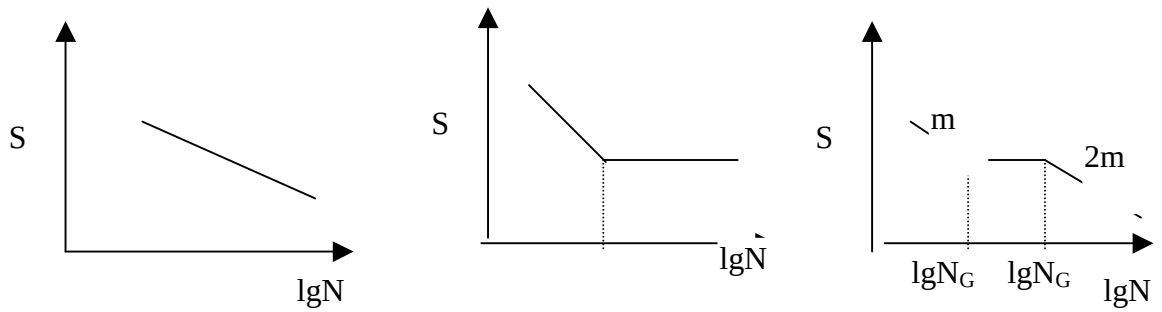


Рис. 1. Виды кривых усталости в гигацикловой области

Предположим, что для некоторой детали (образца) проведена серия испытаний с варьированием нагружения на $i=1,2\ldots i_{max}$ уровнях и при $j=1,2\ldots j_{max}$ видах случайного процесса. Общее число серий опытов равно произведению уровней факторов : $z= i_{max} \cdot j_{max}$. R_{ij}^* - это медианное или среднее геометрическое экспериментальное значение ресурса при i –том уровне нагружения при j-том виде случайного процесса. Минимальный экспериментальный ресурс

$$R_{min}^*=\min (R_{ij}^*, i=1,2\ldots i_{max}; j=1,2\ldots j_{max}) \quad (1)$$

Индексы режима, для которого выполняется условие (1), обозначим i_{min} и j_{min} .

Для выбора оптимальной кривой усталости g = (**А** , **Б** или **В**) определяют (z-1) экспериментальных значений коэффициентов ускорения

$$k^*_{ij}= R_{ij}^*/ R_{min}^*, \text{ где } i <> i_{min}; j <> j_{min} \quad (2)$$

которые затем сопоставляют с теоретическими коэффициентами ускорения:

$$k^{(g)}_{ij}= R_{ij}^{(g)}/ R_{imin,jmin}^{(g)} \quad (3)$$

В выражении (3) $R_{ij}^{(g)}$ – это вычисленный в предположении о справедливости g-той кривой усталости ресурс для испытания в номером i,j; $R_{imin,jmin}^{(m)}$ то же для испытания с номером i_{min}, j_{min}. По определению $k^*_{ij}>1$. Поскольку коэффициенты ускорений k^*_{ij} и $k^{(m)}_{ij}$ могут изменяться в весьма широких пределах, в оптимизационное уравнение (2) включены логарифмы их отношений:

$$W^{(g)} =\Sigma_j \Sigma_i \ln(k^*_{ij}/ k^{(g)}_{ij})- \ln(k^*_{iminjmin}/ k^{(g)}_{iminjmin}) \quad (4)$$

Оптимальным является такой вид кривой (**А, Б** или **В**) для которого $W^{(g)}$ является минимальным.

При использовании оптимизационного уравнения (4) по результатам испытаний в области ограниченной долговечности (кривая **Б**) «достраивают» предполагаемые кривые **А** и **В**. Не представляет трудностей экстраполяция кривой А. Что касается экстраполяции кривой **В**, то до проведения испытаний в области сверхвысоких чисел циклов о положении второй точки перелома кривой усталости N_{G2} и о наклоне второй наклонной ветви m_2 можно судить лишь на основании экспериментальных результатов других авторов (например, /6/, /7/). Предположение принять для вычисления коэффициента ускорения $N_{G2}=5.10^7$ и $m_2=2m_1$ (относительно последнего утверждения см. также /8/) не противоречит большинству опубликованных экспериментальных данных).

Метод не может быть применен, если: 1) все зарегистрированные напряжения в спектре выше точки перелома кривой усталости, поскольку в этом случае $K^{A}_{ij} = K^{Б}_{ij} = K^{B}_{ij}$; 2) разброс значений ресурсов на близких уровнях нагружения высок, и выборки статистически неразличимы; 3) имеются хотя бы несколько циклов нагружения в испытаниях имеются хотя бы несколько действующих циклов нагружения области малоцикловой усталости области усталости.

Разработанный метод был применен к анализу кривой усталости деталей подвижного состава /4/ (эксплуатационные испытания), а также для стендовых испытаний образцов сталей двух типов на различных уровнях нагружения случайными процессами, характерными для деталей автомобилей /5/ (Табл.1). Для детали (номер опыта 1, Табл.1) использование кривых **А** и **В** дает примерно одинаковый результат совпадения (различие не является статистически значимым при имеющем место разбросе экспериментальных результатов). Для образца со значительной концентрацией (номера опытов 2, 3 - Табл.1) предпочтительной оказалась кривая усталости типа **А.**

Таблица 1

№ п.п.	Источник	Материал	Образец, вид нагружения	Случайный процесс нагружения	Оптимальн. кривая
1	/4/	60С2АЗГ	Деталь; изгиб	Нагружение на двух уровнях	**А, В**
2	/5/	MAN-TEN	Компактный; растяжение-сжатие	Случайный широко-полосный “bracket (SAE)”	**А**
3		RQC			**А**

Вывод

Предложен оптимизационный критерий, который позволяет при отсутствии испытаний на усталость в области сверхвысоких чисел нагружения на основании эксплуатационных данных или по лабораторным экспериментальным данным при случайном нагружении косвенно судить о виде кривой усталости, что представляет теоретический и для некоторых случаев практический интерес.

Литература

1. В.П. Когаев. Расчеты на прочность при напряжениях, переменных во времени. 2-е изд. под ред. А.П.Гусенкова. М. Машиностроение, 1993. 364 с.
2. И.В.Гадолина, И.М.Петрова. Влияние методов схематизации на точность оценки ресурса // Проблемы машиностроения и надежности машин. 1997. №1. С. 71- 76.
3. L.R.Botvina. Phenomenon of Fatigue Curve Discontinuity as a Common Peculiarity of Kinetic Processes // VHCF-3. Proc. of the Third International Conference on VERY HIGH CYCLE FATIGUE. Ed.T.Sakai. Sept 16-19, 2004. Ritsumeikan Univ., Kusatsu, Japan. P.77-84.

4. Когаев В.П., Гадолина И.В. Расчет деталей машин при нерегулярном режиме нагружения // Проблемы машиностроения и надежности машин. 1991. №5. С. 45-50.
5. Tucker,L and Bussa, S. / In: The SAE Cumulative Fatigue Damage Test Program “Fatigue under Complex Loading” (Ed. Wetzel R.M.). 1977. Society of Automotive Engineering. P.1-44.
6. Tanaka, R and others. Statistical analysis to High-Cycle fatigue property in very long-life regime of high strength steel SNCM439. // VHCF-3. Proc. of the Third International Conference on VERY HIGH CYCLE FATIGUE. Ed.T.Sakai. Sept 16-19, 2004. Ritsumeikan Univ., Kusatsu, Japan. P.77-84.
7. Mughrabi, H. Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrhigh cycle regime. // VHCF-3. Proc. of the Third International Conference on VERY HIGH CYCLE FATIGUE. Ed.T.Sakai. Sept 16-19, 2004. Ritsumeikan Univ., Kusatsu, Japan. P.665-671.
8. Haibach E. The influence of cyclic material properties on fatigue life prediction by amplitude transformation // Application of Computers in Fatigue. Proc. Int.Conf. London. 1978. P.131-145.

Section 1 PHYSICAL AND PHENOMENOLOGICAL APPROACHES TO THE DESCRIPTUION OF THE FATIGUE DAMAGE

Секція 1 ФІЗИЧНІ ТА ФЕНОМЕНОЛОГІЧНІ ПІДХОДИ ДО ОПИСУ ВТОМНОГО ПОШКОДЖЕННЯ

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РОСТА АСИММЕТРИИ ЦИКЛА И ПЕРЕГРУЗОК НА НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ В ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ

С.В. Белодеденко, Г.Н. Биличенко, В.А. Ермократьев

INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF THE INCREASE IN THE CYCLE ASYMMETRY AND OVERLOADS ON DAMAGE ACCUMULATION IN A HIGH-STRENGTH STEEL

S.V. Belodedenko, G.N. Bilichenko, V.A. Ermokrattev

Национальная металлургическая академия Украины

Abstract. The behavior regularities of function, which is intended for updating magnitude of cumulative fatigue damages under overloading, are considered. The quantitative evaluation of effect on the durability of main and overloading step cycle asymmetry is carried out. The programmable test results of the cylindrical alloy steel specimens with different stress-ratio are used. The nature of increase in durability under switch-over from programmable to random change of loading cycle characteristics is established.

Проблема оценки ресурса при нестационарном нагружении традиционно решается путем обоснования соответствующего закона суммирования повреждений. Для этого используются два подхода: 1) нахождение меры повреждений, которые складываются линейно (пропорционально), а их сумма при предельном состоянии равняется единице; 2) применение как меры повреждений относительных долговечностей, которые складываются якобы линейно, а их сумма a_0 (накопленное повреждение) отличается от единицы. Второй подход получил распространение при кинетических моделях оценки ресурса. В этой связи представление нагруженности в виде случайного процесса, наличие соответствующей ему кривой случайной усталости в значительной мере снижают остроту проблемы суммирования повреждений, поскольку используется линейное правило. Отклонения от этого правила наблюдается для режимов, в которых с некоторым периодом происходят выбросы нагрузок за границы основного процесса (перегрузки).

Основной признак перегрузки связан с ее частостью появления, а уже как следствие – это высокий уровень нагрузки. Нагрузки с относительной длительностью действия $c < 0{,}03$ некоторые нормативные документы разрешают не учитывать, считая $a_0 = 1$, что неверно с точки зрения точности прогнозирования. С другой стороны, перегрузки ведут к блокам нагружения малой полноты, для которых общеприменяемые способы корректировки дают неестественно низкие величины a_0. Разрешение такого противоречия эффективно, когда закон суммирования как один из элементов оценки ресурса устанавливается в комплексе с другими операциями: схематизацей нагружения,

моделированием сопротивления усталости, поиском функции распределения долговечностей.

Для процессов нагружения с перегрузками разработана комплексная методика оценки гарантированного ресурса, в которой используется способ корректировки накопленного повреждения с помощью полиномиальных моделей [1,2]. Техника их экспериментального определения основана на программных испытаниях двухступенчатыми блоками с варьируемыми параметрами [3]. Стремление к универсализации модели (распространение ее на различные материалы и виды НДС) заставило выразить нагруженность ступеней непосредственно в элементарных (за цикл) повреждениях [4]. При этом было установлено, что асимметрия цикла нагружения в знакопеременной области оказывает влияние не величину a_0.

Распространение высокопрочных сталей при изготовлении деталей машин дало возможность увеличить на них статические нагрузки, будь-то от силы тяжести или от усилия затяжки и т.п. Это ведет к тому, что детали начинают работать при высоких коэффициентах асимметрии цикла R. Поэтому для высокопрочных сталей актуальны исследования сопротивления усталости в условиях, когда $R \to 0{,}6$ и выше.

При упругопластических перегрузках в зонах локализации деформаций появляются остаточные напряжения, изменяющие асимметрию цикла основного процесса. Следовательно, практический интерес представляет оценка влияния среднего напряжения цикла на накопление повреждений. Целью настоящих исследований являлось получение количественной модели корректировки накопления повреждений при перегрузках в условиях изменения величины R в знакопостоянной области. Данные исследования целесообразно осуществлять на примере высокопрочных сталей.

Объект и методика исследований. Гладкие образцы диаметром 9 мм изготавливались из 80-миллиметрового прутка стали 09Х16Н4Б ($\sigma_в = 1147 МПа$, $\sigma_{0,2} = 935 МПа$, $\psi = 0{,}53$). Предварительно было детально исследовано сопротивление усталости этой стали в широком диапазоне асимметрии цикла и амплитуд напряжений. Получены уравнения долговечности, объединяющие уравнения кривых усталости и предельных амплитуд [5]. Поэтому возможно построение кривых усталости с любой асимметрией цикла при стационарном режиме (рис.1). Испытания на растяжение-сжатие при знакопостоянных режимах проводилась на машине ЭУС-20,а при знакопеременных – на машине УРС-50/50 с использованием программатора. Двухступенчатые блок-программ включали нагрузку основного фона с напряжением $\sigma_ф$ и числом циклов $n_ф$ и перегрузочную ступень с аналогичными параметрами σ_n и n_n. Частость перегрузки определялась соотношением $n_n / n_ф = 0{,}002 - 0{,}004$, а объем блока выбирался так, чтобы число блоков до разрушения составляло $\lambda = 10 - 20$ (рис.2).

Показателем нагруженности ступени выступает элементарное повреждение, которое обратнопропорционально долговечности ступени: X_1 – для основного процесса и $d_n = 1/N_n$ - для перегрузки. Величина a_0 зависит от абсолютных значений показателей нагруженности ступеней, а также от их соотношения. Чтобы сократить число факторов влияния, величина повреждения основной ступени выражается относительно к 10^7 циклам. Первый фактор – относительная величина перегрузки задан в виде $X_1 = \lg(d_n / d_ф)$. Аналогично выражен второй фактор $X_2 = \lg(d_ф \cdot 10^7)$.

Третьим и четвертым фактором являлись коэффициенты асимметрии перегрузочной R_n и основной $R_ф$ ступеней. Получить искомую полиномиальную модель второго порядка можно на основании четырехфакторного эксперимента. Однако, вследствие узкого интервала возможных для реализации повреждений d_i при

высоких значениях R спланировать такой эксперимент сложно. Поэтому для оценки влияния факторов X_1 и X_2 использован хорошо апробированный центральный некомпозиционный план, в результате чего определена базовая модель $a_0(X_1, X_2)$ для $R_n = R_\phi = 0{,}2$.

Предполагая линейность влияния факторов R_ϕ и R_n, после опытов на двух уровнях факторов X_1 и X_2 , варьируя поочередно R_n и R_ϕ, получают зависимость $a_0(R_n, R_\phi)$. Тогда полная функция корректировки будет $a_o = a_o(X_1, X_2) + a_o(R_n, R_\phi)$.

В методологии оценка ресурса при схематизации нагружения в виде основного процесса с выбросами фактор случайности нагрузок учитывается величиной межблочного повреждения a_r, который устанавливается испытаниями при блок-случайном нагружении [4]:

$$a_r = \sum (a_{ni} / a_{oi}) ,$$

где a_{ni} – номинальное повреждение в i-ом блоке от нагрузок разного уровня,

a_{oi} – корректированная величина накопленного повреждения в *i*-ом блоке (внутриблочное повреждение).

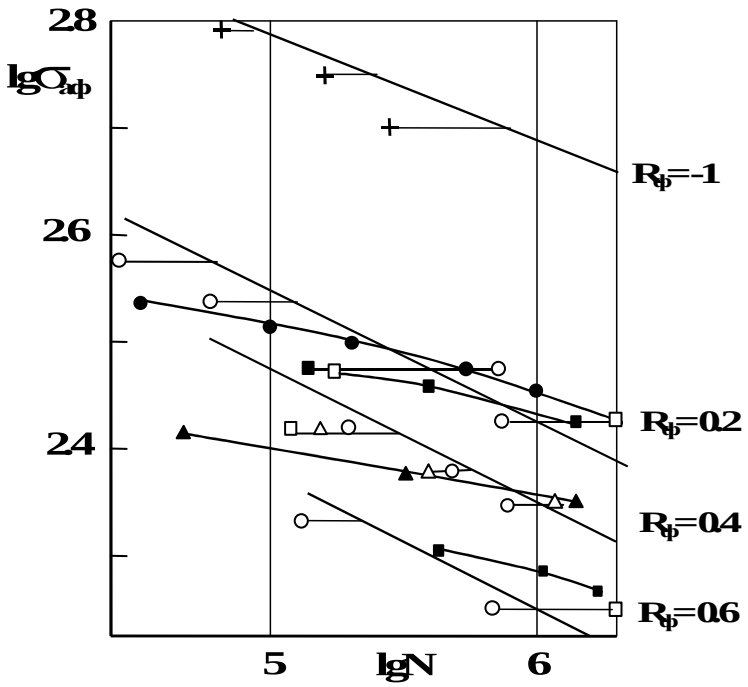


Рис. 1. Кривые усталости при стационарном (—) нагружении и результаты испытании при нагружении с перегрузками до напряжений $\sigma_{n\max} = 700 - 800 МПа$ $(R_n = -1)$ и $\bar{d}_н^{-1} = 5{,}6 \cdot 10^4$ $(R_n > 0{,}2)$ при $R_n = -1(+)$; 0,2 (○); 0,4(Δ); 0,6 (□) (горизонтальными линиями указана величина R_ϕ), а также расчетные кривые усталости при программном нагружении с перегрузками при R_n=0,2 (—●—); 0,4 (—▲—); 0,6(—■—), показанные для амплитудного напряжения основного процесса $\sigma_{a\phi}$ в МПа.

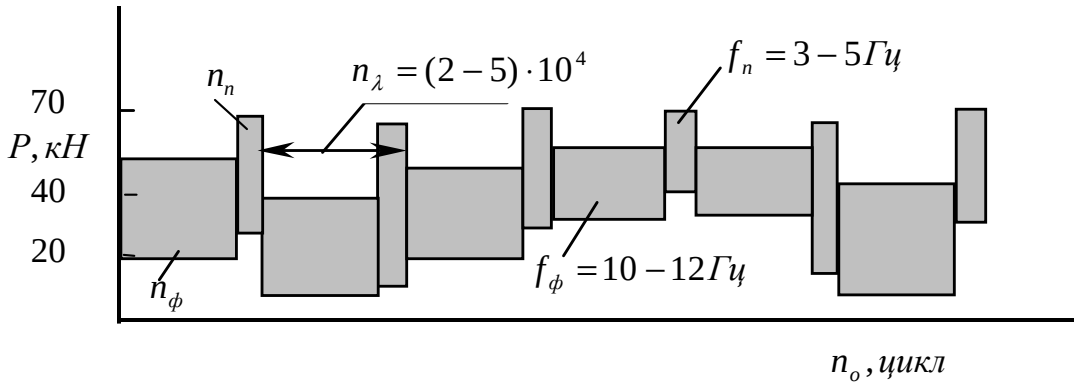


Рис. 2.Фрагмент блок-случайного процесса с изменяющейся асимметрией цикла, используемый для испытаний образцов.

Обработка и обсуждение результатов исследований. В эксперименте запланированы экстремальные нагрузки вплоть до $\sigma_{\max} = 1100 МПа$. Поэтому необходимо изучить поведение стали 09Х16Н4Б при малоцикловом нагружении. Данный материал является циклически упрочняющимся – предел пропорциональности возрастает от 900-935 МПа до максимального напряжения перегрузки. Получается, что в большинстве опытов деформирование носило упругий характер, а разрушение обычно происходило на основной ступени. Но в целом, при экстремальных нагрузках поведение гладких образцов могло осуществляться по двум сценариям: при низкой частоте (повторная статика), когда пластические деформации развиваются во времени, разрушение происходит за 5-8 циклов; при частоте испытаний происходит указанное упрочнение и разрушение происходит с образованием трещины.

Статические испытания образцов после программного нагружения, в процессе чего накопивших 50-70% усталостного повреждения, показали, что диаграмма деформирования не имела участка упрочнения, условный предел текучести соответствовал пределу прочности, который не уменьшался по сравнению с исходным. Подобные диаграммы характерны для материалов, содержащих трещину, но в данной ситуации изломы имели чашечную форму, коэффициент удельного сужения не снижается относительно исходного.

При таких диаграммах деформирования полученные после разрушения в процессе циклических испытаний по размерам трещин в изломе критические КИН K_{fc} соответствовали положениям линейной механики разрушения. Форма трещин приближена к полукруглой. Приведенные на рис. 3 значения K_{fc} получены для различных режимов нагружения, в том числе и для стационарного. Не обнаружено влияния типа режима на величину K_{fc}, но наблюдается ее устойчивое снижение с ростом асимметрии цикла в момент разрушения.

По результатам базового эксперимента (табл.), где в каждом опыте было испытанно по три образца, сформирована модель в виде:

$$a_0(X_1, X_2) = \hat{a}_0 = b_0 + b_1 \cdot X_1 + b_{11} \cdot X_1^2 + b_2 X_2 + b_{22} \cdot X_2^2 + b_{12} \cdot X_1 \cdot X_2, \qquad (1)$$

для которой коэффициенты b приведены в кодированной форме (предпоследний столбец) и натуральной (последний столбец). Сравнение экспериментальных величин $\bar{a}_0$ с расчетными и $\hat{a}_0$ указывает на приемлемую точность модели.

Таблица

Условия, результаты эксперимента и его обработка для программного нагружения при $R_n = R_\phi = 0{,}2$

№ опыта	Факторы				$\bar{a}_0$	$\hat{a}_0$	Коэффициенты		
	X_1	X_2	$\lg(d_n / d_\phi)$	$\lg(d_\phi \cdot 10^7)$					
1	-1	0	0,4	1,5	2,35	2,43	b_0	1,05	2,6
2	+1	0	1,6	1,5	2,07	1,99	b_1	-0,22	-8,2
3	+0,5	+0,87	1,3	1,0	1,10	1,18	b_{11}	1,16	3,2
4	+0,5	-0,87	1,3	2,0	0,30	0,37	b_2	0,62	4,2
5	-0,5	+0,87	0,7	1,0	1,75	1,68	b_{22}	-0,60	-1,8
6	-0,5	-0,87	0,7	2,0	0,40	0,32	b_{12}	-0,32	0,9
7	0	0	1,0	1,5	1,05	1,05	-	-	-

Полукруглая

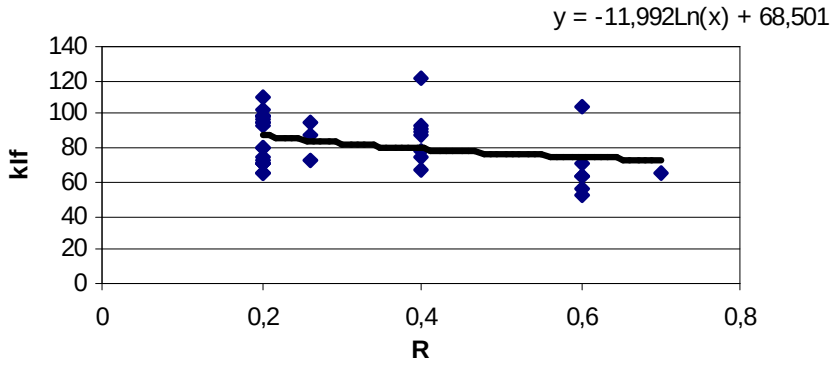


Рис. 3. Зависимость критического циклического КИН в $МПа \cdot \sqrt{м}$ от коэффициента асимметрии цикла.

Для образцов стали 09Х16Н4Б, испытанных в знакопостоянной области, сохраняется, установленная для знакопеременных режимов тенденция роста величины a_0 с ростом асимметрии цикла. Но имеется существенная разница в ходе кривых программной усталости: при знакопеременных режимах их наклон увеличивается относительно кривых стационарной усталости, а при знакопостоянных режимах, наоборот, уменьшается (рис.1).

Вне плана эксперимента были проведены испытания при фиксированном максимальном напряжении цикла $\sigma_n = 1085 МПа$ с асимметрией цикла $R_n = 0{,}2$ и 0,6. При этом параметры основной ступени варьировались. Сравнение долговечностей для пяти режимов, где факторы X_1, X_2 и R_n совпадали, а фактор асимметрии цикла основной ступени R_ϕ изменялся, дало основание предполагать незначимость последнего (рис. 1). Это упрощает вид модели корректировки повреждения.

Степень влияния фактора R_n производится по величинам a_0, найденным для режимов с постоянными параметрами основной ступени и варьируемыми параметрами перегрузки посредством коэффициентов b_3 и b_{23} (рис. 4). Для факторов выраженных в кодированной форме, получены $b_3 = -0{,}9$, $b_{23} = 1{,}2$. Их величина указывает, что фактор асимметрии цикла перегрузок становится самым значимым в знакопостоянной области, превосходя факторы размера ступеней. Это объясняется особенностями трактовки нагруженности посредством повреждений. Вследствие этого модель становится более

устойчивой, а значит, универсальнее. Но также становится завуалированным фактор максимальных напряжений, которые возрастают вместе с величиной R_n, изменяя свойства материала. Таким образом, асимметрия цикла перегрузок, в сущности, отражает влияния максимальных напряжений.
Итак,

$$a_0\left(R_n, R_\phi\right) = b_3 + b_{23} \cdot X_2 + b_3 \cdot R_n + b_{23} \cdot X_2 \cdot R_n . \quad (2)$$

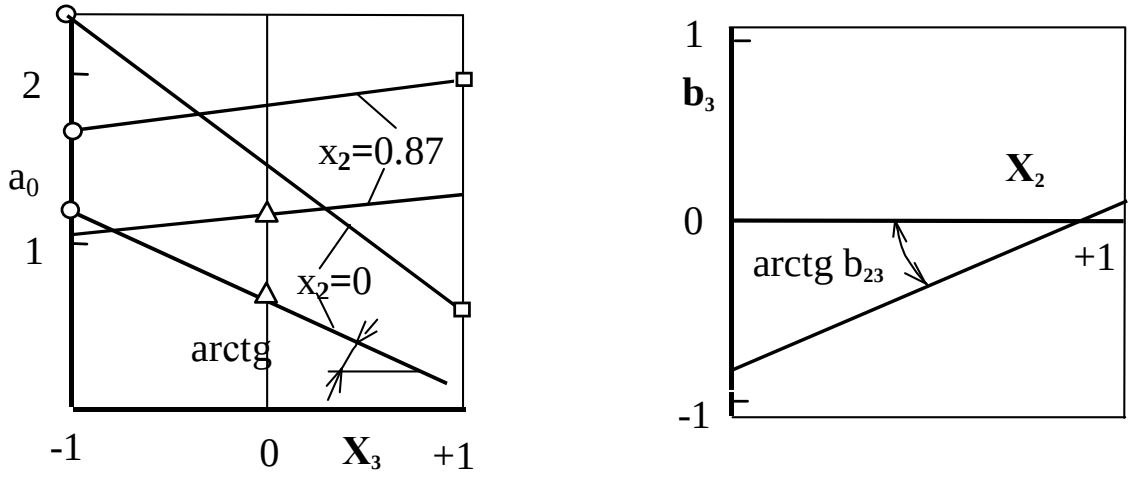


Рис. 4. Схемы к оценке влияния фактора асимметрии цикла перегрузок (X_3) по результатам программных испытаний (обозначения соответствуют рис.1).

Сложив обе составляющих функции корректировки накопленного повреждения, окончательно для факторов в натуральной форме получаем:

$$a_0 = 1{,}35 - 8{,}2X_1 + 3{,}2 \cdot X_1^2 + 5{,}5 \cdot X_2 - 1{,}8X_2^2 + 0.9X_1 \cdot X_2 + R_n\left(10{,}9 - 10{,}3 \cdot X_2\right). \quad (3)$$

Эта модель работает при $R_n > 0$. Если $X_1 < 0{,}4$, принимать $X_1 = 0{,}4$.

При фиксированном максимальном напряжении $\sigma_n > \sigma_{0,2}$ изменение асимметрии цикла с $R_n = 0{,}2$ до $R_n = 0{,}6$ увеличивает значения a_0 примерно вдвое, если уровни нагруженности основного процесса малы, и во столько же снимают a_o, если параметры σ_ϕ и d_ϕ велики. Это можно частично объяснить упрочнением при предварительной пластической деформации, которое, как известно, увеличивает циклическую прочность при многоцикловом нагружении и снижает ее при малоцикловых нагрузках. Перегрузки с асимметрией $R_n = 0{,}6$ более влиятельны, чем при σ_ϕ, несмотря на то, что при высокой асимметрии нельзя создать большие относительные перегрузки X_1. Вследствие этого кривые усталости при программном нагружении становятся более пологими при росте фактора R_n.

Подобное поведение более полно можно объяснить с позиций механики разрушения, поскольку отмечена аналогия между накоплением повреждении при перегрузках и развитием трещин при циклическом нагружении [1]. В механике разрушения эффекты асимметрии цикла объясняются напряжением закрытия трещины, которое уменьшает действительный КИН до эффективного. В данном случае вариация размаха напряжений с коэффициентом $R = 0{,}2$, очевидно, «выравнивается» напряжением закрытия трещины, в зону которого попадают цикловые минимальные напряжения перегрузок и максимальные напряжения основного процесса. По этой же причине нивелируется влияние на величину a_0 положительных асимметрий цикла основного процесса, и фактор R_ϕ принят незначимым.

При больших коэффициентах R минимальные цикловые напряжения находятся выше напряжения закрытия трещины и вся прикладываемая нагрузка участвует в развитии повреждений.

Рандомизированная последовательность блоков, использованных для программного нагружения, позволила установить значение межблочного повреждения $a_r = 0{,}92 - 1{,}32$. В этих испытаниях средние параметры ступеней составляли $\bar{d}_{ф}^{-1} = 3{,}3 \cdot 10^5$, $\bar{d}_{н}^{-1} = 5{,}6 \cdot 10^4$, $\bar{R}_n = 0{,}38$, $n_n / n_ф = 0{,}004$. Значения a_r из указанного диапазона получены также при испытаниях для двух блок – случайных процессов с перегрузками, где основные ступени характеризовались $\bar{d}_{ф1}^{-1} = 3{,}3 \cdot 10^5$ и $\bar{d}_{ф2}^{-1} = 10^6$. Независимость величины a_r от среднего уровня основного процесса дает основание считать, что наклон кривой случайной усталости не изменяется относительно наклона кривой программной усталости. Вследствие этого возможно использовать полученные $a_r \geq 1$ для многорежимных процессов. Необходимо отметить, что для подобных процессов в области знакопеременных циклов наблюдались значения $a_r < 1$ [4]. Причины роста величины межблочного повреждения a_r при варьировании асимметрии цикла в знакопостоянной области связаны с усложнением структуры процесса, он становится более широкополосным и менее повреждающим, что и ведет к увеличению долговечности.

Полученная модель корректировки накопленного повреждения отражает сложные процессы, протекающие в материале при нестационарном нагружении с перегрузками. Недостаток полиномиальных моделей для корректировки величины a_0 заключается в необходимости экспериментального определения всех входящих коэффициентов, в отсутствии в них физического смысла. Несмотря на неоднозначность трактовки параметров процесса с перегрузками, на сложность создания универсальной модели оценки долговечности для таких процессов, работы в этом направлении заслуживают внимания. Это объясняется тем, что величина накопленного к предельному состоянию повреждения широко изменяется (в данном эксперименте от 0,3 до 2,7) выявление детерминированной составляющей итоговой долговечности дает более точный и достоверный прогноз [2].

Литература

1. Белодеденко С. В. Проектирование экономичных элементов конструкции по гарантированной долговечности// Проблемы машиностроения и надежности машин, - 2000. - № 6, - С. 101-107.
2. Белодеденко С. В. Оценка безопасной долговечности элементов конструкции при проектировании и эксплуатации технологического оборудования// Заводская лаболатория. Диагностика материалов. – 2005. - № - 6, – С. 40 – 46.
3. Гордиенко А. В., Белодеденко С. В. Суммирование относительных долговечностей при циклическом нагружении с малоцикловыми перегрузками // Механическая усталость материалов. – Киев, 1992. – т. 1,– С. 121 – 127.
4. Белодеденко С. В., Биличенко Г. Н., Козаков Д. Е. Накопление повреждений и оценка ресурса при нестационарном нагружении с перегрузками и случайной асимметрией цикла// Пробл. прочности, - 1997. - №2, - С. 49 -55.
5. Белодеденко С. В. Особенности сопротивления усталости высокопрочных сталей при повышенных асимметриях цикла // Динамика, прочность и ресурс машин и конструкций: Тез. докл. междунар. Научно – техн. конф. – Киев, 2005. – С. 39 – 40.

A PHENOMENOLOGICAL MODEL OF MACROCRACK INITIATION AND GROWTH IN CYCLICALLY DEFORMED MATERIAL

O. P. Ostash, V. V. Panasyuk

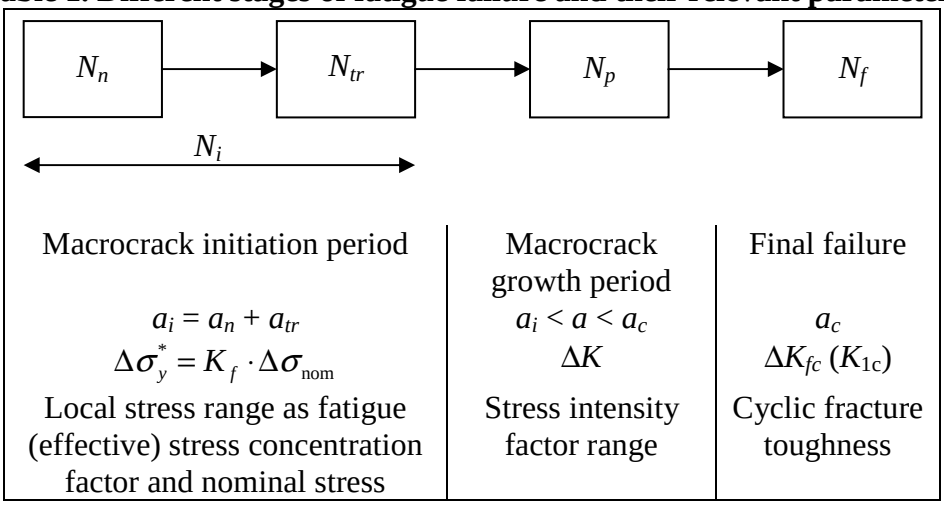
Karpenko Physico-Mechanical Institute, National Academy of Science of Ukraine,
5, Naukova Str., 79601, Lviv, Ukraine

Abstract. Role of the process zone in fatigue macrocrack initiation and propagation is considered. An examples of the assessment of the fatigue macrocrack initiation period, N_i, and the failure period, N_f, of a notched specimens on the base of unified model using fatigue macrocrack growth rates only are shown. Some backgrounds and well-known fatigue phenomena (Kitagawa's and Smith's diagrams, etc) are discussed.

1.Introduction

The duration of the fatigue fracture process in structural components is considered in the common case as the total of initiation, N_i, and propagation, N_p, periods, where the period N_i includes both microcrack nucleation, N_n, and microcrack to macrocrack transition, N_{tr}, periods [1, 2]. For the time being we have some problems in quantitative estimation of the period N_i for notched components because the relevant parameters of this stage (Table 1) are still not well established. First of all it is connected with the determination of the fatigue (effective) stress concentration factor and the local stress range and also with the knowledge of the criterion of initial fatigue macrocrack length (moment of micro- to macrocrack transition).

Table 1. Different stages of fatigue failure and their relevant parameters



It is suggested, in traditional approach, that fatigue macrocrack initiation and propagation are different process, therefore they have been considered separately. However, from our point of view, only one essential difference exists: at the macrocrack growth stage the crack closure effect appears, but at the initiation stage it is absent [2]. Nevertheless the stages of the fatigue failure of materials, i. e. macrocrack initiation and propagation stages, might be considered as a similar process.

The present paper introduces our process zone approach to fatigue fracture of materials for unified description of the entire fatigue life of notched structural component and for explanation of some well-known fatigue phenomena.

2. Fatigue macrocrack initiation and growth

Summarizing our own and the literature data it was considered [2] that due to the lower yield strength of the surface layer, as well as by the peculiar properties of a free surface (an easy exit for dislocations, an easy initiation and coalescence of point defects, etc), the process of plastic deformation and microstructural damage accumulation is localized in these surface

layers. This facilitates the formation of a specific below-surface zone of a size (depth) determined by the characteristic parameter d^* (Fig. 1). This below-surface region is some process zone for next fatigue crack initiation [2].

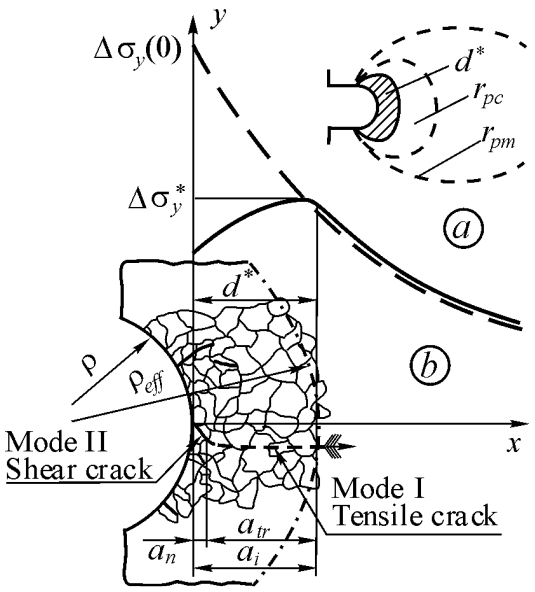


Fig. 1. Schemes for (*a*) plastic zone formation and stress distribution in the vicinity of the notch and (b) microstructurally short and physically small fatigue cracks growing within the process zone d^*.

Therefore, process zone size ought to be a constant of materials under the given test conditions (stress amplitude, temperature, environment, etc). It was suggested and analytically confirmed [2, 3] that maximum of the local stress range, $\Delta\sigma_y^*$, is located at the characteristic (critical) distance d^* from the notch tip (Fig. 1 *b*). The process zone, especially transition boundary between the below-surface zone d^* and the bulk of the material, gives rise to the main physical barrier for microstructurally short (of length a_n) and physically small (of length a_{tr}) microcracks (Fig. 1 *b*), because the deeper they propagate from the surface the more intence is the magnitude of the prior strain of the material (Fig. 1 *a*). If the stress intensity at the microcrack tip does not help to overcome the mesobarrier at d^*, the crack becomes non-propagating. This phenomenon is usually observed at a stress just below the fatigue limit of the material. As the stress increases, a system of initial microcracks develops either by the growth of the most favorably oriented cracks or by the merger with microcracks ahead until one of them becomes dominant and overcomes the boundary of the process zone at the critical distance d^* (Fig. 1 *b*). At the moment, when one of the cracks grows beyond d^*, the fracture process is entirely controlled by the fatigue process inherent to the tip of the dominant crack. In the vicinity of its tip, the own region of elastic-plastic deformation is formed, the closure effect for a crack of length $a_i = d^*$ starts [2] and its growth rate is determined by relationship (*da/dN* vs. ΔK) for long crack, i.e. the small crack transforms to a macrocrack of initial length a_i [2, 4]. Thus, the criterion of the micro- to macrocrack transition is

$$a_i = d^*, \tag{1}$$

which takes place after N_i loading cycles called the period of the fatigue macrocrack initiation. Cracks of length $a < d^*$ might be assumed safe, because their initial propagation always experiences a pronounced retardation before they become a macrocrack, or they become non-propagating altogether [2].

Process zone size determines also the local stress range, $\Delta\sigma_y^*$ (Fig 1 *b*) and the fatigue (effective) stress concentration factor, K_f. On the bases of well-known equations of Peterson and Neuber we have been proposed the formula for K_f-value [3]

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{d^* / \rho_{eff}}}, \qquad (2)$$

where K_t is the theoretical (elastic) stress concentration factor, $\rho_{eff} = \rho + d^*$ is the effective notch radius. Thus, the reality of coefficient K_f seems to be conditioned by the accuracy of the process zone size d^* definition as a linear (structural) parameter of materials [3]. From this point of view our d^*-parameter, ρ^*-parameter of Neuber [5], a_p-parameter of Peterson [6] and x_{eff} –parameter of Pluvinage et al [7] are similar and represent the critical distance theories of fracture. The known results [8] confirmed that critical point and critical area methods, which are similar to our approach, ensure the best prediction of the fatigue limit of notched component.

The above-mentioned considerations of the fatigue macrocrack initiation process make it possible to deduce, that it is a two-parameter process and it is determined by the local stress range, $\Delta\sigma_y^*$, and the process zone size, d^*. The relationships $\Delta\sigma_y^*$ versus N_i and d^* versus N_i (Fig. 2) are the fundamental (basic) characteristics of a structural material [2]. Using these basic characteristics we can estimate the period to macrocrack of length $a_i = d^*$ initiation in cyclically loaded structural element with arbitrary component and notch shape. As well one can establish the threshold magnitude of the local stress range, $(\Delta\sigma_y^*)_{th}$, when the initiation of the fatigue macrocrack of length $a_i \geq d^*$ at a stress concentrator is not realized. Below $(\Delta\sigma_y^*)_{th}$ value microcracks of length less than the process zone size d^* take place, but these cracks are non-propagating [2, 3].

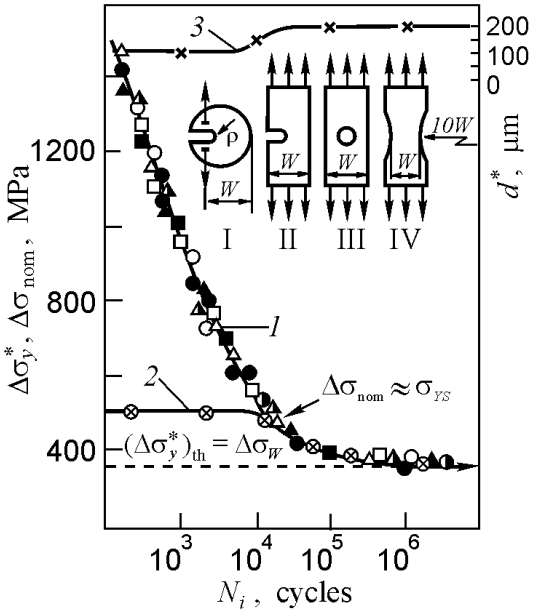


Fig. 2. Relationships $\Delta\sigma_y^*$ vs. N_i, (curve *1*) and d^* vs. N_i (curve *3*) for notched specimens and $\Delta\sigma_{nom}$ vs. N_i (curve *2*) for smooth specimens of D16chAT1 aluminium alloy. Note: specimen type I - W = 64 mm, ρ = 0.75 mm (△), 6.5 mm (○); type II - W = 64 mm, ρ = 0.75 mm (▲), 6.5 mm (●); W = 30 mm; ρ = 0.75 mm (◮), 2.0 mm (◑); type III - W = 30 mm, ρ = 0.75 mm (□); W = 20 mm, ρ = 0.75 mm (■); type IV - W = 10 mm (⊗).

The macrocrack propagation period was modelled as successively repeated similar events near the crack tip [4] based on the macrocrack initiation data, established for notched specimens, which are shown above. According to our model [4], during cyclic loading in the vicinity of the existing macrocrack tip, which might be considerent as a sharp notches of effective radius $\rho_{eff}^{cr} = d^*$ (Fig. 3), the process zone of size d^* is formed. Within this zone the macrocrack increment of length $\Delta a = d^*$ takes place (Fig. 3). The increment formation corresponds to that occurring for initial macrocrack formation near the notch ($\rho > d^*$), which is described by above-mentioned relationships ($\Delta\sigma_y^*$ vs. N_i) and (d^* vs. N_i). The principal condition that has to be used as a basis for the proposed approach is the equality of the local stress range, $\Delta\sigma_y^*$, in the vicinity of both notch and macrocrack tip:

$$(\Delta\sigma_y^*)_{notch} = (\Delta\sigma_y^*)_{crack}. \qquad (3)$$

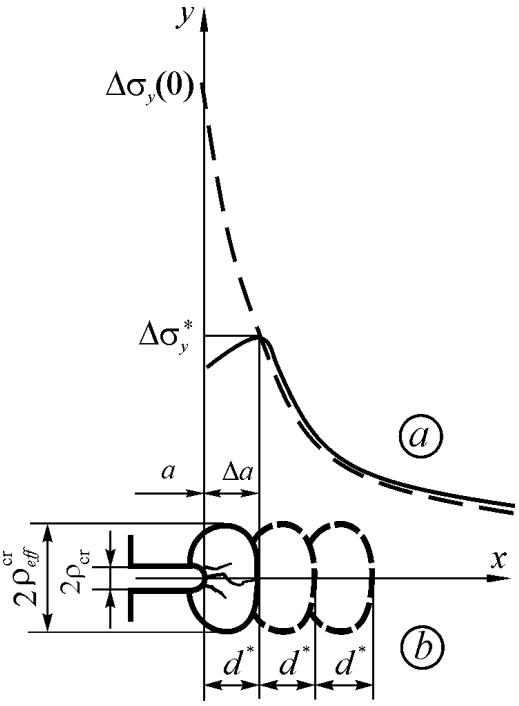


Fig. 3. Stress distribution near the macrocrack tip (*a*) and (*b*) a scheme of the macrocrack growth.

As a result, the procedure for the prediction of effective fatigue macrocrack growth curve *da/dN* vs. ΔK_{eff}, when the fatigue macrocrack closure effect is not taken into account, was proposed on the base of two formulae [4]:

$$da/dN = \Delta a/\Delta N = d^*/N_i; \tag{4}$$

$$\Delta K_{eff} = 0.886\Delta\sigma_y^*\sqrt{d^*}\,. \tag{5}$$

This procedure [Fig.4 (*a*) and (*b*)] was confirmed by experimental data [4].

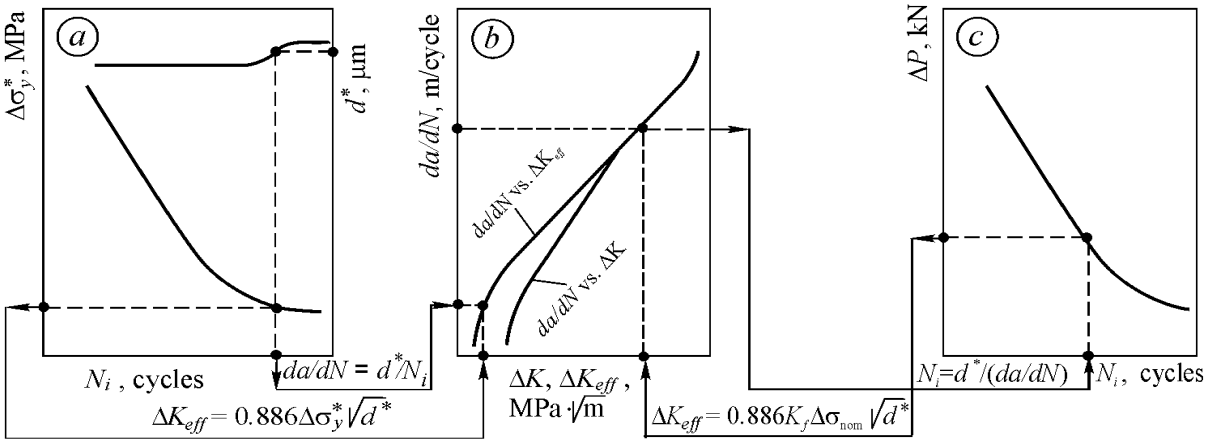


Fig. 4. A scheme for predictions [(*a*) and (*b*)] the effective fatigue macrocrack propagation curve and [(*b*) and (*c*)] the number of cycles to fatigue macrocrack initiation (length $a_i = d^*$) at the given load range ΔP.

3. Material endurance characteristics correlations

Correlation between fatigue fracture resistance characteristics can be estimated on the base of Eq. (5)

$$\Delta K_{th\ eff} = 0.886\left(\sigma_y^*\right)_{th}\sqrt{d^*}\,, \tag{6}$$

where $(\Delta\sigma_y^*)_{th}$ is the fatigue limit of notched specimens of arbitrary shape. Klesnil and Lukas proposed an equation of such kind for smooth specimens [9]:

$$\Delta K_{th} = \Delta\sigma_W^{sm}\sqrt{\pi a_0}\ , \tag{7}$$

where $\Delta\sigma_W^{sm}$ is fatigue limit of smooth specimen; a_0 is maximum length of non-propagating crack. The method for a_0-value estimation has been not developed [9]. As it was mentioned above, fatigue limit is conditioned by macrocrack initiation and before this event closure effect is absent. Besides, maximum length of non-propagating crack is $a_0 \le d^*$. Taking into account such consideration for smooth specimen we receive the following:

$$\Delta K_{th\ eff} = \Delta\sigma_W^{sm}\sqrt{\pi d^*}\ . \tag{8}$$

The best coincidence between experimental and calculational data for fatigue limit of titanium alloys using $\Delta K_{th\ eff}$ instead ΔK_{th} values was reported in [10].

The fatigue limit of cracked specimens, $\Delta\sigma_W^{cr}$, is also widely discussed in literature [11—13], for example, based on Kitagawa-Takahashi diagram [11]. El Haddad et al [12] proposed an empirical equation, introducing a material constant a_0':

$$\Delta\sigma_W^{cr} = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi\left(a_0' + a_{cr}\right)}}, \tag{9}$$

where a_{cr} is crack length. There has been considerable debate about the use of this equation and about the physical significance of a_0' [13]. In our opinion the Kitagawa-Takahashi diagram ought to be assembled in two separate parts, because for long fatigue cracks the closure effect exist, but for short (small) cracks it is not appeared [2]. Based on above-mentioned, the distinct point is conditioned by process zone size d^*, i.e. $a_{cr} = d^*$, and we must have following:

$$\begin{aligned} &\Delta\sigma_W^{cr} = \Delta\sigma_W^{sm} = \frac{\Delta K_{th\ eff}}{\sqrt{\pi d^*}}, \ \text{when} \ \ a_{cr} < d^*; \\ &\Delta\sigma_W^{cr} = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi a_{cr}}}, \ \text{when} \ \ a_{cr} > d^*. \end{aligned} \tag{10}$$

4. Fatigue life estimation

The above-described correlation between the macrocrack initiation and propagation stages [Fig. 4 (*a*) and (*b*)] allows one to perform a reverse calculation scheme [4]: assessment of the period to fatigue macrocrack initiation near the notch using *da/dN* versus ΔK_{eff} macrocrack propagation curve [Fig. 4 (*b*) and (*c*)]. Taking into account the specimen geometry, width *W*, thickness *t*, for the given load range ΔP the nominal stress range $\Delta\sigma_{nom}$ is calculated (Fig 4 *c*).Than, using the material constant d^*, Eq. (2) and Eq. (5) the value of ΔK_{eff} is estimated (Fig 4 *b*). It makes possible to determine the corresponding *da/dN* value from *da/dN* versus ΔK_{eff} curve, which can be represented analytically for the given material as:

$$da/dN = B(\Delta K_{eff} - \Delta K_{th\ eff})^n, \tag{11}$$

where $\Delta K_{th\ eff}$, *B* and *n* are material constants estimated experimentally. Then from Eq. (4) we have

$$N_i = \frac{d^*}{\left(da/dN\right)}. \tag{12}$$

Thus, the number of cycles N_i to initiation of a macrocrack of length $a_i = d^*$ can be assessed (Fig. 4 *c*). It is shown [4] that the result of calculation and experimental data are in good agreement.

Generally, fatigue life of a structural component can be established as:

$$N_f = N_i + N_p. \tag{13}$$

Process zone size d^* makes it possible to separate clearly main stages of the fatigue failure:

$$N_f = N_i\big|_{a_i=d^*} + \int_{d^*}^{a_c} \frac{da}{F\left[\Delta K\left(\Delta P, a\right)\right]}, \tag{14}$$

where $a_c = f(\Delta K_{fc})$. Parameter ΔK_{fc} is the cyclic fracture toughness, which may be equal, less or larger than the static fracture toughness K_{1c} [14]. The function F [$\Delta K(\Delta P, a)$] represents the fatigue macrocrack growth curve da/dN versus ΔK in the simple form of Paris equation or in other known forms, where subfunction $\Delta K = f(\Delta P, a)$ must be chosen in connection with the component shape (K-calibration). Period N_i to macrocrack initiation may be estimated by the direct experiment (as was shown above) or calculated by the proposed scheme [Fig. 4 (*b*) and (*c*)]. Thus, based on two experimentally obtained curves (da/dN vs. ΔK_{eff}) and (da/dN vs. ΔK) we can estimate the fatigue life N_f of a component at the given load range ΔP and component shape.

Below such calculations for cyclically loaded strips of width W = 20 mm, thickness t = 4.4 mm with central hole of diameter 2ρ = 3.2 mm (K_t = 2.6) and 2ρ = 5.0 mm (K_t = 2.4) made from B95pchT2 aluminum alloy (σ_{YS} = 456 MPa, σ_U = 510 MPa, δ = 12 %, d^* = 100 μm) are presented. Fatigue macrocrack growth curves for this alloy are shown in Fig. 5. They are represented analytically as:

$$da/dN = 6.53\cdot10^{-10}(\Delta K - 2.7)^{2.95}, \quad 2.7 < \Delta K < 10; \tag{15}$$

$$da/dN = 7.3\cdot10^{-12}\,(\Delta K)^{4.77}, \quad 10 < \Delta K < \Delta K_{fc}; \tag{16}$$

$$da/dN = 1.39\cdot10^{-9}(\Delta K_{eff} - 1.8)^{2.66}, \quad 1.8 < \Delta K_{eff} < 10. \tag{17}$$

Note, that the relationship (da/dN vs. ΔK) has one peculiarity because it consist of two plots described of Paris Eqs (15) and (16). The value of cyclic fracture toughness ΔK_{fc} based on experimental data (Fig. 5) is 34 MPa$\cdot\sqrt{\text{m}}$.

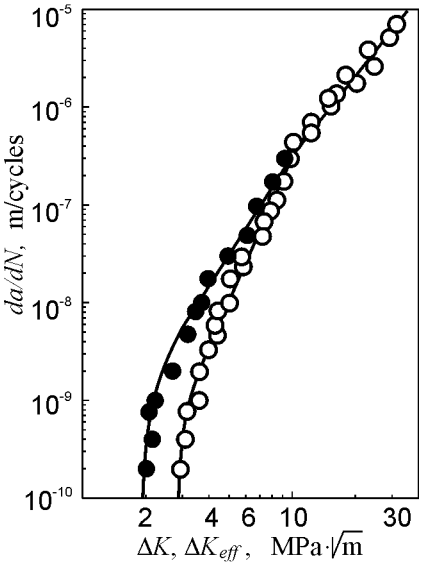


Fig. 5. Fatigue macrocrack growth rates for B95pchT2 aluminium alloy: ○ – da/dN vs. ΔK; ● – da/dN vs. ΔK_{eff}.

Experimental and calculational results for N_i, N_p and N_f, which are in agreement, are shown in Table 2. Summarizing this data we can note that proposed process zone approach is valid for the assessment of life-time for cyclically loaded notched components. Besides, the entire fatigue process can be considered from the unified position [4].

Table 2. Experimental and calculational fatigue macrocrack initiation (N_i) and propagation (N_p) periods and life-time (N_f) of the strip with a central hole at load ratio R = 0.1

Hole diameter, mm	Load range, ΔP, kN	Experimental data, cycles			Calculational data, cycles		
		N_i	N_p	N_f	N_i	N_p	N_f
3.2	9.0	135 000	15 000	150 000	132 300	10 300	142 600
	12.6	25 200	6 000	32 200	17 200	4 500	21 700
5.0	9.0	118 000	5 000	123 000	101 900	6 600	108 500
	13.5	15 300	3 300	18 600	10 100	2 200	12 300

5. Some backgrounds and known fatigue phenomena

The above-mentioned is the reason to conclude that process zone size d^* is the basic material parameter, which determinates:

- earlier stages of fatigue fracture through cyclic stress concentration factor K_f (see Eq. (2));
- condition for initial fatigue macrocrack of length a_i formation, when its accelerated growth starts (see Eq. (1));
- limiting condition for macrocrack propagation through effective threshold $\Delta K_{th\ eff}$ (see Eq. (6)).

The decrease of parameter d^*, for example, caused by the material degradation during long-term service [15], stipulates the increase of the fracture danger, since the K_f -value according to Eq. (2) will increase; values of a_i and $\Delta K_{th\ eff}$ according to Eqs (1) and (6) must decrease.

The logical conclusion, that some relation between process zone and well-known fatigue phenomena connected with the short cracks problem (Fig 6 *a, b*) and critical radius problem (Fig 6 *c, d*) exist, can be made on the base of experimental results.

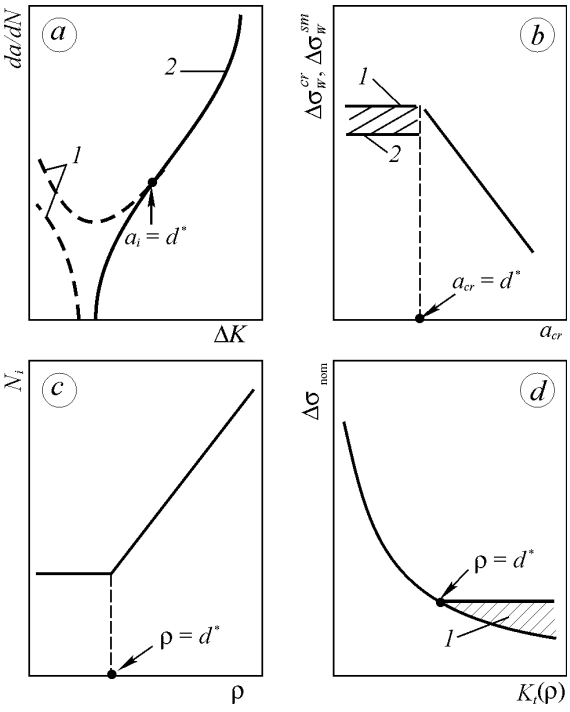


Fig. 6. Relation between process zone and well-known fatigue phenomena connected with (*a, b*) short cracks problem and (*c, d*) critical notch tip radius problem.

To our mind, the coincidence point of short and long fatigue crack growth rates (curves *1* and *2* on Fig. 6 *a*) [2, 4], the inflection (Fig 6 *b*) on Kitagawa-Takahashi diagram [11], the inflection (Fig. 6 *c*) corresponded to independence of fatigue macrocrack initiation period versus notch radius [2, 3, 16] and the inflection (Fig. 6 *d*) on Smith-Miller diagram [17] are determined by process zone size d^*. Note, that taking into account the above-mentioned expediency for the Kitagawa-Takahashi diagram dividing in two separate parts, line *1* on Fig 6 *b* is suitable for low-plasticity materials, where crack closure effect appears faintly and $\Delta K_{th} \approx \Delta K_{th\ eff}$; line *2* corresponds to plastic materials, where $\Delta K_{th\ eff} < \Delta K_{th}$. Region *1* on Smith –Miller diagram (Fig. 6 *d*) is connected with non-propagating cracks of length $a < d^*$.

7. Conclusions

- Process zone size d^* is a basic parameter of material depended on its microstructure, mechanical behavior and test conditions and it determinates various stages of the fatigue fracture of materials.
- The proposed unified model of fatigue fracture based on d^*-parameter makes it possible to assess of the life time of cyclically loaded notched structural component using the fatigue crack growth rates only.
- Process zone size d^* stipulates some peculiarities of well-known fatigue fracture relationships (Kitagawa-Takahashi and Smith-Miller diagrams, etc).

References

1. Schijve J. Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art // International Journal of Fatigue.- 2003.- 25 (8).- p. 679-702.
2. Ostash O.P., Panasyuk V.V., Kostyk C.M. A phenomenological model of fatigue macrocrack initiation near stress concentrators // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.- 1999.- 22 (2).- p. 161-172.
3. Ostash O.P., Panasyuk V.V. Fatigue process zone at notches // Int. J. Fatigue.- 2001.- 23 (7).- p. 627-636.
4. Ostash O.P., Panasyuk V.V. A unified approach to fatigue macrocrack initiation and propagation // Int. J. Fatigue.- 2003.- 25 (8).- p. 703-708.
5. Neuber H. Kerbspannungslehre, Berlin, Springer, 1945. (Trans. Theory of Notch Stress, U.S. Office of Technical Services, 1961).
6. Peterson R.E. Notch sensitivity, Metal fatigue (Sines G., Weisman I.L., editors), New York, Mc Craw-Hill, 1959.- p. 293-306.
7. Qylafsku G., Azari Z., Kadi N., Gjonaj N., Pluvinage G. Application of a new model proposal for the fatigue life prediction on notches and key-seats // Int. J. Fatigue.- 1999.- 21 (8).- p. 753-760.
8. Taylor D., Wang G. The validation of some methods of notch fatigue analysis // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.- 2000.- 23.- p. 387-394.
9. Klesnil M., Lukas P. Fatigue of metallic materials, Prague, Academia, 1980.- 239 p.p.
10. Troshchenko V.T. Investigation of the threshold stress intensity factors at cyclic loading. Communication 2. Prediction of the fatigue limit and the fatigue crack propagation // Strength of Materials.- 1998.- № 5.- p. 5-11 (in Russian).
11. Kitagawa H., Takahashi S. Applicability of fracture mechanics to very small cracks in the early stage // Proceedings 2nd Int. Conf. on Mechanical Behaviour of Materials, Boston, Massachusetts, 1976.- p. 627-631.
12. El Haddad M. H., Dowling N. F., Topper T. H., Smith K. N. J-integral application for short fatigue cracks at notches // Int. J. of Fracture.- 1980.- 16.- p. 15-24.
13. Taylor D. Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model // Int. J. of Fatigue.- 1999.- 21.- p. 413-420.
14. Yarema S.Ya., Ostash O.P. About the fracture toughness of materials at cyclic loading // Soviet Material Science.- 1978.- 5.- p. 112-114.
15. Ostash O. P. Assessment of materials degradation in structures after long-term service using unified model of fatigue fracture.—Fracture Mechanics of Materials and Strength of Structures (Editor Panasyuk V. V.), Lviv, Karpenko Physico-Mechanical Institute, 2004.- p.p. 457-464 (in Ukrainian).
16. Saanouni K., Bathias C. Study of fatigue initiation in the vicinity of notches // Engng Fract. Mech.- 1982.- 16 (5).- p. 615-706.
17. Smith R. A., Miller K. J. Prediction of fatigue regimes in notched component // Int. J. Mech. Sci.- 1978.- 20 (3).- p. 201-206.

О РАЗВИТИИ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ ОБ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛОВ

Л.А. Сосновский

DEVELOPMENT OF THE CONCEPTS ABOUT THE FATIGUE OF METALS

L. A. Sosnovskiy

ООО «НПО ТРИБОФАТИКА», Гомель, Беларусь

В 2006 году исполнилось 146 лет с тех пор, как A. Wohler (Вёлер) начал публикацию знаменитой ныне серии работ (1860–1870 г.г.) по усталости металлов. А за 12 лет до этого Понселе впервые употребил обыденное слово fatigue (усталость) для объяснения невероятных разрушений осей почтовых карет Франции после пробега в 40–60 тыс. км. И хотя проблемы усталости материалов и конструкций с тех пор держат в постоянном напряжении весь технический мир – история исследований в этой области все еще не написана. А она полна удивительных, трагических и веселых событий – и это судьба многих известнейших ученых, и это реальная история развивающейся техники: по мере роста мощности в единичном агрегате, скорости, производительности машин усталостное разрушение было и остается одной из самых чистых и опасных угроз для здоровья и жизни людей в промышленном производстве; огромны и материальные потери, обусловленные усталостными поломками, как правило, наиболее ответственных узлов машин и оборудования. Кто и когда напишет такую историю, мне, как и всем, не известно. Но мне показалось небезынтересным затронуть эту тему на XIII международном коллоквиуме по механической усталости – в кругу специалистов. Только затронуть, потому что данная работа – лишь беглые заметки о том, как крепло и ширилось понятие *усталость материалов* и как оно отражалось в самой интегральной его характеристике – *кривой усталости*, или *SN-curve* (так ее называют в англоязычных странах), или, лучше, *в кривой Велера* (так ее называют во многих странах мира – но, к сожалению, неофициально).

В современных книгах *механическую усталость* определяют как процесс постепенного накопления повреждений материала под действием повторно-переменных напряжений (деформаций), приводящий к изменению его строения и свойств, образованию и развитию трещин и к разрушению. «Термин *усталость металлов* означает, таким образом, поведение металлов, подвергаемых повторным напряжениям», – это *обобщение* исследуемого понятия, «далекого от идеала, слишком неопределенного и неясного», но тем не менее «общепринятого», «широко распространенного»– дал H. J. Gough (Г. Дж. Гаф) в 1926 г. [1]. Здесь под *поведением материала* можно понимать что угодно: и повреждение, и трещины, и разрушение и т. п. – независимо от тех физических механизмов, которые обнаруживаются исследователями время от времени в некоторых конкретных условиях нагружения того или иного конкретного материала, в том числе и на разных масштабных уровнях (атомном, субмикро-, микро-, мезо-, макроуровне). Обобщенное определение Гафа оказалось применимым и тогда, когда И. В. Крагельским был установлен (в 1939 г.) усталостный механизм изнашивания при трении скольжения: в последующие десятилетия стали говорить об *объемной* (или механической) *усталости* и о *поверхностной* (или *фрикционной*) *усталости*. Новые прилагательные к старому термину ничего не изменили в его существе, они лишь конкретизировали условия возникновения и зону развития процессов усталости. И, наконец, когда в конце прошлого столетия возникла *механика* комплексного – *износоусталостного повреждения* (которая получила краткое название *трибофатика – tribo-fatigue*), старый термин *усталость* снова был востребован.

На рис.1 дана сводка-классификация понятий, использующих термин *усталость* [2, 3]; в указанных работах можно найти их обоснование и пояснение. Мы не будем здесь все это повторять – достаточно изучить рис.1, чтобы придти к заключению: усталость – понятие фундаментальное и, пожалуй, неограниченно широкое. Чтобы подтвердить этот вывод, сошлемся на *кривые усталости человека*, предложенные Hele-Shaw (Хиль-Шоу) в 1911 г. [4] и *кривые усталости сообщества людей* [5], построенные мною в 1989 г. Ниже анализ основной интегральной характеристики сопротивления усталости – кривой усталости будет базироваться на трех блоках терминов, представленных на рис.1: 1) объемное разрушение, 2) поверхностное повреждение и 3) комплексное износоусталостное повреждение и разрушение.

Рис.1. Трибофатика как комплексная дисциплина

1. ***Объемное разрушение.*** Поскольку жизнь и служение науке термина *усталость* начиналась с изучения объемного деформирования и разрушения, приведем здесь описание результатов самых ранних усталостных испытаний, данное Гафом [1].

… «опыты были сделаны над чугунными балками, подвергавшимися ударам качающегося груза. Когда сила удара была установлена так, что вызывала прогиб балки, равный по величине половине прогиба, достаточного для разрушения при однократном нагружении, ни одна балка не выдержала 4000 ударов. Когда же удар был ослаблен настолько, что вызывал прогиб, равный одной трети наибольшего однократного прогиба, все балки выдержали 4000 ударов. Другие балки подвергались медленному изгибу посредством вращающегося эксцентрика, причем было найдено, что такие балки безопасно выдерживали 100000 прогибов, равных по величине одной трети наибольшего однократного прогиба. Однако, когда величина прогибов доводилась до половины наибольшего однократного прогиба, балки ломались приблизительно после 900 прогибов. Таким образом, была наконец установлена истина, что разрушение может происходить от повторения напряжения меньшего по величине, чем статическое временное сопротивление.

Таблица 1. Основные виды износоусталостного повреждения

Типичная силовая система	Комплексное повреждение и разрушение	Определение	Место реализации в системе колесо/рельс
Шейка коленчатого вала / шатунная головка с подшипником скольжения	Фрикционно-механическая усталость	Износоусталостное повреждение, обусловленное кинетическим взаимодействием явлений механической усталости и трения скольжения	В зоне взаимодействия гребня колеса с боковой поверхностью головки рельса
Колесо / железнодорожный рельс	Контактно-механическая усталость	Износоусталостное повреждение, обусловленное кинетическим взаимодействием явлений механической усталости и трения качения (трения качения с проскальзыванием)	В зоне взаимодействия колеса с головкой рельса на дорожке качения
Шлицевой вал / втулка	Фреттинг-усталость	Износоусталостное повреждение, обусловленное кинетическим взаимодействием явлений механической усталости и фреттинга	В зоне взаимодействия подошвы рельса с подрельсовым основанием
Вал гребного винта / морская вода	Коррозионно-механическая усталость	Усталость материала при одновременном воздействии повторно-переменных напряжений и коррозионной среды	В зонах взаимодействия с окружающей средой (атмосфера, гидросфера, геосфера)
Лопатки турбины / поток жидкости или газа, несущий твердые частицы	Эрозионно-механическая усталость	Износоусталостное повреждение, обусловленное кинетическим взаимодействием явлений механической усталости и эрозии	
Трубы нефтепровода	Коррозионно-эрозионная усталость	Износоусталостное повреждение, обусловленное кинетическим взаимодействием явлений коррозии и эрозии	

В 1860–1861 гг. Вильям Фэрберн провел для Торгового совета несколько опытов, которые заслуженно стали знаменитыми. Была использована клепаная балка из сварочного железа. Прилагаемая к ней нагрузка увеличивалась или уменьшалась динамически при помощи механизма, приводимого в движение водяным колесом. Балка была длиной 22 фута, высотой 16 *дм* и состояла из листов 3/16 и 5/16 *дм* толщиной. Вычисленная статическая ломающая нагрузка балки была 12 *т*. Фэрберн нашел, что 3 миллиона повторений нагрузки в 3 *т* были недостаточны, чтобы

произвести разрушение. В то же время, если прилагалась бóльшая нагрузка, разрушение наступало при соответственно меньшем числе ее повторений. Он вывел заключение, что существует безопасная нагрузка для данной конструкции, которая либо может прилагаться без разрушения неограниченное время, либо, если разрушение в конце концов и происходит, требует столь большого числа повторений нагрузки, что оно превосходит число возможных повторений ее в течение нормальной жизни моста. Фэрберн указывает, что 12000000 повторений нагрузки соответствует 328 годам жизни моста, если предполагать 100 повторений в день».

В этом отрывке описано многое из табл.1: и *механическая усталость*, и *ударная усталость*; и то, что мы сегодня называем *малоцикловая усталость*, *многоцикловая усталость*; здесь же обнаруживаются подходы и к *квазистатической усталости*, а также к *высокоресурсной усталости*, или *гигаусталости*. Мы с сожалением опустим здесь историю поиска формы кривых усталости в разных областях по числу циклов до разрушения, предпринимавшиеся многими исследователями в разное время; мы не приведем здесь даже первых кривых механической, ударной, ударно-механической, термической, термомеханической усталости – это завело бы нас слишком далеко и привело бы к книге, но не статье. Мы обратимся лишь к обобщенной характеристике сопротивления механической усталости [2, 3, 6] – ее называют *полной кривой усталости*, поскольку ее строят во всем интервале возможного изменения определяющих параметров: $0 \le \sigma \le \sigma_b$ МПа и $1 \le N_\sigma \le \sim 10^{10}$ циклов (рис.2).

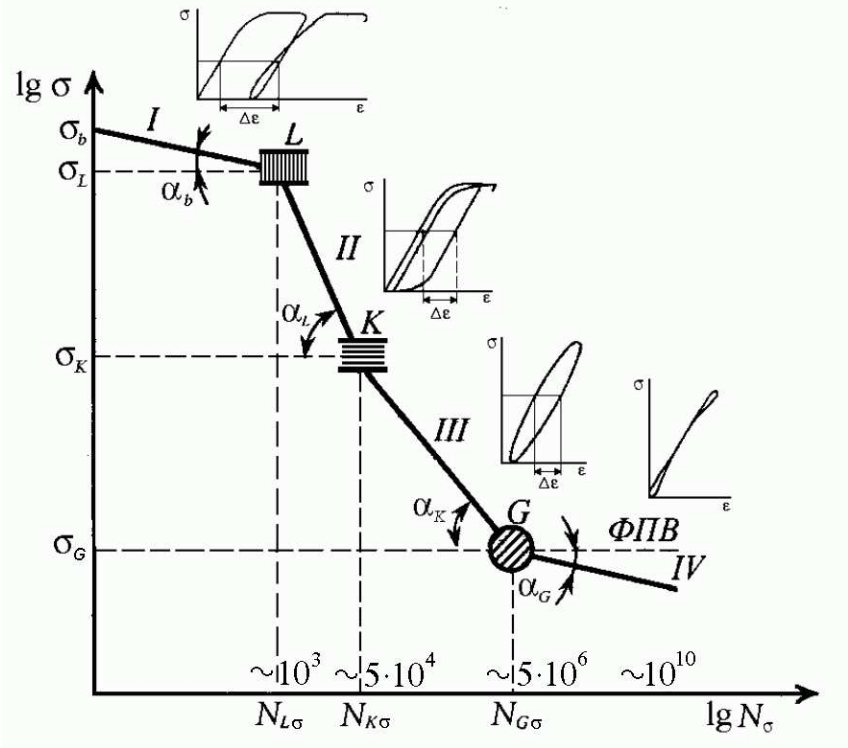


Рис.2. Схема полной кривой механической усталости

Полная кривая усталости состоит из четырех (I, II, III, IV) характерных участков (областей) и имеет три (*L*, *K*, *G*) точки перелома; координаты точек перелома дают соответствующие критические значения *предельных напряжений* и *долговечностей* (*предел квазистатической усталости* σ_L, $N_{L\sigma}$; *предел малоцикловой усталости* σ_K, $N_{K\sigma}$; *предел многоцикловой усталости* σ_G, $N_{G\sigma}$); наклон участков I, II, III, IV к оси абсцисс характеризуется соответствующим углом α, котангенс которого называют *параметром наклона кривой усталости*. Особенность и главное достоинство схематизации полной кривой усталости, представленной на рис.2, – каждому ее участку поставлен в соответствие основной тип его фазового портрета – *петли гистерезиса*,

построенной в координатах напряжение-деформация: открытая петля пластического гистерезиса (I), незамкнутая петля упругопластического гистерезиса (II), замкнутая петля механического гистерезиса (III) и вырожденная петля механического гистерезиса (IV). Тем самым указан ведущий параметр объемного усталостного разрушения: большая (квазистатическая) пластическая деформация (I), упругопластическая деформация (II), микропластичность (III) и нанопластичность (IV).

Мы еще раз и особо подчеркнем тот удивительный факт, что понятие (и термин) усталость сделали применимым по существу для всех условий повторно-переменного нагружения и разрушения – каков бы ни был физический механизм повреждения. Поэтому не удивительно, что термин этот крепчал и ширился – появилась *случайная усталость*, *усталость при жестком нагружении* и т. д.

2. *Поверхностное повреждение.* Объемное усталостное разрушение реализуется при повторно-переменном нагружении специфического объекта – *образца материала* или отдельного *элемента конструкции*. Поверхностное усталостное повреждение реализуется при контактном взаимодействии двух твердых тел, прижимаемых друг к другу контактной нагрузкой в процессе относительного движения; эти тела составляют *пару трения*.

Удивительно, но факт: многие десятилетия трибологии разрабатывали различные теории изнашивания (см., например, [7, 8]), но только в начале 40-х годов прошлого века, как уже отмечалось, появилась усталостная теория. А между тем совершенно очевидно (рис.3) [14]: движение всякого индентора, прижимаемого к поверхности, гонит перед собой волну знакопеременной деформации, повторение которой в процессе трения и ведет (обязательно) к *поверхностной усталости* со всеми вытекающими отсюда последствиями. По сравнению с объемной (механической) усталостью тут обнаруживаются три особенности: *а*) объемное разрушение в данных условиях не реализуется; *б*) поверхностная усталость обычно сопровождается многообразными физико-химическими явлениями, поскольку между трущимися элементами образуется активное третье тело (смазка); *в*) контактное циклическое взаимодействие реализуется и при ударе твердых частиц, жидких капель; потоков жидкости и газа, несущих твердые частицы; при воздействии излучений различной природы. В случае *в*) имеют дело, по существу, с *микроусталостью*: требуется воздействие огромного числа частиц, чтобы пошел усталостный процесс. По-видимому, даже коррозию можно причислить к усталостным явлениям: в течение длительного времени электрохимические взаимодействия повторяются бесчисленное число раз.

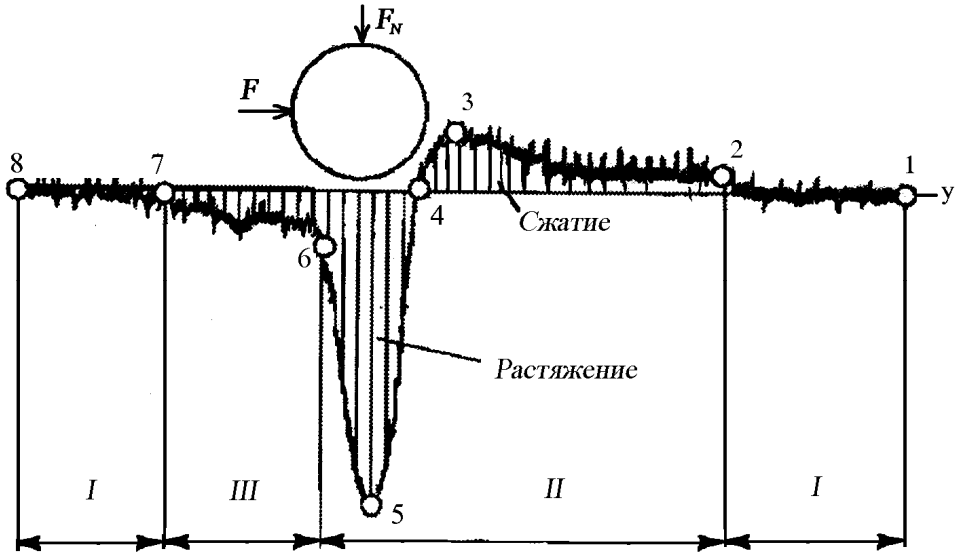


Рис.3. Осциллограмма перемещений поверхности полимерного материала при скольжении по нему металлического индентора

Мы опять пропустим большую историю: кто, когда и какую впервые построил кривую поверхностной усталости. На рис.4 представлена первая почти полная кривая фрикционной усталости, построенная экспериментально [9, 10]. Она имеет такие же характерные участки, как и кривая объемной усталости (ср. с рис.2), но естественно, что интерпретация наблюдаемых участков поверхностного повреждения должна быть иной, своеобразной. Она дана на рис.5; здесь каждой области (I, II, III, IV) поставлен в соответствие ведущий (типичный) механизм трения и изнашивания; в свое время их классификацию дал И. В. Крагельский (см. [7, 8]).

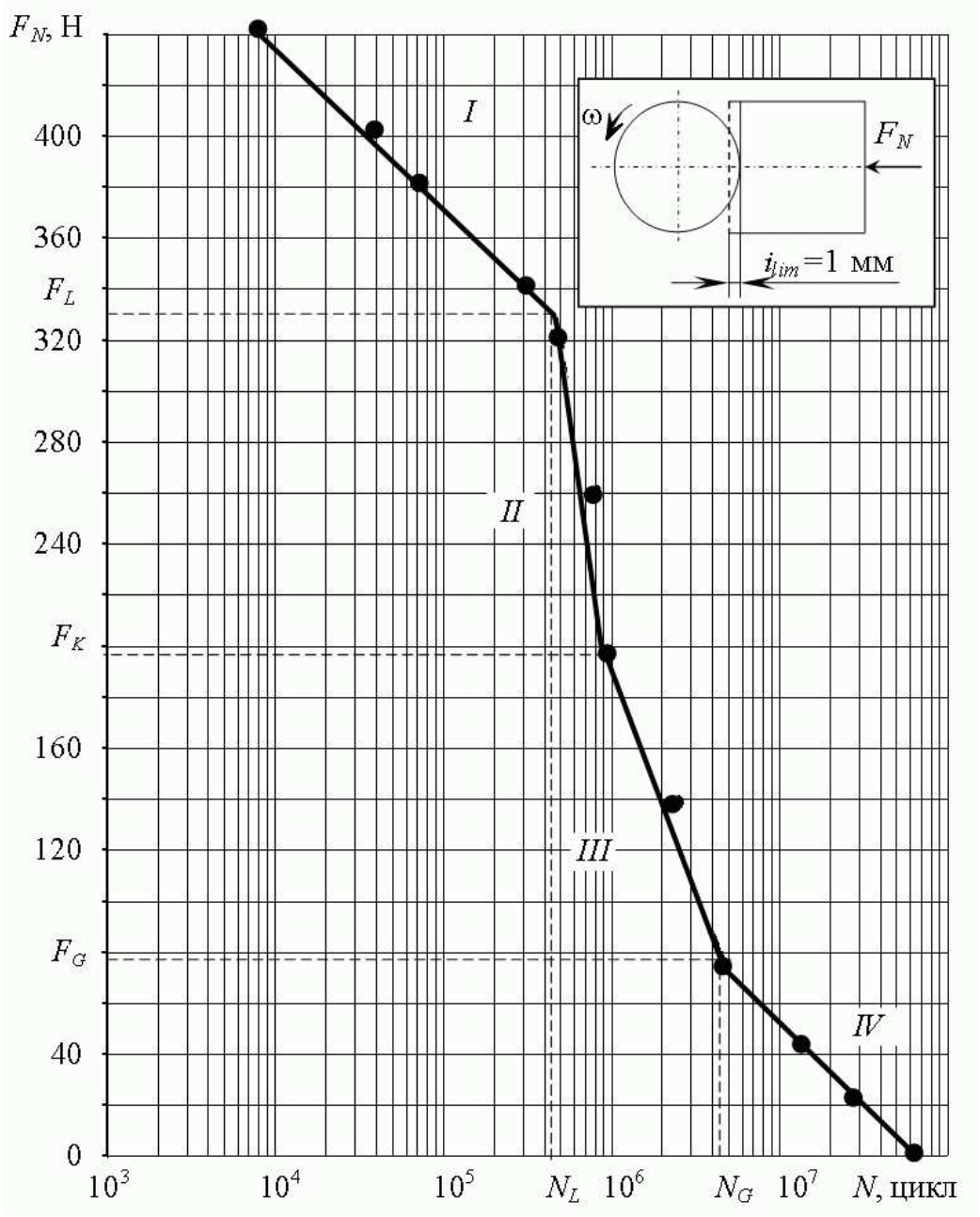


Рис.4. Кривая фрикционной усталости для трибосопряжения сталь 45 / полимер Ф4-ВМ

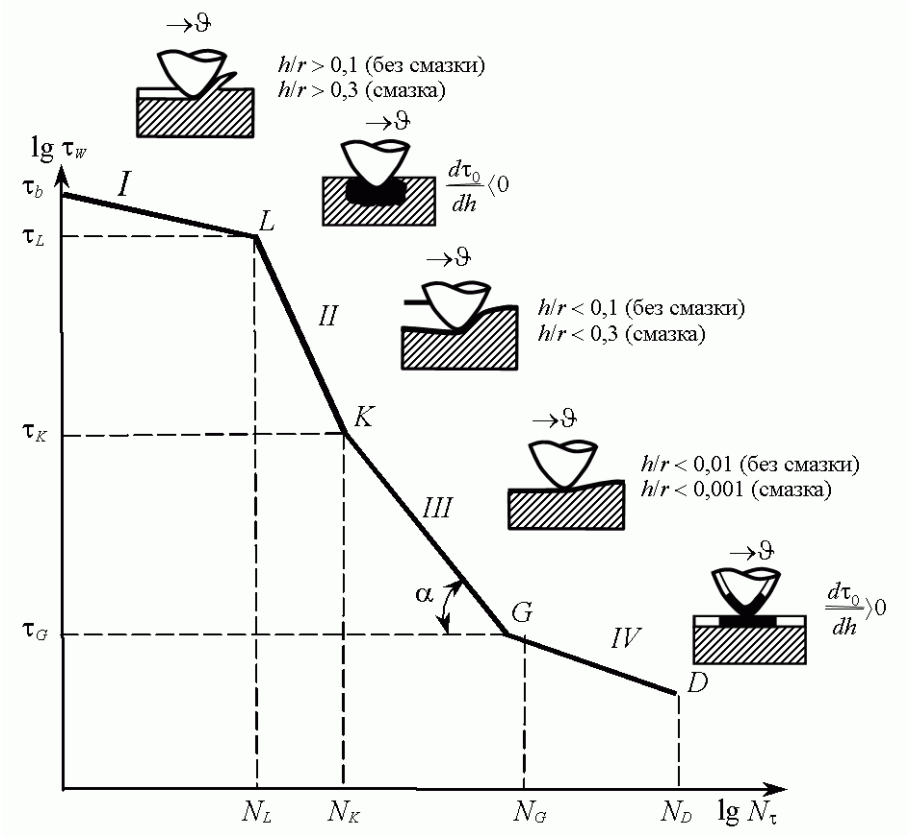


Рис.5. Схема полной кривой фрикционной усталости

Основные виды повреждения при трении схематически иллюстрируют движение (со скоростью ϑ) единичной неровности, внедренной в плоскость. *Микрорезание* (*I*) есть квазистатическое разрушение путем сдвига при трении; его легкую форму называют *абразивным изнашиванием*. Оно наступает при напряжениях $\tau_W >> \tau_L$. В этом случае обычно $h/r > 0{,}1$ при трении без смазки и $h/r > 0{,}3$ при трении со смазочным материалом (h – глубина внедрения единичной неровности с радиусом r). Числу циклов $N_\tau = 1$ соответствует предел прочности при сдвиге τ_b. *Пластическое оттеснение* (*II*) происходит при напряжениях $\tau_L > \tau_W > \tau_K$ (величина τ_K близка к значению предела текучести при сдвиге). В этом случае реализуется *малоцикловое* (*упругопластическое*) *изнашивание*, при этом $h/r < 0{,}1$ при трении без смазки и $h/r < 0{,}3$ при трении со смазочным материалом. В промежуточной зоне (*I–II*) обнаруживается когезионный отрыв материала, который характерен при *адгезионном изнашивании*. Оно возможно при условии, что градиент сдвигового сопротивления (τ_0) в поверхностном слое будет отрицательным: $d\tau_0 / dh < 0$. *Упругое оттеснение* (*III*) имеет место при напряжениях $\tau_K > \tau_W > > \tau_G$. В этом случае наблюдается *многоцикловое* (*квазихрупкое*) *изнашивание*, при этом $h/r < 0{,}01$ при трении без смазки и $h/r < 0{,}001$ при трении со смазочным материалом. Для области *IV* при напряжениях $\tau_W < \tau_G$ характерно *разрушение пленок* (третьего тела), что обусловливает *окислительное изнашивание* (высокоресурсная область). Его реализация возможна при положительном градиенте сдвигового сопротивления в поверхностном слое: $d\tau_0 / dh > 0$. На процессы повреждения в области *IV* существенное влияние оказывают два поверхностных эффекта – эффект Ребиндера и эффект Роско. Переход от одного к другому преимущественному виду изнашивания (разрушения при трении) контролируют *предельные напряжения* τ_L, τ_K, τ_G, которым соответствуют долговечности по износу $N_{L\tau}$, $N_{K\tau}$, $N_{G\tau}$.

Как видно, на полной кривой фрикционной усталости (см. рис.5) обнаруживаются характеристики сопротивления фрикционной усталости, совершенно аналогичные тем, которые мы видели на рис.2. На рис.5, в частности устанавливаются критические точки перехода $L(\tau_L, N_{L\tau})$, $K(\tau_K, L_{K\tau})$ и $G(\tau_G, N_{G\tau})$, и параметры наклона α отдельных

участков. Заметим: нагрузочным параметром на рисунке 4 является контактная нагрузка F_N, а на рис.5 – удельная сила трения (фрикционное напряжение) $\tau_w = fF_N$, f – коэффициент трения. И еще: если на кривой механической усталости (см. рис. 2) усталостная долговечность N_σ соответствует числу циклов до разрушения образца на части, то на кривой фрикционной усталости (см. рис.4 и 5) износовая долговечность N_τ соответствует достижению износом некоторой (наперед заданной) критической величины (на рис.4 это $i_{\lim} = 1000$ мкм). Аналогично поступают и при построении кривой механической усталости, когда предельное состояние определяется некоторым критическим значением длины магистральной усталостной трещины (равной, например, 1 мм).

Если обратиться к литературе по трибологии, нетрудно установить, что полные кривые при контактной, эрозионной и т. д. усталости отсутствуют вообще, а их частные виды в ограниченной (например, многоцикловой) области крайне редки даже в литературе начала XXI века. Можно, однако, полагать, что ситуация скоро изменится; во всяком случае, на мировом трибологическом конгрессе (WTC III, Вашингтон, 2005) впервые была организована секция «*Усталость и износ*», а ученые-трибологи «увеличивают» долю усталостного износа (по сравнению с другими видами износа) до 30–60 %.

3. ***Износоусталостное повреждение и разрушение.*** Основные типы комплексного (*износоусталостного*) повреждения и разрушения установлены в *трибофатике* [11–13] и включены в межгосударственный стандарт [2]; они повторены также на рис.1. Примеры их реализации даны в табл.1. А для построения соответствующих кривых усталости испытывают *силовые системы*: по существу, это пара трения, один из элементов которой подвергается объемному циклическому нагружению. И тогда получается, что для анализа комплексных повреждений следует строить по меньшей мере четыре кривых усталости (рис.6): одна кривая механической усталости, одна кривая контактной усталости и как минимум две кривые контактно-механической усталости: при реализации *прямого* (влияние процессов трения и изнашивания на изменение характеристик сопротивления усталости) и *обратного* (влияние циклический напряжений на изменение характеристик износостойкости) эффектов. В этой связи возникает необходимость, кроме обычных характеристик, дополнительно ввести коэффициенты прямого $(K_D = \sigma_{-1} / \sigma_{-1p})$ и обратного $(K_B = p_f / p_{f\sigma})$ *эффектов*. Сводка всех параметров, определяемых по экспериментальным данным, представленным на рис.6, дана в табл.2. Заметим: поскольку кривые контактно-механической усталости строят по двум нагрузочным параметрам, то фактически в таких условиях определяется так много величин предельных напряжений, сколько пожелает исследователь. В результате строят *диаграмму предельных состояний силовых систем* (рис.7), на которой ось абсцисс является трибологической шкалой, а ось ординат – прочностной шкалой. Точки σ_{-1} и τ_f – важнейшие характеристики объемной и поверхностной усталости, а кривые характеризуют комплексное износоусталостное повреждение и разрушение ($p_{f\sigma}$ и σ_{-1p}). В случае прямого эффекта предельное состояние достигается по критерию механической усталости, тогда как процессы трения и изнашивания являются сопутствующими, а в случае обратного эффекта предельное состояние достигается по критерию износостойкости, тогда как процессы механической усталости являются сопутствующими.

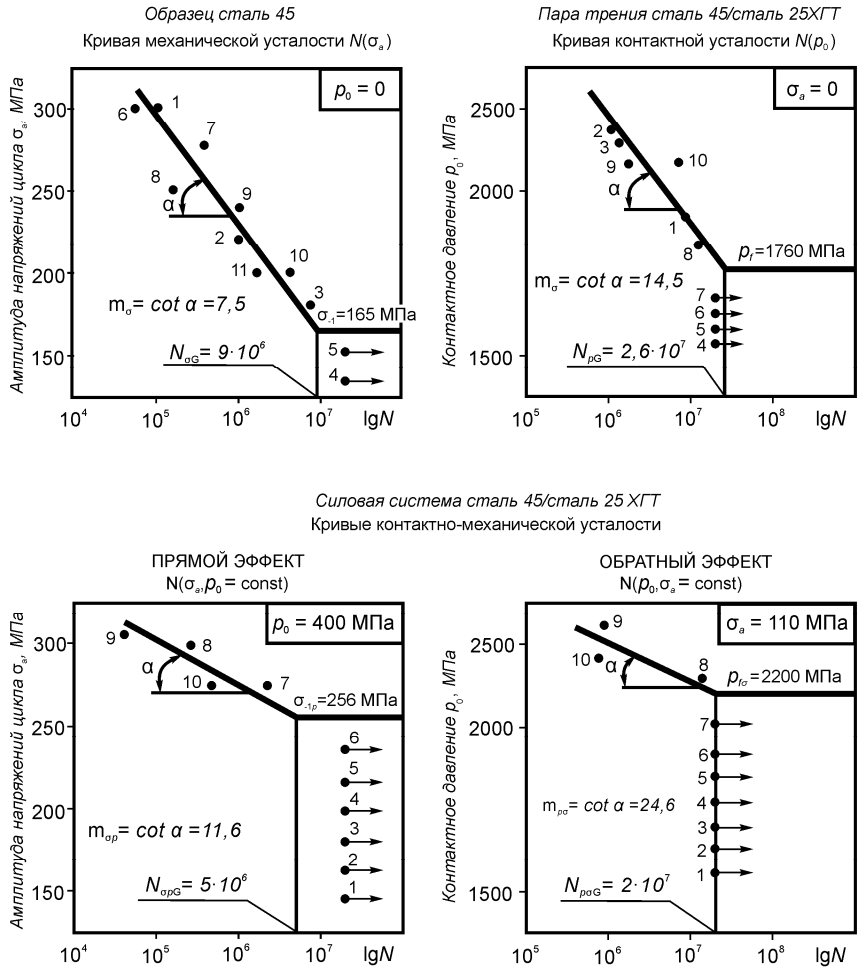


Рис.6. К определению основных характеристик износоусталостного повреждения (номер точки указывает последовательность испытаний)

Таблица 2. Система обозначений и численные значения основных характеристик

Характеристики свойств	Кривая механической усталости	Кривая контактной усталости	Кривые контактно-механической усталости	
	$N(\sigma_a)$	$N(p_0)$	$N(\sigma_a,$ $p_0 = \text{const})$	$N(p_0,$ $\sigma_a = \text{const})$
Предел выносливости, МПа	$\sigma_{-1} = 165$	$p_f = 1760$	$\sigma_{-1p} = 256$	$p_{f\sigma} = 2200$
Абсцисса точки перелома кривой усталости, цикл	$N_{G\sigma} = 9\cdot10^6$	$N_{Gp} = 2{,}6\cdot10^7$	$N_{G\sigma p} = 5\cdot10^6$	$N_{G\,p\sigma} = 2\cdot10^7$
Показатель наклона кривой усталости	$m_\sigma = 7{,}5$	$m_p = 14{,}5$	$m_{\sigma p} = 11{,}6$	$m_{ps} = 24{,}6$
Коэффициент прямого эффекта	–	–	$K_D = 1{,}62$	–
Коэффициент обратного эффекта	–	–	–	$K_B = 1{,}25$

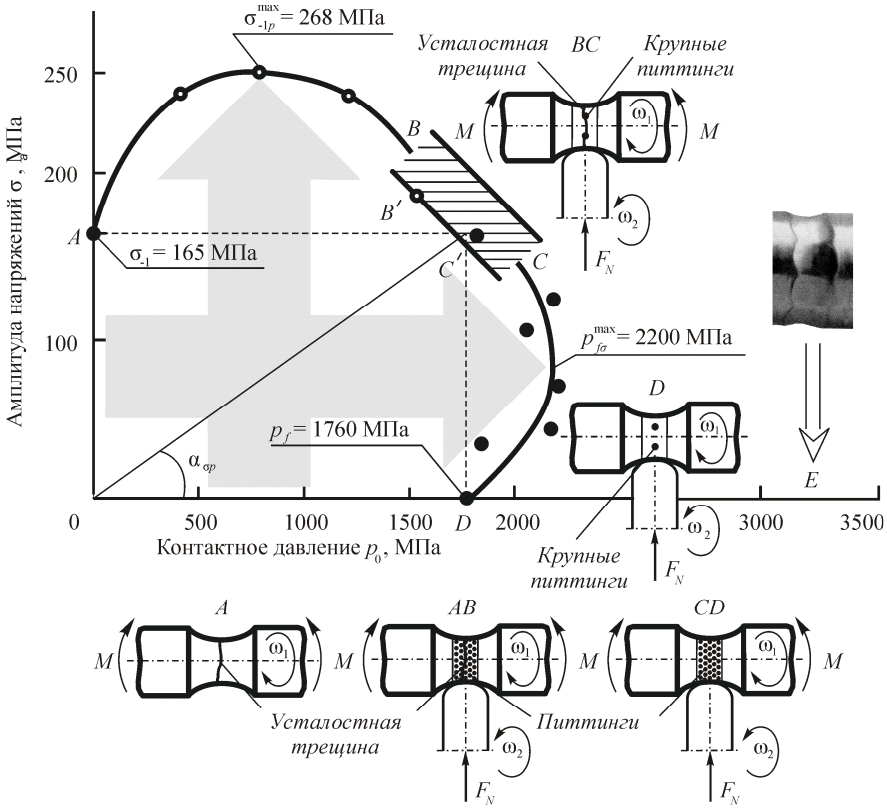


Рис.7. Диаграмма предельных состояний силовой системы при контактно-механической усталости

К настоящему времени получено крайне ограниченное количество кривых *контактно-механической* и *фрикционно-механической усталости*; известно огромное количество кривых *фреттинг-усталости* при реализации прямого эффекта, тогда как для случая обратного эффекта они отсутствуют. Короче говоря, экспериментальные исследования в области трибофатики следует интенсифицировать; впереди – большой фронт увлекательных и полезных исследований. Добавим: к настоящему времени не известно ни одной полной кривой износоусталостного повреждения и разрушения.

В заключение еще раз подчеркнем: нынче с термином *усталость* не связывают, как ранее, только механизмы многоцикловой усталости (дислокационный, вакансионный, термофлуктуационный и др.); в настоящее время об усталости говорят всегда, когда повреждение и разрушение (по любому механизму) обусловлено повторно-переменными напряжениями (деформациями), изменяющимися во времени по любому закону, – применительно к любому изучаемому объекту. При механической усталости – это отдельный элемент конструкции (образец). При изнашивании – это пара трения (твердое тело / твердое тело, частицы / твердое тело, жидкость / твердое тело и т. п.). При износоусталостном повреждении – это силовая система.

Конечно, позиция, изложенная выше, небесспорна, а перечень и классификация терминов – далеко не полны. Поэтому данную работу следует рассматривать как дискуссионную. Но именно через дискуссии вырабатывается общепринятое мнение.

Литература

1. H.J. Gough. The fatigue of metal. –London, 1926. –304 p.
2. Межгосударственный стандарт. ГОСТ 30638–99. Трибофатика. Термины и определения. – Минск: Межгосударственный Совет по стандартизации, метрологии и сертификации, 1999. –17 с.
3. Сосновский Л. А. О принципах разработки стандарта Беларуси СТБ "Трибофатика. Термины и определения" // Трибофатика-95: Ежегодник. Под общей ред. Л.А. Сосновского / Вып.2: Вопросы стандартизации. Хроника. Под ред. В.Н. Корешкова. –Гомель: НПО "ТРИБОФАТИКА", 1996. –С.8-26.

4. Hele-Show H.S. Human endurance curves/Proc. Inst. Mech. Eng., Pts. III and IV, oct.1911.
5. Сосновский Л. А. Трибофатика: о диалектике жизни. Изд. 2-ое. –Гомель: НПО ТРИБОФАТИКА, 1999. –116 с.
6. Сосновский Л.А., Махутов Н.А. О полной кривой усталости // Заводская лаборатория. – 1995. –№ 5. –С.33-34.
7. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. –М.: Машиностроение, 1977. –526 с.
8. Основы трибологии. Под ред. А.В.Чичинадзе / Авт.: А.В. Чичинадзе, Э.Д. Браун и др. –М.: Машиностроение, 2001. –663 с.
9. Сосновский Л.А., Махутов Н.А., Марченко А.В. О построении кривой фрикционной усталости // Заводская лаборатория. –1998. –№ 12. –С.36-39.
10. Сосновский Л.А., Марченко А.В. Фрикционная усталость полимера при трении по стали // Проблемы прочности. –2001. –№ 1. –С.48-61.
11. Износоусталостные повреждения и их прогнозирование (трибофатика). Научный редактор Сосновский Л.А. / Авт.: Л.А.Сосновский, В.Т. Трощенко, Н.А. Махутов, Гао Ван-Чжэн, А.В. Богданович, С.С. Щербаков. – Гомель, Киев, Москва, Ухань, 2001. –170 с.
12. Сосновский Л.А. Основы трибофатики. –Гомель: БелГУТ, 2003. –Т.1. –246 с., –Т.2. –234 с.
13. Sosnovskiy L.A. Tribo-Fatigue. Wear-fatigue damage and its prediction (Foundations of engineering mechanics). –Springer, 2005. –424 p.
14. Сысоев П.В., Богданович П.Н., Лизарев А.Д. Деформация и износ полимеров при трении. – Мн.: Наука и техника, 1985. –239 с.

МІКРОМЕХАНІЗМИ ДЕФОРМУВАННЯ І НАПРУЖЕННЯ СКОЛЮВАННЯ ТЕПЛОСТІЙКОЇ СТАЛІ

В.Б. Гладьо, В.Б. Гуцайлюк, І.Б. Окіпний

THE DEFORMATION MICROMECHANISMS AND CLEAVAGE STRESS OF A HEAT-RESISTANT STEEL

V. B. Hlado, V. B. Hutsaylyuk, I. B. Okipny

Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна

Abstract The influence of preliminary plastic deformation by tension, combined tension and cyclical elasto-plastic deformation on cleavage stress of steel 15Kh2MFA in a state of heat treatment which one models radiation embitterment, of a material of a nuclear reactor type as VVER-440 on the end life time was investigated. Is detected, that with increase of a preliminary plastic deformation of tension and relative cyclical operating time the dislocation density in low-angle boundary was increased. The dependence of cleavage stress of steel 15Kh2MFA from a dislocation density after preliminary deformation was investigated. Increase of a dislocation density in low-angle boundary and decrease of the size of structural elements after deformation by tension and combined tension increase cleavage stress. In conditions of cyclical elasto-plastic deformation of accumulation fatigue damaging in the form of micropores decrease net cross-sectional, of a specimen, and the presents microcracks ease formation macrocrack by its start crack growth from available defects of structure, which one set conditions for decrease of cleavage stress.

Попереднє деформування може збільшувати або зменшувати напруження сколювання $\sigma_{ск}$ сталі 15Х2МФА в залежності від виду (квазістатичне, циклічне), способу навантаження (розтяг, стиск), і параметрів навантаження [1-3].

В праці [1] вказано, що деформування розтягом, виконане за температури вище в'язко - крихкого переходу помітно підвищує критичне напруження мікросколу, проте відсутні дані яким чином це пов'язано з мікроструктурними особливості матеріалу.

Збільшення напруження сколювання в деформованій структурі сталі 15Х2МФА пояснюють, в основному, двома причинами [2]: утворенням внутрішньозернової субструктури, яка відіграє роль додаткових бар'єрів здатних гальмувати мікротріщину та збільшенням розорієнтації границь структурних складових, що існують в початковому стані матеріалу. При пластичному деформуванні формується коміркова дислокаційна структура, з подальшим зменшенням розміру комірок до граничного значення, та одночасно накопичуються дислокації на границях структурних елементів, що зменшує розмір ефективного структурного блоку. Зростання напруження, необхідного для поширення мікротріщин через границі коміркової структури і границі структурних елементів, обумовлене зменшенням розміру комірок та збільшенням кількості границь [2]. Треба зазначити, що зростання напруження сколювання отримане при відносно малих циклічних напрацюваннях матеріалу.

При більшому циклічному напрацюванні і відповідно накопиченні значної втомної пошкоджуваності напруження сколювання зменшується порівняно з недеформованим матеріалом [3]. Виявлено, що з ростом амплітуди деформації зменшується кількість ямок та зростає крихка складова руйнування, а механізм руйнування змінюється від внутрішньозернового до міжзернового [3]. Мікроструктурними дослідженнями встановлено, що накопичення втомної пошкоджуваності у вигляді пор в умовах попереднього циклічного пружно-пластичного деформування приводить до зменшення нетто-перерізу зразка, а

присутність значної кількості мікротріщин полегшує утворення макротріщини з існуючих дефектів структури і її подальший ріст вздовж субграниць смугової дислокаційної структури з граничною густиною дислокацій, що обумовлює зменшення напруження сколювання [4].

Оскільки мікроструктурні параметри матеріалу істотно впливають на його механічні характеристики, в тому числі і на напруження сколювання, необхідно на мікроструктурному рівні дослідити вплив попереднього деформування на мікроструктурні параметри сталі 15Х2МФА для обґрунтування механізму впливу на фізичному рівні.

Метою даної роботи є дослідження засобами електронної просвічувальної мікроскопії мікроструктурних параметрів сталі 15Х2МФА після деформування розтягом, комбінованим розтягом і циклічного пружно-пластичного деформування та виявлення взаємозв'язку мікроструктурних параметрів з напруженням сколювання.

Методика дослідження

Досліджували сталь 15Х2МФА в стані термічної обробки (в подальшому початковий стан), що моделює радіаційне окрихчення матеріалу під дією нейтронного опромінення на кінець терміну експлуатації корпусу атомного реактора типу ВВЕР-440. Для випробувань використовували гладкі циліндричні зразки з діаметром робочої ділянки 5 мм. Характеристики механічних властивостей сталі 15Х2МФА даного стану: $\sigma_{0,2}$ =1100 МПа; $\sigma_в$ =1160 МПа; δ =16,6 %; Ψ =67,2 %.

Випробування проводили на сервогідравлічній випробувальній машині СТМ-100 з керуванням від персонального комп'ютера типу IBM PC/AT. Методика проведення випробувань детально описана в працях [3,5].

Зразки попередньо деформували розтягом і комбінованим розтягом (розтяг з накладанням циклічної складової) до рівня пластичної деформації ε_{pr} = 0,5%; 1,0% та 3,0% за температур 150 і 350 °С. Розмах циклічного напруження за комбінованого розтягу складав $\Delta\sigma$ = 90, 110 і 220 МПа, частота навантаження 25 Гц, де $\Delta\sigma=\Delta\sigma_{max}-\Delta\sigma_{min}$; $\Delta\sigma_{max}$ і $\Delta\sigma_{min}$ – найбільше і найменше напруження циклу [5]. Інші зразки попередньо навантажували циклічним пружно-пластичним деформуванням при температурі 20 °С. Циклічне пружно-пластичне деформування здійснювали в режимі жорсткого навантажування і коефіцієнті асиметрії циклу $R_\varepsilon = -1$ з частотою 0,25 Гц. Амплітуда пружно-пластичної деформації ε_a складала 0,46%; 0,6%; 0,8% при відносному напрацюванні $\overline{N} = N/N_T = 0{,}25\ldots0{,}75$ [3]. Тут N_T - кількість циклів до зародження тріщини. Для зразків початкового стану матеріалу і після пластичного деформування розтягом, комбінованим розтягом та циклічного пружно-пластичного деформування, визначали напруження сколювання $\sigma_{ск}$ при температурі -196 °С у термоізольованій камері, заповненій рідким азотом. Поперечна залишкова макроскопічна деформація після руйнування зразків була відсутня. Коректними вважались результати випробувань, отримані на тих зразках, крихке руйнування яких відбувалось у межах робочої ділянки зразка.

Мікроструктуру зразків із сталі 15Х2МФА у початковому стані, а також після деформування розтягом і комбінованим розтягом досліджували в електронному просвічувальному мікроскопі ПЕМ-125К. Об'єкти для мікроструктурного дослідження методом тонких фольг вирізали із робочої ділянки зразків у поздовжньому напрямку в кількості не менше 5 об'єктів для кожного зразка. Остаточне стоншення об'єктів досягали методом струминного електролітичного полірування фольги в електроліті, що складається з 10% $HClO_4$+90% CH_3COOH при напрузі 140 В і струмі 90 мА.

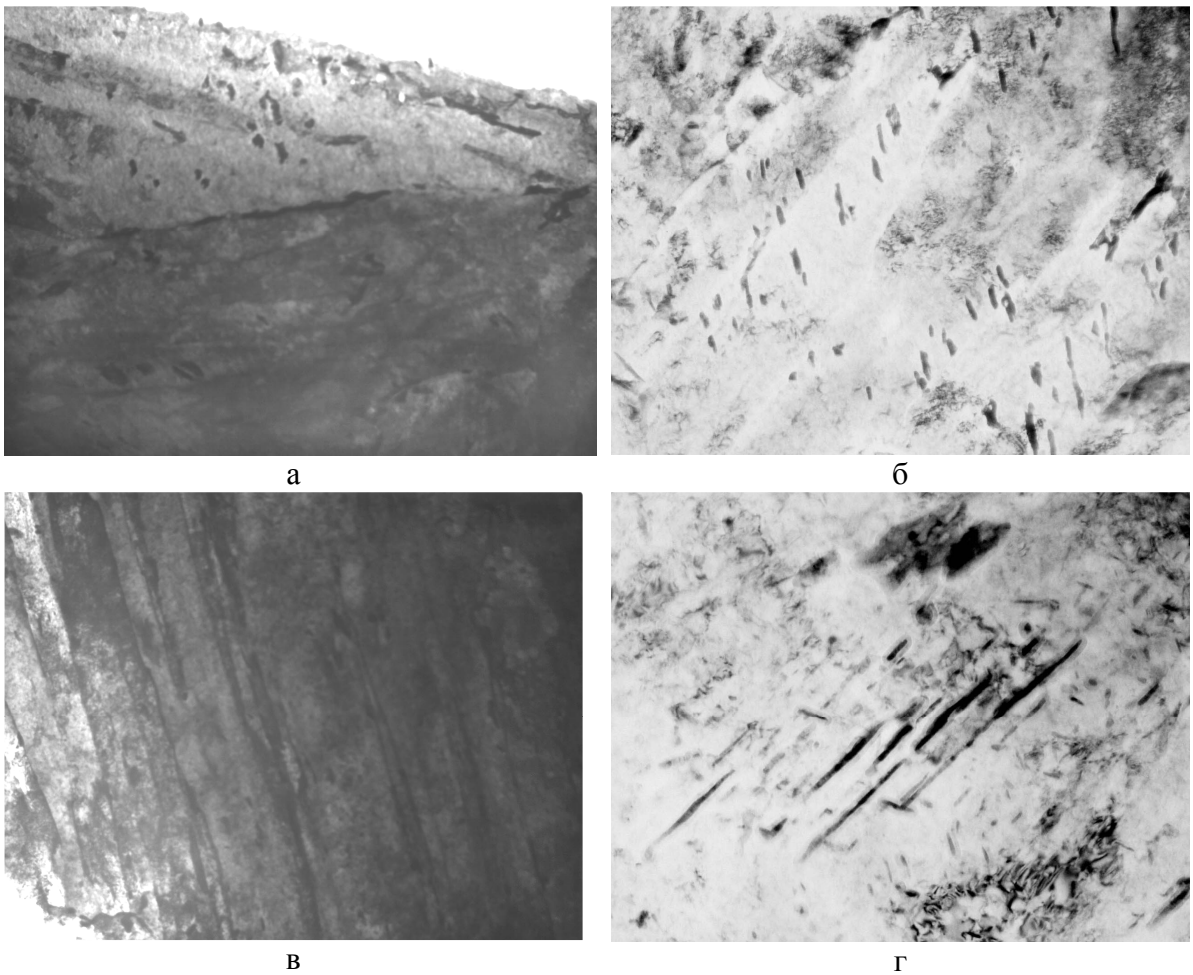
Результати дослідження та їх обговорення

Сталь 15Х2МФА належить до теплостійких сталей перлітного класу. На початок терміну експлуатації корпусу атомного реактора ВВЕР-440 сталь має феритно-бейнітну

мікроструктуру [6]. В стані термічної обробки, що моделює радіаційне окрихчення матеріалу на кінець терміну експлуатації корпусу атомного реактора, сталь 15Х2МФА представляє собою бейнітно-мартенситну мікроструктуру (рис. 1).

Бейнітна структура сталі представляє собою систему паралельних дислокаційних субграниць (рис. 1 а,б). Карбідні виділення голкоподібної форми розташовані в бейніті в одному напрямку під кутом приблизно 60^o до дислокаційних субграниць (рис. 1б). Наявність карбідних виділень під кутом 60^o до осі кристала дозволяє ідентифікувати структуру, як бейніт [7]. Окрім карбідних виділень голкоподібної форми в бейніті наявні дрібнодисперсні виділення і виділення карбідів на границях структурних елементів (рис. 1а).

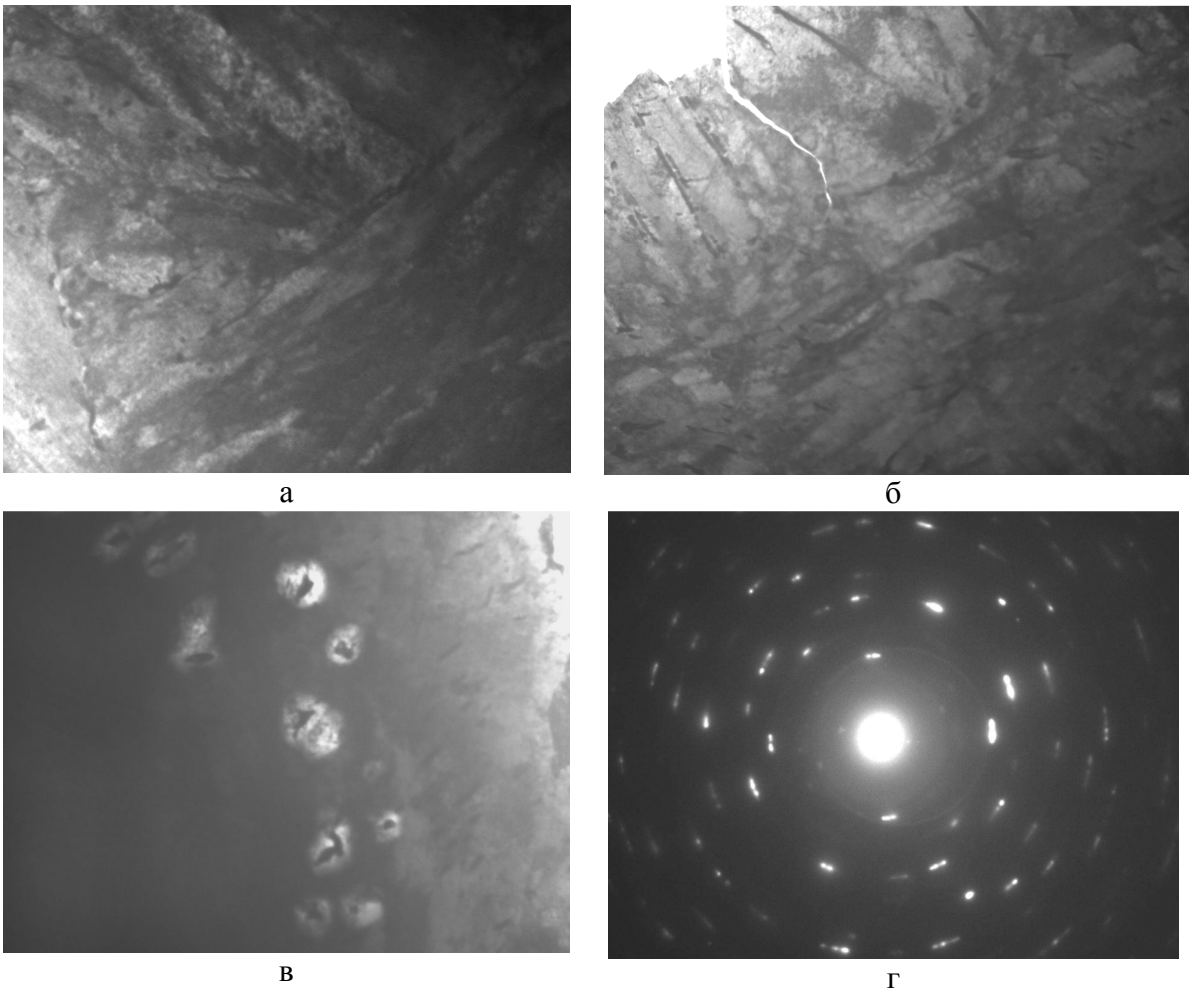
Мартенситні ділянки структури представляють собою рейковий дислокаційний мартенсит. Паралельні рейки мартенситу утворюють пакети мартенситу. Структура пакетів характеризується системою паралельних рейок різного розміру (рис. 1в). Всередині мартенситних рейок наявна висока густина дислокацій, які окремо майже не розрізняються і мають плямистий контраст. Ділянки мартенситних рейок з меншою густиною дислокацій на фотографіях виглядають більш світлішими. Спостерігаються виділення карбідів на границях мартенситних рейок (рис. 1в). Також всередині мартенситних рейок спостерігаються дрібнодисперсні виділення карбідної фази. Причому контраст від карбідних частинок важко відрізнити від контрасту дислокацій через значну густину останніх. Виявлено також відпущений мартенсит, в якому присутні виділення карбідів голкоподібної форми одночасно в трьох орієнтаціях під кутом 60^o до осі кристала, що дозволяє ідентифікувати структуру як відпущений мартенсит (рис. 1г).



а б в г

Рис. 1. Мікроструктура сталі 15Х2МФА (×30000): а, б – бейнітна структура; в, г – мартенситна структура.

Електронно-мікроскопічні дослідження сталі 15Х2МФА після деформування розтягом, комбінованим розтягом і циклічного пружно-пластичного деформування виявили певні зміни морфології дислокаційної структури, які стосуються збільшення непаралельності дислокаційних субграниць і зменшення відстані між субграницями бейнітної структури (рис. 2а), збільшення фрагментації рейок дислокаційного мартенситу (рис. 2б). Також виявлено збільшення кута розорієнтації між субграницями бейнітної структури та між рейками дислокаційного мартенситу порівняно з початковим станом матеріалу, що спостерігається, як збільшення кута між рефлексами на мікродифракційних картинах (рис. 2г). Численність рефлексів і їх розмитість на мікродифракційній картині (рис. 2г) вказують на зменшення відстані між малокутовими границями і присутність неперервної розорієнтації.



а б в г

Рис. 2. Мікроструктура сталі 15Х2МФА після деформування (×30000): а – бейнітна структура; б– мартенситна структура; в - пори; г – мікродифракція.

За аналізом мікродифракційних картин розраховано зміну густини дислокацій в малокутових границях в умовах деформування розтягом, комбінованим розтягом і циклічного пружно-пластичного деформування зразків із сталі 15Х2МФА. Аналізували не менше 5 мікродифракційних картин з кожного об’єкта досліджень, причому не менше п’яти об’єктів для кожного зразка. Таким чином проаналізовано 25-30 мікродифракційних картин для кожної точки.

Залежність густини дислокацій в малокутових границях від деформації розтягом і комбінованим розтягом за температур 150 і 350 °С подано на рис. 3. В умовах деформування розтягом і комбінованим розтягом зразків із сталі 15Х2МФА із збільшенням пластичної деформації ε_{pr}, зростає густина дислокацій в малокутових границях. Незалежно від виду деформування (розтяг чи комбінований розтяг), густина дислокацій в малокутових границях зростає за подібними залежностями, причому

більш інтенсивно при деформуванні зразків за температури 150 °С порівняно з деформуванням за температури 350 °С. Очевидно, пластичне деформування за вищої температури (350 °С), супроводжується процесами термічного повороту, що полягають в деякій ліквідації нерівноважного надлишку точкових дефектів та перебудові дислокаційної структури. При самочинній перебудові вільна енергія кристалу знижується, тому в результаті термічного повороту густина дислокацій зменшується, а дислокації, що залишаються, утворюють стійкі конфігурації у вигляді малокутових границь. Єдина точка на рис. 3, де виявлено зниження густини дислокацій в малокутових границях, випадає із загальної тенденції, очевидно це пов'язано з меншою густиною дислокацій початкового стану матеріалу.

Досліджено зміну густини дислокацій в малокутових границях в умовах циклічного пружно-пластичного деформування зразків із сталі 15Х2МФА. Залежність густини дислокацій в малокутових границях від відносного напрацювання для досліджуваних значень амплітуди пружно-пластичної деформації ε_a подано на рис. 4. Амплітуда пружно-пластичної деформації ε_a в умовах жорсткого навантаження складала 0,46%; 0,6%; 0,8%. Як видно з рис. 4, в умовах циклічного пружно-пластичного деформування із збільшенням відносного напрацювання і амплітуди деформації зростає густина дислокацій в малокутових границях. Причому амплітуда пружно-пластичної деформації істотно впливає на зростання густини дислокацій в малокутових границях за однакового відносного напрацювання.

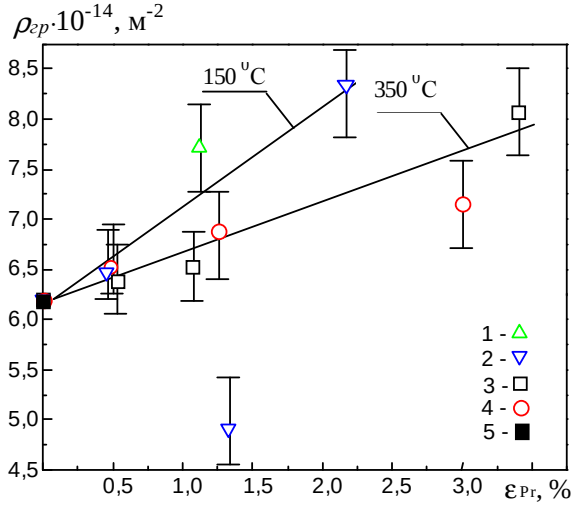


Рис. 3. Залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА від деформації розтягом (1, 3) і комбінованим розтягом (2, 4) при: 150 °С (1, 2); 350 °С (3, 4); 5 – недеформований матеріал.

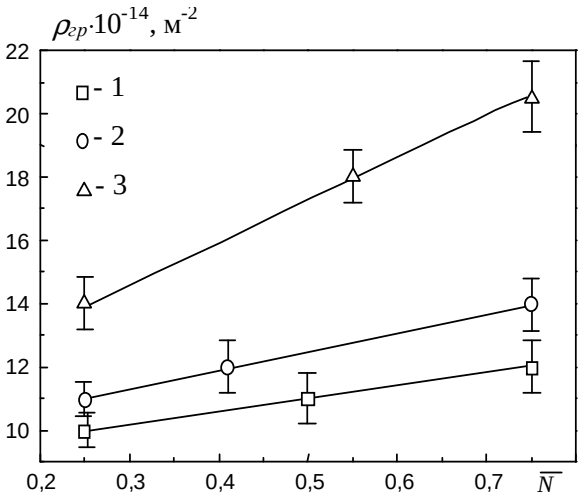


Рис. 4. Залежність густини дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА від відносного напрацювання: 1 - $\varepsilon_a = 0{,}46\%$; 2 - $\varepsilon_a = 0{,}6\%$; 3 - $\varepsilon_a = 0{,}8\%$.

Основна відмінність мікроструктури циклічно пружно-пластично деформованої сталі 15Х2МФА порівняно з початковим станом – це присутність мікротріщин і пор в об'ємі матеріалу [8]. Зародження мікротріщин є колективним ефектом в дислокаційних структурах, перебудовою цих структур з перетворенням накопиченої в них енергії в поверхневу енергію мікротріщини [9]. Таким чином, утворення мікротріщин є результатом еволюції дислокаційної структури матеріалу. Із зростанням кількості циклів і амплітуди циклічної пружно-пластичної деформації кількість мікротріщин і їх довжина зростає, тобто в об'ємі матеріалу накопичується втомне пошкоджування. Виявлено утворення пор на включеннях внаслідок відшарування включень від матриці

(рис. 2в), що пов'язують з утворенням плоских скупчень дислокацій, які здатні порушити когезивний зв'язок включень і матриці [10]. Більшість мікротріщин в сталі 15Х2МФА утворюється і поширюється вздовж паралельних дислокаційних субграниць і вздовж мартенситних рейок. Причому границі структурних елементів, зокрема границі зерен, дислокаційні субграниці, є ефективним бар'єром на шляху поширення мікротріщин. На рис. 2б наявна мікротріщина, яка поширювалась паралельно субграницям, але зупинилась при переході через границю перпендикулярну до напрямку поширення тріщини.

Досліджено залежність напруження сколювання $\sigma_{ск}$ сталі 15Х2МФА при температурі -196 °С від густини дислокацій в малокутових границях після деформування розтягом, комбінованим розтягом і циклічного пружно-пластичного деформування (рис. 5). Із зростанням густини дислокацій в малокутових границях, викликаним пластичним деформуванням розтягом, незалежно від умов деформування (виду навантаження, температури, величини пластичної деформації), збільшується напруження сколювання сталі 15Х2МФА. Причому, більш істотно зростає напруження сколювання після деформування за температури 350 °С. Очевидно, це пов'язано з утворенням при пластичному деформуванні за вищої температури та участі процесів термічного повороту таких дислокаційних структур, які за однакової густини дислокацій в малокутових границях утворюють внутрішньозернову субструктуру, що відіграє роль додаткових бар'єрів здатних гальмувати мікротріщину.

Після циклічного пружно-пластичного деформування сталі 15Х2МФА, незалежно від амплітуди циклічної деформації та відносного напрацювання, при зростанні густини дислокацій в малокутових границях напруження сколювання зменшується. В умовах малоциклової втоми, коли кожен цикл навантаження супроводжується істотною пластичною деформацією, втомне пошкодження у вигляді мікротріщин і пор виникає в усьому об'ємі матеріалу. Накопичення втомної пошкоджуваності у вигляді мікропор зменшує нетто-переріз зразка, що обумовлює зменшення напруження сколювання, оскільки граничний стан досягається за менших значень номінальних напружень. Наявність значної кількості мікротріщин полегшує утворення макротріщини шляхом її росту з наявних дефектів структури, що також обумовлює зменшення напруження сколювання.

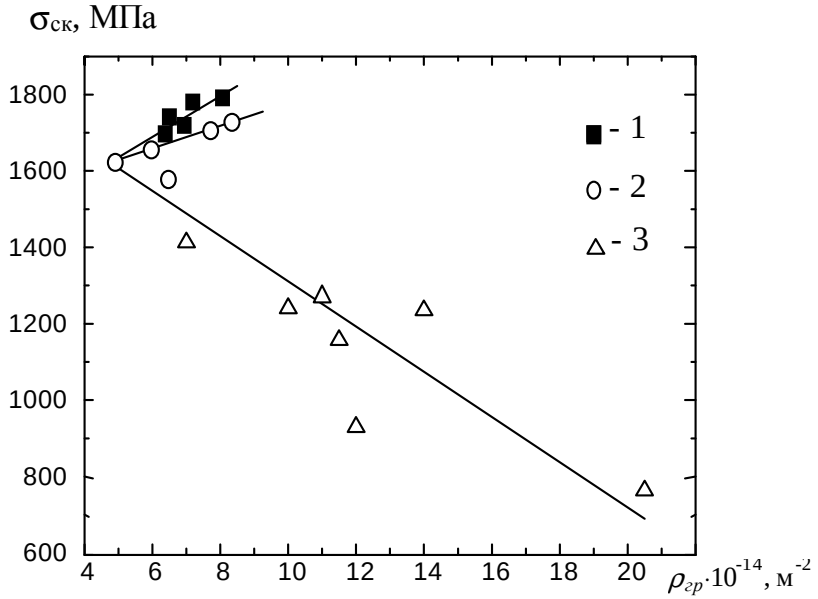


Рис. 5. Залежність напруження сколювання сталі 15Х2МФА від густини дислокацій в малокутових границях після деформування розтягом і комбінованим розтягом за температур 350 °С - (1), і 150 °С - (2) та після циклічного пружно-пластичного деформування (3).

Таким чином, вплив деформування розтягом і комбінованим розтягом сталі 15Х2МФА на мікроструктурному рівні полягає у зростанні густини дислокацій в малокутових границях, збільшенні розорієнтації субзерен бейнітної структури, збільшенні фрагментації мартенситних рейок, зменшенні відстані між малокутовими границями (зменшення розміру структурних елементів), а при температурі 350 $^{\circ}$C в результаті термічного повороту в утворенні стійких конфігурацій у вигляді малокутових границь. Вказані чинники викликають зростання напруження необхідного для поширення мікротріщин через границі структурних елементів, що збільшує напруження сколювання сталі 15Х2МФА. Особливість впливу циклічного пружно-пластичного деформування сталі 15Х2МФА на мікроструктуру матеріалу полягає в накопиченні втомної пошкоджуваності у вигляді мікротріщин і пор, досягненні граничного стану в локальних об'ємах, що полегшує утворення і ріст макротріщини, внаслідок чого зменшується напруження сколювання. Отже вплив попереднього пластичного деформування сталі 15Х2МФА на напруження сколювання залежить від мікроструктури, що утворилась матеріалі в результаті навантаження.

Висновки

1. Виявлено, що із зростанням деформації розтягу за попереднього пластичного деформування та відносного напрацювання за циклічного пружно-пластичного деформування зростає густина дислокацій в малокутових границях сталі 15Х2МФА в стані термічної обробки, що моделює радіаційне окрихчення матеріалу на кінець терміну експлуатації корпусу атомного реактора, незалежно від виду навантаження і температури випробувань.

2. Збільшення густини дислокацій в малокутових границях і зменшення розміру структурних елементів після деформування розтягом і комбінованим розтягом підвищують напруження сколювання, причому, більш істотно після деформування за температури 350 $^{\circ}$C порівняно з 150 $^{\circ}$C. Це пов'язано з утворенням при деформуванні за вищої температури та участі процесів термічного повороту таких дислокаційних структур, які за однакової густини дислокацій в малокутових границях утворюють внутрішньозернову субструктуру, що відіграє роль додаткових бар'єрів, здатних гальмувати мікротріщину.

3. В умовах циклічного пружно-пластичного деформування накопичення втомної пошкоджуваності у вигляді мікропор зменшує нетто-переріз зразка, а наявність мікротріщин полегшує утворення макротріщини шляхом її росту з наявних дефектів структури, що обумовлює зменшення напруження сколювання.

Література

1. Трощенко В. Т., Покровский В. В., Каплуненко В. Г. Прогнозирование трещиностойкости теплоустойчивых сталей с учетом влияния размеров образцов. Сообщение 1. Результаты экспериментальных исследований//Пробл. прочности. – 1997. - №1.-С.5 – 20.
2. Карзов Г.П., Марголин Б.З., Швецова В.А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения. – СПб.: Политехника, 1993. – 391 с.
3. Гуцайлюк В.Б., Ясній П.В. Вплив циклічного пружнопластичного деформування на механізм руйнування і напруження сколювання теплостійкої сталі // Вісник Житомирського інженерно-технологічного інституту. – 2001. - № 16. - С. 8-17.
4. Гладьо В.Б., Гуцайлюк В.Б., Ясній П.В. Мікромеханізми втомної пошкоджуваності сталі 15Х2МФА // Вісник Житомирського інженерно-технологічного інституту. – 2003. - № 1(24). – С. 49-55.

5. Гуцайлюк В.Б., Окіпний І.Б., Ясній О.П. Вплив попереднього комбінованого розтягу на напруження сколювання // Вісник Тернопільського державного технічного університету - 2004. - Т 8., № 4. - С. 5-12.
6. Мелехов Р.К., Похмурський В.І. Конструкційні матеріали енергетичного обладнання. Властивості, деградація. – К.: Наукова думка, 2003. – 384 с.
7. Утевский Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. – 583 с.
8. Yasniy P.V., Hlado V.B, Hutsaylyuk V.B. and Vuherer T. Microcrack initiation and growth in heat-resistant 15Kh2MFA steel under cyclic deformation // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structure – 2005. - 28, № 4 – P. 391-397.
9. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. – М.: Металлургия, 1984. 280 с.
10. Механика разрушения и прочность материалов: Справ пособие: 4 т. / Под. общей ред. Панасюка В.В. – К.: Наук. думка, 1990. – 680 с.

NUMERICAL ANALYSIS OF LIFE OF NOTCHED SPECIMENS SUBJECTED TO COMPLEX BENDING WITH TORSION

Sebastian Baran, Grzegorz Gasiak, Paweł Toś

Opole University of Technology, Opole, Poland

Abstract. The authors analyzed life of specimens with rectangular sections and with notches (crack initiators). The specimens were loaded by amplitudes of bending and torsional moments, M_g and M_s respectively. The analysis was performed with use of the finite element method and the MSC Patran program using a modulus for fatigue calculations Fatigue. The analysis was done in order to select amplitudes of torsional and bending loading and determine fatigue life of the specimens made of 18G2A steel.

1. Introduction

Fatigue life determines a work time after which the element is subjected to failure. It includes the crack initiation period [10] and the fatigue crack propagation [6,7,11]. Relationships describing the crack growth rate after integration are usually applied for description of fatigue life including the crack propagation period [9,6,11]. Because of complexity of these relationships, integration is usually performed in a numerical way [8,11].

Numerical methods, for example the finite element method or the boundary element method [1,4] allow to perform a three-dimensional analysis of the stress and strain state in structural elements including a fatigue crack. These methods are also applied in order to accelerate design of machine elements, specimens for fatigue life tests and so on.

Numerical analysis of fatigue life prediction concerned specimens subjected to plane bending with torsion. Calculations were performed with the finite element method and the MSC Patran program, the fatigue calculation modulus Fatigue was also used [2]. A model of the specimen with the central sharp notch – a fatigue crack initiator is shown in Fig. 1 [5].

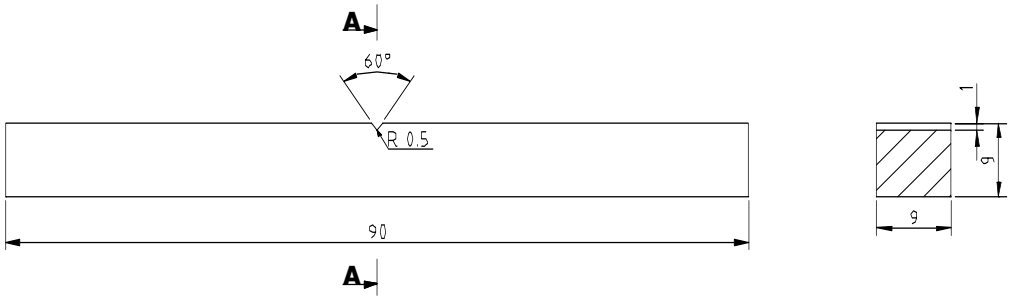


Fig.1 Shape and dimensions of the assumed specimens

Numerical analysis includes calculations of fatigue life of notched specimens for values of the torsional moments equal to 25%, 50%, 75% of nominal value of the bending moment. It was assumed that the specimen was made of low-alloy weldable general-purpose steel, resistant to atmospheric corrosion [3]. Mechanical properties of the considered steel are given in Table 1

Table 1 Mechanical properties of the considered steel

Material	Re [MPa]	RM [MPa]	A_{10} [%]	E [GPa]	ν
18G2A	357	535	21	210	0.3

2. The test stand

The machine MZGS-100 Ph is the basic element of the test stand. It can be applied for fatigue tests of constructional materials under biaxial cyclic stress with an optional angle of phase displacement between stresses caused by bending and torsion in the specimen cross-section [5].

At the stand the specimen can be loaded by any combination of bending and torsional moments, sinusoidally variable with the same frequency and the given phase displacement angle φ between the courses of both moments. The machine and its structure are shown in Figs. 2 and 3.

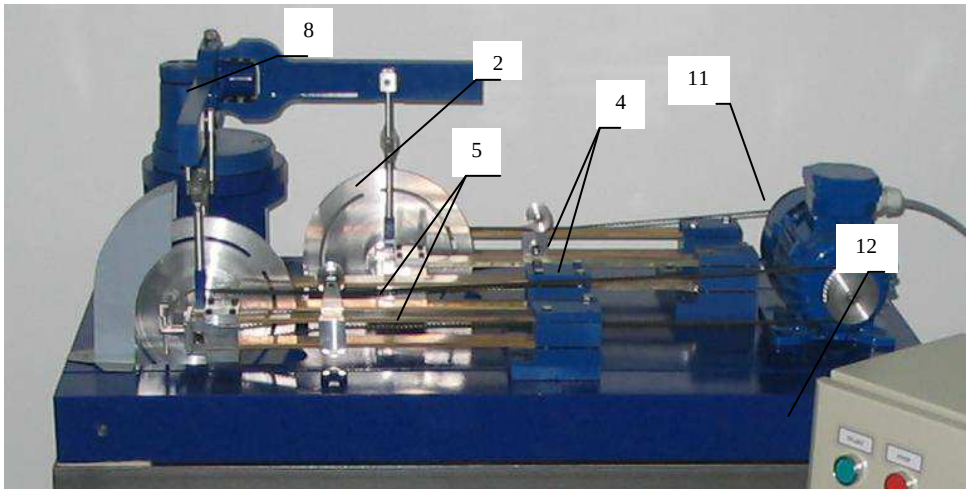


Fig. 2 The test stand where: 2- inertia vibrator, 4,5- strings, 8- specimen clamping, 11- electric motor, 12- control system

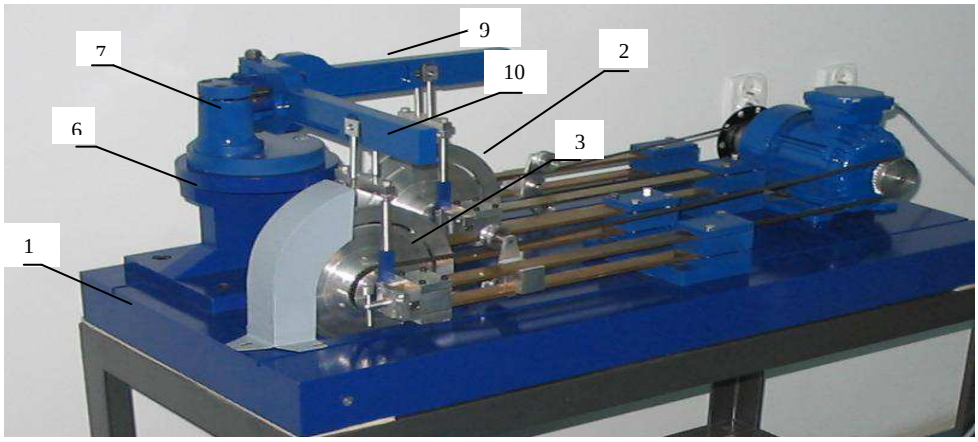


Fig. 3 The test stand where: 1- cast iron plate, 2,3- inertia vibrator, 6- base, 7- head, 9,10- levers,

3. Numerical calculations

Numerical analysis was realized with use of the MSC Patran program and the modulus for fatigue calculations Fatigue [4].

The following loadings were assumed for numerical calculations:
- under bending with torsion, amplitude of the bending moment was always M_{ag} = 16 Nm,
- amplitude of the torsional moment M_{as} was equal to 25%, 50%, and 75% of amplitude of the bending moment, i.e. the values were M_{as}= 4 Nm, M_{as}= 8 Nm and M_{as}= 12 Nm.

The phase displacement angle was always φ= 0 deg.. Fig. 4 shows the modelled specimen.

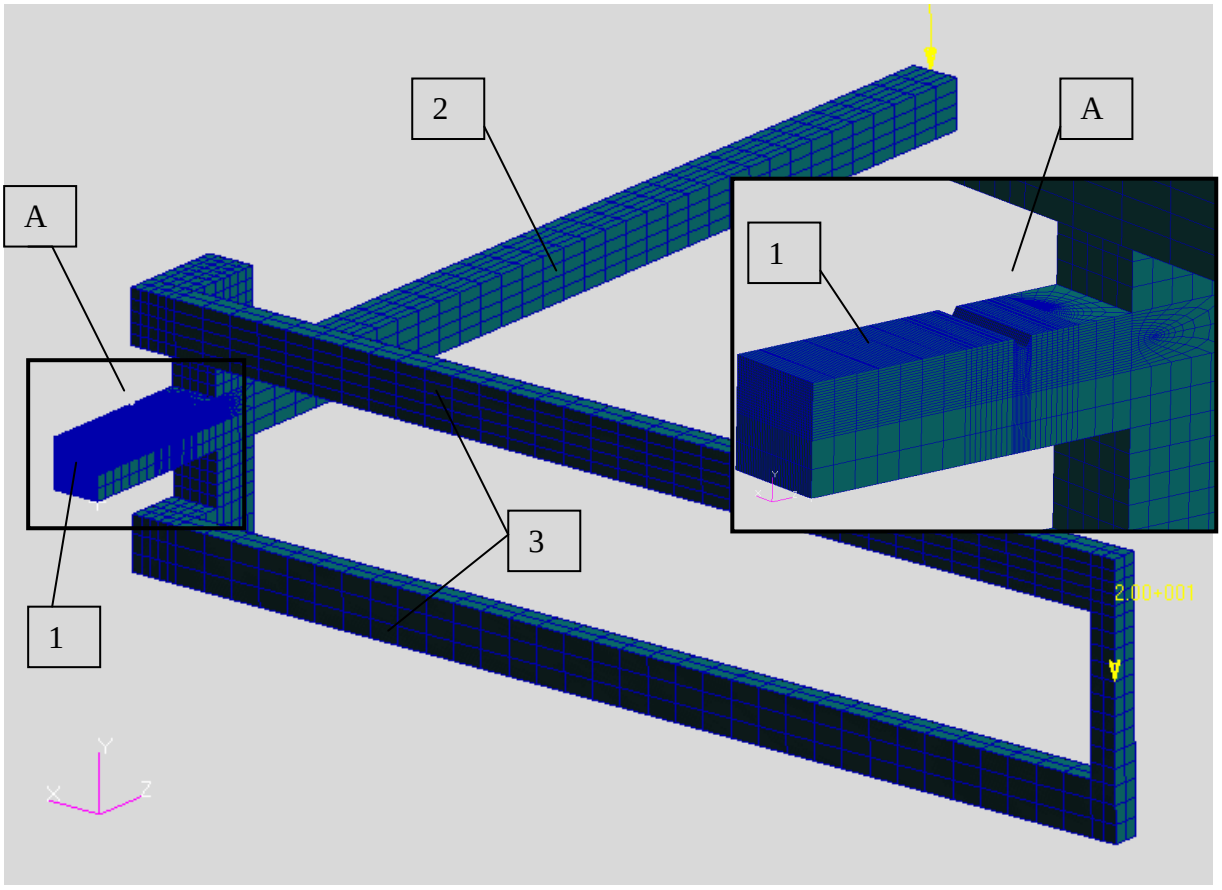


Fig. 4 Model of specimen, where 1- specimen, 2- bending arm, 3- torsional arm

Fig. 5 shows an exemplary map of life under loading by amplitude of the bending moment M_{ag}= 16 Nm and amplitude of the torsional moment M_{as}= 4 Nm. In Fig. 6 the above amplitudes of moments were: M_{ag}= 16 Nm i M_{as}= 8 Nm, and in Fig. 7 M_{ag}= 16 Nm and M_{as}= 8 Nm. The least calculated life was found in the plece of notch (crack initiator). The calculations were performed according to the SWT analysis [4], with Neuber's plastic correction for the level of confidence 50%. The program included influence of maximum principal stresses calculated while static analysis.

The specimen model includes 50350 six-node elements of Hex type, i.e. 55303 nodes. All the elements were hexagonal [4].

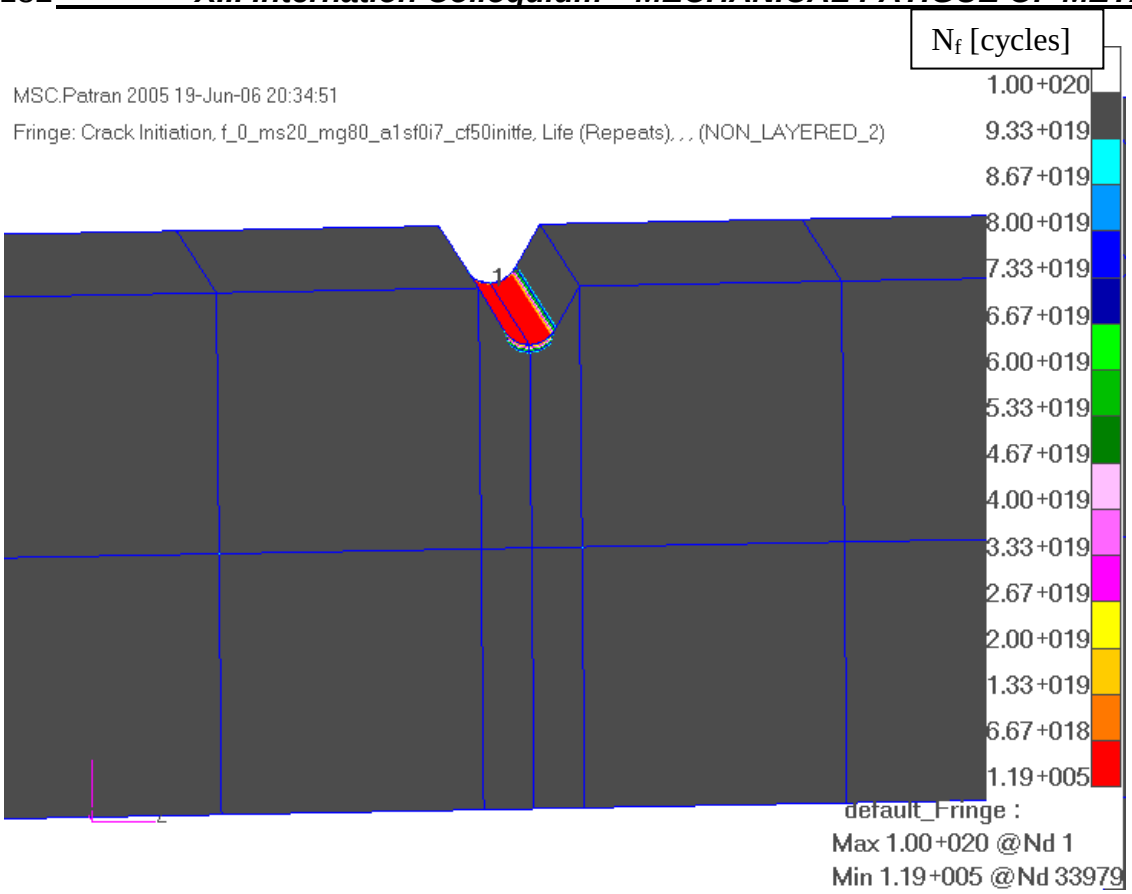


Fig. 5 Map of life N_f for M_g= 16 Nm and M_s = 4 Nm

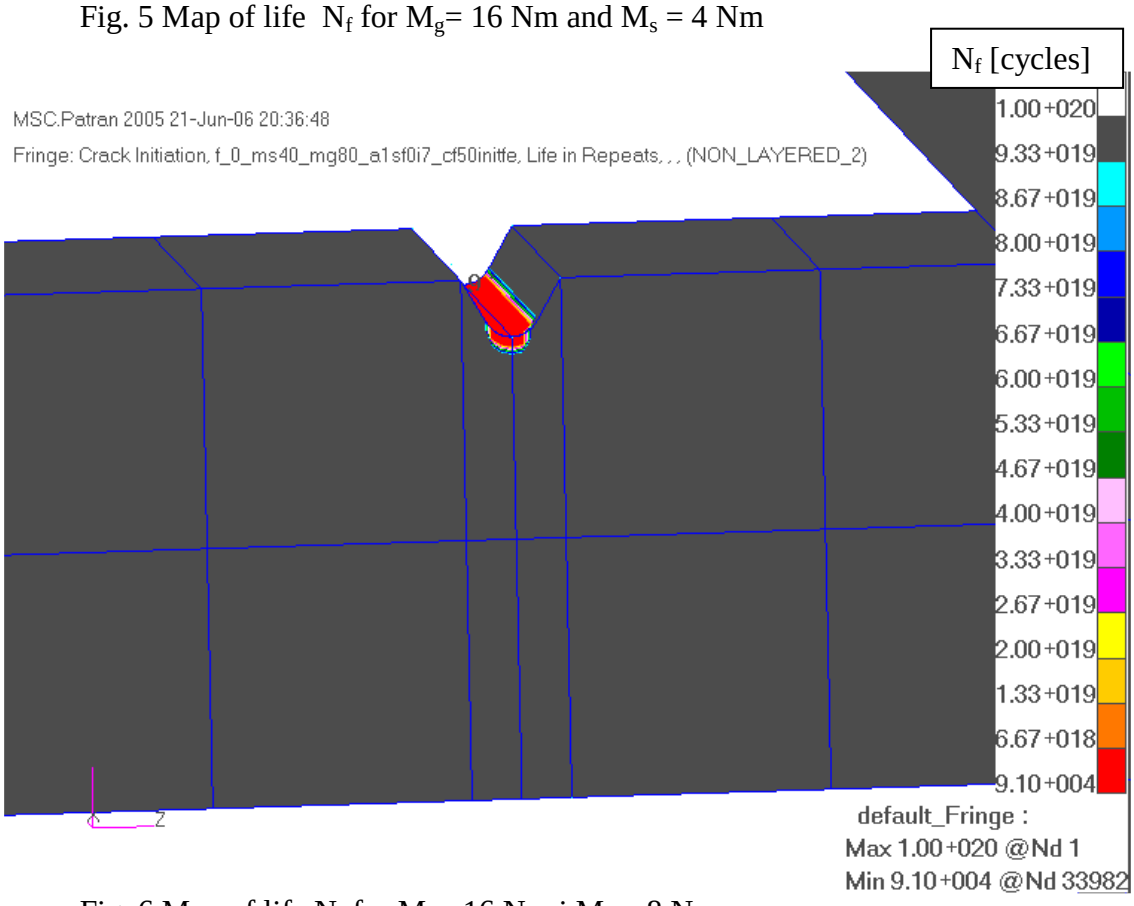


Fig. 6 Map of life N_f for M_g= 16 Nm i M_s = 8 Nm

Nf [cycles]

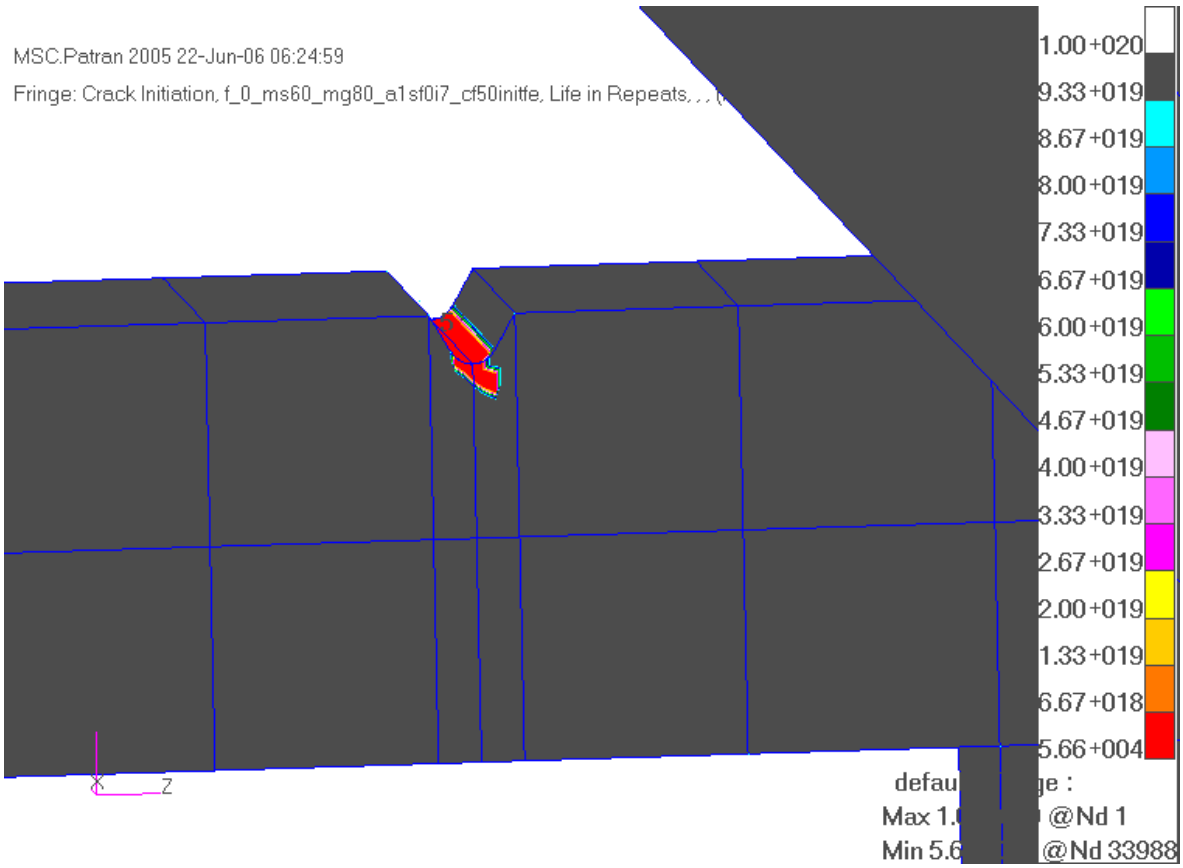


Fig. 7 Map of life N_f for M_g= 16 Nm i M_s = 12 Nm

4. Summary

From the numerical analysis it appears that the life for amplitude of the torsional moment M_{as} = 4 Nm is $N_f=1.19\cdot10^5$ cycles, for M_{as} = 8 Nm, $N_f=9.1\cdot10^4$ cycles, and for M_{as}=12 Nm N_f =$5.66\cdot10^4$ cycles. From the numerical calculations it also appears that as amplitude of the torsional moment rises, the life significantly decreases.

While tests of specimens at the stand MZGS-100 Ph for loading determined with the MSC Patran program, when amplitude of the bending moment was M_{ag}= 16 Nm, and amplitude of the torsional moment was M_{as} = 4 Nm we obtained $N_f=1.75\cdot10^5$ cycles.

The maximum difference between the specimen lives obtained from experiments and calculations for the assumed loading does not exceed 31%. Experimental verification of other loading cases has not been performed yet. It should be done while future stages of experiments.

5. Conclusions

From the numerical calculations and tests we can draw the following conclusions:

1. The MSC Patran program with the modulus Fatigue can be applied for determination of suitable values of specimen loading, which are used while tests.
2. The applied method of numerical calculations allows to obtain a map of lives of specimens loaded by amplitudes of bending and torsional moments.
3. From the test results it appears that the maximum difference between calculated and experimental lives does not exceed 31 %.

References

1. Wu J., Elyin F.:A study of fatigue crack closure by elastic-plastic finite element analysis for constant amplitude loading. Int. J. Fracture, Vol. 82, 1996, pp. 43-65.
2. Life K-Y., Lfe J.D., Liebowitz H.: Finite element analysis of the sow crack growth process in mixed mode fracture. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 56, No 4, 1997, pp. 551-557.
3. Gasiak G.: Trwałość materiałów konstrukcyjnych przy obciążeniach cyklicznych z udziałem wartości średniej obciążenia. Oficyna wydawnicza Politechniki Opolskiej.
4. www.efg.cornell.edu/softwer/CFGsoftwer.html
5. Achtelik H., Baran S., Gasiak G.:Metodyka badań prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych przy nieproporcjonalnym zginaniu ze skręcaniem próbek z karbem, XXII Sympozjon PKM, Jurata 2005, Vol. 2, pp. 9-17.
6. Baran S., Cempel G., Gasiak G., Robak G.: Analiza prędkości propagacji pęknięć zmęczeniowych oraz wyznaczanie trwałości przy zginaniu ze skręcaniem próbek z karbem. X Konferencja Mechaniki Pękania, Wisła 2005, Zeszyty Naukowe PO, Mechanika Nr 304, z. 82, Opole 2005, ss. 235-240.
7. Baran S., Cempel G., Gasiak G., Robak G.: Doświadczalna weryfikacja modeli trwałości zmęczeniowej w przypadku płaskiego zginania. X Konferencja Mechaniki Pękania, Wisła 2005, Zeszyty Naukowe PO, Mechanika Nr 304, z. 82, Opole 2005, ss. 229-234.
8. Forman R.G., Kearney V.E., Engle R.M.: Numerical analysis of crack propagation in cycling-loaded structures. J. Basic Engng. Sept. 1967, pp. 456-463.
9. Gasiak G., Grzelak J., Robak G.: Modelowanie trwałości w zakresie rozwoju pęknięć zmęczeniowych przy zginaniu ze skręcaniem. X Konferencja Mechaniki Pękania, Wisła 2005, Zeszyty Naukowe PO, Mechanika Nr 304, z. 82, Opole 2005, ss. 297-304.
10. Gasiak G., Pawliczek R.: Applications of an energy model for fatigue life prediction of construction steels under loading torsion and synchronous bending and torsion. International Journal of Fatigue, Vol. 25, 2003, pp. 1339-1346.
11. Gasiak G., Rozumek D.: ΔJ- integral range estimation for fatigue crack growth rate description. International Journal of Fatigue, Vol. 26, 2004, pp. 135-140.

Praca współfinansowana z Europejskiego Funduszu Społecznego i budżetu państwa.

РОЛЬ ЛОКАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В УСТАЛОСТНОМ РАЗРУШЕНИИ МЕТАЛЛОВ

Т.Ю.Яковлева

THE ROLE OF THE LOCAL PLASTIC DEFORMATION IN THE FATIGUE FRACTURE OF METALS

T.Yu. Yakovleva

Институт проблем прочности Национальной академии наук Украины, Киев

Abstract. The higher the degree to which an analytical model of the fatigue damages accumulation accounts local and heterogeneous in time and material volume nature of the process, the wider is the range of materials and lives it covers. In particular, based on the analysis of the mathematical structure of the equation for S-N curves given in the paper, the author shows that the value of physical limit of endurance is determined by the parameters characterizing the development of local plastic deformation and the value of true limit elasticity. The parameters characterizing the development of local plastic deformation reflect the interconnection between the fatigue and inelasticity phenomena. The dependence of fatigue limit on the frequency $\sigma_a(f)$, cycles asymmetry ratio $\sigma_a(R)$, and size of structural elements $\sigma_a(d)$ for a given number of cycles N_{Fr}, as well as the dependence of frequency on the cyclic life $N_{Fr}(f)$ for a specified stress level σ_a = const are caused by the dependence of the development of the plastic damage localization areas on the listed parameters.

Усталостное разрушение металлов, как известно, является результатом процесса постепенного накопления повреждений под действием переменных напряжений или деформаций. Отличительными особенностями этого процесса являются локальный и неоднородный во времени и по объему материала характер протекания. Практически все известные и развиваемые в последнее время модели усталостного разрушения в области как мало-, так и многоцикловой усталости, в той или иной степени учитывают указанные особенности, о чем свидетельствуют работы [1 – 3], в которых выполнено обобщение большого объема экспериментальных и теоретических исследований. Анализ приведенных в этих и других работах уравнений усталости показывает, что чем в большей мере модель учитывает указанные особенности, тем больший класс материалов и диапазон долговечностей она охватывает.

Одной из первых моделей является гипотеза линейного накопления повреждений, позднее названная правилом Пальмгрена-Майнера. В настоящее время для условий одноосного, многоосного, пропорционального и непропорционального нагружения используют модели, основанные на гипотезе нелинейного накопления усталостных повреждений, которые учитывают зависимость от напряжений [4]. Эти модели, как правило, ограничены материалами, для которых они разработаны. Отражая немонотонный характер процессов на микроуровне, ограниченностью применения, они показывают необходимость учитывать зависимость этих процессов от вида материала и условий нагружения.

Модели, развиваемые на базе первоначального соотношения Коффина – Мэнсона, учитывают только пластическую составляющую циклических деформаций или раздельное влияние упругой и пластической составляющих, которые зависят от числа циклов нагружения. Такие уравнения также учитывают факт постепенного накопления повреждений и его неоднородный по объему материала характер. В отличие от уравнений Коффина-Мэнсона, в соотношении Лэнджера [5] принято, что упругая

деформация постоянна, соответствует пределу выносливости и не зависит от числа циклов. В результате оно лучше описывает результаты испытаний в интервале долговечностей $1 \cdot 10^4$ ... $1 \cdot 10^5$ циклов [1] и отражает асимптотическое приближение кривой усталости к физическому пределу выносливости на бесконечности, что отсутствует в уравнении Коффина-Мэнсона. Это соотношение фактически отражает упругое деформирование основного массива материала и решающую роль локальной пластической деформации, однако, как и предыдущие модели, не учитывает ее кинетику. Кроме того, упомянутые уравнения и аналогичные им по структуре неудовлетворительно соответствуют экспериментальным данным в области усталости металлов на базе 10^7 циклов [6].

Энергетические критерии предполагают, что разрушение наступает в тот момент, когда суммарная необратимо рассеянная энергия достигает критического значения, равного предельной работе деформации при статическом нагружении [7]; энергия, связанная с упрочнением материала, достигает своего предельного значения [8, 9]; полная энергия диссипации, определяемая суммарной площадью петли гистерезиса, достигает критического значения за N_{Fr} циклов [11, 12]. Эти критерии, не выделяя тепловое рассеяние энергии, отражают роль суммарной накопленной пластической деформации, немонотонный характер ее развития (если содержат коэффициент деформационного упрочнения, как, например [7]), но, как и уравнения на базе деформационных критериев, не отражают одну из характерных особенностей кривой усталости – асимптотическое приближение к физическому пределу выносливости базах нагружения, стремящихся к бесконечности.

Неоднородность свойств материала на зеренном и субзеренном уровнях учитывают статистические модели, используемые для оценки вероятности появления усталостных микротрещин. За основу принимают неоднородность химического состава, напряженного состояния, механических свойств отдельных зерен металла [12]; распределения зерен по размерам [13, 14]; различные комбинации указанных параметров [15, 16]. Отражая реальную зависимость областей локализации деформации от свойств материала на микроуровне, указанные модели не учитывают изменение этих свойств в процессе циклического нагружения.

Еще одним фундаментальным свойством усталости является зависимость храктеристик прочности материала от параметров цикла. Чаще всего это – коэффициент асимметрии и частота. Немногочисленные модели, учитывающие частоту, либо содержат ее в неявном виде [17] либо распространяются на один [18] или несколько материалов [19], либо труднопримениы на практике [20]. Исключение составляют эмпирические соотношения для частотной зависимости пределов выносливости и пороговых коэффициентов интенсивности напряжений, справедливые для широкого спектра материалов в диапазоне частот от 100 Гц до 10 кГц [30, 31].

Приведенный краткий обзор основных модельных представлений показывает, что все более тщательный учет отдельных аспектов усталости является недостаточным условием для получения общей картины. Для решения этой задачи необходимо разделить общие закономерности усталостного разрушения как явления в целом и особенности, связанные с изменением тех или иных параметров нагружения или характеристик материала. Выполнить это позволяет последовательное изменение одного из параметров нагружения или исходного состояния материала при сохранении постоянных значений остальных и последующий сравнительный анализ результатов. Кроме того, указанный подход дает возможность установить взаимосвязь эволюции физических и структурных характеристик с усталостными свойствами материала.

В работах [22–24] приведены результаты систематических исследований, выполненных на различных классах металлических материалов по единой методологической схеме, позволившей выявить влияние вида и исходной структуры материала и конкретных условий нагружения, в частности, частоты и коэффициента асимметрии циклов, и установить общие закономерности, присущие исследованным

материалам, во всем диапазоне условий нагружения. К общим закономерностям относятся [22]: 1) структура большей части материала изменяется очень слабо или практически не претерпевает изменений, то есть в процессе циклического нагружения деформация основного объема (массива) материала носит обратимый или почти обратимый характер; 2) накопление необратимых структурных изменений осуществляется в локальных микрообъемах, которые в результате приобретают свойства, и, как следствие, внутреннюю энергию, отличные от остального материала; 3) возрастание степени локализации структурной перестройки материала по мере увеличения продолжительности нагружения, которое также подтверждено прямыми измерениями деформаций по фиксированным микрообъемам [25], анализом магнитных шумов Баркхаузена [26], Фурье-методами [27, 28]; 4) между основным массивом материала и областями накопления необратимых структурных изменений, то есть областями локализации пластической деформации (областями ЛПД), существует граничная поверхность, энергия которой изменяется по мере увеличения числа циклов нагружения; 5) размер областей ЛПД зависит от локального напряженного состояния, микромеханизмов пластической деформации, относительной долговечности и частоты нагружения. Локальное разрушение наступает в результате исчерпания способности материала указанных микрообъемов к дальнейшей пластической деформации, чему соответствуют критические характеристики структурного состояния и средний линейный размер.

На основании проведенных исследований предложена модель поведения металлического материала, подвергающегося циклическому нагружению с частотой f со следующими начальными допущениями: 1) материал области ЛПД представляет собой сплошную среду, физико-механические свойства которой, в том числе удельная поверхностная энергия α, являются функцией координат и времени; 2) текущее значение среднего радиуса области линейно зависит от средней скорости процессов микропластической деформации v_0 и времени, выраженного через период цикла $T = 1/f$; и текущее число циклов N; 3) конкретный характер и механизмы структурной эволюции области находят свое отражение в изменении величины удельной поверхностной энергии. В результате получено уравнение, связывающее амплитуду нагрузки с числом циклов до появления микротрещины N_{Fr}, с учетом частоты нагружения f и величины коэффициента асимметрии циклов R:

$$\sigma_a = \sigma_e + a_\sigma \sqrt{f} + b_\sigma \sqrt{\frac{1}{N_{Fr}}} + c_\sigma \sqrt{\frac{f}{N_{Fr}}}, \qquad (1)$$

где

$$a_\sigma = k\sqrt{\frac{E_\omega tg\varphi}{3v_0}\cdot\frac{\partial\alpha}{\partial N}};\quad b_\sigma = k\sqrt{\frac{E_r}{3v_0}\cdot\frac{\partial\alpha}{\partial T}};\quad c_\sigma = k\sqrt{\frac{E_\omega tg\varphi}{3}\cdot\frac{\partial\alpha}{\partial v_0}};\sigma_e = k\sigma_{e/-1};$$

$$k = 1 - k_{a/R}\frac{1+R}{2},$$

E_ω, E_i – динамический и релаксированный модули упругости соответственно, φ – угол сдвига фаз между напряжением и деформацией, $k_{a/R}$ характеризует чувствительность материала к статической составляющей напряжений.

Делением всех членов уравнения (1) на величину соответствующего модуля упругости получено аналогичное соотношение для функциональной зависимости величины циклической деформации ε_a от f и N_{Fr}

$$\varepsilon_a = \varepsilon_e + a_\varepsilon \sqrt{f} + b_\varepsilon \sqrt{\frac{1}{N_{Fr}}} + c_\varepsilon \sqrt{\frac{f}{N_{Fr}}},\quad a_\varepsilon = \frac{a_\sigma}{E_\omega};\ b_\varepsilon = \frac{b_\sigma}{E_r};\ c_\varepsilon = \frac{c_\sigma}{E_\omega}. \qquad (2)$$

Соотношения (1), (2) приводятся к простейшему виду, представляющему собой уравнения кривой усталости с двумя коэффициентами для заданных условий мягкого и

жесткого нагружения соответственно:

$$\sigma_a = \sigma_{ue} + \frac{C_f}{\sqrt{N_{Fr}}}\ ,\ \sigma_{ue} = \sigma_e + a_\sigma\sqrt{f}\ , \qquad C_f = b_\sigma + c_\sigma\sqrt{f}\ . \tag{3}$$

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ue} + \frac{C_f}{\sqrt{N_{Fr}}}\ ,\ \varepsilon_{ue} = \varepsilon_e + a_\varepsilon\sqrt{f}\ , \qquad C_f = b_\varepsilon + c_\varepsilon\sqrt{f}\ . \tag{4}$$

Полученные уравнения кривой усталости представляют собой уравнения состояния материала для момента времени, непосредственно предшествующего старту усталостной трещины, с учетом частоты и коэффициента асимметрии цикла.

Рассмотрим математическую структуру уравнений (1), (2) и сравним результаты анализа с экспериментальными данными.

Из физического обоснования модели и условий энергетического баланса области ЛПД следует [23], что физические и кристаллографические особенности процессов деформации могут быть охарактеризованы параметрами ν_0, $\partial\alpha/\partial N$, $\partial\alpha/\partial T$ и $\partial\alpha/\partial\nu_0$. Так, частная производная удельной поверхностной энергии области ЛПД по числу циклов $\partial\alpha/\partial N$ характеризует результирующее изменение α за цикл нагрузки; $\partial\alpha/\partial T$ – скорость изменения α в течение одного цикла нагружения; $\partial\alpha/\partial\nu_0$ – изменение α при изменении ν_0 в течение всего времени нагружения, предшествующего рассматриваемому циклу. В уравнениях (1) и (2) указанные параметры относятся к состоянию материала (в окрестности области ЛПД), соответствующему максимуму изменения свободной энергии, т. е. к циклу старта трещины.

Из выражений (1), (2) видно, что

$$\frac{d\sigma_a}{dN_{Fr}} = -\frac{1}{2}N_{Fr}^{-1.5}\left(b_\sigma + \sqrt{f}\,c_\sigma\right); \qquad \frac{d\varepsilon_a}{dN_{Fr}} = -\frac{1}{2}N_{Fr}^{-1.5}\left(b_\varepsilon + \sqrt{f}\,c_\varepsilon\right),$$

то есть σ_a и ε_a являются убывающими функциями от N_{Fr} с асимптотами

$$\sigma_a\Big|_{N_{Fr}\to\infty} \to \sigma_e + a_\sigma\sqrt{f} = \sigma_{ue}\ ;\ \varepsilon_a\Big|_{N_{Fr}\to\infty} \to \varepsilon_e + a_\varepsilon\sqrt{f} = \varepsilon_{ue}\ ;\ \frac{\partial\alpha}{\partial N}\Big|_{N_{Fr}\to\infty} \neq 0\,. \tag{5}$$

Отсюда следует, что $a_\varepsilon\sqrt{f}$ характеризует связанную с изменением энергии за цикл нагрузки частотнозависимую составляющую деформации, которая не приводит к разрушению. Перечисленные характеристики свойственны обратимой неупругой деформации [29]. Поэтому выполнение условия (5) означает, что если $\sigma_a = \sigma_{ue}$, то под действием входящих в уравнение факторов разрушение не произойдет при сколь угодно большом числе циклов нагрузки заданной частоты, т. е. поведение материала остается упругим сколь угодно долго для заданной частоты нагружения. Тогда в соотношениях (1) и (2) независящие от скорости нагружения слагаемые σ_e и ε_a представляют собой напряжение и упругую деформацию, распространяющиеся со скоростью звука для данного материала и уровня внешней нагрузки. А слагаемые $a_\sigma\sqrt{f}$ и $a_\varepsilon\sqrt{f}$ характеризуют величины упругого последействия для напряжения и деформации [29]. Отсюда следует, что неограниченный или физический предел выносливости это – величина напряжений, обеспечивающих обратимое деформирование материала с учетом сдвига фаз φ между ε и σ при заданной частоте нагружения.

Если в интервале некоторых значений $N_{Fr1} \le N_{Fr} \le N_{Fr2}$ выполняется условие

$$\frac{d\sigma_a}{dN_{Fr}}\Big|_{\left(b_\sigma+\sqrt{f}c_\sigma\right)\to 0} \to 0\,; \qquad \sigma_a\Big|_{\substack{\left(b_\sigma+\sqrt{f}c_\sigma\right)\to 0 \\ N_{Fr1}\le N_{Fr}\le N_{Fr2}}} \to \sigma_e + a_\sigma\sqrt{f} = \sigma_{tr}\,; \tag{6}$$

$$\left.\frac{d\varepsilon_a}{dN_{Fr}}\right|_{\left(b_\varepsilon+\sqrt{f}c_\varepsilon\right)\to 0}\to 0\,; \qquad \left.\varepsilon_a\right|_{\substack{\left(b_\varepsilon+\sqrt{f}c_\varepsilon\right)\to 0\\ N_{Fr1}\le N_{Fr}\le N_{Fr2}}}\to \varepsilon_e + a_\varepsilon\sqrt{f}=\varepsilon_{tr}\,,$$

это означает, что одновременно справедливо $\partial\alpha/\partial T = 0$ и $\partial\alpha/\partial\nu_0 = 0$. Следовательно, $\alpha(T)$ – *Const* и $\alpha(\nu_0)$ – *Const*. То есть в течение цикла (или нескольких циклов), соответствующего N_{Fr}, при изменении средней скорости процессов пластической деформации величина удельной поверхностной энергии области ЛПД остается постоянной. С точки зрения физики деформации такое возможно в случае одновременной реализации двух и более конкурирующих механизмов пластической деформации и, как следствие, механизмов разрушения. Кривые $\sigma_a(N_{Fr})$ и $\varepsilon_a(N_{Fr})$ в этом случае распадаются на две с асимптотами в областях $N_{Fr}\to\infty$ и $N_{Fr1}\le N_{Fr}\le N_{Fr2}$. На экспериментальных кривых в интервале долговечностей $N_{Fr1}\le N_{Fr}\le N_{Fr2}$ будут наблюдаться перегибы, а напряжения $\sigma_a = \sigma_{tr}$ соответствовать смене механизмов разрушения.

Дальнейший анализ будем проводить для гладкой кривой с асимптотой при $N_{Fr}\to\infty$, имея в виду, что наличие перегибов требует отдельного рассмотрения как, например, в случае заметной смены механизмов разрушения при переходе от малоцикловой к многоцикловой области усталостной кривой [30, 31].

В уравнениях кривой усталости для заданной частоты нагружения f_{const} слагаемые $b_\sigma\sqrt{1/N_{Fr}}$, $c_\sigma\sqrt{f/N_{Fr}}$ в (3) и $b_\varepsilon\sqrt{1/N_{Fr}}$, $c_\varepsilon\sqrt{f/N_{Fr}}$ в (4) характеризуют зависящие от N_{Fr}, т.е. амплитуды внешней нагрузки или деформации и частоты, составляющие неупругих явлений.

Так как для металлов $\tau_\sigma-\tau_\varepsilon << \tau_\sigma$, $\tau_\sigma-\tau_\varepsilon << \tau_\varepsilon$ [30], то

$$ftg\varphi\big|_{f\to 0} = f\omega\frac{\tau_\sigma-\tau_\varepsilon}{1+\omega^2\tau_\sigma\tau_\varepsilon}\to 0\,,\ ftg\varphi\big|_{f\to\infty} = f\omega\frac{\tau_\sigma-\tau_\varepsilon}{1+\omega^2\tau_\sigma\tau_\varepsilon}\to 0\,. \tag{7}$$

Поэтому

$$\sigma_a\big|_{N_{Fr}\to\infty,\,f\to 0}\to\sigma_e\,, \qquad \sigma_a\big|_{N_{Fr}\to\infty,\,f\to\infty}\to\sigma_e\,.$$

Принимая во внимание, что [29]

$$E_i = E_r\frac{1+i\omega\tau_\sigma}{1+i\omega\tau_\varepsilon},\ E_n = E_r\frac{\tau_\sigma}{\tau_\varepsilon},$$

получим

$$\varepsilon_e\big|_{N\to\infty,\,f\to 0} = \frac{\sigma_e}{E_i} = \frac{\sigma_e}{E_r},\ \varepsilon_e\big|_{N\to\infty,\,f\to\infty} = \frac{\sigma_e}{E_i} = \frac{\sigma_e}{E_n}\,. \tag{8}$$

Следовательно, σ_e представляет собой предел пропорциональности или истинный предел упругости для двух граничных случаев. Изотермического при $f\to 0$, т.е. в условиях завершенности релаксационных процессов, а также адиабатического при $f\to\infty$, когда $f >> 1/\tau_\varepsilon$, $f >> 1/\tau_\sigma$ и дополнительная деформация не успевает возникнуть.

Задавая в уравнении (1) в качестве переменной частоту, получим уравнение частотной зависимости пределов выносливости на заданной базе нагружения N_{const},

$$\sigma_a(f) = \sigma_0 + C_N\sqrt{f}\,,\ \sigma_0 = \sigma_e + \frac{b_\sigma}{\sqrt{N_{const}}}\,; \qquad C_N = a_\sigma + \frac{c_\sigma}{\sqrt{N_{const}}}\,. \tag{9}$$

По физическому смыслу σ_0 – величина напряжения разрушения материала на заданной базе нагружения при $f\to 0$, т.е. в условиях максимальной завершенности релаксационных и других, зависящих от времени, процессов. Из (5) следует, что

частотная зависимость физического предела выносливости характеризуется частотной зависимостью соответствующих неупругих явлений.

Очевидно, что, зафиксировав в (1) величину напряжения σ_{const}, получим уравнение частотной зависимости циклической долговечности

$$N_{Fr}(f) = \left(\frac{c_\sigma \sqrt{f} + b_\sigma}{\sigma_{const} - \sigma_e - a_\sigma \sqrt{f}} \right)^2 . \qquad (10)$$

При этом в изотермическом случае $$N_{Fr}\big|_{f \to 0} = \left(\frac{b_\sigma}{\sigma_{Const} - \sigma_e} \right)^2 , \qquad (11)$$

в адиабатическом $$N_{Fr}\big|_{f \to \infty} = \left(\frac{c_\sigma}{-a_\sigma} \right)^2 = \nu_0 \frac{\partial N}{\partial \nu_0} . \qquad (12)$$

Из (10) и (11) следует, что при напряжениях $\sigma_{Const} < \sigma_e + a_\sigma \sqrt{f}$ или $\sigma_{Const} < \sigma_e$ (если $f \to 0$), $N_{Fr} \neq \infty$. То есть локальное разрушение материала возможно при напряжениях ниже физического предела выносливости для заданной частоты нагружения. Из (12) следует, что при $f \to \infty$ величина N_{Fr}, не теряя физический смысл, ограничена скоростью процессов пластической деформации.

Известно, что средняя скорость процессов пластической деформации v_0 пропорциональна средней скорости дислокаций, а передача скольжения через границы зерен (субзерен) осуществляется путем генерирования свежих дислокаций [40]. Уменьшение среднего размера d зерна или субзерна (т.е. увеличение числа пересекаемых границ) приводит к снижению средней скорости дислокаций (в частности, за счет времени активации зарождения дислокации). Поэтому величина v_0 также пропорциональна величине d: $v_0 \approx \chi d$; здесь χ – коэффициент пропорциональности. Из изложенного и уравнения (1) следует, что зависимость предела выносливости от размера зерна, субзерна или иного элемента структуры, границы которого являются дислокационными стопорами, имеет вид

$$\sigma_a = A + Bd^{-1/2}, \qquad (13)$$

где для σ_a, ограниченного на заданной базе нагружения N_{Fr},

$$A = \sigma_e + \sqrt{\frac{E_\omega tg\varphi}{3} \frac{\partial \alpha}{\partial \nu_0} \frac{f}{N_{Fr}}} , \qquad B \approx \chi \left(\sqrt{\frac{E_r}{3} \frac{\partial \alpha}{\partial T} \frac{1}{N_{Fr}}} + \sqrt{\frac{E_\omega tg\varphi}{3} \frac{\partial \alpha}{\partial N} f} \right);$$

для физического предела выносливости

$$A = \sigma_e , \qquad B \approx \chi \sqrt{\frac{E_\omega tg\varphi}{3} \frac{\partial \alpha}{\partial N} f} .$$

Таким образом, результаты анализа структуры уравнения кривой усталости позволяют сделать следующие **выводы.**

1. Величина физического предела выносливости определяется параметрами, характеризующими развитие локальной пластической деформации, и величиной истинного предела упругости.
2. Параметры, характеризующие развитие локальной пластической деформации отражают взаимосвязь явлений усталости и неупругости.
3. Зависимость предела выносливости от частоты $\sigma_a(f)$, коэффициента асимметрии циклов $\sigma_a(R)$ и размера структурного элемента $\sigma_a(d)$ для заданной базы нагружения $N_{Fr} = Const$, а также частотная зависимость циклической долговечности $N_{Fr}(f)$ для заданного уровня напряжений $\sigma_a = Const$ обусловлены зависимостью закономерностей развития областей локализации пластической деформации от перечисленных параметров.

Литература

1. Механическое поведение материалов при различных видах нагружения / В.Т. Трощенко, А.А.Лебедев, В.А.Стрижало и др. – К.: Логос, 2000. – 571 с.
2. Schijve J. Fatigue of Structures and Materials. – Dordrecht-Boston: Kluwer Academic Publ, 2001. – 137 p.
3. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. – М: Наука, 2002. – 248 с.
4. Chang, D.G., Yao W.X., Wangt D.J. A nonlinear fatigue damage cumulative model // Fatigue'99.: Proc. of the seventh Int. Congress. – Beijing, P.R.China, 8 – 12 June, 1999.– Beijing: Higher Education Press, 1999. Vol. 2.– P. 729 – 734.
5. Langer B.F. Design of pressure vessels for low cycle fatigue //Trans. ASME D. – 1962. – 84, N 3. – P. 389 – 402.
6. Трощенко В.Т. Прочность металлов при переменных нагрузках. – Киев: Наук. думка, 1978. – 174 с.
7. Marrow J. Investigation of plastic Strain Energy as Criterion for Finite Fatigue Life, The Garrett Corporation Report, Phaeniz Ariz. 1950.
8. Martin D., Brinn L. Some observations on the plastic work required to fracture stainless steel under cyclic loading // Proc. ASTM. – 1959. – 59. – P 677 – 690.
9. Писаренко Г.С., Можаровский Н.С., Антипов Е.А. Пластичность и прчность материадлов при нестационарных нагружениях. – Киев: Наук. думка, 1984. – 216 с.
10. Москвитин В.В. Циклические нагружения элементов конструкций. – М.: Наука, 1981. – 325 с.
11. A modified energy-based low cycle fatigue model for eutectic solder alloy / Shi X.Q., Pang H.L.J., Zhou W., Wang Z.P. // Scr. Mater. – 1999. – 41, N 3. – P. 289 – 296.
12. Афанасьев И.И. Статистическая теория усталостной прочности металлов. – Киев: изд. АН СССР, 1953. – 128 с.
13. Freudenthal A.M. Fatigue. Handbuch der Physik, t. VI. – Berlin: Springer, 1958. – 386 p.
14. Ding H.-Z., Mughrabi H., Hóppel H.W. A low-cycle fatigue life prediction model of ultra-fine-grained metals //Fatigueand Fract. Eng. Mater and Struct.–2002.–25, N 10.–P. 975 – 984.
15. Toshihiko H., Takahisa K. Statistical properties of fatigue life simulated for notched components under combined loading // JSME Int. J. A. – 2000. – 43, N 3. – P. 210 – 219.
16. Любимов А.К., Берендеев Н.Н., Чувильдеев В.Н. Структурная модель, описы-вающая зарождение трещины // Изв. Акад. инж. наук РФ.–2001, юбил. том.–С.181–199.
17. Kocańda S. Zmęczeniowe niszczenie metali. – Warzawa: Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, 1972. – 450p.
18. Ifluence of stress state on high temperature fatigue crackgrowth in Incinel 718 / Antunes F.V., Ferreira J.M., Branco C.M., Byrne J. // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. – 2001. – 24. – P. 127 – 135.
19. A multiparameter approach to the prediction of fatigue crack growth in metallic materials / Soboyejo A.B.O., Shademan S., Foster M., Katsube N., Soboyejo W.O. // Ibid. – 2001. – 24. – P. 225 – 241.
20. Yokobori A. T. (Jr), Isogai T. Рост усталостной трещины и динамика дислокаций // Nihon zairyo kyodo gakkaishi=J. Jap. Soc. Strength and Fract. Mater.–2000.–34,N 1.–P.1–10.
21. Матохнюк Л.Е. Ускоренные усталостные испытания высокочастотным нагружением. – Киев: Наук. думка, 1988. – 200 с.
22. Яковлева Т.Ю. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. – Киев: Наук. думка, 2003. – 238 с.
23. Яковлєва Т.Ю. Загальні закономірності структурної перебудови конструкційних сплавів за дії циклічного навантажування // Вісник Тернопільського державного технічного університету ім. І.Пулюя. – 2005. – № 2. – С. 40 – 47.
24. Яковлева Т.Ю. Модель повреждаемости металлических материалов при циклическом нагружении // Надійність і довговічність машин і споруд. Міжнар. наук.-техніч. збірник. – 2006. – вип. 27. – С. 187 – 198.
25. Гурьев А.В., Митин В.Я. Особенности развития локальных микронеоднородных деформаций и накопления усталостных повреждений в углеродистой стали // Пробл. прочности. – 1978. – № 11. – С. 19 – 23.
26. Buque C., Tirsher W., Blochwitz Ch. Barkhausen — Raushen in mechanisch ermüdeten Nickeleinkristallen // Z. Metallk. – 1995. – 86, N 10. – P. 671– 681.
27. Яковлева Т.Ю. Использование методов Фурье-оптики для количественного анализа эволюции структурного состояния металлических материалов в условиях циклического нагружения // Пробл. прочности. — 2000. — № 2. — С. 81—89.
28. Яковлева Т.Ю., Матохнюк Л.Е. Оценка деградации структуры металлических материалов методом Фурье-анализа // Оценка и обоснование продления ресурса элементов конструкций: Тр. конф. — Киев: Институт проблем прочности НАН Украины, 2000. — Т. 1. — С. 193—197.
29. Zener C. Elasticity and Anelasticity of Metals. – Chicago, 1948. – 73 p.
30. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. – М: Металлургия, 1975. – 456 с.
31. Ботвина Л.Р., Маслов Л.Р. К вопросу о разрывах кривых усталости // ФММ. – 1972. – 34, вып. 4. – С. 886 – 890.

MULTIFRACTAL APPROACH TO THE DESCRIPTION AND WAVELET ANALYSIS OF THE FATIGUE DAMAGE

R.I. Zainetdinov

Moscow State University of Railway Communication, Moscow, Russia

Abstract A phenomenological model for the multifractal description of the fatigue damage accumulation has been introduced. The multifractal approach gives probabilistic evidence for the existence of a constructive process hidden in the temporal pattern of damage accumulation. It is shown that a series of Bernoulli trials results in multiplicative bi- or polynomial process that recursively generates the multifractal probability measure. Connection between parameter of the Bernoulli trials and multifractal spectrum is considered. A technique for revealing the multifractal properties of the damage accumulation is proposed. For the approbation of the technique, a computer simulation study has been done. The wavelet transform has been used for revealing the intrinsic temporal structure of data sets obtained from numerical simulation, tests, empirical observations and measurements.

1. Introduction

The purpose of the paper is to introduce an application of the multifractal theory in the reliability engineering, risk analysis and others fields where we deal with series of events of damage accumulation. We do not know whether some temporal pattern is hidden in an apparently disordered set of events. The multifractal theory is a good basis for describing the event sequence in time. It can provide a deeper understanding the nature of the event flow.
In reliability engineering for instance, the Weibull distribution is one of the most widely used distribution because through the appropriate choice of parameters a variety of failure rate behaviors can be modeled. The two-parameter Weibull distribution assumes that the failure rate $\lambda(t)$ is in the form of a power law [1]:

$$\lambda(t) = \alpha \lambda^{\alpha} t^{\alpha-1} \qquad (1)$$

for all $t \geq 0$, where α and λ are positive and are referred to as the shape and scale parameters of the distribution respectively. Such power laws, with integer or fractional exponents, are in fact endless source of self-similarity or precisely, self-affinity. They can be qualified as self-affine functions since their graphs are similar to themselves when transformed by anisotropic dilations. Deeper insight into damage accumulation, its prediction and prevention is to be gained by using the multifractal approach.

In this paper, we present a technique for revealing the multifractal properties of the damage accumulation process. For the approbation of the technique, a computer simulation study has been done. Wavelet analysis was carried out in order to verify the fractality of data sets obtained from numerical simulations, tests and operation. The continuous wavelet transform of empirical data on damage accumulation provides probabilistic evidence that a multifractal description is appropriate.

2. Mathematical model. We refer to the failure sequence associated with damage accumulation as a succession of appearance of the failure events in time. A mathematical construction that represents an event sequence as a set of the random points on the time scale is referred to as a stochastic point process. Among discrete processes, point processes are widely used in engineering to describe the random events occurring in a system during its lifetime (e.g., failures, jumps of damage accumulation, terminations of repair, demand arrivals, etc.). The point process can either be modeled as a list of impulses (jumps) located at times where events occur or as a count process, similar in a sense to the “devil staircase” fractal. Such a process may be called fractal when a number of the relevant statistics of the point process exhibits scaling with related scaling exponents, indicating that the represented

phenomenon contains clusters of events over a relatively large set of time scales. This scaling leads naturally to power-law behavior.

Let S be a sample of events of limited size N_0 during the specified period of time $[0, \tau_{max}]$. The process time history for the sample S is represented by a sequence of idealized impulses (jumps) of vanishing width, located at specified moments of the event time $\tau(i)$, $(i = 1,..., N_0)$. Further, let us rescale the time $\tau(i)$ of every i-th member of sample S on the maximum value τ_{max} $t(i) = \tau(i) / \tau_{max}$. Now we can consider the event distribution on the unit interval of time $T = [0, 1]$. In order to characterize this distribution we divide the unit interval into temporal subintervals of duration $\Delta t = 2^{-n}$. So $N = 2^n$ subintervals are needed to cover interval T, where n is the number of generation in the binary subdivision of the temporal interval T. Let us label the subintervals by the index $j = 0, 1, 2, \ldots, N-1$. The distribution of the sample population over the temporal interval is specified by the numbers, N_j, of members of the sample S in the j-th subinterval. We use the fraction of the total population $\mu_j = N_j / N_0$ as a probabilistic measure for the content in subinterval Δt_j. The set Ω of such probabilistic measures $\Omega = \{\mu_j\}_{j=0}^{N-1}$ presents a complete description of the event's distribution on interval T at stated resolution Δt.

Now let us consider a case that satisfies the Bernoulli trial conditions. In our interpretation an event of interest is the failure, associated with damage accumulation, occurred on the first half of interval T with probability p. The series of Bernoulli trials with parameter p is a sequence of generic independent trials in which there are only two outcomes, and probability p remains the same for all generations of the binary subdivision process of the interval T.

In the case of Bernoulli trials the probabilistic measure μ is recursively generating by a multiplicative binomial process (MBP) [2,3]. The process provides an example of a probability which has a rich asymptotic structure and is, in modern terms, multifractal [4]. In fact, the binomial multifractal measure is a product of the multiplicative cascade, which attributes probabilities, to the dyadic temporal subintervals of the interval T.

3. Wavelet transform of a measure. Wavelet transforms play an important role in the study of self-similar and self-affine measures. The continuous wavelet transform (CWT) $W_{ab}\{\mu(t)\}$ of a measure $\mu(t)$

$$W_{ab}\{\mu(t)\} = \int_{Supp\,\mu} \psi_{ab}(t)\, d\mu\,(t) \tag{2}$$

is defined in terms of projections of $\mu(t)$ onto a family of functions of the form

$$\psi_{ab}(t) = |a|^{-1/2} \psi\left(\frac{t-b}{a}\right) \tag{3}$$

normalized by $|a|^{-1/2}$. In Eq.(2) *Supp* μ is the support of measure μ. This family of functions (3) formed by the dilations, which are controlled by the positive real number $a \in R+$, and translations which are controlled by the real number $b \in R$, of a single function $\psi(t)$ named the mother wavelet. The dilation parameter a controls the frequency of $\psi_{ab}(t)$. The translation parameter b simply moves the wavelet throughout the domain.

The wavelet transform can be regarded as a mathematical microscope [5,6]. Wavelet analysis is a powerful tool for locating singularities because a singularity of a measure $\mu(t)$ at t(i) produces a cone-like structure in the wavelet transform $W_{ab}\{\mu(t)\}$, pointing towards the point a=0, b=t(i). The wavelet transform assists visualization of self-similar or self-affine properties of multifractal objects [5]. In particular, it illustrates the complexity of the multifractal under consideration, revealing the hierarchy that governs the relative positioning of the singularities of a probabilistic measure $\mu(t)$. In the point stochastic process which

represents the damage accumulation time history these singularities model the relative positioning of the damage jumps in the course of time.

4. Computer simulation study. For the approbation of the technique, a computer simulation study has been done. As a first step, we have carried out a multiscale analysis of data generated by MBP as a result of the series of Bernoulli trials. The MBP produces shorter and shorter temporal subintervals Δt that contain less and less fractions of the total measure. Finally the process generates a multifractal measure, supported by a generalized Cantor set on the unit temporal interval T = [0, 1]. Fig. 1,a shows the plot of the probability mass function, that is measure □(x) of subinterval, located at x as a result of the Bernoulli trials with parameter $p = 0.25$ after n = 12 generations. Fig. 1,b shows the plot of the cumulative distribution function F(x) for the MBP, that is the measure for the interval [0, x], as a function of x

$$F(x) = \sum_{i=0}^{x} \mu_i \ . \tag{4}$$

The cumulative distribution function for the MBP has an evident feature, that is the self-affinity of the function F(x), so the measure F(x) for the interval [0, x] is scaling in the sense that the left half of line 2 in Fig. 1,b is obtained from the whole, and the right half from the whole when transformed by anisotropic dilations.

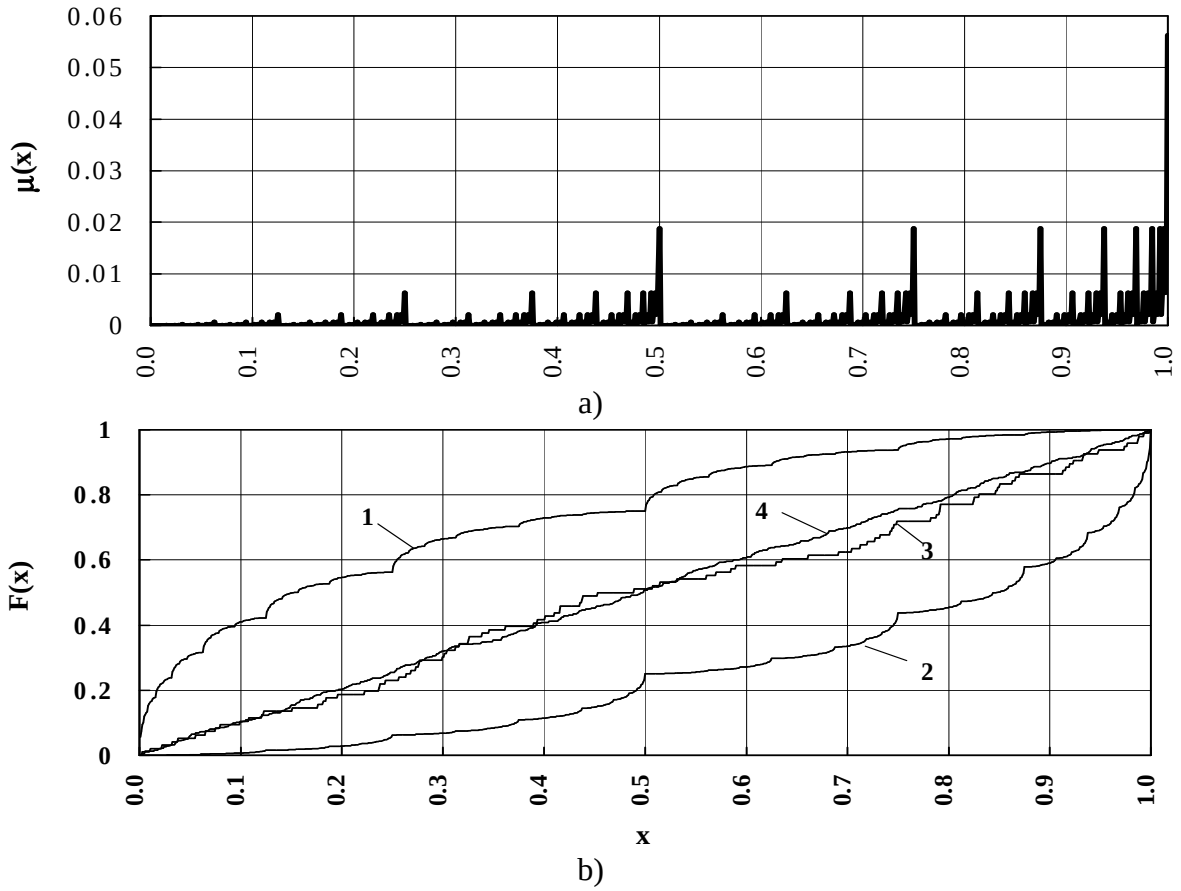


Fig. 1. The computer simulation results: a - probability mass function μ(x); b - cumulative distribution function F(x) for MBP generated by Bernoulli trials with p=0.25 (line 2); p=0.75 (1) and for Poisson process (p=0.5) with parameter λ=0.1 (3) and λ=0.5 (4)

Connection between parameter p of the Bernoulli trial and multifractal spectrum is considered in [4]. Three types of the failure-cascading process associated with typical form of cumulative distribution function are considered: process with early failures (when $p > 0.5$), independent process ($p = 0.5$), and process with late failures ($p < 0.5$). We use the forms for describing the damage accumulation process: the first process corresponds to the cyclic softening of material, the second - to a unique damage evolution (Palmgren-Miner's rule) and the third - to the cyclic hardening of material [7].

In order to verify the fractality of data obtained from numerical simulations the CWT of the measure generated by the MBP was carried out by using the WaveLab package [6]. A "Mexican hat" wavelet was used because it provided better visualization [8,9]. The graph of the local maxima lines of the CWT skeleton for measure $\mu(t)$ generated by the MBP with p=0.25 on the generalized Cantor set is shown in Fig. 2. The maxima lines are converging towards the singularities of the measure, and they reproduce its hierarchical structure [5]. The symmetry of graph is broken by the non-uniform measure. The successive forkings occur at different scales. They reveal the multifractal nature of measure. By using the classical example of the Bernoulli trials we have proved the technique and software.

5. Wavelet analysis of datasets. Wavelet analysis is known to be a powerful tool for analyzing fractal attractors. We have applied the CWT to data on fractures obtained from tests and operation. Wavelet transform provides a two-dimensional unfolding of the one-dimensional time history, resolving both the time and the scale as independent variables. The multifractal structures proposed in the damage accumulation process are real-time structures, in contrast to fractal attractors, which reside in phase space. Thus the wavelet analysis can be applied directly to data obtained from tests, operation or from inspections of technical state in operation.

Birnbaum-Saunders et al. data [10] have been used. According to [10,11] the test specimens were 6061-T6 aluminum strips. They were deflected in reverse bending and three stress amplitudes were used: 145 MPa, 179 MPa, 214 MPa - for the first, second and third sample respectively. Specimens were tested to failure. The plots of empirical distribution function $F(N_c)$ as a function of the loading cycles N_c are shown in Fig. 3. The empirical distribution functions of the lifetime data are the examples of non-differentiable functions, they are constant almost everywhere except in those points where failures occur. We use a generalized "devil staircase" fractal [2] for describing the empirical distribution function.

The wavelet analysis of the datasets was carried out by using the WaveLab [6]. Absolute values of the CWT $W_{ab}\{\mu(t)\}$ coefficients and the skeletons were computed with the "Mexican hat" wavelet. Increasing the resolution reveals progressively the successive generations of branching. The symmetry of the plot is broken by non-uniformity of probabilistic measure. Let $N_L(a)$ be the number of local maxima lines in the CWT skeleton at the scale a. The concentration of data points around the straight line observed in the plot of $\log(N_L(a))$ versus $\log(a)$ can be regarded as a quantitative indication of the self-similarity of the event sequence in real data sets [5] (Fig. 4). Failure occurrence is probabilistic process, which results in the formation of self-affine temporal clusters. Wavelet analysis of empirical data on damage accumulation provides probabilistic evidence for the existence of a multiplicative process hidden in the temporal ordering of the damage accumulation jumps sequence.

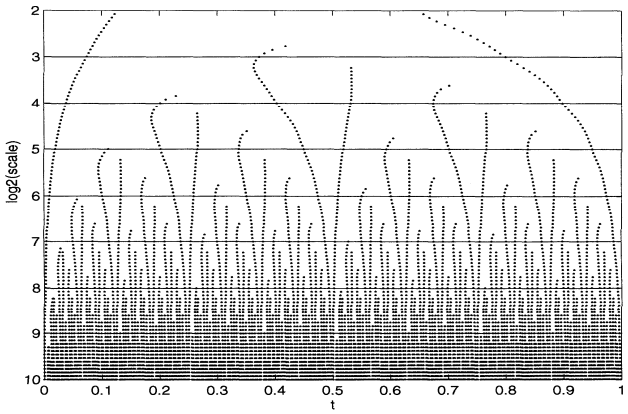


Fig. 2. Local maxima lines of the CWT skeleton for the multifractal measure μ(t) generated by the MBP with $p = 0.25$ on the generalized Cantor set

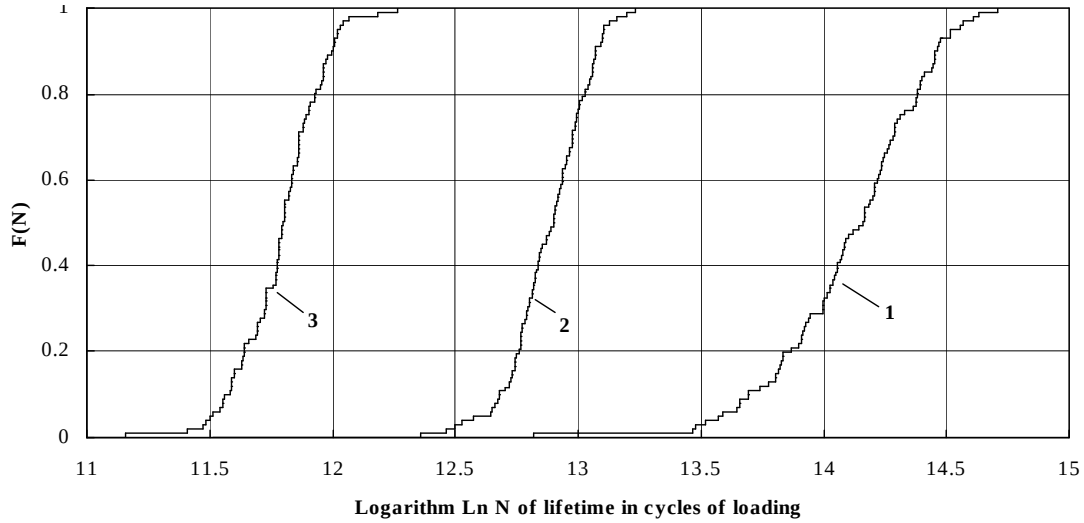


Fig. 3. Empirical distribution functions $F(N_c)$ of lifetime data for the samples 1, 2 and 3 of specimens

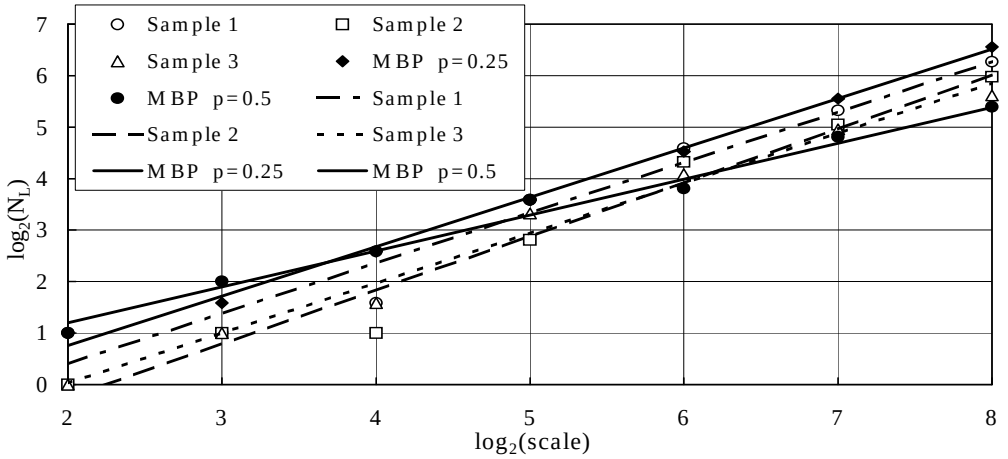


Fig. 4. The linear regression fit in log-log plot of the number N_L of the local maxima lines in the CWT skeleton versus the scale reveals the self-similarity of data generated by MBP and empirical lifetime data for three samples of specimens

Acknowledgements

Part of this work was developed by using the WaveLab software. The author would like to thank the contributors of the WaveLab package.

References

1. E.Lewis, Introduction to Reliability Engineering, Wiley, New York, 1987.
2. J.Feder, Fractals, Plenum Press, New York, 1989.
3. C.J.G.Evertsz and B.B.Mandelbrot, Multifractal Measures. In Chaos and Fractals: New frontiers of science, by H.O.Peitgen, H.Jurgens, and D.Saupe, pp. 921-953, Springer-Verlag, New York, 1992.
4. Р.И.Зайнетдинов, Представление результатов испытаний Бернулли в виде мультифрактала, Методы менеджмента качества, № 3, с. 36 - 41, Москва, 2000.
5. A.Arneodo, Wavelet analysis of fractals: from the mathematical concepts to experimental reality. In Wavelets: Theory and Applications, ed. by G.Erlebacher, Y.Hussaini and L.Jameson, pp. 349-502, Oxford University Press, New York, 1996.
6. J.Buckheit and D.Donoho, WaveLab and Reproducible Research. In Wavelets and Statistics, ed. by A.Antoniadis and G.Oppenheim, pp. 55-81, Springer, New York, 1995.
7. Л.А.Сосновский, Механика усталостного разрушения: Словарь-справочник, НПО “Трибофатика”, Гомель, 1994.
8. R.I.Zainetdinov, Wavelet Analysis of Statistical Data on Reliability for Exploring the Multifractal Properties of Failure-Cascading Process. In Wavelets and Multiscale Methods, INRIA, Paris, Tangier, 1998.
9. R.I.Zainetdinov, Wavelet Analysis of Statistical Data on Reliability Reveals the Multifractal Nature of the Flow of Failures. In Yong-In Songdam College Journal, Issue 2, pp. 301-311, Yong-In, South Korea, 1999.
10. Z.W.Birnbaum, S.C.Saunders, R.C.McCarty, R.Elliott, A Statistical Theory of Life-Length of Materials, Boeing Airplane Company, Document No. D2-1325, Sept. 15, 1950.
11. J.Bogdanoff and F.Kozin, Probabilistic Models of Cumulative Damage, Wiley, New York, 1985.

МОДЕЛЬ БАГАТОЦИКЛОВОГО КОРОЗІЙНО-ВТОМНОГО ПОШКОДЖЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

В.М.Івасів, В.І.Артим, В.В.Гладун, Р.О.Дейнега

MODEL FOR THE HIGH CYCLE CORROSION-FATIGUE DAMAGE OF MACHINE PARTS

V.M. Ivasiv, V.I. Artym, V.V. Gladun, P.O. Deynega

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, м. Івано-Франківськ, Україна

Abstract. The report is dedicated to a problem of the phenomenological specification statement of corrosive fatigue damage in the small stresses conditions.
As the baseline equation usage the E.K.Pochtenny's equation is offered, which one will to the greatest degree be matched with experimental results in a high-cycle corrosion fatigue conditions for steel specimens and full-scale parts. Also this equation is in a basis of the whole complex of designed methods of an estimation of durability and residual operational life of accountable of members of constructions operating in high-cycle fatigue conditions.
The disadvantage of the equation is asymptotically lower branch, coming nearer to endurance strength, of a curve of fatigue, which one in corrosive conditions does not correspond to results of experiments. For overcoming this disadvantage the two-parameter equation for lower branches of a curve of a corrosion fatigue is offered. The calculus of arguments is spent with the help of the system of the nonlinear equations. The result of applying of the equation is showed on an actual example of a pump rods curve of fatigue.

Забезпечення надійної роботи елементів конструкцій та деталей машин є складною і багатоплановою задачею. Це в повній мірі стосується оцінки залишкового ресурсу. Її можна вирішити тільки шляхом поєднання зусиль на окремих етапах: від стадії проектування, де закладається надійність, через стадію виготовлення, де вона забезпечується, до стадії експлуатації, де надійність повинна реалізуватися.

Головний критерій надійності експлуатації елементів конструкцій та деталей машин є виключення їх руйнування під час усього строку експлуатації. Для цього необхідно забезпечити відповідність напруженого стану реальній властивості матеріалу опиратися руйнуванню протягом заданого терміну з урахуванням усіх значущих факторів. Слід враховувати механізми руйнування матеріалів, які можуть проявити себе під час експлуатації, такі як у першу чергу, втомні процеси (багатоциклова, малоциклова втома, термічна, контактна, циклічна повзучість), часто поєднані з корозійними процесами. Так, корозійна втома вже більше століття є головним питанням інженерів. Однак, незважаючи на величезну кількість досліджень, які проводилися в цілому світі і значний прогрес у розумінні процесів руйнування, аварії, пов'язані зі втомою, все ще є звичайним явищем. Так, в роботі [1] показано, що більше 90% усіх руйнувань інженерних конструкцій, що трапляються у світі, є безпосереднім наслідком втомних процесів. Тому питання прогнозування довговічності та залишкового ресурсу деталей в умовах корозійної втоми є актуальним, особливо для відповідальних деталей та елементів конструкцій, руйнування яких може призвести до важких аварій. Це в повній мірі стосується багатьох деталей нафтогазового обладнання, наприклад, трубне свердловинне обладнання, штангові колони, елементи трубопроводів тощо, де аварії пов'язані зі значними матеріальними збитками.

Для визначення залишкового ресурсу деталі за її фактичним пошкодженням необхідно користуватися імовірнісними методами розрахунку. Ефективність і перспективність використання імовірнісних методів розрахунку на втому пов'язані з

тим, що на основі врахування закономірного розсіяння характеристик міцності і навантаженості вони дозволяють розрахувати функцію розподілу ресурсу деталі до виникнення втомної тріщини, яка є найважливішою характеристикою довговічності, надійності деталі і її поведінки в процесі експлуатації. Емпіричну оцінку функції розподілу ресурсу отримують статистичною обробкою даних про кількість випадків появи втомної тріщини в умовах експлуатації. Близькість емпіричної і розрахункової функції розподілу ресурсу є критерієм вірності використаних імовірнісних методів розрахунку і вихідних даних про навантаження і міцність.

При розробці імовірнісних методів прогнозування втомної довговічності необхідно вирішити такі задачі:

– визначення розрахункових характеристик опору втоми деталей;

– визначення розрахункових характеристик навантажування деталей;

– визначення функцій розподілу ресурсу (довговічності) деталі.

Важливим етапом роботи є визначення статистичних характеристик кривої втоми. Це дозволяє проводити розрахунки залишкового ресурсу з урахуванням імовірності неруйнування, що є необхідною умовою як при плануванні діагностики деталей, так і при прийнятті рішення про їх ремонт чи заміну. Для вирішення проблеми оцінки залишкового ресурсу доцільно використовувати кінетичні діаграми втоми [2]. При регулярному навантаженні, коли параметри циклу не змінюються в часі, імовірнісна діаграма втоми у вигляді кривих рівної ймовірності неруйнування може бути відтворена за допомогою рівнянь кривої втоми [3]

$$N = \frac{Q}{\sigma} \ln\left\{1 + \left[\exp\left(\frac{\sigma - \sigma_{rR}}{V_0}\right) - 1\right]^{-1}\right\} \qquad (1)$$

та функцій нормального розподілу значень границі витривалості

$$\sigma_{\overline{rR}} = \overline{\sigma}_{r\min} - tS_{r\max} \quad (\mathrm{t} \geq 0), \qquad (2)$$

де N – кількість циклів до руйнування деталей;

σ – максимальне напруження циклу регулярного навантаження з постійним значенням коефіцієнта асиметрії;

V_0 – параметр з розмірністю напруження;

Q – коефіцієнт витривалості;

$\overline{\sigma}_{r\min}$ – нижня межа довірчого інтервалу для середнього значення границі витривалості при регулярному навантаженні з коефіцієнтом асиметрії r,

$S_{r\max}$ – верхня межа довірчого інтервалу для квадратичного відхилення значень границі витривалості;

$\sigma_{\overline{rR}}$ – частинне значення границі витривалості, що відповідає ймовірності неруйнування R;

t – квантиль нормального розподілу.

За результатами випробувань втоми деталей визначаються параметри рівняння кривої втоми (Q і V_0) і функції нормального розподілу значень границі витривалості ($\overline{\sigma}_r$ і S_r).

Визначення параметрів $\overline{\sigma_R}$, V_0 і Q проводять за методом найменших квадратів різниці $\left(\sigma_{R_i} - \overline{\sigma_R}\right)^2$ згідно з алгоритмом, наведеним в [4].

Так, в роботі [5] проаналізовані результати експериментального дослідження насосних штанг з різним ступенем корозійно-втомного пошкодження.

Генеральна вибірка експериментальних даних показана на рис. 1. В результаті обробки з допомогою розробленої уточненої методики [4] отримали такі параметри усередненої кривої втоми (див. рис. 1) у вигляді (1)

$Q_c = 2{,}877 \cdot 10^7$ МПа; $\sigma_{Rc} = 89$ МПа; $V_{oc} = 429{,}5$ МПа; $N_{oc} = \dfrac{Q_c}{\sigma_{Rc}} = 3{,}23 \cdot 10^5$ цикли.

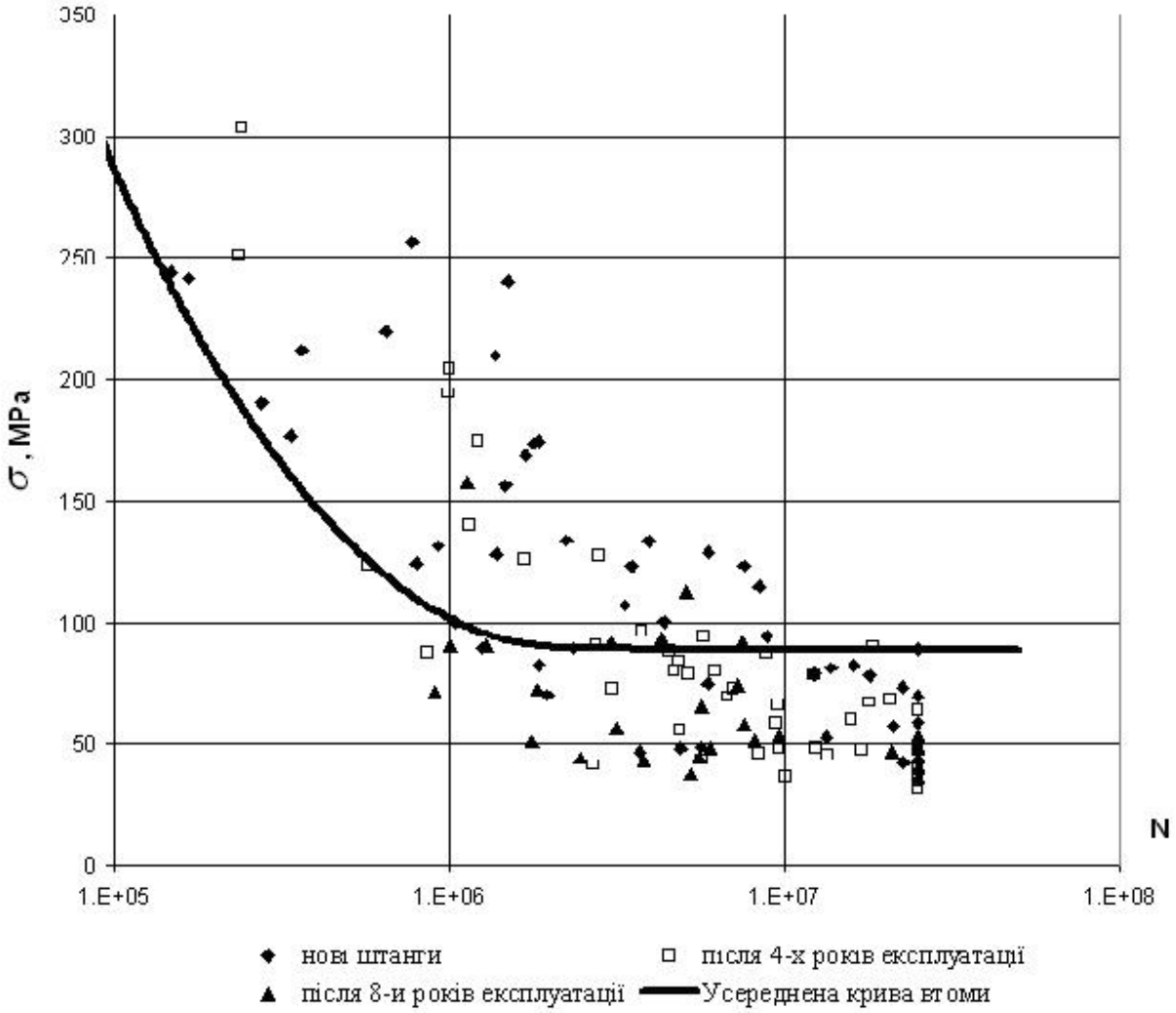


Рис. 1. Результати випробувань та усереднена крива втоми [5]

Суттєвою перевагою рівняння (1) є те, що з його допомогою можна досить легко враховувати кінетику втомного пошкодження і оцінювати параметри кінетичних кривих втоми [4], які служать потужним засобом визначення залишкового ресурсу відповідальних деталей та елементів конструкцій [2, 4, 5].

Як відомо, переважна більшість деталей машин та елементів конструкцій працює в корозійних середовищах. Але при використанні рівняння (1) для оцінки залишкового ресурсу в умовах корозійної втоми ми зустрінемося зі значними труднощами. З рис. 1 видно, що крива втоми у формі (1) має нижню вітку, яка асимптотично наближається до границі витривалості. Експериментальні дослідження в умовах корозійної втоми показують, що в такому випадку крива не має горизонтальної нижньої вітки.

Якщо експлуатаційні навантажування характеризуються спектром з великою кількістю амплітуд напружень, суттєво вищих за границю витривалості, то при оцінці довговічності та залишкового ресурсу можна знехтувати впливом пошкоджень від низьких амплітуд, тобто формою нижньої вітки кривої втоми при урахуванні кінетики зниження границі витривалості в рівнянні (1).

Але таке навантажування є характерним при експлуатації далеко не всіх відповідальних деталей та елементів конструкцій. Наприклад, наші дослідження навантаженості колони насосних штанг [6] показали, що максимальним напруженням

41,7 МПа. Розподіл еквівалентних напружень в блоці проілюстровано на рис. 2. Як видно з рис. 2, розподіл характеризується великою кількістю напружень низького рівня. Так, в блоці є 93% напружень, менших 20 МПа.

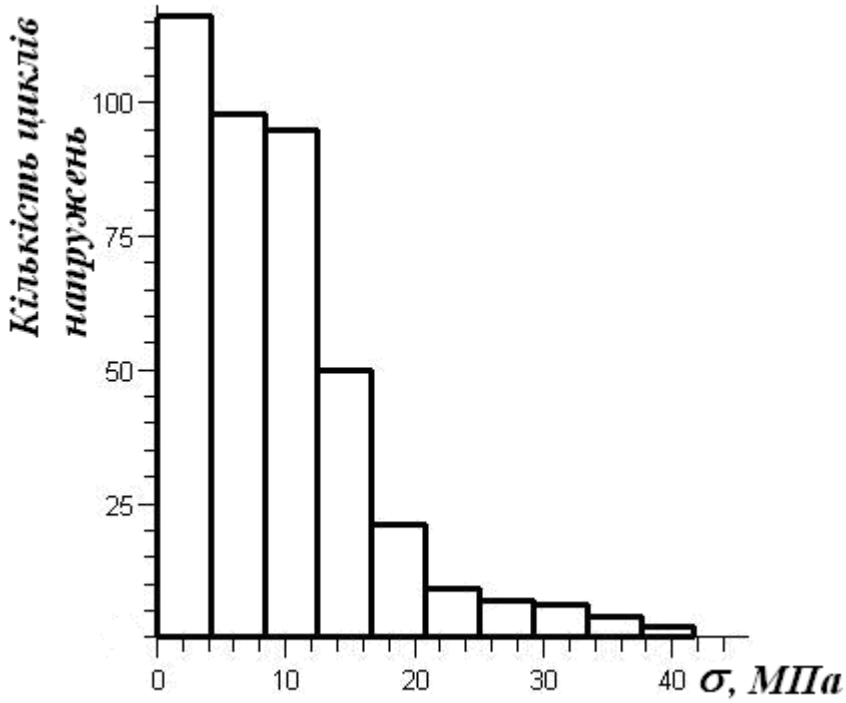


Рис. 2. Гістограма розподілу еквівалентних напружень в блоці навантажування

Проведені нами раніше дослідження [5] показали, що медіанна границя корозійної витривалості нових НШ з діаметром 19 мм σ_{-1}=101 МПа. Таким чином, рівень експлуатаційних напружень значно нижчий σ_{-1}, що мало б свідчити про високу довговічність НШ в умовах корозійної втоми. Але на практиці [1, 4, 6] ми спостерігаємо досить суттєву аварійність роботи колони насосних штанг з причини її корозійно-втомного руйнування. При цьому типовий розподіл кількості корозійно-втомних руйнувань КНШ в залежності від часу експлуатації має такий характерний вигляд: перші 2-3 роки експлуатації спостерігається зростання кількості аварій, потім їх зниження, стабілізація і поступове збільшення до повного вичерпання ресурсу. Якщо перший пік аварійності можна пояснити недоліками металургійного і технологічного характеру, то другий пік аварійності, що наступає після 8-10 років експлуатації, пояснюється незворотнім процесом поступового накопичення корозійно-втомного пошкодження НШ, який спричинює зменшення високого початкового значення границі витривалості до рівня експлуатаційної навантаженості.

Таким чином, для деталей з низьким рівнем навантаженості при початковому накопиченні пошкодження велику роль справляє корозійний фактор, тобто існує необхідність урахування нижньої гілки кривої корозійної втоми. Для оцінки її параметрів потрібно проводити довготривалі експериментальні дослідження на великих базах. При цьому ми зустрінемось з великими труднощами не тільки при проведенні експерименту, але й методичного характеру. Так, наприклад, дискусійним і невивченим є питання переводу результатів таких досліджень на зразках при вимушено форсованих режимах до реальних умов роботи деталі.

На нашу думку, для оцінки параметрів нижньої гілки кривої корозійної втоми доцільним є використання результатів експериментальних досліджень в багатоцикловій

області. Для цього нами пропонується використання рівняння (1) для верхньої гілки кривої корозійної втоми в комбінації з рівнянням

$$N_{cor} = \frac{Q_{cor}}{\sigma} \ln\left\{1 + \left[\exp\left(\frac{\sigma}{V_{cor}}\right) - 1\right]^{-1}\right\}, \quad (3)$$

де Q_{cor}, V_{cor} – параметри нижньої гілки кривої корозійної втоми.

При цьому для визначення даних параметрів необхідно вирішити систему рівнянь

$$\begin{cases} N = N_0 \\ N = N_{cor} \\ N' = N'_{cor} \end{cases}, \quad (4)$$

де $N_0 = \frac{Q}{\sigma_r}$.

Розв'язок рівняння для кривої (рис. 1) в графічній формі наведено на рис. 3.

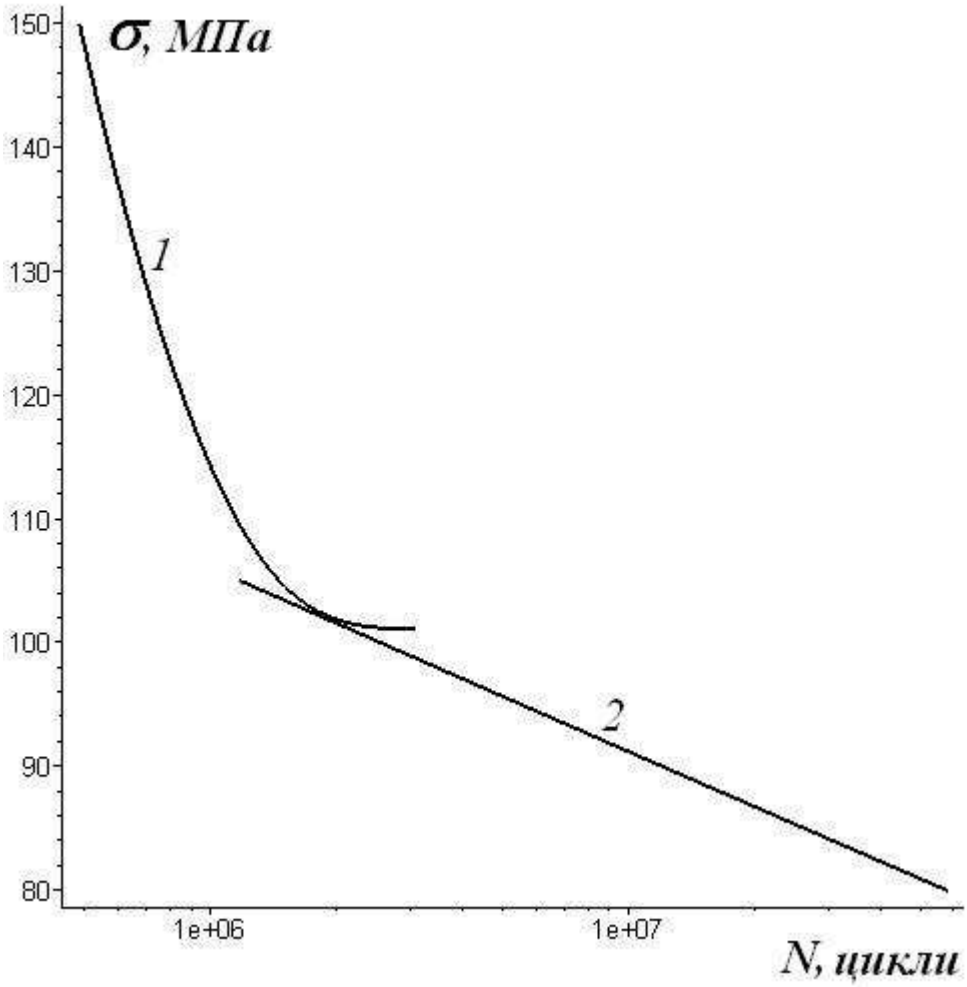


Рис. 3. Крива корозійної втоми: 1 – верхня гілка (1); 2 – нижня гілка (3).

Подальші дослідження будуть спрямовані на розроблення розрахункових методик оцінки довговічності та залишкового ресурсу відповідальних деталей з урахуванням корозійно-втомного пошкодження.

Література

1. Miller K.J., Proc. Int. Mech. Eng., 1991, 2051.
2. Почтенный Е.К. Кинетика усталости машиностроительных конструкций. – Мн.: УП «Арти-Фекс», 2002. – 186 с.
3. РД 50-83-88. Рекомендации. Расчеты и испытания на прочность. Расчеты на прочность валов и осей. Введ.- 01.07.89.
4. Івасів В.М., Артим В.І., Пушкар П.В. Удосконалена методика прогнозування залишкового ресурсу деталей в типових умовах експлуатації // Тези доповідей 7 Міжнародного симпозіуму українських інженерів-механіків (МСУІМЛ-7). – Львів. – 2005. – С. 73.
5. Артим В.І., Івасів В.М., Федорович Я.Т., Пушкар П.В. Визначення залишкового ресурсу насосних штанг в типових умовах експлуатації // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2005. – № 2. – С. 79-82
6. Івасів В.М., Артим В.І., Харун В.Р., Пушкар П.В. Оцінка експлуатаційної навантаженості та її вплив на довговічність насосних штанг. – 2005. – № 4. – С. 77-81.

РОЗПОДІЛ ЛОКАЛЬНОЇ НЕПРУЖНОСТІ ПРИ ЦИКЛІЧНОМУ НАВАНТАЖУВАННІ МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ

О.В.Войналович[2], Г.Г.Писаренко[1], І.М.Васинюк[1], П.М.Копчевський[1], А.М.Майло[1], Ю.М.Голованьов[1]

DISTRIBUTION OF LOCAL INELASTICITY IN METALLIC MATERIALS UNDER CYCLIC LOADING

A.V.Vojnalovich[2], G.G.Pisarenko[1], I.M.Vasinyuk[1], P.M.Kopchevsky[1], A.N.Maylo[1], Yu.M.Golovan'ov[1]

[1]Інститут проблем міцності ім. Г.С.Писаренка, м. Київ, Україна
[2]Національний аграрний університет, м. Київ, Україна

Abstract. Relation between the statistical parameters of distributing of local inealasticity in the microvolumes of the material and characteristics of fatigue of metallic materials is set. The ranges of longevity to destruction of samples are exposed, in wich monotony of change of the rationed dispersion of local inelasticity of microstructure of the samples is observered.

Різноманітні дослідження впливу циклічного навантажування на кінетику розсіяного та локального пошкодження у металевих матеріалах підтверджують стадійний характер накопичування втомного пошкодження [1 - 3]. Разом з тим сучасні методи неруйнівного контролю не дозволяють однозначно індентифікувати ту чи іншу стадію розвинення втомного пошкодження, що дозволило б спрогнозувати залишковий ресурс металоконструкції.

Багато в чому складність методів оцінення ступеню деградації матеріала на стадії розвивання розсіяного пошкодження полягає в тому, що протягом усього періоду циклічного навантажування у матеріалі водночас присутні різні типи мікроструктури, а також зони, що не зазнали змін [4]. Параметри режиму навантажування та умови довкілля впливають на ступінь локалізації пластичної деформації у різних мікрооб'ємах матеріалу, а тому перспективними є методи дослідження розсіяного пошкодження у матеріалі, що враховують статистичність мікрохарактеристик матеріалу [5, 6].

Так, з використанням методів статистичного аналізу у статті [7] було виявлено особливості кінетичних залежностей емпіричного параметра, пов'язаного зі структурною неоднорідністю металу, що дозволяє обґрунтовано визначати характерні моменти процесу втомного пошкоджування. Застосування методу LM-твердості [8] підтвердило стадійність деградування матеріала у процесі навантажування, нелінійність (відсутність монотонності) у розвиванні пошкодженості із зростанням деформації.

Тому метою даної статті було встановити зв'язок між статистичними параметрами розподілу локальної непружності у мікрооб'ємах матеріалу (як параметру гомогенності механічних властивостей) з характеристиками втоми зразків металевих матеріалів, зруйнованих за різних режимів циклічного навантажування.

Втомні випробування зразків конструкційних матеріалів характеризуються суттєвим розкиданням результатів за довговічністю, що збільшується з наближенням до границі витривалості. Це пояснюється статистичністю процесу втомлювання матеріалу, коли з множини мікрооб'ємів з різною інтенсивністю накопичення мікроструктурних змін реалізація макровтомного пошкодження відбувається лише у декількох з них за певного рівня циклічних напружень.

Разом з тим, із збільшенням кількості циклів навантажування паралельно з розвиванням макропошкоджень у мікроструктурі матеріалу перерозподіляються

локальні мікронепружності, не досягаючи при цьому небезпечних величин для мікроструктурних одиниць матеріалу. Таким чином мікроструктуру зразка біля втомного зламу можна розглядати як множину мікрооб'ємів з різним ступенем реалізації втомного пошкодження, статистичні параметри якої залежать від кількості циклів до зруйнування зразка та рівня циклічних напружень у досліджуваному перерізі. Тобто від характеристик, які формують криві втоми матеріалу для заданих експлуатаційно-технологічних чинників. Отже простежуються аналогії у розподілі локальної непружності та розподілі макровтомного пошкодження в результаті циклічного навантажування.

У даній статті параметри локальної непружності було визначено на зразках конструкційних матеріалів, зруйнованих за різних режимів циклічного навантажування, зокрема частоти циклу. Як метод дослідження було застосовано акустичний метод визначення локальної непружності [9]. Схему експерименту зображено на рис. 1.

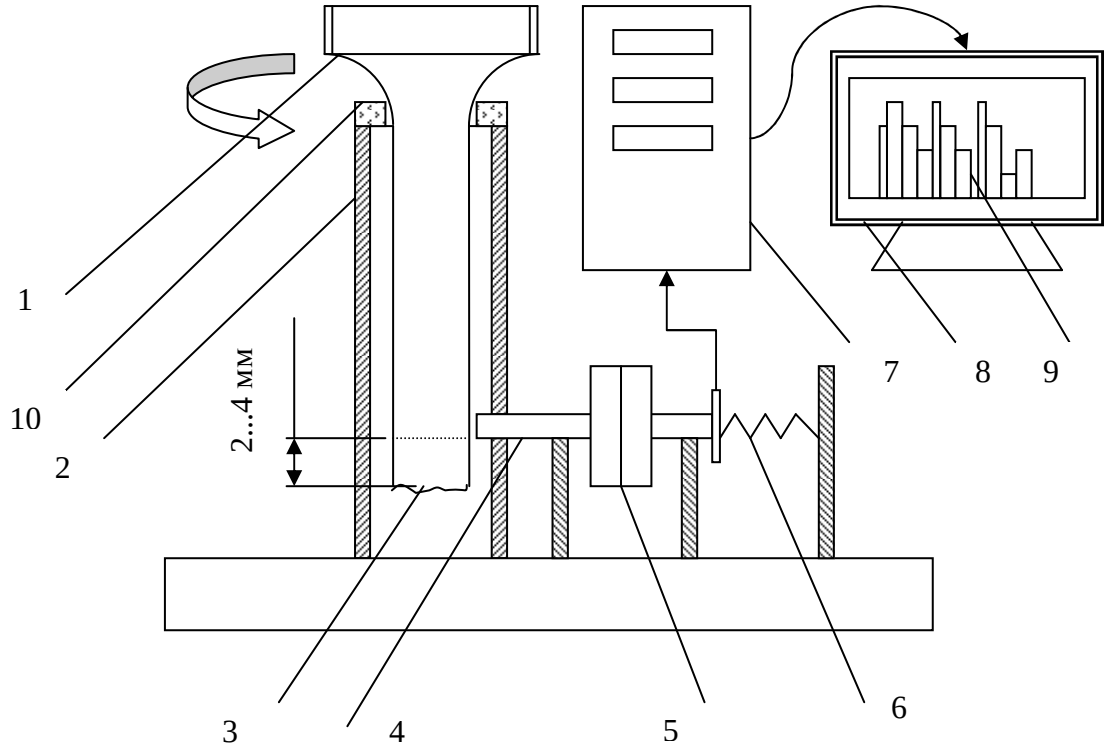
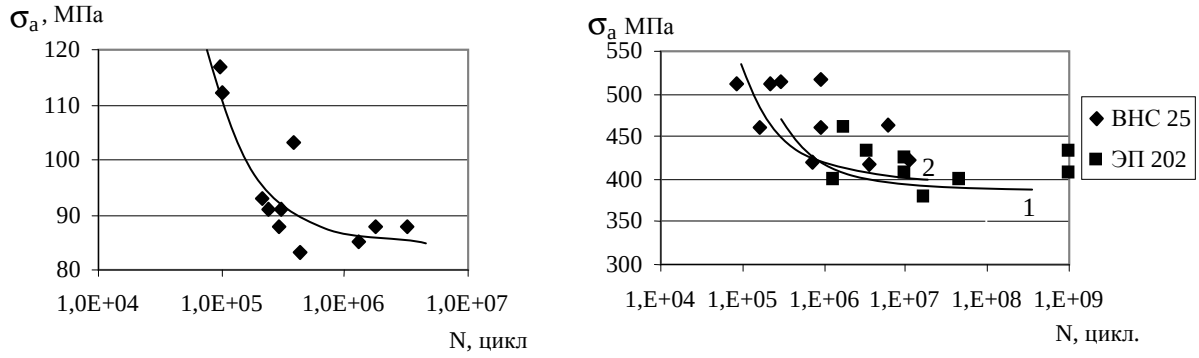


Рис. 1. Схема вимірювання ступеню локальної непружності у зруйнованих внаслідок циклічного навантажування зразках у перерізі біля поверхні втомного зламу: 1 – частина зруйнованого зразка, 2 - спрямівний стакан, 3 – втомний злам, 4 – голчастий хвилеввід, 5 – п'єзодатчик, 6 – підпружинник, 7 – комп'ютеризований аналізатор сигналів, 8 – монітор, 9 – діаграма розподілу локальної непружності, 10 – регулятор висоти зразка

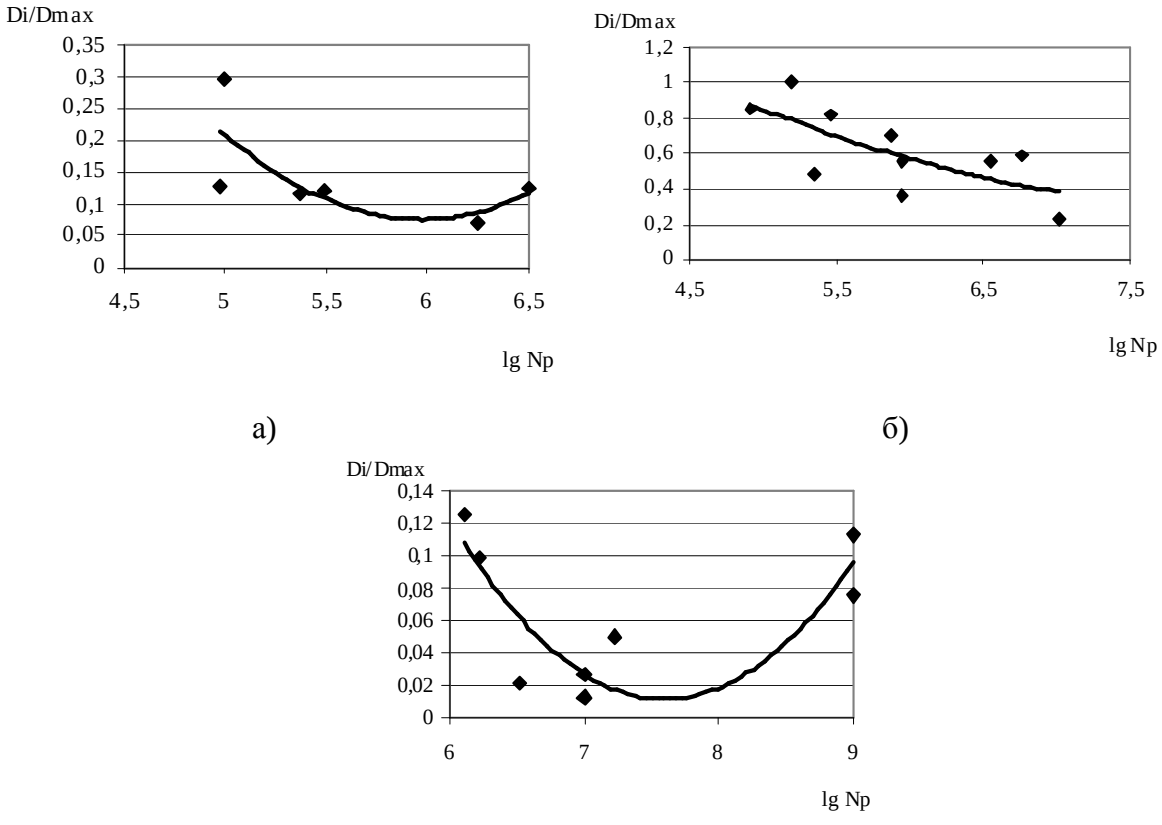
У роботі було досліджено розподіл локальної непружності у зразках із алюмінієвого сплава Амг6Н, нікелевого сплава ЭП202 та сталі ВНС-25, випробуваних при симетричному розтязі-стискові з частотами від 35 до 10000 Гц. Криві втоми, що відповідають реалізованим режимам циклічного навантажування досліджуваних матеріалів, представлено на рис. 2. Втомні випробування зразків алюмінієвого сплава та сталі ВНС-25 було виконано на базі $2 \cdot 10^7$ цикл, а сплава ЭП202 - 10^9 цикл (частота навантажування в останньому випадку становила 10 кГц). Таким чином стало можливим порівняти розподіли локальної непружності у зразках для різних поєднань величини циклічних напружень, частоти і бази навантажування.



а) б)

Рис. 2. Результати втомних випробувань досліджених сплавів (а - сплав Амг6Н, б – 1- сплав ЭП202 і 2 - сталь ВНС-25).

На рис. 3 представлено для досліджених сплавів діаграми, що встановлюють залежності нормованої дисперсії локальної непружності мікроструктури зруйнованих зразків від їх довговічності. З представлених діаграм видно, що у діапазоні довговічностей 10^5 – 10^6 цикл (ліві частини графіків) нормована дисперсія локальної непружності для більших значень циклічної довговічності до зруйнування стає меншою, що відповідає збільшенню гомогенності мікроструктури.



а) б)

в)

Рис. 3. Залежності нормованої дисперсії локальної непружності мікроструктури зруйнованих зразків від їх довговічності (а - сплав Амг6Н, б – сплав ЭП202, в - сталь ВНС-25).

Ці закономірності, як у випадку аналізу параметрів кривих втоми конструкційних матеріалів, характерні для великих щодо границі витривалості циклічних напружень, що виявляється у меншому розкиді довговічностей зруйнованих зразків.

Для більших довговічностей (понад 10^5 – 10^6 цикл) характерним є підвищення неоднорідності сформованої мікроструктури, на що вказує підвищення дисперсії локальної непружності. Це призводить до значного розкиду результатів втомних випробувань на великих базах циклічного навантажування, в області циклічних напружень близьких до границі витривалості матеріалу. Можна зазначити, що зону довговічностей в околі 10^5 – 10^6 цикл деякі автори розглядали з точки зору розриву кривих втоми, що може бути пояснено саме наявністю мінімумів на діаграмах рис. 3.

Немонотонні кінетичні діаграми з проміжним мінімумом характеристичного параметра локальної непружності мікроструктури авторами було раніше отримано для титанових сплавів [10], порівнюючи статистичні характеристики локальної непружності на різних стадіях втоми. Аналогії у зміненні ступеню локальної непружності мікроструктури, сформованої внаслідок циклічного деформування, отримані із застосуванням різних методик її визначення, підтверджують достовірність запропонованих підходів визначення макрохарактеристик процесу втомлювання матеріалів на основі аналізу статистичних параметрів непружності мікроструктури

Висновки

Встановлено, що залежності нормованої дисперсії локальної непружності мікроструктури зруйнованих зразків від їх довговічності є немонотонними.

Виявлено діапазони довговічностей до руйнування, у межах яких спостерігається монотонність змінення нормованої дисперсії локальної непружності мікроструктури зруйнованих зразків.

Встановлено, що екстремум нормованої дисперсії локальної непружності розташований у діапазоні довговічностей до руйнування 10^6-10^7 цикл.

Література

1. Melisova D., Weiss B., Stickler R. The formation and stability of PSB's of Cu single crystals under stress controlled cycling // Fatigue'99.: Proc. of the seventh Int. Congress. – Beijing, P.R.China, - 8-12 June, 1999. – V. 1. – Beijing: Higher Education Press, 1999. – P. 187 – 192.
2. Яковлєва Т.Ю., Войналович О.В., Матохнюк Л.Є. Особливості формування дислокаційної структури нікелевого сплаву за дії циклічного навантажування // Металознавство та обробка металів. – 2001. - № 4. – С. 19 – 25.
3. Л.Р.Ботвина. Кинетика разрушения конструкционных материалов.- Наука, 1989. – 230 с.
4. Т.Ю.Яковлева. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. – К.: Наук. думка, 2003. – 236 с.
5. Горынин И.В., Тимофеев Б.Т., Сорокин А.А. Вероятностный анализ механических свойств материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000 // Пробл. прочности. – 2006. - № 2. – С. 15 – 28.
6. Радченко А.И., Корчук Е.Ю., Пантелеев В.М. Оценка усталостного повреждения деталей по результатам измерений на инкубационной стадии усталости / Проблеми динаміки і міцності в газотурбобудуванні: Тези доповідей міжнародної науково-технічної конференції. – Київ: Інститут проблем міцності НАН України, 2001. – 184 с.
7. Писаренко Г.Г., Войналович О.В., Голованьов Ю.М., Васинюк І.М. Пошкоджуваність та структурна неоднорідність титанового сплава ВТ14 при циклічному навантажуванні // Пробл. прочности. – 2003. - № 6. - С. 75 – 84.
8. Лебедев А.А., Маковецкий И.В., Музыка Н.Р., Волчек Н.Л., Швец В.П. Оценка поврежденности материала по рассеянию характеристик упругости и статистической прочности // Пробл. прочности. – 2006. - № 2. – С. 5 – 14.
9. Писаренко Г.Г., Васинюк И.М., Войналович А.В., Копчевский П.М., Майло А.М. Влияние циклического нагружения на характеристики неупругости жаропрочного сплава / Тези доповідей Міжнародної науково-технічної конференції „Динаміка, міцність і ресурс машин і конструкцій", Київ, 1-4 листопада 2005р., Ін-т проблем міцності ім. Г.С.Писаренка НАН України. – Т. 2. – С. 270 – 271.
10. Писаренко Г.Г., Войналович А.В., Васинюк И.М., Голованев Ю.М. Исследование закономерностей изменения статистических свойств титановых сплавов при циклическом нагружении // Проблемы прочности, 2001, № 3. – С. 80 -87.

MODERN POSSIBILITIES OF IMAGE VIEWING PROCESSESES – INDUSTRIAL'S AND UNIVERSITY'S APPLICATIONS

Ladislav Várkoly

University of Matej Bel, Banská Bystrica, Slovak republic

Abstract: This paper provides an overview of some advanced modern industrial's and educational's applications of image viewing processes such as simulators, video inspection systems, robotics crawlers, observations by using light and electron microscopy etc. In general, these techniques have found application in teaching and training processes and also for the detection, characterization and sizing determination of cracks and other imperfections whether inherent, processing or service induced. Some possilities of application of image viewing processes of professional firms and specialised laboratories oriented to check of quality of material (structure), technologies (welding, heat treatment etc.) are presented. The topic connection form of those laboratories is network. Some author's experiences of Special laboratory of light microscopy from the field of metallographic observations and their interpretation in teaching/training processes and networking collaboration are also presented.

1. Introduction

This article presents in very compact form:

- levels of image viewing processing using for real objects from real world environment and objects of virtual reality,
- levels and possibilities of using image viewing processing for real direct observations in laboratories,
- that can be successfully used in professional work of companies and research institutes and in education process on universities.

Final result is collaboration in laboratory network, creation of expert laboratories and virtual laboratories able to support various type of education.

Computer based training (CBT) is modern "individually oriented" method of learning, greatly reducing training time and expenses. Different CBT tools can be configured according to customer requirements. **Multimedia classrooms** make use of the latest multimedia technologies and can be connected to other training systems, such as simulation systems, training observation, briefing/debriefing or post action review. **Multimedia CBT classroom** can also include a training task planning systems as well as an evaluation system with record / playback function to increase the training efficiency. But for real life application we suppose using other technologies of image viewing processes (such as observation that uses waves from visible and also invisible part of electromagnetic spectrum) so that we are able to project real objects on PC screen or laboratory equipments display [1].

2. Image projection of imaginary world by using virtual reality

Image generators are mainly based on PC software for various types of database visualization systems. Their features are usually nonlinear distortion, many types of animations and effects; environmental effects such as hydrogen influence; the control of moving models and sub-models such as grains or precipitates; animation of interactions physical model with simulated material structure etc.

Realistic 3-D moving models have high quality standard, usually optimised for visualization quality. The structured models from model libraries allow simple structure-generation using modern scene image generators [1]. Image generators and 3-D moving models are the basic elements for creation and use of any application in virtual reality.

Next part of the article briefly describes methodology of real world objects projection [2].

3. Image projection of real world by using electrons and visible light spectrum - electron and optical microscopy

During the work on light microscope the image of studied object can be obtain not only typical way (so called projection in white field) but also in dark field, polarised light, monochromatic or UV light, Moiré interferometry etc. If light microscope magnification is not sufficient electron microscopy technique are used (for example secondary emitted electrons, Auger spectroscopy, X-Y modulation etc).

Next picture presents nanofibre of carbon observed by electron microscopy.

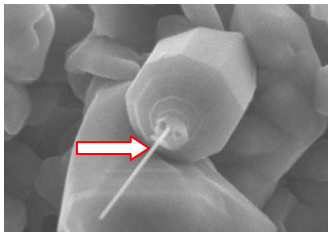


Fig. 1
Nanofibre of carbon as example of
image viewing process by using electron microscopy [9]

4. Image projection of real world by using Inspection systems

The (video) inspection systems were designed to assist the law enforcement and security services in covert operations and surveillance applications.

The systems are represented by borescopes, fibrescopes, so called snake eyes etc.

These systems sometimes include an ultra-quiet operational mode and the ability to see in low-light environments.

Typical applications of these inspection systems are law enforcement operations (SWAT operations, covert operations, border patrol, drug interdiction, etc.), aviation (commercial and military, OEM, MRO and Business Aviation), power (nuclear, fossil, combustion turbine, combined-cycle, hydro and wind), process (refining, offshore, chemical, distribution/transportation, food, ultra-pure and water treatment), manufacturing, shipping etc [3,4].

5 Image projection of real world by using Robotics crawlers

Valued throughout the world for their rugged versatility, robotics crawlers have distinctive modular design. The camera, control unit, cable reel, and lighting are interchangeable on various models. For example the ROVVER's system features a unique modular design and lighting for maximum adaptability. It provides full-directional viewing in a horizontal pipe or line with its pan-and-tilt or forward-viewing video camera. Both cameras have remote adjustable focus for a clear view at all times.

Fig. 2
Robotics crawlers
with ability to clean the pipes [7]

They have the ability to pass through restricted pipe, large offsets, and protruding pipe taps.

6. Laboratory of Special Light Microscopy with equipment for image processing in Material Science – segment of LCIT

Specialised laboratory of light microscopy for metallographic observations is usually equipped with the light microscope and professional digital compact camera OLYMPUS CAMEDIA C-5050Z with resolution 5,1 Mega pixels a software for picture processing Quick PHOTO Pro [5].

PDC camera OLYMPUS CAMEDIA C-5050Z is connected by special tele-extension adapter to the third eye of light microscope by fine screw [5,6].

To work under PC remote control the internal program of PDC camera must be switched off. **Software Quick PHOTO Pro** allows to manage (by keyboard and mouse) most of the important functions of PDC camera – zoom, mode of work (= microscope or macro), manual or automatic focussing method, ISO sensitivity (= 100, 200, 400 or auto), format of saved graphical file (TIFF, SHQ, HQ) and grabbing of picture to **video-grabber card**. Before the image program was used in daily conditions, calibration procedure of scale marker for each magnification value (50x, 100x, 200x, 400x etc.) had been done. In professional version of Quick PHOTO Pro software the measure of distance(s) between two points is allowed (for example thickness of (surface) layer(s), size of particle(s), distribution of particles, thickness of lamellas etc). If PDC camera is disconnected from microscope it can work in regime of super macro (photo from distance about 3 cm from surface), **panorama 360º picture**, remote control on **long distance** by infrared light **control**. Obtaining of separate frames series in **high speed sequence** as well as recording movies in mov format is also possible.

In Specialized laboratory of light microscopy, metalographical analyse of rotary blades aeroplane engine DV-2 was focused on study of structural changes in surface and near-surface Al-Si layer (its homogenity and uniformity), and changes of morphological phases of base material.

Fractographical observation of tyre (which is very known product of our everyday life) during its exploitation and degradation is presented in next picture.

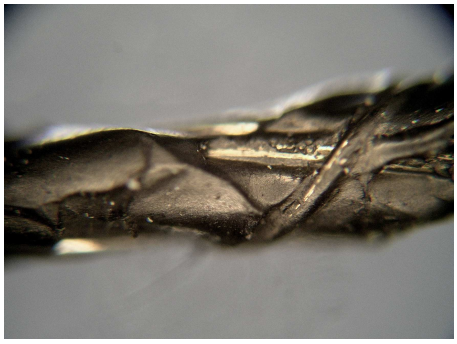


Fig. 3
Study of internal degradation tyre during its exploitation
magnification: 50x
[Várkoly, L. – Kučma, A. Specialized laboratory of light microscopy]

7. Conclusion

The most important and decisive aspect of here described techniques is their simplicity and almost universal ability to be applied for education in all types of Faculties. Technologies presented in the article and innovative's products are used to streamline the inspection process in many industries and human activities where safety, security and accuracy are the highest concern. Such cases are aviation, power generation, processing, manufacturing or even surgery, law enforcement and public infrastructure. Therefore we are supposed to educate our student in all these areas [7,8,9].

Notice:

This article offers brief information about Specialised Laboratory of Light Microscopy **headed by Prof.Várkoly. The laboratory is a** member of International laboratories network LCIT **(Life Cycle Integrated Testing).**

During conference lecture other obtained photos will be presented as results of the

Specialised Laboratory of Light Microscopy activities, financially supported by Agency of the Ministry of Education of Slovak republic "Establishing of visualisation centre for introducing of e-learning technology **".**

Literature

[1] KVASNICA, P. - VÁRKOLY, L. – KVASNICA, I: e-learning vo vyučovaní vybraných odborných predmetov na TnUAD v Trenčíne. Konferencia "e-learn 2004". Žilinská univerzita v Žiline, 2004, CD-ROM ISBN 80-88914-89-2, sekcia IV, 1-4.

[2] MICHALKO, J. at all.: International Co-operation in Area of Quality of Education. Proceeding of International Seminar „Quality of Education in European Context and the Dakar follow-up", Constantine the Philosopher University in Nitra, 2003, 106-110.

[3] SVETSKÝ, Š. - VÁRKOLY, L. – HRUŠA, P. – KIEŁTYKA, L.: Malý expertný systém dočasnej ochrany prvkov strojárskej produkcie. Trencin V4 networking on R&D "Integration of technical and environmental policy EU into cleaner technologies". Trenčín-Trenčianske Teplice, 2004, ISBN 80-968337-5-8, 36-47.

[4] MICHALKO, J., BENČO, at all.: Creation of expert systems for project submissions. Proceeding of The 3rd Int. Conf. "MULTIMEDIA IN BUSINESS 2002", Częstochowa, 2002, ISBN 83-88469-01-0, 260-263.

[5] www.olympus. sk

[6] www.leco. cz

[7] www.ewerestvit.com

[8] e-commerce. cz

[9] www.jeol.com

ВИБРОДИАГНОСТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ УСТАЛОСТНОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ УПРУГИХ ТЕЛ

А.П. Бовсуновский, В.В. Матвеев

VIBRATIONAL DIAGNOSTICS PARAMETERS OF FATIGUE DAMAGE IN ELASTIC BODIES

A.P.Bovsunovsky, V.V.Matveyev

Институт проблем прочности им. Г.С.Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

Abstract. The results of investigations of most sensitive vibration based characteristics of fatigue type damage are presented. The characteristics of damage under consideration were damping and parameters of non-linear effects caused by the change of elastic body stiffness at the instant of crack opening-closure. A closing crack causes the dynamic behaviour of vibrating system to be significantly non-linear. Numerical and experimental investigations of forced vibrations of beams with a closing crack have demonstrated that the main distinctive features of such a vibration system are the manifestation of effects associated with non-linearity, namely the presence of sub- and super-harmonic resonances and significant non-linearity of the vibration responses (displacement, acceleration, strain) at sub- and super-resonances. The sensitivity of these non-linear effects to the crack presence exceeds many times (one or even two orders of magnitude) the sensitivity of natural frequencies and mode shapes, as well as the sensitivity of non-linear effects at resonance. This opens up the good prospect of using sub- and super-resonance regimes for the diagnosis of fatigue cracks.

Интерес к изучению колебаний упругих тел при наличии повреждений типа трещин усталости обусловлен, с одной стороны, необходимостью оценки возможного изменения вибрационного состояния элементов конструкций в процессе их длительной эксплуатации, а с другой – необходимостью разработки чувствительных вибрационных методов выявления таких повреждений. Вибродиагностика перспективна в случаях, когда повреждение обусловливает изменение жесткости тела, что в свою очередь приводит к изменению собственных частот и форм колебаний упругих тел. Поэтому развитие методов вибродиагностики повреждений начиналось с попыток использовать изменение собственных частот и форм колебаний для выявления повреждений [1]. Однако оказалось, что чувствительность этих методов к наличию повреждения является низкой, поэтому в настоящее время продолжается процесс разработки более чувствительных вибрационных методов диагностики. К таким при определенных условиях можно отнести так называемые нелинейные эффекты (субгармонические и супергармонические резонансы и нелинейные искажения вибрационного отклика системы при основном и нелинейных резонансах) [2-11] и характеристики демпфирования колебаний [12, 13].

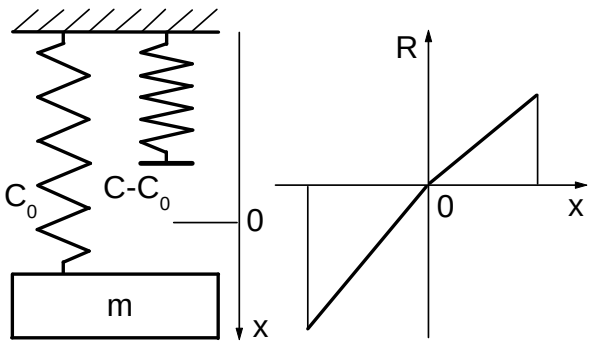


Рис. 1 Модель упругого тела с закрывающейся трещиной

При циклическом деформировании упругого тела с периодически закрывающейся

трещиной (такая трещина представляет собой идеализированное представление трещины усталости) изменение его жесткости можно представить в виде несимметричной кусочно-линейной характеристики восста-навливающей силы (рис. 1). Колебательная система с такой характеристикой является существенно нелинейной и характерной особенностью ее колебаний является проявление нелинейных эффектов.

Периодическое изменение жесткости механической системы создает ряд фундаментальных трудностей аналитического решения задачи о ее вынужденных колебаниях. Приближенные аналитические решения были получены в ряде работ [2, 4, 6] при некоторых упрощающих предположениях о свойствах колебательной системы.

Вынужденные колебания систем с кусочно-линейной характеристикой восстанавливающей силы исследовали С.Маезава [2], Б.И.Крюков [3], С.Л.Цыфанский с коллегами [4], Н.П.Плахтиенко [5], Н. Пуньо с коллегами [6] и другие. Однако в этих работах не учитывалось то обстоятельство, что трещина усталости при определенных условиях может существенно изменить уровень демпфирования в системе [12-15]. В то же время, как известно, демпфирование оказывает существенное влияние на нелинейные эффекты, подавляя их проявление. Следовательно, при исследовании взаимосвязи между параметрами повреждения и параметрами нелинейных эффектов необходимо учитывать изменение уровня демпфирования в системе вследствие возникновения и роста трещины.

Влияние параметров трещины на характеристики демпфирования колебаний упругих тел

Закономерности рассеяния энергии в краевой трещине усталости были установлены по результатам испытания призматических образцов из различных материалов при изгибных колебаниях по первой форме с различной асимметрией цикла [17]. Экспериментальные исследования проводились на специализированной установке для определения конструкционного демпфирования КД-1М [7].

В результате экспериментальных исследований было установлено, что основная причина рассеяния энергии в нераспротраняющейся краевой трещине нормального отрыва – пластические и упруго-пластические деформации в окрестности ее вершины, а также, что эта энергия является функцией номинального размаха коэффициента интенсивности напряжений (ΔK_I) и удовлетворительно описывается следующей зависимостью [14]

$$\Delta U_c = 3{,}45\cdot 10^{-7}\Delta K_I + 1{,}55\cdot 10^{-6}\Delta K_I^2 - 5{,}19\cdot 10^{-8}\Delta K_I^3. \qquad (1)$$

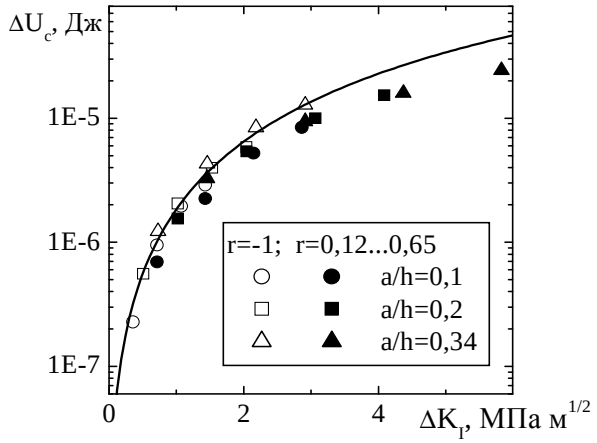


Рис. 2. Зависимости энергии, рассеян-ной в трещине, от размаха КИН при различной асимметри цикла колебаний образца из сплава ВТ-18У при различной глубине трещины

Эта зависимость показана на рис. 2 сплошной линией, а результаты эксперимента при различной относительной глубине трещины a/h (a – глубина трещины, h – высота поперечного сечения) и асимметрии цикла (r) – точками.

Были выявлены также два ключевых фактора, определяющих влияние трещины на характеристику демпфирования [16]. Первый фактор – исходный уровень демпфирования. Чем он ниже, тем значительнее характеристика демпфирования колебаний реагирует на возникновение трещины. Второй фактор – уровень напряженности сечения с трещиной. Чем этот

уровень выше, тем более заметные изменения характеристики демпфирования вызывает трещина. Вследствие этого, если трещина находится в узле напряжений соответствующей формы колебаний декремент этой формы колебаний не изменяется и выявить трещину по изменению характеристики демпфи-рования не представляется возможным.

Моделирование колебаний упругих тел с трещиной

Закономерности рассеяния энергии в трещине были использованы в дискретной модели упругого тела с повреждением типа закрывающейся трещины (см. рис. 1). Влияние трещины на жесткость упругого тела моделировалось несимметричной кусочно-линейной характеристикой восстанавливающей силы. Вынужденные колебания системы с одной степенью свободы описываются дифференциальным уравнением вида

$$\frac{d^2x}{dt^2} + 2\alpha_m \frac{dx}{dt} + \frac{\omega^2}{C} R(x) = q_0 \sin pt \ , \qquad (2)$$

где α_m – коэффициент демпфирования; ω – собственная угловая частота колебаний тела без повреждения; q_0 – амплитуда вынуждающей силы, приходящаяся на единицу обобщенной массы; C – обобщенная жесткость системы, моделирующей тело без трещины или на полуцикле колебаний, когда трещина закрыта; R(x) – восстанавливающая сила, уравнения которой имеют вид:

$$R(x) = \begin{cases} C_o x, & x \ge 0; \\ Cx, & x < 0, \end{cases} \qquad (3)$$

где C_o – жесткость системы на полуцикле колебаний, когда трещина открыта.

Точное аналитическое решение уравнения (2) возможно получить лишь для некоторых частных случаев, например, для случая свободных колебаний рассматриваемой системы без учета демпфирования или с учетом линейного вязкого трения. Так для случая вынужденных колебаний системы с учетом демпфирования были получены приближенные аналитические решения [9] в предположении о малом уровне ее нелинейности. В настоящей работе решение уравнения (2) было выполнено численно методом Ньюмарка, который не накладывает ограничений на уровень нелинейности колебательной системы и позволяет получать решения высокой точности [17].

Спектральный анализ колебаний исследуемой системы осуществлялся с помощью ряда Фурье вида:

$$x = \frac{a_0}{2} + \sum_{k=1}^{\infty} A_k \cdot \sin(k\omega_т t + \varphi_k), \qquad (4)$$

где $A_k = \sqrt{a_k{}^2 + b_k{}^2}$; $\varphi_k = \operatorname{arctg} \frac{a_k}{b_k}$.

Результаты численных и экспериментальных исследований

Исследования вынужденных колебаний дискретной модели тела с закрывающейся трещиной в широком диапазоне частот показали, что для нее характерно возникновение суб- и супергармонических резонансов. По мере роста уровня демпфирования в системе их амплитуды падают. При очень высоком уровне демпфирования эти режимы колебаний полностью подавляются и в первую очередь – субгармонический и нечетные суперрезонансы [18].

Амплитуды нелинейных резонансов (в частности, супергармонических резонансов порядка 2/1, 3/1, 4/1 и 5/1 и субгаромнического резонанса порядка 1/2) не превышают 1% от амплитуды основного резонанса (рис. 3), что делает проблематичным их обнаружение по изменению амплитуды колебаний. Различие между амплитудами основного и нелинейных резонансов снижается по мере увеличения степени повреждения и при увеличении уровня демпфирования колебаний в системе, однако

остается значительным. Декремент колебаний δ_α на рисунках характеризует уровень демпфирования в системе.

Возможность возбуждения точных резонансов и, следовательно, возможность практического использования нелинейных эффектов в качестве диагностических признаков повреждения определяется шириной резонансных кривых. Как известно, в случае острого резонанса необходима высокая дискретность изменения частоты вынуждающей силы для точного определения параметров резонансной кривой. Ширина резонансных кривых при основном и субгармоническом резонансах практически сопоставимы. В случае супергармонического резонанса второго порядка ширина АЧХ в 2…40 раз меньше, чем при основном резонансе. Таким образом, возбудить точный супергармонический резонанс второго порядка значительно сложнее, чем основной резонанс или субгармонический резонанс порядка 1/2.

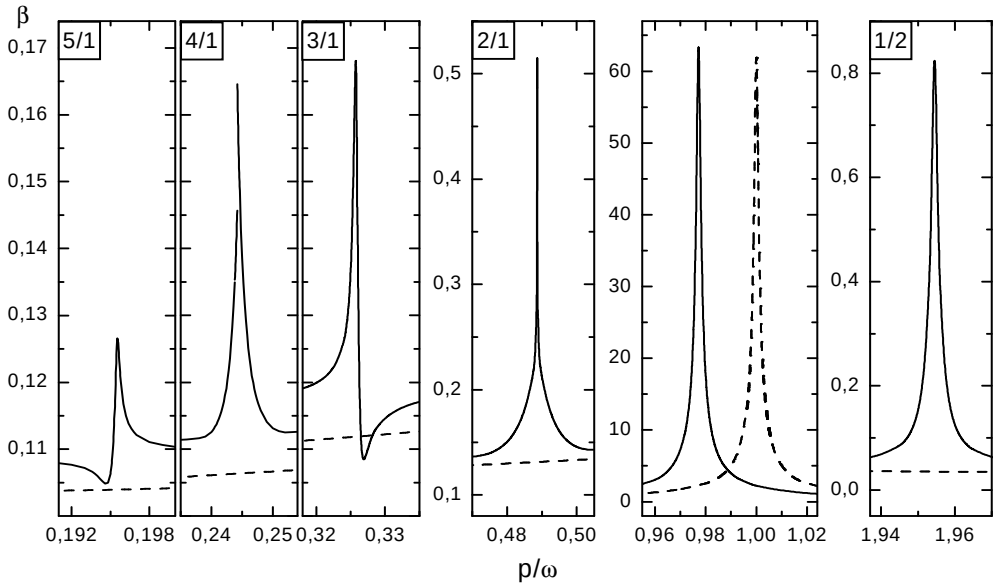


Рис. 3. Зависимость коэффициента динамичности колебательной системы с одной степенью свободы от относительной частоты вынуждающей силы при Co/C=0,913 и δ_α=0,5%

Характерная особенность колебаний при нелинейных резонансах – это их существенное искажение по сравнению с колебаниями неповрежденной системы. Степень этого искажения может быть использована как признак повреждения. Если мы выполним спектральный анализ колебаний при нелинейных резонансах, то обнаружим наличие гармоники, амплитуда которой будет сопоставима с амплитудой основной гармоники. Мы назвали эту гармонику доминирующей. Именно она является ответственной за существенное искажение колебательных процессов при нелинейных резонансах.

На рис. 4 показаны зависимости относительных амплитуд доминирующих гармоник от размеров трещины при субрезонансе и суперрезонансах второго и третьего порядка. Как видно, при субрезонансе имеет место некая мертвая зона, в которой субрезонанс не возбуждается вообще. Например, при уровнях демпфирования δ_α=0,5 и 5,0% субгармонический режим колебаний не способен выявить трещины площадью до 3% и до 28% сечения, соответственно. При дальнейшем росте трещины этот режим показывает высокую чувствительность к наличию трещины. Рост признака повреждения при суперрезонансах менее интенсивен, но он наблюдается, начиная с наименьших значений трещины. Интенсивность изменения признака повреждения в области малых трещин при супергармоническом резонансе второго порядка при малом уровне демпфирования является достаточно значительным для практического

использования. Рост демпфирования на порядок подавляет чувствительность всех представленных диагностических признаков к наличию повреждения в 1,5…3 раза.

Оценка эффективности использования характеристик нелинейности и демпфирования колебаний для диагностики усталостного повреждения была выполнена на примере лопаток первой ступени компрессора низкого давления авиационного газотурбинного двигателя, которые изготавливаются из низкодемпфирующего титанового сплава ВТ-3-1. В качестве вибрационных характеристик повреждения рассматривались изменение логарифмического декремента колебаний и вторая гармоника спектра процессов деформации и ускорения при основном и супергамоническом резонансах.

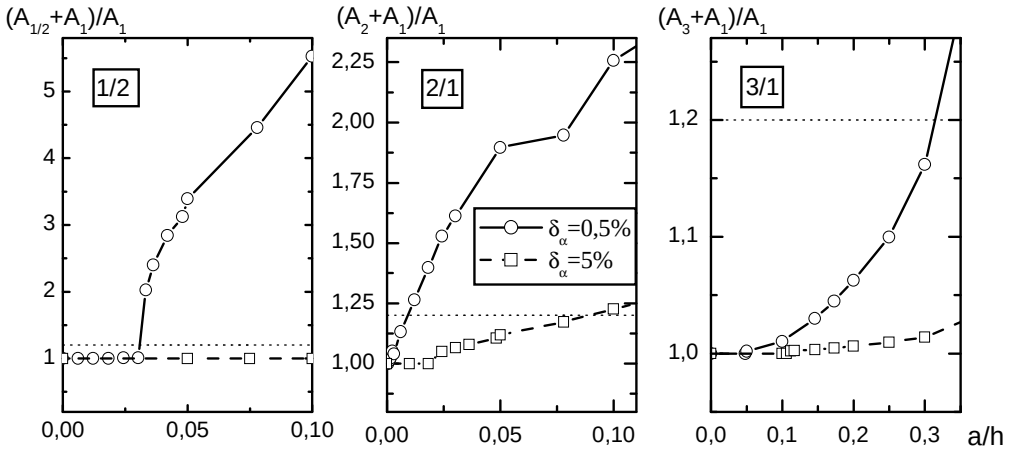


Рис. 4. Влияние размеров трещины на амплитуды доминирующих гармоник при нелинейных резонансах различных порядков

Определение логарифмического декремента колебаний лопаток и оценка нелинейных искажений процессов деформации и ускорения при основном и супергармоническом порядка 2/1 резонансных колебаниях по первой форме были выполнены экспериментально на установке КД-1М.

Размеры поверхностных трещин в испытанных лопатках приведены в табл., где 2c – длина трещины на поверхности; a – глубина трещины; S_c – площадь трещины; S – площадь поперечного сечения с трещиной; f_c и f – резонансные частоты первой формы изгибных колебаний лопатки, соответственно. В скобках показаны расчетные значения размеров трещин и характеристик повреждения. Лопатка № 1 разрушена не была, поэтому глубина и относительная площадь трещины $S_т/S$ являются расчетными. Лопатка № 2 после достижения трещиной длины на поверхности 7,5 мм была нагрета до 800°С для маркирования трещины, после чего лопатка была разрушена в результате циклического деформирования, что дало возможность достоверно определить глубину и площадь трещины.

Таблица

Результаты испытания лопаток первой ступени компрессора низкого давления газотурбинного двигателя (σ_{max}=2 МПа)

№ лопатки	2c, мм	a, мм	S_c /S	f_c /f	A_2/A_1			
					Основной резонанс		Супергармонический резонанс	
					деформ.	ускор.	деформ.	ускор.
1	9,7	(1,8)	(0,12)	0,9937	0,004	0,024	2,09	4,31
2	(1,3)	(0,3)	(0,002)	0,9995	-	-	(0,27)	(0,71)
	7,5	1,8	0,063	0,9978	-	0,013	1,71	-

Как видно из рис. 5, логарифмический декремент колебаний лопатки № 1 при возникновении в ней трещины возрос в 2,2-1,7 раза, а лопатки № 2 – в 2,4-2.3 раза.

Причем больший рост логарифмического декремента колебаний наблюдается при меньших амплитудах напряжений, то есть чувствительность этой характеристики тем выше, чем ниже амплитуда колебаний. Как было показано выше, чувствительность характеристики демпфирования существенно зависит от исходного уровня демпфирования колебаний исследуемого объекта: чем ниже этот уровень, тем выше чувствительность характеристики демпфирования колебаний к повреждению типа трещины усталости. В рассматриваемом случае исходный уровень демпфирования колебаний лопаток был низким, так как они изготовлены из низкодемпфирующего сплава, что и обусловило значительный рост ее характеристики демпфирования при возникновении трещины.

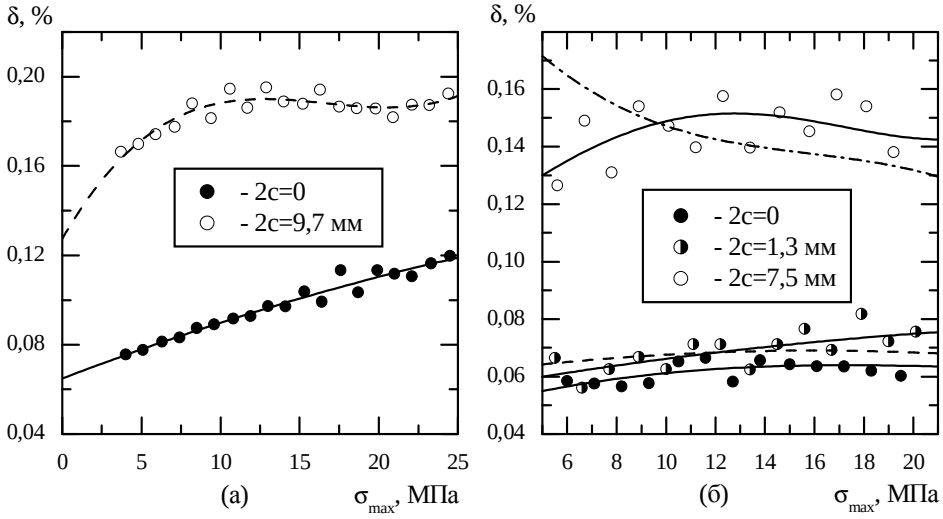


Рис. 5. Амплитудные зависимости логарифмического декремента колебаний лопатки № 1 (а) и № 2 (б) с трещинами различных размеров (точки и сплошные линии - результаты эксперимента; штриховая линия - результаты расчета в предпо-ложении 2c=1,3 мм и a=0,3 мм; штрих-пунктирная линия - результаты расчета для трещины 2c=7,5 мм и a=1,8 мм)

При испытаниях лопатки № 2 в момент зарождения трещины был зафиксирован рост логарифмического декремента колебаний на 8,8-17,2%. Расчетные размеры трещины, которая могла обусловить указанный выше рост декремента колебаний, составили: 2c=1,3 мм и a=0,3 мм (см. табл.), то есть характеристика демпфирования в данном случае способна реагировать на возникновение трещины усталости, площадь которой составляет всего 0,2% площади поперечного сечения лопатки, увеличивая характеристику демпфирования колебаний на 15-20%. Трещина площадью в 6% сечения в данном случае увеличивает декремент колебаний более чем в 2 раза.

Нелинейные искажения колебательных процессов при испытаниях лопаток при основном и супергармоническом резонансах характеризовались относительными амплитудами второй гармоники в спектре колебательных процессов деформации и ускорения. Результаты проведенных испытаний приведены в табл. (в скобках показаны результаты оценочных расчетов).

При прочих равных условиях суперрезонанс второго порядка показывает несколько более высокую чувствительность к наличию трещин, чем характеристика демпфирования. Та же трещина площадью 0,2% вызывает относительное увеличение амплитуды доминирующей гармоники в спектре ускорения при суперрезонансных колебаниях до 71%. Изменение собственной частоты колебаний лопатки в этом случае не превышало 0,05%.

Испытания лопаток, выполненные при низком уровне амплитуды максимальных напряжений, показали высокую чувствительность степени нелинейных искажений процессов деформации и ускорения к наличию трещины при супергармоническом резонансе, которая превышает чувствительность нелинейных эффектов к повреждению

при колебаниях в режиме основного резонанса до двух порядков. При этом нелинейные искажения процесса ускорения оказались в несколько раз выше аналогичных искажений процесса деформации.

Выводы

По результатам экспериментальных и аналитических исследований упругих колебательных систем с повреждениями типа трещины усталости показано, что при определенных условиях уровень нелинейных искажений колебательных процессов при нелинейных резонансах и изменение характеристик демпфирования колебаний имеют достаточно высокую чувствительность для диагностики докритического усталостного повреждения элементов конструкций.

Литература

1. Dimarogonas A.D. Vibration of cracked structures: a state of the art review // Engineering Fracture Mechanics, 1996, 55(5), P. 831-857.
2. Maezawa S. Superharmonic resonance in piecewise linear system with unsymmetrical characteristics // Proc. of the 5th Int. Conf. on Nonlinear Oscillations, in 4 Vols. Vol. 1, Analytical Methods in the Theory of Nonlinear Oscillations, Kiev, 1970, P. 401-422.
3. Крюков Б.И. Вынужденные колебания существенно нелинейных систем. М.: Машиностроение, 1984.- 216 с.
4. Цыфанский С.Л., Магоне М.А., Ожиганов В.М. Об использовании нелинейных эффектов для обнаружения трещин в стержневых элементах конструкций // Дефектоскопия, 1985, № 3, С. 77-82.
5. Плахтиенко Н.П. К диагностике кусочно-постоянной жесткости при нелинейных резонансах // Прикл. механика, 1991, 27(10), С. 112-120.
6. Pugno N., Ruotolo R., Surace C. Analysis of the harmonic vibrations of a beam with a breathing crack // Proc. of the 15th IMAC, Tokyo, Japan, 1997, P. 409-413.
7. В.В.Матвеев, А.П.Бовсуновский, И.Г.Токарь. Методы вибрационной диагнос-тики элементов конструкций с трещинами // Вибрации в технике и технологиях.- 2001.- № 4(20).- С. 31-35.
8. Бовсуновский А.П., Матвеев В.В. Вибрационные характеристики усталостного повреждения стержневых элементов конструкций // Пробл. прочности, 2002, № 1, С. 52-70.
9. Матвеев В.В. Приближенное аналитическое определение вибродиагности-ческих параметров нелинейности упругих тел, обусловленной наличием закрывающейся трещины. Сообщ. 1. Существующие и предлагаемый методы решения // Пробл. прочности, 2004, № 4, 5-20.
10. Матвеев В.В. Приближенное аналитическое определение вибродиагности-ческих параметров нелинейности упругих тел, обусловленной наличием закрывающейся трещины. Сообщ. 2. Определение диагностических параметров при основном и супергармоническом резонансе 2-го порядка // Пробл. прочности, 2004, № 5, 5-22.
11. Bovsunovsky A.P., Surace C. Considerations regarding superharmonic vibrations of a cracked beam and the variation in damping caused by the presence of the crack // Journal of sound and vibration, 2005, 288(4-5), P. 865-886.
12. Imregun M, Sanliturk KY. Natural frequency and damping changes produced by fatigue cracks // Proc. of the 15th Int. Seminar on Modal Analysis, Leuven, Belgium, 19-21 Sept. 1990, 791-805.
13. Panteliou S.D., Chondros T.G., Argyrakis V.C., Dimarogonas A.D. Damping factor as an indicator of crack severity // J. of Sound and Vibration, 2001, 241(2), 235-245.
14. Бовсуновский А.П. К вопросу о механизме рассеяния энергии в трещине усталости // Пробл. прочности, 2002, № 5, С. 80-99.
15. Bovsunovsky A.P. The mechanisms of energy dissipation in the non-propagating fatigue cracks in metallic materials // Engineering fracture mechanics, 2004, 71(16-17), P. 2271-2281.
16. Бовсуновский А.П. Об эффективности использования характеристик демпфирования колебаний элементов конструкций для диагностики повреждения // Пробл. прочности, 2002, № 6, С. 48-60.
17. Бовсуновский А.П. Численное исследование колебаний нелинейной механической системы, моделирующей тело с трещиной // Пробл. прочности, 1999, № 6, С. 65-80.
18. Бовсуновский А.П. К вопросу об исследовании колебаний нелинейной механической системы, моделирующей тело с трещиной // Пробл. прочности, 2001, № 4, С. 97-111.

ВТОМНЕ РУЙНУВАННЯ СПЛАВУ АМг6 ПРИ НИЗЬКОАМПЛІТУДНОМУ НАВАНТАЖЕННІ

Я.О. Ковальчук

LOW CYCLE FATIGUE OF ALLOY AMg6

Ya.O.Kovalchuk

Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя

Abstract The influence of preliminary plastic tensile - compression deformation (PPD) on threshold of AMg6 alloy is investigated. The dependence between roughness of fracture surface, distance between grooves and threshold stress intensity factor (SIF) range is obtained. The general data of the influence of preliminary plastic deformation on threshold crack resistance are obtained based on the analyses of both self obtained results and results of other authors. The classification of materials by the criteria of sensitivity of threshold crack resistance to preliminary tensile - compression plastic strain.

Застосування методів обробки матеріалів тиском (вальцювання, штампування, кування, холодна висадка і ін.) під час виготовлення деталей машин відбувається внаслідок формування в матеріалі пластичної деформації. Зумовити пластичну деформацію можуть і експлуатаційні навантаження (пікові експлуатаційні навантаження та аварійні перевантаження). Оскільки за даними інших авторів відомо про зміну характеристик циклічної тріщиностійкості матеріалів під впливом пластичного деформування , то метою роботи було саме виявлення особливостей поведінки сплаву АМг6 як в первісному, так і деформованому стані під впливом низьких навантажень. Такі навантаження відповідають високоінтенсивним експлуатаційним зусиллям. Маючи такі резхультати можна вказати допустимі режими експлуатації та прогнозувати ресурс роботи матеріалу. Сплав АМг6 застосовується для виготовлення відповідальних деталей в авіації, ракетній техніці, трансппортному машинобудування, тому для дослідження вибраний саме він.

Матеріали і методика випробувань. Досліджували алюмінієво-магнієвий сплав АМг6, який при 293К мав такі характеристики механічних властивостей: $\sigma_{0,2}$=210 МПа, $\sigma_в$=368 МПа, δ=22%, ψ= 34%.

Вплив ППД на пороговий КІН досліджували за одновісного розтягування плоских зразків з боковою тріщиною, робоча ділянка яких мала поперечний переріз 10х24 мм. Зразки виготовляли з вальцьованого циліндричного прутка діаметром 32 мм. Гладкі зразки піддавали попередньому пластичному деформуванню одновісним статичним розтягуванням (стискуванням). Рівень залишкової деформації після ППД розтягу (стиску) був $e_п$= + 0,106 і -0,102 і не перевершував максимальної рівномірної пластичної деформації. Після цього робили надріз і вирощували початкову тріщину. Дослідження поширення втомної тріщини на припороговій ділянці виконували згідно нормативних вимог [12]. Крім того випробуванням піддавали і зразки з первісного (недеформованого) матеріалу.

Рівень попередньої пластичної деформації визначали за формулою

$$e_n=ln(1/1-\psi_n), \quad (1)$$

де $\psi_n={}_\Delta F/F_0$ - відносне зменшення площі поперечного перерізу робочої ділянки зразка після попереднього пластичного деформування; ${}_\Delta$F - абсолютне зменшення площі

поперечного перерізу робочої ділянки зразка після попереднього пластичного деформування; F_0 - площа поперечного перерізу зразка до деформування.

Втомні тріщини ініціювались на сервогідравлічній випробувальній машині типу СТМ-100 з керуючою ЕОМ IBM PC/AT при контрольованому розмахові зусилля з коефіцієнтом асиметрії циклу навантажування R=0,1 та R=0,7 і температурі 293К згідно з рекомендаціями [1] з поступовим зниженням навантаженням. Частота навантажування становила 50 Гц.

Після руйнування зразків проводили перерахунок координат залікових точок з врахуванням поправки на кривизну фронту тріщини.

Шорсткість поверхні руйнування для досліджуваних зразків визначали по профілограмі, отриманій на профілометрі-профілографі моделі ПП-225 вздовж поверхні руйнування по осі злому і біля його берегів при вертикальному підсиленні приладу х1000 і горизонтальній розгортці профілю х20. При цьому використовувалась щуп-голка з радіусом робочої частини $0{,}01^{+0{,}002}$ мм.

Результати експериментів та їх аналіз

Виявлено, що для сплаву АМг6 ППД різних напрямків знижує розмах порогового КІН $_{\Delta}K_{th}$ в порівнянні з недеформованим матеріалом (рис. 1, табл. 2). Причому, більш суттєве зниження (приблизно в 1,5 рази) спостерігається після стискування. Розмах ефективного порогового КІН $_{\Delta}K_{th\ eff}$ практично не залежить від попередньої деформації розтягуванням, проте знижується в 2 рази після ППД стискуванням $e_п$= - 0,102. При підвищенні коефіцієнта асиметрії циклу навантажування від R=0,1 до R=0,7 відбувається зменшення значень $_{\Delta}K_{th}$ до рівня $_{\Delta}K_{th\ eff}$ при R=0,1. Закриття тріщини при цьому відсутнє. При R=0,7 $_{\Delta}K_{th}$ у всіх випадках менше відповідних значень для R=0,1.

Отже, вплив ППД на пороговий КІН не у всіх випадках опосередкований закриттям втомної тріщини.

Проведений аналіз впливу шорсткості поверхні руйнування на механізм поширення втомної тріщини на пороговій ділянці діаграми втомного руйнування (рис. 2, табл. 1). Крива, що характеризує максимальну висоту профілю R_{max} від напрямку і рівня ППД має форму, подібну до залежності $_{\Delta}K_{th}$= f(e) з максимумом при e = 0. Це свідчить про прямий вплив шорсткості поверхні руйнування на порогову тріщиностійкість досліджуваного матеріалу.

Таблиця 1

Порогові характеристики сплаву АМг6

e	$K_{th\ op}$, *МПа√м*	$_{\Delta}K_{th\ eff}$, *МПа√м*	$_{\Delta}K_{th}$, *МПа√м*	R_{max}, *мкм*	S_m, *мкм*
0	1,93	2,76	4,69	115	0,28...0,34
+0,1	1,72	2,10	3,82	100	0,88...1,06
-0,1	1,16	1,57	2,73	85	0,26...0,32

При аналізі результатів мікрофрактографічного обстеження зламів на ділянках з припороговими режимами поширення втомної тріщини (рис. 2) виявлено, що крок втомних борозенок значно збільшується при підвищенні ППД розтягуванням і помірно зменшується при ППД стискуванням.

Зміна порогових характеристик втомного руйнування від кроку борозенок відбувається по С-подібній залежності (рис. 3), тобто в межах від мінімального до максимального значення кроку знаходимо по два відповідних значення розмахів порогових КІН. Враховуючи ці дані, а також те, що частка борозенчастого механізму при втомному руйнуванні сплаву АМг6 незначна [2], можна зробити висновок про відсутність взаємозв'язку між K_{op} і S_m.

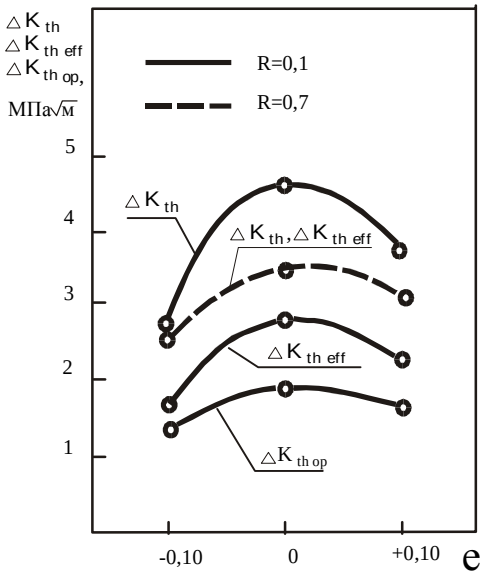


Рис.1. Залежність порогових КІН сплаву АМг6 попередньої пластичної деформації

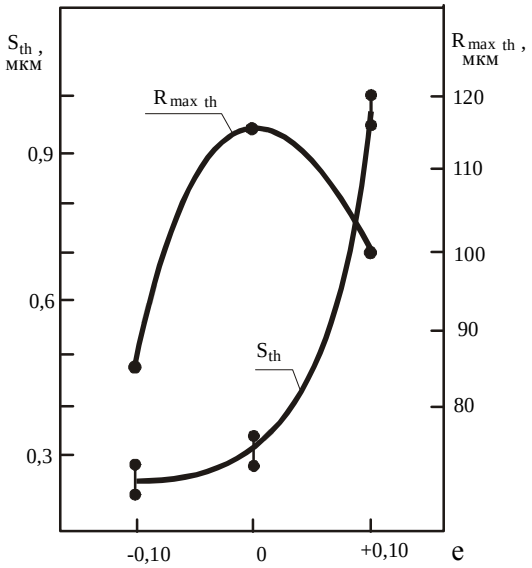


Рис.2. Залежність шорсткості поверхні руйнування та кроку втомних борозенок сплаву АМг6 при порогових КІН від попередньої пластичної деформації

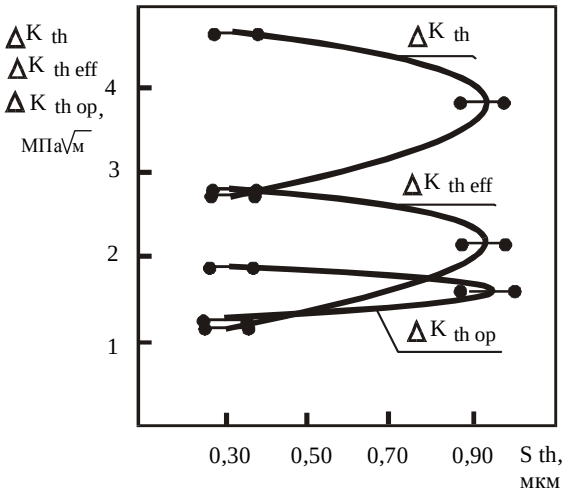


Рис.3. Залежність порогових КІН для сплаву АМг6 від кроку втомних борозенок

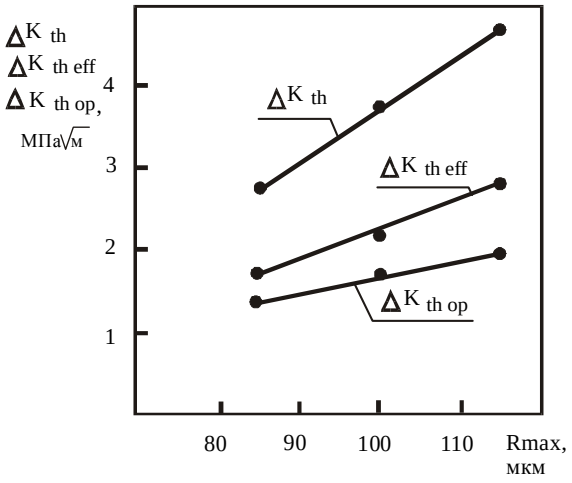


Рис.4. Залежність порогових КІН для сплаву АМг6 від шорсткості поверхні руйнування

Отже, на підставі отриманих експериментальних результатів і їх аналізу можна прийти до висновку, що вирішальним фактором впливу на характеристики порогової тріщинотривкості в сплаві АМг6 у первісному стані та після осьового розтягування й стискування є шорсткість поверхні руйнування. Причому, як очевидно з рис. 4, шорсткість поверхні руйнування, а саме параметр R_{max}, прямопропорційно змінює порогові характеристики для сплаву АМг6. Основний вплив R_{max} на $_{\Delta}K_{th}$ визначає зміна $_{\Delta}K_{th\ eff}$, оскільки із зміною R_{max} величина $_{\Delta}K_{th\ op}$ змінюється незначно.

Детальний аналіз кількісних показників структурної концепції порогів втоми дає можливість прийти до висновку, що зміна величини розмаху порогового КІН під впливом ППД здійснюється, в основному, за рахунок зміни $_{\Delta}K_{th\ eff}$, яка зумовлена гілкуванням тріщини в процесі її поширення, та величиною розкриття вістря тріщини (радіусом вістря тріщини). При зміні величини ППД від -0,1 до +0,1 та при e=0 згадані

показники змінювалися відповідно в 2,07 та в 1,75 разів. Разом з тим $_{\Delta}\bar{\sigma}_{th}$ змінювалося лише в 1,2, а $_{\Delta}K_{th\ op}$ в 1,3 рази.

Табл. 2

Порогові характеристики тріщиностійкості сплаву АМг6
з врахуванням впливу ППД

ε	$_{\Delta}K_{th\ eff}$, *МПа√м*	α	δ_{th}, *мкм*	ρ_{th}, *мкм*	$_{\Delta}\bar{\sigma}_{th}$. *МПа*	$_{\Delta}K_{th\ op}$, *МПа√м*	$_{\Delta}K_{th}$, *МПа√м*	Δ, %
0	2,76	1,00	0,6	0,30	160	1,93	4,69	4,05
+0,1	2,10	1,31	0,4	0,20	174	1,72	3,82	6,30
-0,1	1,57	2,07	0,7	0,35	152	1,16	2,73	4,76

Висновки

1. Квазістатичне ППД осьовим розтягуванням до рівня e=0,1знижує $_{\Delta}K_{th}$ сплаву АМг6 на 26% в порівнянні з первісним станом матеріалу, а $_{\Delta}K_{th\ eff}$ на 24%. Попереднє деформування стискуванням до такого ж ступеня понижує ці характеристики відповідно на 42% і 53%.

2. Збільшення шорсткості поверхні руйнування за параметром R_{max} для сплаву АМг6 майже не впливає на $_{\Delta}K_{th\ op}$ і значно збільшує $_{\Delta}K_{th\ eff}$. У відповідності з концепцією порогів втоми збільшення $_{\Delta}K_{th\ eff}$ зумовлене гілкуванням тріщини, величина якого визначає шорсткість поверхні руйнування. Виявлені залежності порогових характеристик тріщиностійкості від параметрів шорсткості дають можливість використовувати їх для експертної оцінки поверхонь руйнування з метою відтворення історії навантажування зруйнованого об'єкта.

Література

1. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металов. Определение характеристик трещиностойкости при циклическом нагружении. Методические указания. РД 50-345-82. М, Изд. стандартов, 1983.-96с.
2. Ясній П.В., Ковальчук Я.О., Степаненко В.О. Вплив попередньої пластичної деформації на мікромеханізми руйнування сплаву АМг6 // Вісник Тернопільського державного технічного університету.-1998.- №3.- С 15-23.

ПРИМЕНЕНИЕ БАЗОВЫХ СООТНОШЕНИЙ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

В.В. Кривенюк, М.И. Егорова

THE USE OF THE METHOD OF BASE DIAGRAMS FOR PREDICTING THE LONG-TERM STRENGTH UNDER STATIC AND CYCLIC LOADING

V.V. Krivenyuk, M.I. Yegorova

Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, Украина

Abstract It is shown that the experience of processing the large amounts of experimental data on the long-term strength of heat-resistant steels and alloys using the method of base diagrams, which were obtained from testing of smooth specimens, can be used effectively for proper processing of test results for notched specimens. Extensive research has been carried out in order to find an appropriate combination of a lifetime prediction rule and a suitable constitutive model to give a reliable prediction of lifetime in idealized creep-rupture-low cycle fatigue interaction conditions.

Разработка метода прогнозирования длительной прочности на основе базовых соотношений, т.е. метода базовых диаграмм МБД [1, 2], и его применение приводят к выводу, что переход к эффективному системному анализу известных экспериментальных данных имеет большое значение для повышения эффективности прогнозирования характеристик прочности при статических и циклических условиях нагружения.

В качестве исходной основы МБД используется уравнение базовых диаграмм

$$\lg\sigma'_t = \lg\sigma_1 - \frac{3{,}6 - \lg\sigma_1}{12}(\lg t + 0{,}1\lg^2 t), \qquad (1)$$

где σ'_t – текущее напряжение по базовой диаграмме, МПа; σ_1 – напряжение, которое приводит к разрушению в течение одного часа, t – время до разрушения, ч.

Особенности отдельных участков экспериментальных диаграмм длительной прочности (ДДП) конкретизируются с помощью характеристик

$$\beta_{\acute{y}} = \frac{\sigma_{\alpha t} - \sigma_{t\acute{y}}}{\sigma_{\alpha t} - \sigma'_t} = \frac{\Delta\sigma_{t\acute{y}}}{\Delta\sigma'_t}, \qquad (2)$$

где $\sigma_{\alpha t}$ – координата общей исходной точки сравниваемых участков; $\sigma_{tэ}$, σ'_t – координаты правых границ сравниваемых участков экспериментальной и базовой диаграмм; $\Delta\sigma_{tэ}$ и $\Delta\sigma'_t$ – понижения длительной прочности по экспериментальной и базовой диаграммам за одно и то же время от αt до $t = tэ$.

Если в формулу (2) вместо $\sigma_{tэ}$ подставить искомое напряжение, то получим формулу для его прогнозирования в виде

$$\sigma_t = \sigma_{\alpha t} - \beta(\sigma_{\alpha t} - \sigma'_t) = \sigma_{\alpha t} - \beta\Delta\sigma'_t, \qquad (3)$$

где β — обобщенный показатель отклонений отдельных участков экспериментальных диаграмм от соответствующих участков базовых диаграмм.

Формулы (1) и (2) дают возможность информацию об отдельном участке экспериментальной ДДП представлять точкой с координатами ($\beta_э$, $\sigma_{\alpha t}$) в системе координат $\beta_э$, $\sigma_{\alpha t}$. Это облегчает сравнительный анализ особенностей больших массивов экспериментальных данных и создает благоприятные условия для перехода к качественно новому их системному анализу. Важными элементами такого анализа являются оценки и учет для различных групп материалов характеристик β, $\beta_э$, Δ_1, S, где

$$\Delta_1 = \frac{\sigma_t - \sigma_{t\acute{y}}}{\sigma_{t\acute{y}}}, \tag{4}$$

$$S = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n} (\Delta_1)_i}{n-1}}. \tag{5}$$

Выполненные к настоящему времени исследования с помощью МБД приводят к следующим выводам. Для сплавов с твердорастворным упрочнением в практически важном интервале температур наиболее вероятными являются значения β = 0,9…1,3, а для дисперсно-упрочненных – β = 1,4…1,7. Указанный интервал значений β объясняется в основном возрастанием экспериментальных значений $\beta_э$ по мере возрастания температуры и длительности нагружения. В целом значения $\beta_э$ изменяются в пределах от 0 до 2,3. Минимальными являются значения $\beta_э \approx 0$ в тех случаях, когда временные процессы разупрочнения практически не проявляются и ДДП являются близкими к горизонтальным. Однако в малом интервале низких температур значения $\beta_э$ довольно быстро возрастают, поэтому практически важным является в основном интервал изменения значений $\beta_э$ от 0,6…0,8 до 2,3. Выполнение больших объемов прогнозирования на один порядок по логарифмической шкале времени (ЛШВ) привело к выводу, что при выполнения неравенства

$$\beta - 0{,}3 \div 0{,}4 < \beta_э < \beta + 0{,}3 \div 0{,}4, \tag{6}$$

в свою очередь, прогнозирование с помощью МБД выполняется при условии

$$S \le 0{,}1 \ldots 0{,}12. \tag{7}$$

Существенная особенность применения принципа базовых соотношений заключается в значительном уменьшении числа используемых эмпирических постоянных. Об этом, в частности, можно судить по результатам обработки данных табл. 1. Согласно данным этой таблицы прогнозирование длительной прочности по исходным значениям $\sigma_{\alpha t}$ при использовании одного значения постоянной β = 1,2 привело к практически приемлемому значению S = 0,101. С помощью МБД был выполнен анализ более 2000 ДДП, который позволил установить приведенные выше обобщенные значения постоянных, использование которых способствует существенному облегчению прогнозирования и повышению его эффективности.

Суть МБД такова, что в результате отмеченной значительной по объему обработке данных для гладких образцов полученные результаты могут использоваться для уточнения и повышения эффективности прогнозирования длительной прочности при исследованиях образцов с надрезами. Способ прогнозирования остается неизменным. О полезности такого прогнозирования можно судить на основании результатов обработки результатов высокотемпературных испытаний длительностью до 300 тыс. часов гладких и надрезанных образцов, приведенных на рис. 1 и в табл. 2. Данные рис. 1 показывают, что закономерности длительного разрушения довольно близкие, а данные табл. 2 более четко конкретизируют особенности отдельных участков соответствующих диаграмм длительной прочности. Для определения β (в данном случае β = 1,3) задается произвольный ряд значений β, при каждом таком

значении выполняется прогнозирование σ_t, $\sigma_{\alpha t}$, рассчитываются погрешности и значения S, затем по минимальному S устанавливается искомое β. Из этой таблицы следует, что по сравнению с преимущественным проявлении упрочняющего эффекта надреза в данном случае по мере увеличения длительности нагружения упрочнение сменяется разупрочнением.

Таблица 1. Данные [3] о длительной прочности стали Х18Н10Т и результаты обработки по МБД

№ уча-стка	$\sigma_{\alpha t}$, МПа	$\sigma_{t\text{э}}$, МПа	αt, ч	tэ, ч	Δ_1, %	$\beta_\text{э}$
1	137	78	9970	93460	13,0	1,45
2	157	88	5860	68390	11,7	1,41
3	157	88	8760	76760	18,6	1,57
4	196	137	12700	124614	–4,2	1,09
5	196	137	8340	98840	–7,7	1,02
6	196	137	6090	69700	–7,0	1,03
7	196	108	3281	70000	4,2	1,26
8	196	118	4500	95000	–4,5	1,12
9	137	83	8770	105080	0,6	1,21
10	137	83	8151	104059	–0,8	1,18
11	137	83	5435	84000	–5,0	1,11
12	108	53	5357	62617	20,4	1,50
13	108	53	6049	76320	18,2	1,46
14	137	61	2672	60626	18,4	1,41
15	108	69	9379	103324	–6,2	1,08
16	108	61	9607	89470	10,4	1,39
17	108	61	9660	128350	1,4	1,22
18	78	47	10762	110550	–3,6	1,14
19	78	47	10400	121860	–6,9	1,09
20	78	47	6070	82415	–10,4	1,04
21	61	33	6676	70249	2,9	1,24
22	61	33	9150	83540	7,0	1,31
23	78	47	4576	63980	–11,1	1,03
24	78	47	5160	64370	–8,3	1,06
25	78	37	5672	145970	–4,9	1,15
26	61	37	19458	145970	0,7	1,21
27	78	47	5188	90560	–16,4	0,96
П р и м е ч а н и е . Здесь β = 1,2; S = 10,1%; n = 27.						

В известных работах обосновывается, что закономерности процесса разупрочнения в зоне надреза с учетом концентратора напряжений близки к процессам в гладком образце. Это дает основание утверждать о целесообразности рассмотрения на общей основе закономерностей деформирования и разрушения при статическом и циклическом нагружении. Соответственно в данном случае будет обосновываться целесообразность уточнения критерия малоцикловой усталости Мэнсона [5] на основе базовых соотношений.

В результате обобщения экспериментальных данных для металлов и сплавов Мэнсон разработал метод универсальных наклонов на основании уравнения для размаха полной деформации в виде

$$\Delta\varepsilon = 3{,}5\frac{\sigma_{\text{â}}}{E}N^{-0{,}12} + \left(\lg\frac{1}{1-\psi}\right)^{0{,}6} N^{-0{,}6}, \qquad (8)$$

где $\sigma_в$ – предел прочности, МПа, Е – модуль упругости, ψ – относительное удлинение после разрушения.

Рис. 1. - Результаты обработки по МБД данных [4].

Для обеспечения реализации основных положений МБД необходимо было изменить уравнение (8). В связи с этим в [5] обрабатывались 112 кривых малоцикловой усталости из [6] на основе положений МБД.

Опыт применения МБД показал, что уравнение вида (8) необходимо уточнять, полагая

$$K\frac{\sigma_{â}}{E}=\Delta\varepsilon_{y1},\quad \left(\lg\frac{1}{1-\psi}\right)^{m}=\Delta\varepsilon_{ï1}, \tag{9}$$

где $\Delta\varepsilon_{y1}$ и $\Delta\varepsilon_{ï1}$ — составляющие соответственно упругой и пластической деформации при $N = 1$ цикл, а уравнение (8) должно рассматриваться в виде

$$\Delta\varepsilon=\Delta\varepsilon_{y1}\cdot f\left(\Delta\varepsilon_{yN},N\right)+\Delta\varepsilon_{ï1}\cdot f\left(\Delta\varepsilon_{ïN},N\right). \tag{10}$$

По аналогии с МБД уравнение (1) используется в виде

$$\lg\Delta\varepsilon'_{N}=\lg\Delta\varepsilon_{1}-\frac{3{,}6-\lg\Delta\varepsilon_{1}}{12}(\lg N+0{,}1\lg^{2}N), \tag{11}$$

где $\Delta\varepsilon'_{N}$ — составляющая пластической или упругой деформации для правой границы соответствующего участка базовой диаграммы; $\Delta\varepsilon_{1}$ — значение соответствующей составляющей деформации при $N = 1$ цикл. Прогнозирование $\Delta\varepsilon_{N}$ по исходному значению $\Delta\varepsilon_{\alpha N}$ в пределах отдельного участка выполняется по аналогичной формуле (2):

$$\Delta\varepsilon_{N}=\Delta\varepsilon_{\alpha N}-\beta_{i}(\Delta\varepsilon_{\alpha N}-\Delta\varepsilon'_{N}), \tag{12}$$

где β_{i} — универсальное значение β, устанавливаемое для каждого из 12 указанных интервалов значений N; $\Delta\varepsilon_{\alpha N}$, $\Delta\varepsilon_{N}$ — исходное и прогнозируемое значения упругой

или пластической составляющих деформации для граничных значений числа циклов каждого отдельного интервала αN и N.

Таблица 2 — Результаты обработки данных [4] по МБД

№	$\sigma_{\alpha t}$, МПа	$\sigma_{t э}$, МПа	αt, ч	$t э$, ч	$\lg\left(\frac{t\acute{y}}{\alpha t}\right)$	Δ_1, %	$\beta_э$
			Гладкие образцы				
1	105,5	72,0	1000	10000	1,000	–14,74	0,987
2	72,0	46,5	10000	100000	1,000	–15,92	1,008
3	46,5	40,0	100000	200000	0,301	–3,41	1,074
4	335,0	246,0	1000	10000	1,000	–4,97	1,143
5	246,0	185,0	10000	100000	1,000	–11,89	0,956
6	185,0	165,0	100000	200000	0,301	–1,23	1,18
7	165,0	156,0	200000	300000	0,176	–1,95	0,971
8	330,0	204,0	1000	10000	1,000	12,62	1,634
9	204,0	120,0	10000	100000	1,000	9,37	1,501
10	120,0	100,0	100000	200000	0,301	3,80	1,605
11	420,0	334,0	1000	10000	1,000	–9,18	0,958
12	334,0	228,0	10000	100000	1,000	1,80	1,352
13	228,0	197,0	100000	200000	0,301	2,85	1,588
14	377,0	298,0	1000	10000	1,000	–10,11	0,941
15	298,0	232,0	10000	100000	1,000	–12,30	0,908
16	232,0	218,0	100000	200000	0,301	–5,36	0,709
17	218,0	195,0	200000	300000	0,176	4,33	2,054
18	388,0	315,0	1000	10000	1,000	–12,10	0,854
19	315,0	238,0	10000	100000	1,000	–8,85	1,021
20	238,0	214,0	100000	200000	0,301	–0,99	1,195
21	214,0	192,0	200000	300000	0,176	3,97	1,989
			Надрезанные образцы				
22	115,0	80,0	1000	10000	1,000	–15,18	0,965
23	80,0	56,0	10000	100000	1,000	–21,04	0,872
24	400,0	235,0	1000	10000	1,000	22,03	1,894
25	235,0	145,0	10000	100000	1,000	6,62	1,455
26	145,0	127,0	100000	200000	0,301	–0,45	1,26
27	127,0	117,0	200000	300000	0,176	–0,01	1,298
28	350,0	200,0	1000	10000	1,000	22,94	1,873
29	200,0	102,0	10000	100000	1,000	25,76	1,776
30	102,0	82,0	100000	200000	0,301	6,86	1,809
31	384,0	250,0	1000	10000	1,000	9,44	1,578
32	250,0	163,0	10000	100000	1,000	1,89	1,348
33	440,0	360,0	1000	10000	1,000	–11,10	0,867
34	360,0	268,0	10000	100000	1,000	–5,56	1,119
35	268,0	240,0	100000	200000	0,301	–0,09	1,29
36	445,0	363,0	1000	10000	1,000	–10,68	0,883
37	363,0	250,0	10000	100000	1,000	2,21	1,367
38	250,0	228,0	100000	200000	0,301	–2,18	1,06

Примечание. Когда β = 1,5, S = 12,86%; когда β = 1,4, S = 11,43%; когда β = 1,3, S = 10,72%; когда β = 1,2, S = 10,86%; когда β = 1,1, S = 11,84.

Расчетные оценки (4) и (5) приведены в процентах.

Использование (10) после уточнений подтвердило практическую приемлемость концепции универсальных наклонов. Вместе с тем выполненные исследования привели к выводу, что универсальные значения наклонов должны устанавливаться для возможно более узких интервалов продолжительности или числа циклов нагружения. Соответственно было обосновано, что общий интервал $10^0…10^6$ циклов целесообразно рассматривать в виде отдельных интервалов $10^0…3\cdot10^0$; $3\cdot10^0…10^1$; $10^1…3\cdot10^1$; $3\cdot10^1…10^2$; $10^2…3\cdot10^2$; $3\cdot10^2…10^3$; $10^3…3\cdot10^3$; $3\cdot10^3…10^4$; $10^4…3\cdot10^4$; $3\cdot10^4…10^5$; $10^5…3\cdot10^5$; $3\cdot10^5…10^6$ циклов с определением для каждого из них универсального значения β, т.е. в целом характеристик β_i. Установленные такие характеристики представлены в табл. 3. Базовые циклические диаграммы в качестве примера приведены в табл. 4, 5. Дальнейшие исследования привели к выводу о необходимости уточнения установленных базовых циклических диаграмм, которые необходимы для оценки значений $\beta_э$, т.е. характеристик отклонений отдельных участков экспериментальных диаграмм от соответствующих участков базовых диаграмм.

Расчеты подтвердили высокую эффективность оценки сопротивления малоцикловой усталости сталей и сплавов по данным о $\sigma_в$, E, ψ с помощью критерия Менсона. Была также установлена целесообразность уточнения базовых циклических диаграмм и перехода, в частности, к оценке и анализу отклонений от базовых диаграмм. Такая целесообразность объясняется возможностями обеспечения дальнейшего устойчивого повышения точности рассматриваемой критериальной оценки Мэнсона, и, особенно, повышения точности учета роли выдержек в условиях ползучести.

Таблица 3 — Значения β_i для упругой ($\Delta\varepsilon_у$) и пластической ($\Delta\varepsilon_{пл}$) составляющих циклического нагружения в диапазонах $\alpha N…N$

$\alpha N…N$	β_i	$\Delta\varepsilon_у$	$\Delta\varepsilon_{пл}$
$10^0…3\times10^0$	β_1	0,8	4,4
$3\times10^0…10^1$	β_2	0,7	3,5
$10^1…3\times10^1$	β_3	0,6	2,6
$3\times10^1…10^2$	β_4	0,5	2,1
$10^2…3\times10^2$	β_5	0,45	1,8
$3\times10^2...10^3$	β_6	0,4	1,7
$10^3...3\times10^3$	β_7	0,3	1,6
$3\times10^3...10^4$	β_8	0,3	1,5
$10^4...3\times10^4$	β_9	0,3	1,4
$3\times10^4...10^5$	β_{10}	0,3	1,3
$10^5...3\times10^5$	β_{11}	0,3	1,2
$3\times10^5...10^6$	β_{12}	0,3	1,1

Таким образом, необходимость комбинированного учета рассматриваемых закономерностей, в частности, обосновывается на основе представлений о том, что важным условием эффективного развития прогнозирования ползучести и длительной прочности является согласованная при различных условиях нагружения более четкая конкретизация индивидуальных особенностей конкретных материалов. Такая конкретизация может быть достигнута на основе более полного, комплексного учета информативности характеристик кратковременной прочности, температур плавления, модулей упругости, пределов упругости и т.п.

В рамках такого исследования использовалось уравнение

$$\varepsilon^{1-\gamma\lg\dot{\varepsilon}} = \left[\frac{\frac{\sigma}{\sigma'}}{\left(1-\frac{r\varepsilon}{1+r\varepsilon}-\alpha\sigma t^{1/3}\right)\left(1+\frac{h}{\sigma^2}\varepsilon\right)^{n/2}}\right]^m, \qquad (13)$$

где $\varepsilon, \dot{\varepsilon}$ – деформация и скорость пластической деформации, h – характеристика деформационного упрочнения, r, α – характеристики деформационного и временного разупрочнения, σ_0 условное напряжение, σ' – напряжение, при котором скорость пластической деформации равна 1, $\gamma = 0{,}1$, m, n – постоянные.

Предположения о том, что ε = 1, временной поврежденностью можно пренебречь, приводят к формуле для описания кривых статического растяжения в виде

$$\sigma = \frac{(\sigma_T^2 + h\varepsilon)^{1/2}}{1 + r\varepsilon}, \tag{14}$$

где σ_T – предел текучести.

Таблица 4 — Универсальные диаграммы циклического упругого нагружения, рассчитанные по МБД для данных базовых значений $\Delta\varepsilon_y$

№	N, циклов												
	$1{,}0\times10^0$	$3{,}0\times10^0$	$1{,}0\times10^1$	$3{,}0\times10^1$	$1{,}0\times10^2$	$3{,}0\times10^2$	$1{,}0\times10^3$	$3{,}0\times10^3$	$1{,}0\times10^4$	$3{,}0\times10^4$	$1{,}0\times10^5$	$3{,}0\times10^5$	$1{,}0\times10^6$
1	2,0	1,566	1,222	0,996	0,823	0,699	0,595	0,532	0,470	0,419	0,369	0,328	0,288
2	1,9	1,485	1,157	0,943	0,778	0,660	0,561	0,502	0,443	0,311	0,273	0,241	0,212
3	1,8	1,405	1,093	0,889	0,732	0,621	0,528	0,471	0,416	0,292	0,256	0,226	0,198
4	1,7	1,324	1,029	0,835	0,687	0,582	0,494	0,441	0,389	0,273	0,239	0,211	0,185
5	1,6	1,244	0,965	0,782	0,643	0,544	0,461	0,411	0,362	0,254	0,222	0,197	0,172
6	1,5	1,164	0,900	0,729	0,598	0,506	0,428	0,381	0,336	0,235	0,206	0,182	0,159
7	1,4	1,084	0,837	0,677	0,554	0,468	0,396	0,352	0,310	0,217	0,190	0,167	0,146
8	1,3	1,004	0,774	0,625	0,511	0,430	0,364	0,323	0,284	0,199	0,174	0,153	0,134
9	1,2	0,925	0,711	0,572	0,467	0,393	0,332	0,295	0,259	0,181	0,158	0,139	0,121
10	1,1	0,845	0,648	0,521	0,424	0,356	0,300	0,266	0,234	0,164	0,143	0,125	0,109
11	1,0	0,766	0,586	0,470	0,382	0,320	0,269	0,239	0,209	0,146	0,127	0,112	0,097
12	0,9	0,687	0,524	0,420	0,340	0,284	0,239	0,211	0,185	0,129	0,112	0,099	0,086
13	0,8	0,609	0,462	0,369	0,298	0,249	0,209	0,184	0,161	0,113	0,098	0,086	0,074
14	0,7	0,531	0,401	0,319	0,257	0,214	0,179	0,158	0,138	0,096	0,083	0,073	0,063
15	0,6	0,453	0,341	0,270	0,217	0,180	0,150	0,132	0,115	0,080	0,070	0,061	0,052

Таблица 5 — Универсальные диаграммы циклического пластического нагружения, рассчитанные по МБД для данных базовых значений $\Delta\varepsilon_{пл.}$

№	N, циклов												
	$1{,}0\times10^0$	$3{,}0\times10^0$	$1{,}0\times10^1$	$3{,}0\times10^1$	$1{,}0\times10^2$	$3{,}0\times10^2$	$1{,}0\times10^3$	$3{,}0\times10^3$	$1{,}0\times10^4$	$3{,}0\times10^4$	$1{,}0\times10^5$	$3{,}0\times10^5$	$1{,}0\times10^6$
1	140,0	59,81	21,601	9,748	4,3011	2,1381	0,9306	0,4264	0,1745	0,077	0,032	0,015	0,006
2	130,0	54,01	18,749	8,214	3,5132	1,7025	0,7175	0,3191	0,1260	0,054	0,021	0,009	0,004
3	120,0	48,33	16,046	6,799	2,8075	1,3219	0,5371	0,2309	0,0875	0,036	0,014	0,006	0,002
4	110,0	42,79	13,500	5,506	2,1839	0,9950	0,3877	0,1602	0,0579	0,023	0,008	0,003	0,001
5	100,0	37,39	11,120	4,340	1,6422	0,7202	0,2671	0,1054	0,0361	0,013	0,004	0,002	0,000
6	90,0	32,17	8,918	3,303	1,1818	0,4954	0,1732	0,0647	0,0207	0,007	0,002	0,001	0,000
7	80,0	27,12	6,904	2,400	0,8017	0,3180	0,1033	0,0361	0,0106	0,003	0,001	0,000	0,000
8	70,0	22,28	5,095	1,635	0,5003	0,1850	0,0547	0,0175	0,0046	0,001	0,000	0,000	0,000
9	60,0	17,67	3,507	1,012	0,2749	0,0926	0,0240	0,0068	0,0015	0,000	0,000	0,000	0,000
10	50,0	13,32	2,161	0,535	0,1216	0,0356	0,0075	0,0017	0,0003	0,000	0,000	0,000	0,000
11	40,0	9,306	1,085	0,206	0,0339	0,0077	0,0010	0,0001	0,0000	0,000	0,000	0,000	0,000
12	30,0	5,681	0,314	0,029	0,0012	0,0001	0,0000	0,0000	0,0000	0,000	0,000	0,000	0,000

Предполагается также, что формула (14) может быть использована для описания мгновенного деформирования в виде

$$\sigma = \frac{(\sigma_y^2 + h_0 \varepsilon_{0п})^{1/2}}{1 + r\varepsilon_{0п}}, \qquad (15)$$

где σ_y – предел упругости, $\varepsilon_{0п}$ – пластическая составляющая деформации при нагружении, $h_{01} = h_0$ при $\sigma < \sigma_T$, $h_{02} = h_0$ при $\sigma > \sigma_T$.

Использование этих расчетных зависимостей позволило улучшить описание процесса малоцикловой усталости с выдержками, в процессе которых интенсивно развивались высокотемпературные релаксационные процессы.

В целом выполненные исследования свидетельствуют о целесообразности развития предлагаемого системного анализа закономерностей деформирования и разрушения жаропрочных сталей и сплавов при различных условиях нагружения на основе использования, в том числе, принципа базовых соотношений.

Литература

1. Кривенюк В.В. Прогнозирование ползучести и длительной прочности металлических материалов на сроки службы до 300000 ч и более // Пробл. прочности. -2003. -№ 4. -С. 104-120.
2. Писаренко Г.С., Кривенюк В.В. Новый подход к прогнозированию длительной прочности металлов // Доклады АН СССР. Механика.1990. Т.312 —№ 3. — С. 558—562.
3. Data sheets on the elevated-temperature properties of 18Cr-10Ni-Ti stainless steel // NRIM creep data sheet. Tokyo. – 1987. – No. 5B. – 32 p.
4. Diehl Herman, Granacher Jülich und Joachim. Ergebnisse aus Zeitstandversuchen bei 500 °C mit einer Beanspurchungsdauer bis über 300000 h // Archiv fur das Eisenhüttenwesen, 1978. -N 7. -P. 299-303.
5. Кривенюк В.В., Заслоцкая Л.А. О применении принципа базовых соотношений для анализа закономерностей циклического деформирования металлов и сплавов // Пробл. прочности. —2001. —№ 6. — С. 72—83.
6. Каталог данных по механическим свойствам и расчетным характеристикам конструкционных материалов в области малоцикловой усталости / МЦНТИ АН СССР Ин-т машиноведения им. А.А. Благонравова. — М., 1990. — 400 с. (Междунар. научн.-техн. комплекс «Надежность машин»).

МЕТОДЫ ОЦЕНКИ ДИССИПАТИВНЫХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

М.Е. Пруцков, А.Г. Колмаков, И.Ж. Бунин

METHODS OF ESTIMATION OF DISSIPATIVE PROPERTIES OF STEELS AT LOW TEMPERATURES

M.E. Prutskov, A.G. Kolmakov, I.Zh. Bunin

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия

Abstract. Use of the methodology of multifractal parameterization of structures, for conducting an estimate of habits of change in micromechanisms of shattering of steel at different temperatures of the testings, reflecting to dynamic loudspeaker of the latent dissipative processes. This method allows to present quantitatively not only an over-all configuration of structure for actual natural materials, but also inhomogeneity of allocation geometrical, physical, chemical, etc. characteristics, according to the nature of investigated structure that cannot be reached ordinary methods.

Методы оценки механических свойств сталей при низких температурах основаны на механических испытаниях модельных образцов. При проектировании металлических конструкций и оценке их остаточного ресурса используются стандартизированные характеристики материалов, полученные при проведении модельных испытаний и зависящие как от температуры испытаний, так и от состояния структуры материала. Развитие процессов охрупчивания при наличии нерегистрируемых дефектов может приводить к катастрофическим последствиям в условиях производств повышенной опасности, экологически опасных производств, при гидроиспытаниях и пр. Процессы охрупчивания приводят к ситуации, когда реальные свойства металла при данной температуре снижаются до уровня свойств, соответствующих более низким температурам. Наглядно такая ситуация представлена на рис.1, где приведена модельная кривая хрупкости и показаны смещение и деформация кривой вследствие протекания процессов охрупчивания. Величина эффективной вязкости разрушения (K_{IC}) при этом снижается $K_{c0} \rightarrow K_{ct}$, и трещиностойкость металла становится равной своей исходной величине при пониженной температуре. Поскольку в реальных изделиях всегда имеются дефекты, находящиеся за пределами чувствительности приборов дефектоскопического контроля, прочностные характеристики необходимо корректировать как с учетом пониженных температур, так и с учетом протекания процессов охрупчивания. Предлагается проводить коррекцию прочностных характеристик на коэффициент $K_{IC}^{эфф}/K_{IC}^{исх}$, определяемый по изменению температурной зависимости трещиностойкости. В общем случае учет охрупчивания следует проводить на основе анализа изменения характера (смещения и деформации) температурных зависимостей критических коэффициентов интенсивности напряжений (КИН) (при статическом и/или циклическом нагружении), J-интеграла, ударной вязкости, прочностных и пластических свойств.

Сталь 09Г2С в нормализованном состоянии широко используется в сварных конструкциях стационарных и транспортных объектов, работающих в условиях низких температур. Оценку механических (диссипативных) свойств стали 09Г2С при температурах –70… +20 ^{o}C проводили на гладких цилиндрических образцах с размерами рабочей части ∅3х15 мм после нормализации (930 ^{o}C) в ходе испытаний на одноосное растяжение (рис.2). Заметное уменьшение прочностных характеристик

наблюдали при температурах -40…-30 °С, в то время как падение пластических свойств - при температурах ≤-50 °С. Характер изменения механических свойств указывает, что хрупко-вязкий переход соответствует интервалу температур -50...-40 °С. При фрактографическом исследовании обнаружены следы макрорасслоений по границам зерен вдоль направления прокатки, предположительно связанных с возникшими в результате прокатки дорожками неметаллических включений.

Традиционно структуры материалов, в частности структуры поверхностей изломов изучаются с использованием количественных параметров, характеризующих отдельные элементы структуры. Известны так же методы фрактального анализа структур [2]. Привлечение концепции мультифракталов, основанной на использовании общего понятия меры, позволяет давать количественную оценку конфигурации исследуемой структуры в целом, а также вводить характеристики однородности и скрытой упорядоченности, что существенно дополняет традиционные методы количественной металлографии и фрактографии. Разработана оригинальная методика мультифрактальной параметризации структур [3], основу которой составляет теоретико-информационная интерпретация мультифрактального формализма [3,4]. Методика позволяет расчитывать мультифрактальные характеристики двумерных (2D) компьютерных изображений структур - спектр размерностей Реньи D(q) и f(α)-спектр и количественно оценивать характеристики однородности $f(q\to\infty)\cong f(q=40)=f_{40}$ и скрытой упорядоченности (периодичности) $\Delta_{40}=D_1-D_{40}$ структур. Применение данной методики для количественного описания структур изломов стали 09Г2С позволило выявить визуально неразличимые изменения в микромеханизмах разрушения стали при разных температурах испытаний, отражающие динамику скрытых диссипативных процессов.

T [°C]	$\sigma_{пц}$ [МПа]	$\sigma_{0,2}$ [МПа]	$\sigma_{в}$ [МПа]	$\psi_{р}$ [%]	ψ [%]
-70	365 ± 4	390 ± 7	524 ± 7	21 ± 2	53 ± 1
-60	344 ± 7	377 ± 7	517 ± 7	22 ± 1	60 ± 1
-50	339 ± 3	372 ± 7	510 ± 7	22 ± 1	63 ± 1
-35	327 ± 7	355 ± 5	498 ± 7	24 ± 3	65 ± 2
-25	315 ± 6	342 ± 7	474 ± 4	24 ± 3	66 ± 1
-15	311 ± 2	336 ± 3	466 ± 7	24 ± 3	68 ± 1
0	309 ± 7	335 ± 7	463 ± 7	24 ± 3	68 ± 1
20	307 ± 7	334 ± 2	462 ± 7	24 ± 3	68 ± 1

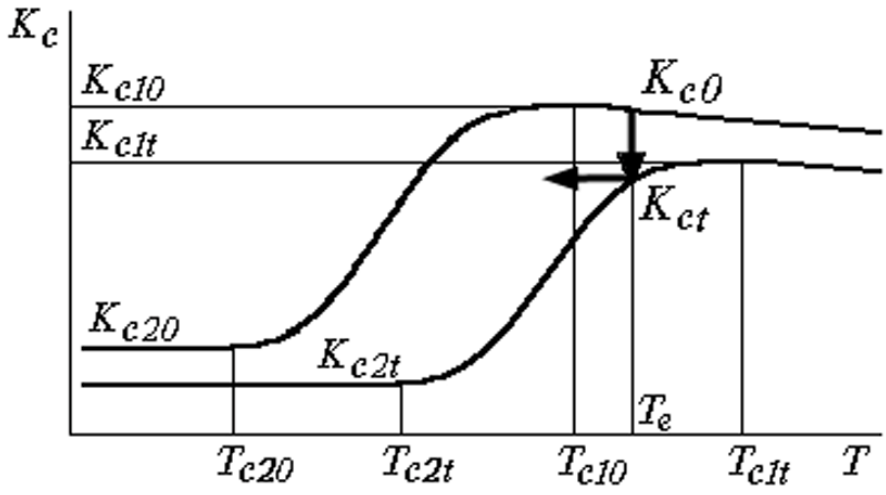


Рис.1. Смещение и деформация модельной кривой хрупкости [1].

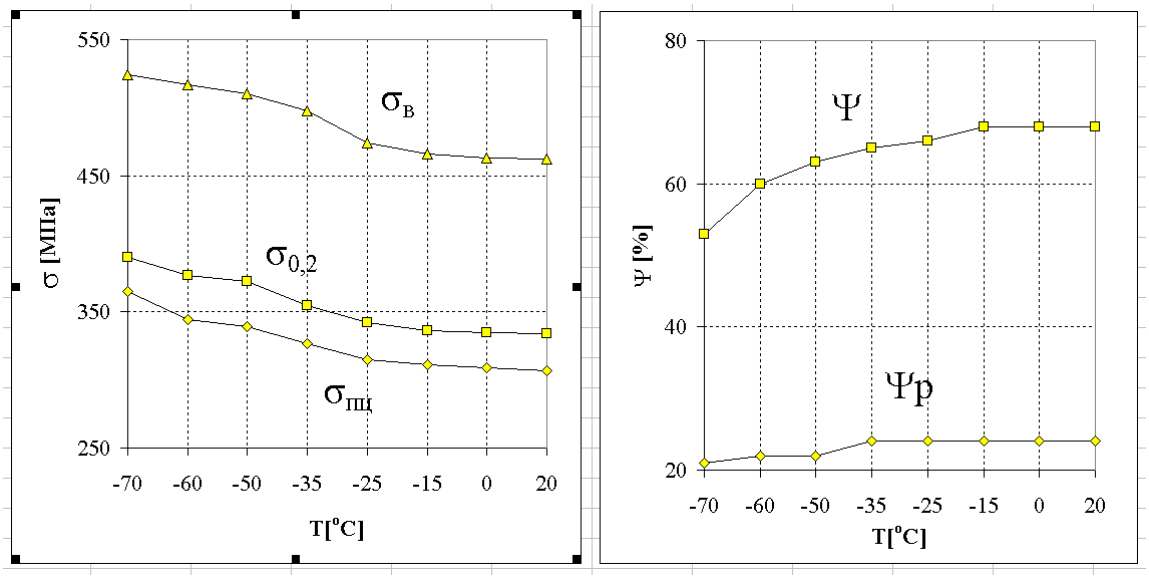


Рис.2. Температурная зависимость механических свойств стали 09Г2С.

Работа выполнена в рамках РФФИ 06-08-00704-а, при поддержке программ РАН ОХНМ-03 и «Фонда содействия отечественной науке».

Литература

1. Горицкий В.М., Встовский Г.В. // Безопасность труда в промышленности, 1997, №4, С.55-56.
2. Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А. Синергетика и фракталы в материаловедении. М.: Наука, 1994, 384 с.
3. Иванова В.С., Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Пименов В.Н. Мультифрактальный метод тестирования устойчивости структур в материалах. Интерконтакт "Наука", 2000.
4. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Терентьев В.Ф. Методология мультифрактальной параметризации структур материалов. Вестник ВГУ, серия Материаловедение, 1999 вып. 1, 6, С.46-52

DAMAGE ANALYSIS OF PRESSURE PIPES UNDER HIGH TEMPERATURE AND VARIABLE PRESSURE CONDITIONS

P. Arsenos, K. Zafiris, E. Kartsonaki, M. Kouskouti, K. Kyriakos, D. Papassalouros, D. Pavlou, N.V. Vlachakis

TEI Halkidas, Mechanical Engineerning Dept., 34400 Psahna, Halkida Evoia, Greece, email: dpavlou@teihal.gr

Absract. The problem of non-linear stress analysis of creeping reinforced pipes under constant pressure has been treated in a recent work [1]. In the present work, a damage accumulation analysis of the above problem is attempted taking into account the non-linear distribution of the stresses as well as non-linear damage accumulation under variable pressure and/or temperature conditions. For the stress analysis a non-linear differential equation is used to derive the stress concentration in critical locations of power pipes reinforced by rigid rings which are distributed along their axis. Due to step-wised temperature and internal pressure of the pipe, the damage accumulation is predicted by using a damage function specified with respect to damage parameter derived by the stress versus Larson-Miller coefficient curve. Advantages of the proposed methodology are:

(a) the 2-D creep stress analysis incorporates mechanical behaviours of material derived by uniaxial tests,

(b) the predicted damage accumulation due to the variable pressure takes into account the previous damage history as well as the loading order effect.

1. Introduction

The service conditions of pressure pipes in power plants often incorporate high temperature and step-wised variable pressure. To perform life-time prediction due to these creep-fatigue interaction phenomena two stages should be followed: (a) non-linear (due to creep) stress analysis of the pressure pipes, and (b) non-linear damage accumulation prediction. Concerning the first stage, to perform stress analysis for biaxial loading of the creeping walls of a pressure pipe, a non-linear bending theory will be used. Due to a non-linearity in the material behaviour the corresponding boundary-value problem results in a sixth-order no-linear differential equation which - after phenomenological simplifications and mathematical treatment -is reduced to a fourth order non-linear one. Because of the lack of analytical solution, this non-linear ODE is solved using the finite differences method (F.D.M). The derived stress field is associated by the dependency of the internal pressure by the time. Due to the superposition of high temperature with the variable step-wised stress conditions, creep-fatigue interaction phenomena are taking place. The total damage can be considered to be equal to the sum of the damage increments corresponding to each individual loading step. Failure occurs when the total accumulated damage reaches a critical value. The prediction of accumulated damage through above concept pre-assumes the selection of a suitable damage function. A large number [2-5] of damage accumulation models have been published, recognising as damage functions sensitive material properties or internal stress or inelastic strain parameters resulting in more or less successful life-time prediction. However, most of them are limited for constant uniaxial loading and temperature conditions. In the present work, the use of a recent non-linear creep-fatigue damage accumulation rule developed by Pavlou [6], incorporating parameters of constant stress and temperature creep tests, is attempted for the prediction of the remaining life of a step-wised loaded reinforced pipe under high temperature.

2. Formulation of the problem

An axisymetric thin-walled pipe reinforced by rigid rings (Fig. 1) is considered to be loaded with step-wised internal pressure under high temperature. The rigid rings are considered to be periodically distributed along the pipe while the distance between the rings is L. The boundary conditions of the problem can be summarised as follows:

$$w(0) = 0 \tag{1}$$

$$w(L) = 0 \tag{2}$$

$$w'(0) = 0 \tag{3}$$

$$w'(L) = 0 \tag{4}$$

$$w'(L/2) = 0 \tag{5}$$

$$w(\alpha) = w(L-\alpha), \qquad 0 \le \alpha \le L \tag{6}$$

$$w'(\alpha) = -w'(L-\alpha), \qquad 0 \le \alpha \le L \tag{7}$$

In above equations the magnitudes *w* and *w'* denote the radial displacement and its derivative with respect to *x*.

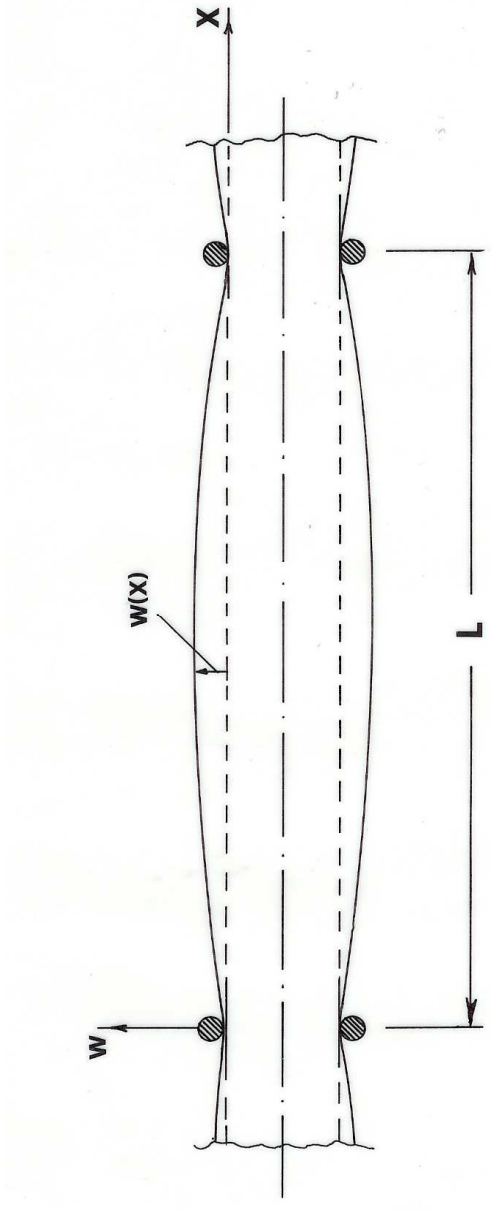


Figure 1: Geometry and coordination system of the pipe

3. Material behaviour

Due to the high temperature condition the relation between the stress and strain can be described by a creep law. Because of the short period of the primary and tertiary creep, the stress analysis will be performed with the aid of the well known Norton-Bailey steady state creep rule:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = Ae^{-Q_c / R_g T}\sigma^n \tag{8}$$

Where ε is the strain, σ is the stress, T is the temperature, Q_c is the activation energy for creep (J/mole), R_g is the universal gas constant (8.31 J/mole K) and A, n are material constants derived by uniaxial creep tests.

4. Stress analysis

To perform stress analysis of the pressure pipe shown in Fig. 1, the equilibrium of a longitudinal strip of length L and unit width is considered (Fig. 2). It is well known [7] that

$$\varepsilon = yw'' \tag{9}$$

Considering the Norton-Bailey rule given by the Eq. (8), the above equation can be written:

$$Ae^{-Q_c / R_g T}\sigma^n t = yw'' \tag{10}$$

Let

$$Ae^{-Q_c / R_g T} = B \tag{11}$$

Then Eq.(10) can be written:

$$\sigma = \left(\frac{w''}{Bt}\right)^{1/n} y^{1/n} \tag{12}$$

Combination of the above equation with the following equilibrium condition for the bending moment M

$$M = \int_F y\sigma dF \tag{13}$$

results to the equation:

$$M = \frac{J}{(Bt)^{1/n}}(w'')^{1/n} \tag{14}$$

Where J is given by:

$$J = \int_F y^{\frac{1}{n}+1} dF \tag{15}$$

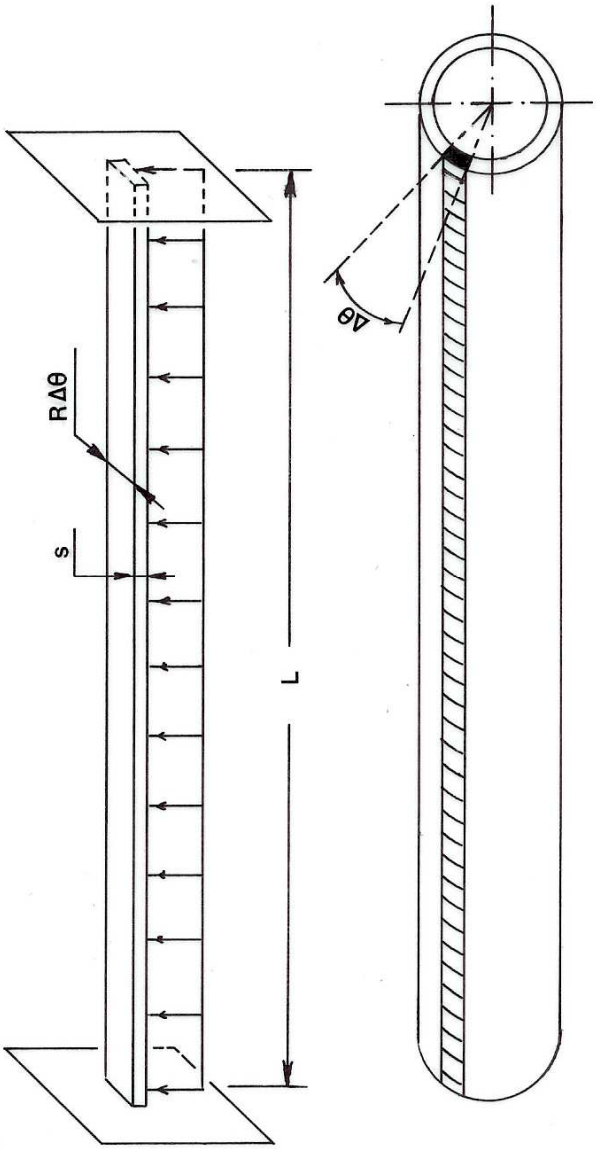


Figure 2: Equilibrium of a wall's material strip

With the aid of Eq. (14), the following equilibrium equation

$$q = \frac{d^2 M}{dx^2} \tag{16}$$

can be written:

$$\frac{J/n}{(Bt)^{1/n}} \left((w'')^{\frac{1}{n}-1} w''' \right)' = q \tag{17}$$

where q is the distributed load due to the action of the internal pressure q^{**} and the reaction q^{*} of the wall resistance:

$$q = q^{**} - q^{*} \tag{18}$$

It has been proved [1] that

$$q^{**} = 2\pi RP(t) \tag{19}$$

and

$$q^* = \frac{2\pi s}{(BRt)^{1/n}} w^{1/n} \tag{20}$$

where P(t) is the internal pressure and s the wall thickness.

Combining the Eqs. (17)–(20) the following non-linear differential equation is resulted:

$$(J/n)\left(w''^{\frac{1}{n}-1} w''' \right)' + \left(2\pi s R^{-1/n}\right) w^{1/n} = 2\pi R P_o (Bt)^{1/n} \tag{21}$$

Linearizing the non-linear reaction q^* by the simulation of the real wall strip with a substitute one that accumulates the same strain energy [1] the following simplification of the Eq. (21) can be achieved:

$$g'''' + \beta\, g^n = 0 \tag{22}$$

where

$$g = (w'')^{1/n} \tag{23}$$

and

$$\beta = \frac{n}{n+1}\frac{4\pi s}{RJ}\varepsilon_f^{\frac{1-n}{n}} \tag{24}$$

In Eq. (24), ε_f denotes the material's tensile ductility. Taking into account the Eq. (23), the boundary conditions given by the Eqs. (1) – (7), can be written:

$$g''(0) = m \tag{25}$$
$$g''(L) = m \tag{26}$$
$$g'''(0) = 0 \tag{27}$$
$$g'''(L) = 0 \tag{28}$$
$$g'''(L/2) = 0 \tag{29}$$
$$g'''(\alpha) = -g'''(L-\alpha), \qquad 0 \le \alpha \le L \tag{30}$$

where

$$m = \frac{2\pi R P(t)(Bt)^{1/n}}{J} \tag{31}$$

5. Damage accumulation

The damage accumulation of a metal subjected to constant stress can be described with an experimental curve relating the loading parameters σ, T with the life through the Larson – Miller parameter [8]:

$$P_f = T(C + \log t_f) \tag{32}$$

where C is a constant coefficient independent from σ and T for a wide variety of metals. The above curve can be approximated by a straight line (Fig. 3). At each point along the log(σ)-P_f curve, creep failure occurs after loading time t_f. Therefore, the log(σ)-P_f curve is an isodamage line corresponding to damage state 100%. It can be postulated [6] that the

accumulated damage of a material subjected to loading conditions σ, T for time $t < t_f$ should be defined as:

$$D = \frac{\tan\theta_i}{\tan\theta_f} \tag{33}$$

where θ_i is the slope of an isodamage line and θ_f is the slope of the log(σ)–P_f line (Fig. 4). Then, the damage function D has two end values: D=0 when θ_i=0 (undamaged state) and D=1 when $\theta i=\theta_f$ (creep failure). Following above concept it has been proved [6] that the corresponding damage accumulation rule has the following form:

$$\left(\cdots \left(\left(\left(\frac{t_1}{t_{f_1}} \right)^{q_{1,2}} + \frac{t_2}{t_{f_2}} \right)^{q_{2,3}} + \frac{t_3}{t_{f_3}} \right)^{q_{3,4}} + \cdots + \frac{t_{k-1}}{t_{f_{k-1}}} \right)^{q_{k-1,k}} + \frac{t_k}{t_{f_k}} = 1 \tag{34}$$

where

$$q_{k-1,k} = \frac{T_{k-1}\log(\sigma_k / \sigma_e)}{T_k \log(\sigma_{k-1} / \sigma_e)} \tag{35}$$

and σ_e is a fitting parameter derived by short two-stage creep-fatigue tests.

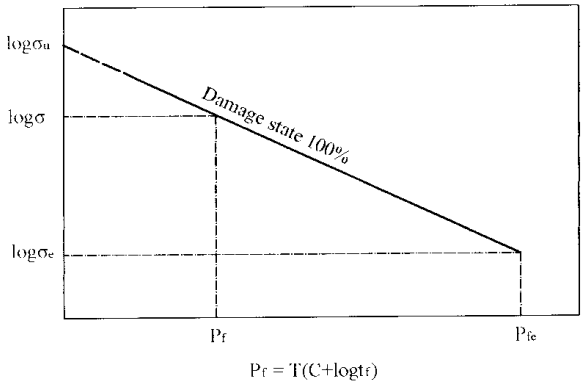


Figure 3: Stress versus Larson Miller parameter schematic diagram

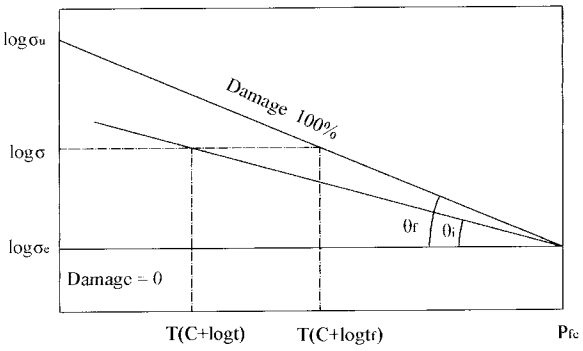


Figure 4.

6. Numerical example

A pipe with geometrical parameters L=9.5m, R=0.26m and s=7mm can be considered to be loaded by the two stage loading. The used material for the pipe is the steel X8CrNiMoNb1616. For this material the Norton – Bailey parameters have been obtained by the ref. [9] and take the values n=6.43 and $B=3.85\text{x}10^{-33}$ (for $A=3.5\text{x}10^{-19}$ h^{-1}, Q_c=260 KJ/mole, R_g=8.314 J/mole.grad, T=973 K). In table 1 are summarized the two types of stress histories of the external surface of the section x=L/2: (a) H-L type where the stress of the first loading stage is grater than the stress of the second one (i.e. $\sigma_1>\sigma_2$), and (b) L-H type with the opposite load sequence (i.e. $\sigma_2>\sigma_1$). According to the ref. [6] the corresponding damage accumulation rule have the following form:

$$\left(\frac{t_1}{t_{f1}} \right)^{\frac{T_1 Log(\sigma_2 / p)}{T_2 Log(\sigma_1 / p)}} + \frac{t_2}{t_{f2}} = 1 \tag{36}$$

where p=184.93 MPa and $T_1=T_2$=973 K.

Table 1: Two-stage loading data

	H-L		L-H	
	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)
Case 1	170	150	150	170
Case 2	150	130	130	150
Case 3	130	110	110	130

Let the consumed life t_1/t_{f1} for each case is t_1/t_{f1}=0.2, 0.4, 0.6, 0.8. Then, with the aid of the Table 1 and the Eq. (36), the results shown in Fig. 5(a),(b),(c) can be obtained. This figure demonstrates that the damage is accumulated non-linearly. In contrast with the well known Robinson's rule which assumes that

$$\frac{t_1}{t_{f1}} + \frac{t_2}{t_{f2}} = 1 \tag{37}$$

above results indicated that

$$\frac{t_1}{t_{f1}} + \frac{t_2}{t_{f2}} < 1 \tag{38}$$

for the L-H loading types, while

$$\frac{t_1}{t_{f1}} + \frac{t_2}{t_{f2}} > 1 \tag{39}$$

for H-L. This means that a linear consideration of damage accumulation (Eq. (37)) overestimates the remaining life for the L-H type while provides conservative predictions with the H-L. This conclusion is in accordance with the non-linear evolution of creep mechanisms. Especially, the deviation by the linear evolution is increased when the ratio σ1/σ2 decreased for the H-L loading type and increased for the L-H.

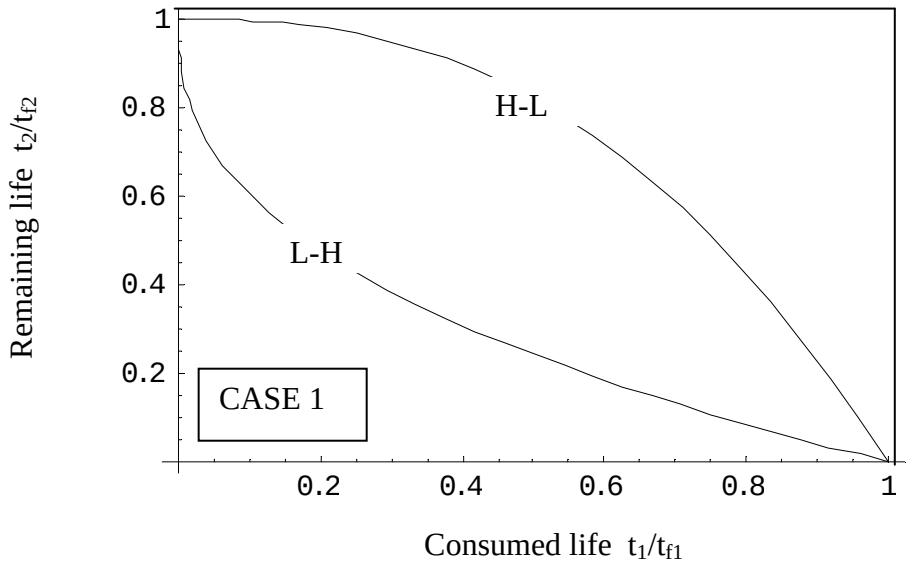


Fig. 5(a)

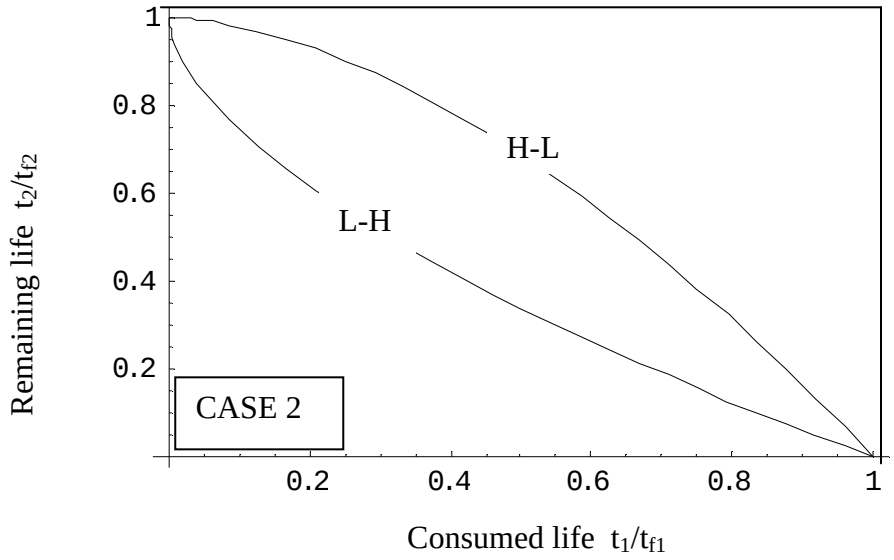


Fig. 5(b)

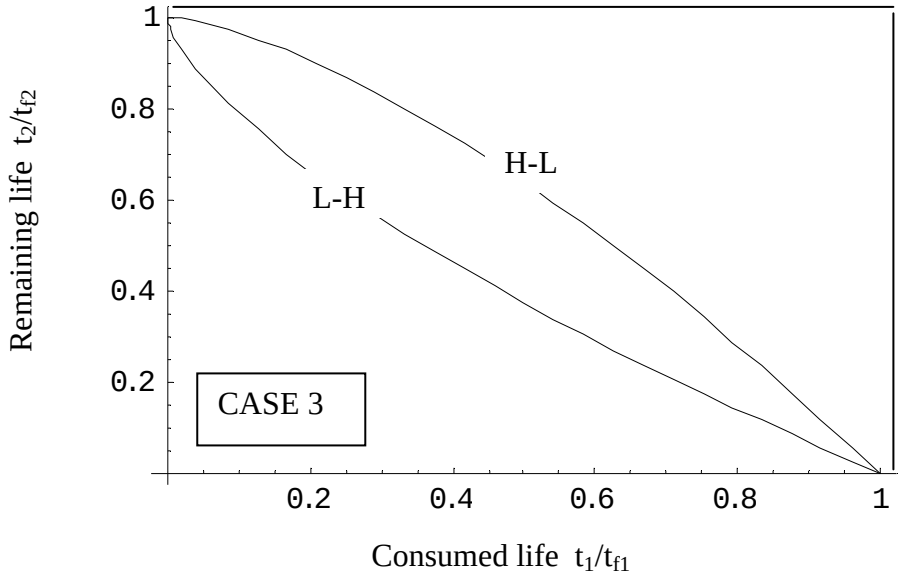


Fig. 5(c)

Figure 5: Presentation of isodamage lines

7. Conclusions

1. A non-linear stress analysis have been performed for the description of the stress/displacement field of a reinforced pipe under constant creep conditions.
2. A non-linear damage accumulation model have been used for creep-life prediction of a pipe under variable creep conditions.
3. An example of remaining life prediction for a specific point of a pipe subjected in two-stage loading have been treated. To this end, two loading types has been examined: (a) the L-H loading type where the stress level of the first stage is lower than the stress stage of the second level, and (b) the H-L loading type with opposite sequence.
4. The predictions for the L-H type indicated that the sum of the consumed and the remaining normalized life $t_1/t_{f1}+t_2/t_{f2}$ is lower than the unity while for the H-L type the corresponding sum is greater than unity. Furthermore, the deviation of the predicted

damage accumulation by the linear evolution is increased when the ration σ_1/σ_2 is decreased for the H-L loading type and increased for the L-H.

References

[1] D.G. Pavlou, N.V. Vlachakis, Ch. Tsitouras, M.G. Pavlou, A. Fatsis, Creep sagging analysis of pressure pipes, Computational Materials Science, 36 (2006) 303-309.
[2] J. Pamin, Gradient plasticity and damage models: a short comparison, Computational Materials Science, 32 (2005) 472-479.
[3] J. Lemaitre, R. Desmorat, Engineering damage mechanics, Berlin: Springer, 2005.
[4] J. Betten, Creep mechanics, Berlin: Springer, 2002.
[5] J. Lemaitre, Handbook of materials behaviour models, N.Y.: Academic press, 2001.
[6] D.G. Pavlou, Creep life prediction under stepwise constant uniaxial stress and temperature conditions, Engineering Structures, 23 (2001) 656-662.
[7] A.P. Boresi, O.M. Sidebottom, Advanced Mechanics of Materials, Wiley, 1985.
[8] F.H. Norton, Creep of steel at high temperatures, Mc Graw Hill, N.Y., 1929.
[9] S.G. Pantelakis, Kriechverhalten metalliscer Werkstoffe bei zeitveraenderlicher Spannung, Ph.D Thesis, RWTH-Aachen, 1983.

Section 2 ENVIRONMENTAL (CORROSIVE MEDIUM, TEMPERATURE, LOADING WAVEFORM, ETC.) EFFECTS ON THE FATIGUE CRACK PROPAGATIONPHYSICAL

Секція 2 РОЗВИТОК ВТОМНИХ ТРІЩИН ІЗ УРАХУВАННЯМ ВПЛИВУ КОРОЗІЙНОГО СЕРЕДОВИЩА, ТЕМПЕРАТУРИ, ВИДУ НАВАНТАЖЕННЯ ТА ІНШИХ ФАКТОРІВ

ВЛИЯНИЕ ФРЕТТИНГ-КОРРОЗИИ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

А.И. Духота, М.В. Киндрачук, В.Ф. Лабунец

THE INFLUENCE OF FRETTING-CORROSION ON THE FATIGUE STRENGTH OF TITANIUM ALLOYS

A.I. Dukhota, M.V. Kindrachuk, V.F. Labunets

Национальный авиационный университет, Украина

Abstract The results of the executed researches of BT1-0, OT4, BT8, BT3-1 titanium alloys fretting-fatigue strength was represented. Influence of vibro–contact loading parameters, nature of the attended materials, level of initial strength and structure of alloys on the degree of their fatigue strength reduction under the action of fretting-corrosion was showed. Directions of the titanium alloys fretting-fatigue further researches was determined.

Актуальность вопроса.

Титановые сплавы находят широкое применение в различных отраслях техники благодаря, прежде всего, их высокой удельной прочности и коррозионной стойкости. Однако, независимо от системы легирования, структуры, уровня прочности и твердости сплавы на основе титана имеют низкие триботехнические свойства и склонны к схватыванию и налипанию при трении [1–3]. По этой причине считается невозможным применение титановых сплавов в узлах трения без определенной упрочняющей поверхностной обработки или защитного покрытия.

Вместе с тем, анализ состояния деталей современных машин, в первую очередь авиационной техники, показывает, что имеется значительное количество деталей из титановых сплавов, которые выходят из строя из-за поверхностного или объемного разрушения вследствие развития в сопряжении фреттинг-коррозии [4; 5].

Необходимым условием возникновения фреттинг-коррозии, как известно [4], является относительное циклическое микроперемещение контактирующих поверхностей. Такое перемещение может возникать в результате знакопеременного нагружения детали. В этом случае фреттинг-коррозия приводит не только к износу, но и к более быстрому усталостному разрушению.

Результаты экспериментов и их обсуждение.

С целью оценки влияния основных факторов, определяющих интенсивность развития фреттинг-коррозии, а также факторов, определяющих общий уровень усталостной прочности титановых сплавов, на их разупрочнение при фреттинг-усталости, проведены усталостные испытания образцов из различных титановых сплавов с предварительным нанесением на рабочую поверхность фреттинг-повреждения и при одновременном сочетании фреттинга с объемным циклическим нагружением по специальной методике. При раздельных испытаниях варьировалась удельная контактная нагрузка, амплитуда относительного перемещения, количество циклов фреттинга. При испытании по комбинированной методике применялись накладки из различных материалов и образцы с различной структурой, полученной путем термической обработки. В комплексе такая методика проведения эксперимента позволила определить влияние параметров виброконтактного нагружения, природы сопряженных материалов и структуры сплавов на степень снижения их усталостной прочности в результате разупрочняющего действия фреттинг-коррозии.

На рис. 1 приведены результаты, полученные при испытании сплавов, имеющих различный исходный уровень усталостной прочности. Как видно, степень снижения предела усталости под действием фреттинг-коррозии повышается с увеличением исходной прочности сплава. При принятых условиях нагружения $\sigma_{-1}^{ф}/\sigma_{-1}$ снижается от 0,87 для сплава ВТ1-0, имеющего наименьшую прочность, до 0,64 для ВТ8 – одного из наиболее высокопрочных титановых сплавов.

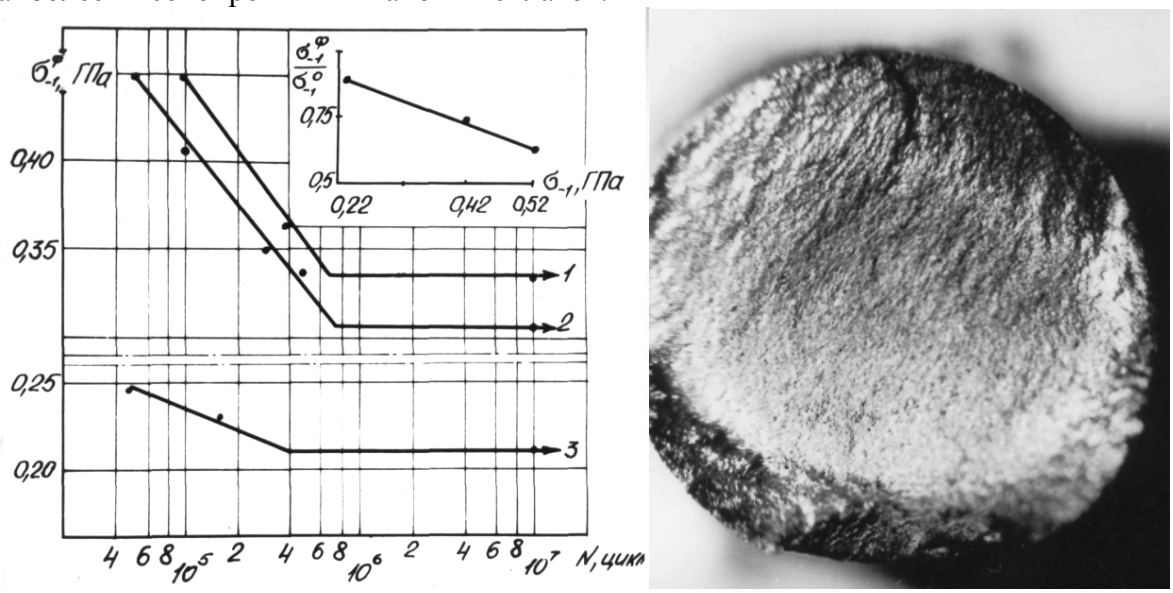


Рис. 1. Диаграмма выносливости сплавов ВТ8 (1), ОТ4 (2), ВТ1-0 (3) и изменение степени их разупрочнения при фреттинг-усталости в зависимости от исходной величины предела усталости (испытание по раздельной методике с предварительным нанесением на рабочую поверхность образцов фреттинг-повреждений: P = 19,6 МПа; A = 125 мкм; ν = 25 Гц; T = 293 K; N = $2 \cdot 10^5$ цикл. Материал накладок - сталь 45, термообработанная на твердость H_V = 5,9 ГПа).

Влияние фреттинг-коррозии на усталостную прочность металлов определяется, в основном, двумя факторами [4; 6]. Во-первых, образованием в поверхностном слое субмикро- и микротрещин, развитие которых под действием объемной циклической нагрузки вызывает в конечном счете разрушение. Во-вторых, возникновение в месте

фреттинг-повреждения концентрации напряжений вследствие износа и повышения шероховатости поверхности. Действие этих факторов, как правило, суммируется. Более высокую чувствительность к повреждению фреттинг-коррозией сплавов с большей прочностью, в этом случае, можно объяснить большей чувствительностью их к концентрации напряжений, а также увеличением скорости распространения фреттинговых трещин при увеличении действующей динамической нагрузки.

О развитии разрушения от локальных поверхностных объемов, расположенных в зоне фреттинг-повреждения, свидетельствует направление распространения усталостных трещин (рис. 2). На поверхности изломов при фрактографическом исследовании наблюдается несколько зон, характерных обычно для фреттинг-усталости [7].

1 - зона наклонного распространения фреттинговой трещины;

2 - зона распространения трещины перпендикулярно оси образца;

3 - зона статического долома.

Распространение трещин в каждой из этих зон происходит при разном напряженно-деформируемом состоянии, что проявляется в изменении микрорельефа поверхности излома.

Удельная контактная нагрузка и амплитуда относительного перемещения при их изменении в пределах P = 9,8...29,4 МПа и A = 50...200 мкм существенно не влияют на величину предела усталости, определяемого по результатам испытаний образцов с предварительным нанесением на рабочую поверхность фреттинг-повреждений. Снижение темпа падения усталостной прочности сплавов ВТ8 и ВТ3-1 при увеличении удельной нагрузки свыше 50 МПа при амплитуде фреттинга A = 11 мкм и незначительное его изменение при амплитудах, превышающих 10 мкм, отмечено также в работе [8].

Согласно данным [8], наиболее значительное падение предела усталости происходит при повышении удельного давления до 10 МПа и амплитуды относительного перемещения до 10 мкм. Их дальнейшее увеличение, хотя и сопровождается увеличением силовой нагруженности поверхностных микрообъемов металла в зоне контакта, однако, по-видимаму, не вызывает их качественно новой структурной повреждаемости.

Зарождение поверхностных субмикро- и микротрещин происходит уже на раннем этапе фреттинг-коррозии. Об этом свидетельствует резкое падение усталостной долговечности на начальной стадии формирования фреттинг-повреждения (рис. 3). После $N = 5 \cdot 10^4$ циклов фреттинга, несмотря на увеличение глубины повреждения (износа), остаточная долговечность при испытании с постоянным напряжением существенно не изменяется.

Таким образом, можно заключить, что влияние параметров, определяющих интенсивность развития фреттинг-коррозии - нагрузки, амплитуды относительного перемещения, количества циклов фреттинга на выносливость и циклическую прочность титановых сплавов при фреттинг-усталости, определяется стадией зарождения усталостной трещины и мало зависит от величины износа.

На рис. 4 приведена диаграмма выносливости сплава ВТ8 при комбинированных испытаниях на фреттинг-усталость в одноименной паре, в паре с бронзой БрАЖ9-4, дюралюминием Д16Т, сталью 45. Как видно, по степени снижения усталостной долговечности титанового сплава при напряжениях, лежащих выше точек 0, 0', материалы располагаются в следующей последовательности:

БрАЖ9-4 → Д16Т → сталь 45 → ВТ8.

При напряжениях, лежащих ниже точек 0, 0', по степени снижения предела усталости (на базе $5 \cdot 10^6$ цикл.) материалы располагаются в такой последовательности:

Д16Т → БрАЖ9-4 → ВТ8 → сталь 45.

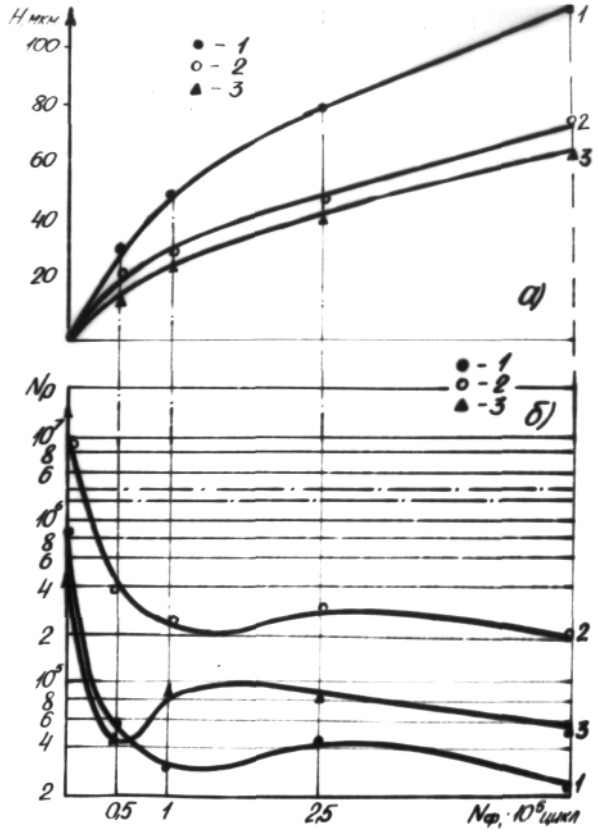


Рис.3. Зависимость величины износа (а) и остаточной долговечности образцов (б) от количества циклов вибронагружения при предварительном нанесении на рабочую поверхность фреттнинг-поврежденнй: 1 – ВТ8; 2 - ВТ1-0; 3 - ОТ4. Испытания в паре со сталью 45 при 2 - Р = 19,6 МПа; А = 150 мкм; 2,3 - Р = 19,6 МПа; А = 100 мкм; ν = 25 Гц; Т = 293 К.

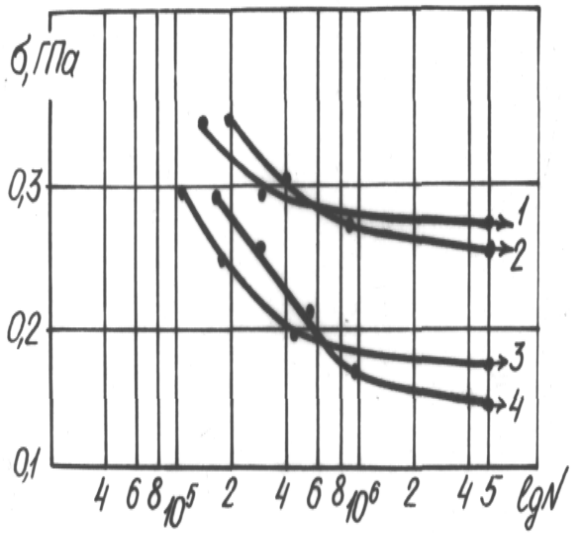


Рис. 4. Диаграмма выносливос-ти сплава ВТ8 при комбинирован-ных испытаниях на фреттинг-усталость в паре со сплавом Д16Т (1), бронзой БрАЖ9-4 (2), сплавом ВТ8 (3) и сталью 45 (4).

Сопоставление подученных данных с данными по износу показывает, что влияние природы сопряженных материалов на фреттинг-усталость и износ сплава ВТ8 не одинаково. Так, при напряжениях, лежащих ниже точки 0, усталостная долговечность при испытании в паре со сталью 45 выше, чем в одноименной паре, в то время как интенсивность изнашивания в одноименной паре значительно ниже. В паре со сплавом Д16Т износ титанового сплава выше, чем в паре с бронзой, однако степень снижения предела усталости в паре с Д16Т меньше. Следует отметить, что при контактировании с бронзой и сплавом Д16Т усталостная прочность титанового сплава, в целом, значительно выше, чем в одноименной паре и в паре со сталью 45.

Бронза БрАЖ9-4 и сплав Д16Т по сравнению со сплавом ВТ8 имеют более низкую твердость. Поэтому основной объем повреждения при их взаимодействии приходится не на титановый сплав, а на материал накладки, что хорошо согласуется с ранее описанным характером разрушения контактирующих поверхностей. При испытаниях в одноименных парах повреждения распределяются поровну между образцом и накладкой, а в паре со сталью 45, твердость которой значительно выше, преимущественно на титановом сплаве.

Различное влияние природы сопряженных материалов на фреттинг-усталость при разном уровне циклического нагружения можно объяснить различным механизмом зарождения усталостных трещин. При напряжениях, лежащих выше точек 0, 0', за усталостное разрушение, по-видимому, ответственны адгезионные процессы,

развивающиеся в результате разрушения естественной окисной пленки на пятнах фактического контакта и приводящие к образованию усталостных трещин, способных к дальнейшему развитию уже в начальный период фреттинга.

В пользу высказанного предположения говорит то, что степень снижения усталостной долговечности титанового сплава имеет определенную связь с его склонностью к схватыванию с материалом накладки, которая может быть оценена по разности параметров кристаллической решетки металлов, являющихся основой исследуемых сплавов [9; 10]. В порядке уменьшения разности параметров кристаллической решетки с титаном металлы располагаются в следующей последовательности:

$$Fe \rightarrow Cu \rightarrow Al \rightarrow Ti.$$

В этом же направлении в группе материалов БрАЖ9-4, сплав Д16Т и сплав ВТ8, сталь 45 уменьшается степень снижения усталостной долговечности титанового сплава.

При напряжениях, лежащих ниже точек 0, 0', повреждения, образующиеся в результате разрушения адгезионных связей в начальный период фреттинга, вероятно, недостаточны для развития их в магистральную трещину. Разрушение в этих условиях, по-видимому, начинается на более позднем этапе фреттинга, когда между сопряженными поверхностями образуются более прочные адгезионные связи в результате развития диффузии или появятся достаточные коррозионные повреждения. Интенсивность схватывания зависит от времени непрерывного контактирования и скорости диффузии. Последняя пропорциональна контактной разности потенциалов между сопряженными материалами, которая, в свою очередь, определяется расположением металлов в ряду Вольта и уменьшается в направлении $Ti - Al \rightarrow Ti - Fe \rightarrow Ti - Cu \rightarrow Ti - Ti$. В этом же направлении снижается предел усталости при испытании титанового сплава в парах БрАЖ9-4, сплав Д16Т и сплав ВТ8, сталь 45. На существование связи между контактной разностью потенциалов и усталостной прочностью металлов при фреттинг-усталости впервые указано в работе [11].

Снижение степени падения предела фреттинг-усталости в указанном направлении можно объяснить также влиянием коррозионного фактора, действие которого определяется интенсивностью развития коррозионных процессов и, исходя из электрохимической природы фреттинг-коррозии [4], зависит от разности электродных потенциалов и электрохимической активности контактирующих материалов.

Определение взаимосвязи фреттинг-усталостной прочности со структурой и видом термической обработки проводилось на сплаве ВТ3-1 при комбинированных испытаниях в паре с БрАЖ9-4. Исследовались образцы в отожженном и термически упрочненном (закалка + старение) состоянии с равноосной и пластинчатой структурой. Режимы термической обработки, соответствующий им тип структуры и значение пределов усталости приведены в таблице 1.

Как видно, упрочняющая термическая обработка обеспечивает значительное повышение усталостной прочности титанового сплава как в условиях чистой усталости, так и при фреттинг-усталости. При фреттинг-усталости во всем диапазоне исследованных напряжений усталостная долговечность образцов с пластинчатой структурой выше, чем с равноосной (рис. 5). Так как твердость образцов после термической обработки, обеспечивающей получение равноосной и пластинчатой структуры, практически не отличалась, а прочность последних даже несколько ниже, можно предположить, что влияние структуры на фреттинг-усталость определяется не стадией зарождения усталостной трещины, а стадией ее распространения. Более высокую долговечность образцов с пластинчатой структурой, в этом случае, можно объяснить меньшей скоростью распространения усталостных трещин вследствие их ветвления, что приводит к увеличению фактической длины усталостных трещин и требует большей затраты энергии на разрушение [12]. Высказанное предположение

подтверждается данными фрактографического анализа усталостных изломов. Как видно из рис. 6, траектория распространения усталостных трещин у образцов с пластической структурой, в отличие от образцов с равноосной структурой, может резко изменяться даже в пределах одного зерна, что связано с изменением ориентировки пластин α - фазы.

Таблица 1

Режим термической обработки, соответствующий им тип структуры и значение пределов усталости сплава ВТ3-1, при комбинированных испытаниях на фреттинг-усталость в паре с БрАЖ9-4

№ п/п	Режим термической обработки	Тип структуры	Предел усталости σ_{-1}, ГПа	Предел фреттинг-усталости, $\sigma_{-1}^{ф}$, ГПа	$\sigma_{-1}^{ф}/\sigma_{-1}$
1.	Нагрев до 1173 К, 1 ч, перенос на 923 К, 2ч, воздух	Равноосная	50	25	0,5
2.	Нагрев до 1323 К, 1 ч, воздух + нагрев до 1173 К, 1 ч, перенос на 923 К, 2 ч, воздух	Пластин-чатая	45	27,5	0,61
3.	Закалка с 1153 К в воде + старение на 923 К, 2ч, воздух	Равноосая	62	30	0,49

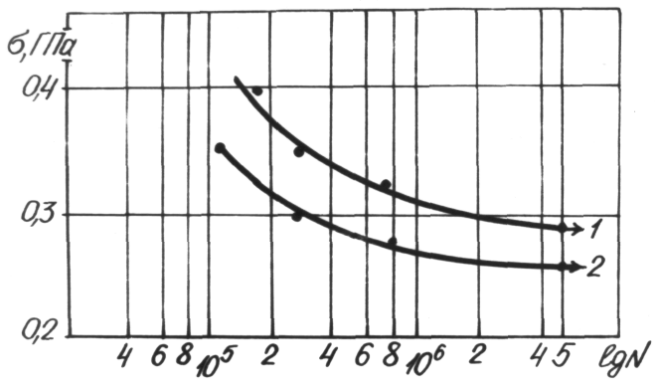
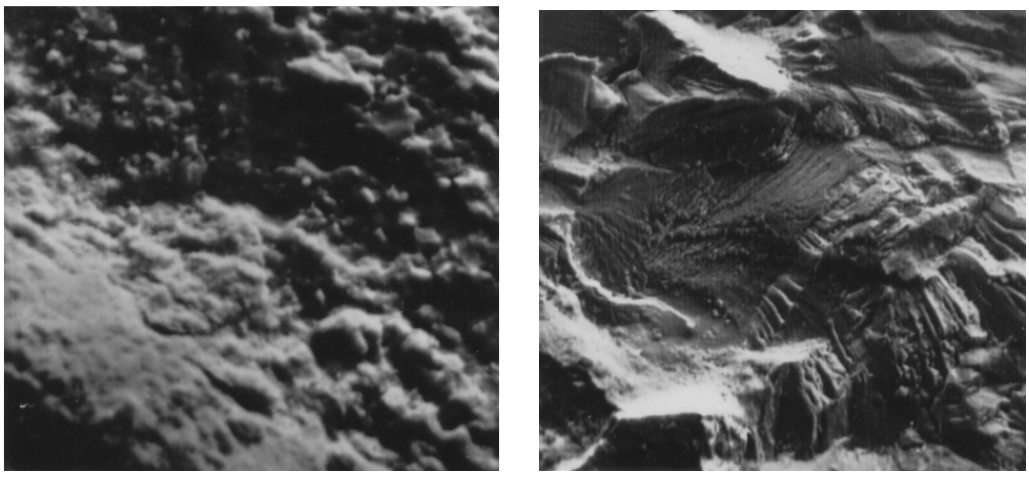


Рис. 5. Диаграмма выносливости сплава ВТ3-1 с пластинчатой (1) и равноосной (2) структурой при комбинированных испытаниях на фреттинг-усталость в паре с БрАЖ9-4.



а) б)

Рис. 6. Фрактограммы поверхности усталостного излома сплава ВТ3-1 с равноосной (а, х910) и пластинчатой (б, х410) структурой при комбинированных испытаниях на фреттинг-усталость в паре БрАЖ9-4.

Выводы.

Таким образом, с точки зрения фреттинг-усталости для работы в паре с титановыми сплавами необходимо выбирать материалы с более низкой твердостью, имеющие низкую склонность к схватыванию, близкую к ним электроотрицательность и величину электродного потенциала. Для повышения усталостной прочности и долговечности деталей, при этом, целесообразно производить термическую обработку, позволяющую повысить общий уровень прочности сплава (закалка + старение), а также получить структуру с пластинчатыми выделениями α - фазы.

В заключение необходимо отметить некоторые наиболее важные направления дальнейших исследований фреттинг-усталости титановых сплавов:

1. Учитывая, что в качестве конструкционных в настоящее время используется большое количество титановых сплавов, а также постоянно разрабатываются новые сплавы со специальными свойствами и специального назначения, необходимо создание банка данных по фреттинг-усталости титановых сплавов.
2. Необходимо создание физической модели поверхностного и объемного разрушения при фреттинг-коррозии и фреттинг-усталости с учетом специфики свойств, присущих сплавам на основе титана.
3. С точки зрения достижения оптимальных и наиболее высоких технологических и эксплуатационных показателей деталей, работающих в условиях фреттинг-коррозии и фреттинг-усталости, важным является проведение и систематизация исследований фреттингостойкости новых современных технологий поверхностного упрочнения титановых сплавов с оценкой усталостной и фреттинг-усталостной прочности.
4. Так как в реальных условиях эксплуатации на детали действуют различные по характеру, величине и знаку напряжения с инженерной точки зрения необходимо знать влияние напряженного состояния на интенсивность изнашивания и долговечность при действии фреттинга и фреттинг-коррозии.
5. Известно, что практически все износостойкие защитные покрытия независимо от способа их получения приводят к значительному снижению усталостной прочности сплавов на основе титана. В этом направлении необходим поиск эффективных материаловедческих и технологических решений, которые обеспечили бы снижение степени отрицательного влияния покрытий на циклическую прочность материала основы.

В настоящее время в Национальном авиационном университете проводятся работы по всем выше указанным направлениям. На их основе уже решены ряд практических задач по повышению работоспособности и восстановлению титановых деталей, работающих в условиях фреттинг-коррозии

Литература

1. Радомисельский И.Д., Манукян Н.Н. Антифрикционные материалы на основе титана // Порошковая металлургия, 1984. – № 1. – С.80-90.
2. Состояние и перспективы использования антифрикционных покрытий на титановых сплавах / А.Ф. Аксенов, И.Е. Полищук, Э.А. Кульгавый, А.С. Синьковский // Трение и износ, 1982.- Т.3, № 3. – С. 422-427.
3. Трофимов В.А., Белецкий В.М. Обеспечение надежности и долговечности подвижных сочленений шасси, выполняемых из титановых сплавов технологическими методами // Технологические системы, 2002. – № 5. – СС. 56-65.
4. Голего Н.Л., Алебьев А.Я., Щевеля В.В. Фреттинг-коррозия металлов. – К.: Техніка, 1974. – 268 с.
5. Малишкин В.В., Ходак Н.А., Дмитренко В.В., Лубяный В.В. Повышение сроков эксплуатации деталей авиационной техники путем восстановления размеров их геометрической формы и упрочнения газотермическим напылением жаростойкими покрытиями / В сб. трудов IV Международной научно-технической конференции АВИА-2002, К.: НАУ, 23-25 апреля, 2002. – том. 1. – С. 31.101-31.103.

6. Уотерхауз Р.Ф. Фреттинг-коррозия. – Ленинград: Машиностроение, 1976.- 270с.
7. Кулагин Н.С., Духота А.И., Свечников В.Л. Фрактографические особенности и диагностические признаки усталостных изломов, инициированных фреттингом / В сб. Перспективные методы восстановления деталей и узлов авиационной техники. – К.: КИИГА, 1989. – С. 24-28.
8. Петухов А.Н. Усталостная прочность металлов и элементов конструкции в условиях контактной коррозии трения / Проблемы прочности, 1972. – № 2. – С. 99-103.
9. Голего Н.Л. Схватывание в машинах и методы его устранения. – К.: Техніка, 1966. – 230 с.
10. Костецкий Б.И., Носовений И.Г. Процесс схватывания металлов и критерии его интенсивности / В сб.: Проблемы трения и изнашивания, 1972. – Вып. 2. – С. 74-77.
11. Степанов В.Н., Терентьев В.Ф. Влияние природы контактирующих металлов на циклическую прочность титанового сплава АТ-3 в условиях фреттинг-коррозии. – Физ. Хим. механика материалов, 1968. – № 1. – С. 90-92.
12. Влияние структуры сплава ВТ3-1 на циклическую трещиностойкость / Вассерман Н.Н., Катков А.Ф., Томский В.С., Шишкина М.М.. – Физ.хим.механика материалов, 1982. – том 18. – № 4. – С. 92-94.

CRACK EMANATION FROM DEFECTS MODELLED BY EXTREMELY SMALL DRILLED HOLES IN TWO CONDITIONS

T. Vuherer[1], V. Hlado[2] , V. Hutsaylyuk[2], P. Maruschak [2], P. Yasniy[2], V. Gliha[1]

[1]University of Maribor, Slovenia
[2]Ternopil Ivan Pul'uj State Technical University, Ukraine

Abstract Fatigue is the primary reason for the failure of structural components. Resistivity of a coarse grain heat affected zone against fatigue crack initiation in presence of micro-defects is discussed in the present article. Samples of material with a martensitic coarse grain heat affected zone microstructure were prepared by proper thermal treatments. Microstructurally small holes were used as artificial micro-defects. They were created by drilling. Compressive residual stresses appear in the material due to the irreversibility of plastic deformation. Moment of hole drilling enables to prepare samples with and without effects of residual stresses. Critical stress level for fatigue crack initiation depends on the actual size of the hole. The location and the way of crack initiation is affected by the presence and character of residual stresses.

Introduction

Welds consist of base material, heat affected zone (HAZ) and weld metal. Figure 1 shows the weld microstructure. The filler material and part of the base material melt down during welding and form solidified weld metal while the base material in the close vicinity undergoes transformation to HAZ.

The HAZ formation is result of an applied thermal cycle caused by the heat source movement, which is necessary to melt material during welding. The effects of the thermal cycle diminish with the distance from the fusion line. The material close to the weld metal is exposed almost to the melting point. High temperatures give rise to grain growth. The result is formation of a coarse-grain microstructure in the so-called coarse-grain heat-affected zone (CGHAZ) found adjacent to the fusion line. The coarse grain microstructure influences the mechanical properties, such as impact toughness and fatigue limit.

Table 1: Chemical composition of the steel CT781

Elem.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al
wt. [%]	0.18	0.22	0.43	0.012	0.028	1.56	1.48	0.28	0.15	0.023

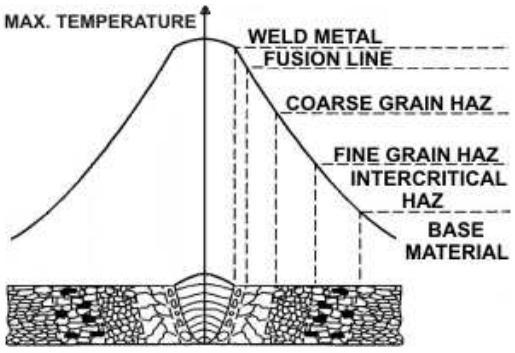


Figure 1: The microstructure across the weld

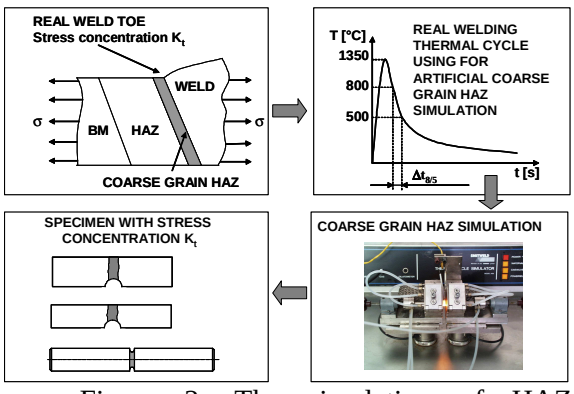


Figure 2: The simulation of HAZ microstructure using a thermal-cycle simulator

Concentration of the stress appears at the weld toes of loaded welds, due to the shape of the solidified weld metal. The location of stress concentration in Figure 2 is marked as K_t

(left, above). In order to avoid stress concentration at the weld toes fine grinding of weld reinforcement is sometimes performed, but it is economically hardly acceptable. If grinding of welds is not carried out, the fatigue strength is certainly reduced.

Weld defects in the weld metal and HAZ appear mainly due to insufficiently controlled process of welding. Non-destructive examination methods are successfully used to assure regular soundness of welds. Defects, smaller than the threshold sensitivity of the method, cannot be detected. Presence of those small defects in welds caused either by welding or base metal production can promote crack initiation during cyclic loading. The final consequence of defects is lower fatigue strength of welds.

The effect of defect on the fatigue limit of polycrystalline metals ceases to exist when its size is smaller than the biggest microstructural units [1]. Such microstructurally small defects are micro-defects. Grains are usually the biggest microstructural units of a CGHAZ.

During cyclic loading at a sufficient high level fatigue cracks appear due to the interactive effect of micro-defects and applied remote stress. The first stage of the fatigue crack appearance is crack initiation. Crack initiation in the specimens with micro-defects of the size of microstructural units is made easier because of the locally enhanced stress/strain field.

Crack initiation from micro-defects is followed by unusual fast crack growth [2]. Grain boundaries are strong barriers for the crack growth in this early sequence of fatigue crack propagation. However, growth rate of cracks smaller than grains decreases when crack tip approaches grain boundary. If the level of cyclic stress is not enough high to overcome such obstacles, crack growth will stop. Stable cracks are non-propagating cracks.

Welding residual stresses are present in the welds in the as-welded condition [3]. Tensile welding residual stresses promote crack emanation from micro-defects, while compressive ones have an opposite effect.

For all above described reasons CGHAZ often represents the weakest link of cyclically loaded high quality welds because of

- coarse grain microstructure
- changed mechanical properties
- welding residual stresses
- stress concentration due to weld shape
- existence of defects

Only if fatigue tests are executed on actual welds and after that specimens with an initiated fatigue crack examined in details the most critical HAZ microstructure will be located. Fatigue limit prediction of welds with or without micro-defects is therefore a thankless task.

Artificial HAZ microstructures can be used to study behaviour of different areas of welds during fatigue [4-8]. The advantages of such an approach are:

- identical microstructure in an extensive volume of the sample
- homogeneity of material, i.e. without present weld defects
- absence of the welding residual stresses
- possibility to simulate effects of defects by preparing artificial micro-defects

The fact that preparation of artificial micro-defects in mechanical way results in appearance of residual stresses is crucial for the behaviour of polycrystalline metals with such defects. Residual stresses can be tensile or compressive and sometimes even at the yield point of the material. The main reason of residual stress appearance due to micro-defects preparation is irreversibility of material plastic deformation.

All residual stresses have effect on the fatigue crack initiation from micro-defects. Local very high residual stresses can even change the actual shape of prepared micro-defect.

To evaluate the effects of defect size to the fatigue limit alone, effects of residual stresses due to artificial defects preparation should be omitted. Electro-etching is usually used. Part of material with the highest stress is removed without plastic deformation. In this way the

residual stress level is substantially lowered. Unfortunately, removing of residual stresses by etching is accompanied with change of shape and size of the micro-defects.

The aim of this article is to discuss about the influence of residual stresses caused by drilling small holes to the fatigue strength of coarse grain steel.

Material, specimens and experimental procedure

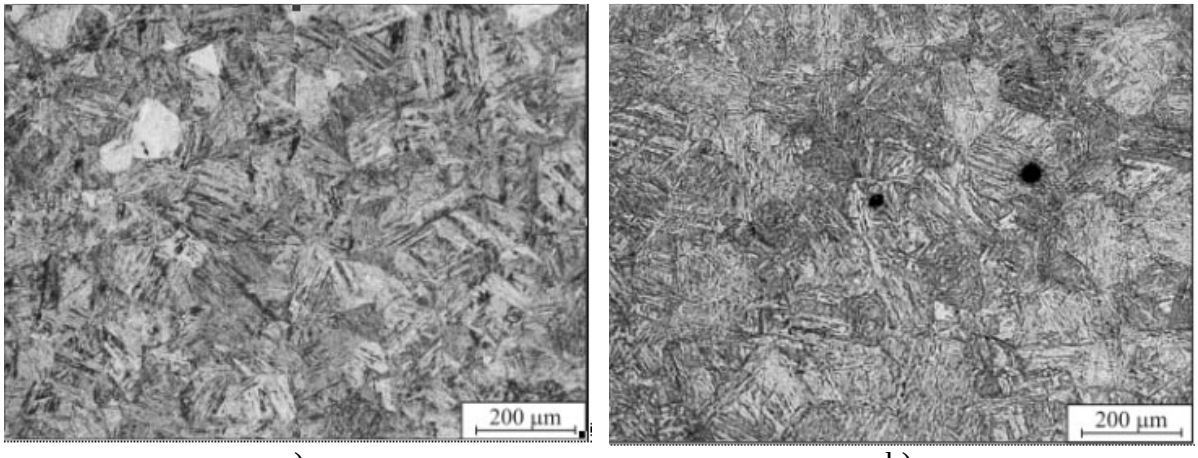
Testing which is impossible with samples of materials from the real welds, as the tensile test, the impact test, the fatigue test etc, is easily performed using specimens with artificial HAZ microstructure. Microstructure is prepared by simulation using either a weld thermal cycle simulator or a furnace.

Data on heating rate ($\dot{T}$), peak temperature (T_{max}) and cooling time ($\Delta t_{8/5}$) are used for simulation of thermal conditions during welding. Sketch in Figure 2 (right, above) presents a temperature lapse during preparation of CGHAZ microstructure using a weld thermal cycle simulator. Actual simulation is shown in the photograph (right, below). Few shapes of specimens with the limited volume of simulated CGHAZ microstructure located in the middle of the specimen's length (shaded areas) are shown in the drawing (left, below).

If CGHAZ microstructure is prepared in a furnace an appropriate heat treatment should be applied to the pieces of base material in order to obtain as coarse grain microstructure as relevant microstructural constituents. In the first part of the heat treatment a coarse grain annealing should be performed to obtain right grain size, in the second one, suitable quenching medium should be used to assure formation of the expected microstructural constituents. The main advantage of HAZ microstructure simulation in furnace is homogeneous microstructure in the whole specimen not only in a limited volume.

Nickel-molybdenum steel CT781 (W. Nr. 1.6587) is used in the research. Its chemical composition is presented in Table 1. The steel is used in the automotive industry.

In order to form CGHAZ microstructure using weld thermal cycle simulator a thermal cycle with $\dot{T}$ = 200°C/s, T_{max} =1350°C, $\Delta t_{8/5}$ = 5 s is simulated. Simulation parameters define "cold" welding, resulting in martensitic microstructure with the grain size of approx. 200 μm (Figure 3a) and hardness 460 HV10.



a) b)

Figure 3: Microstructure of the simulated CGHAZ: a) preparation using the welding thermal simulator, b) preparation in the furnace

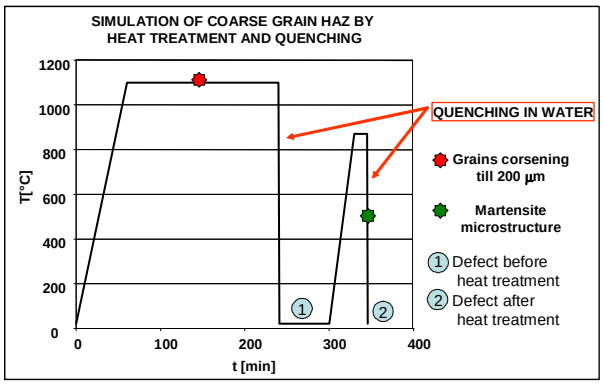


Figure 4: The heat treatment for CGHAZ formation in the furnace

The aim of the CGHAZ microstructure simulation in furnace was to prepare the same microstructure in the whole sample (Figure 4). At the first step suitably shaped samples of steel are heated in the furnace to 1100°C and held for 3 hours. Grains grow to the size of approx. 200 µm. The coarse grain annealing, is followed by cooling in water. The next step is heating to 870°C and water quenching. The result of combined thermal treatment is martensitic microstructure. The grain size and the hardness of this microstructure is the same as that prepared with the thermal cycle simulator; only the martensitic needles are somewhat finer (Figure 3b).

In order to determine the fatigue limit of CGHAZ material rotary bending fatigue test was used. Dimensions of the circumferentially notched bend specimen are shown in Figure 5. Stress at the bottom of the notch is concentrated (theoretical stress concentration factor K_t = 1.74 [9]). Stress due to cyclic bend-loading during the test is alternating (stress rate R = – 1). Microstructurally small defects (micro-defects) at the bottom of the notch are prepared by drilling holes with diameter approximately 90 µm and depth 50 µm. It is obviously that the prepared holes belong to micro-defect because they are smaller than the biggest microstructural unit, i.e. average grain.

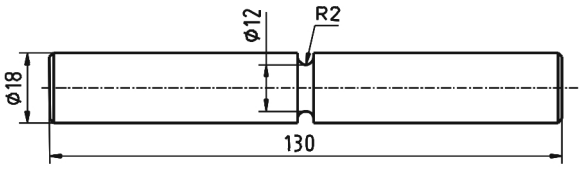


Figure 5: Rotary bending specimen

During the cyclic loading at a specified level fatigue cracks appear due to the interactive effect small hole and applied stress. The moment of crack initiation was detected, testing stopped and specimen analysed using optical and scanning microscopes.

A volume of material is plastically deformed when drilling hole. Level of generated residual stresses depends on material properties, their expansion on the volume of deformed material. The effects of those residual stresses are crucial for the fatigue crack initiation stage and early growth of micro-cracks.

A new approach to remove residual stresses was necessary in the experimental work with drilled holes. Re-crystallisation during transformation in the last stage of CGHAZ simulation using furnace seems a convenient way to remove residual stresses without significant change of defect's geometry.

Therefore, two stress conditions of the specimen with small holes were prepared:

1. as-drilled condition, i.e. with residual stresses (drilling is executed after the complete heat treatment for CGHAZ simulation – point 2 in Figure 4)
2. residual stress-free condition, i.e. without residual stresses (drilling is executed before heating for water quenching – point 1 in Figure 4)

Results and discussion

Unification of effects of small defects, small cracks, small inclusions etc on the fatigue strength of metals was studied by Murakami and Endo more than twenty years ago [10]. They did not approach it as a notch problem. The fatigue limit of polycrystalline metals was interpreted as the condition for non-propagation of cracks emanating from defects. They introduced geometrical parameter of small defects $\sqrt{\text{area}}$ with which the transition from the non-propagating crack to the propagating crack condition is defined. It is the square root of an orthogonal projection of micro-defect to the plane of applied stress. This defect size parameter was used with great success as quantitative measure of detrimental effect of small defects to the fatigue strength of metals [11-18]. The greatest portion of published results is dealing with the effects of drilled small holes, though other kind of small defects were used, too.

Geometrical concept of area of a drilled hole is shown in Figure 6 (the shaded area). Residual stresses caused by hole-drilling of strain-hardening elastic-plastic steel are compressive in the surrounding area of the hole. It is possible that prepared hole even slightly changes shape due to elastic stress relaxation after drilling.

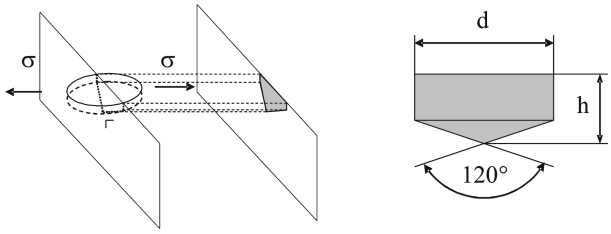


Figure 6: Orthogonal projection of the hole to the plane of applied stress

According to Murakami, fatigue limit and threshold stress intensity factor of polycrystalline metals are calculated from parameter $\sqrt{\text{area}}$ and hardness [11,12] as:

$$\sigma_w = \frac{1.43\,(\text{HV}+120)}{\left(\sqrt{\text{area}}\right)^{\frac{1}{6}}}; \qquad \Delta K_{th} = 3.3\cdot 10^{-3}\left(\text{HV}+120\right)\cdot\left(\sqrt{\text{area}}\right)^{\frac{1}{3}} \qquad (1)$$

σ_w is fatigue limit in MPa, ΔK_{th} threshold stress intensity factor in MPa $m^{1/2}$, while HV is Vickers hardness number and $\sqrt{\text{area}}$ defect's size parameter in μm. For the used holes it is equal to approximately 58 μm.

The dimensions of drilled hole used as a micro-defect in the present research are: length and depth, d and h (Fig. 6). Stress intensity at the deepest point of the outlined ellipse is lower than that at the surface [19]. Therefore, crack from drilled hole is expected to initiate at the surface. Different crack grow rate due to different stress intensity range in different directions gradually fulfils necessary crack shape condition (aspect ratio approximately 0.4).

In the material treated as continuum the highest stress concentration caused by such hole exists at the surface. This is the next reason to expect crack initiation at the surface.

In the case of polycrystalline metals with micro-defects stress intensity along the crack periphery cannot be defined. Stress/strain field depends on the orientation of grains, too. Nevertheless, crack initiation from the used micro-defect is most likely at the surfaces. Cracks will then continue its propagation and finally will comprise the whole drilled hole as schematically shown in Fig. 7.

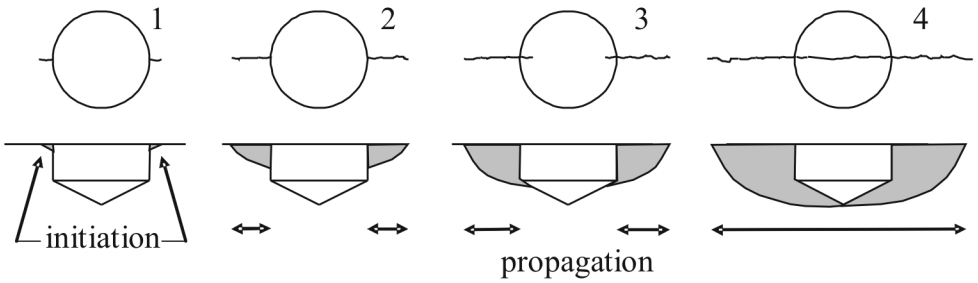


Figure 7: Four stages of crack initiation and early growth from drilled hole in the residual stress-free condition

Fatigue limit of smooth specimens with the studied simulated CGHAZ material, i.e. without drilled holes, is 751 MPa. First non-propagating cracks of size smaller or equal to grain size were perceived at the stress level 733 MPa.

Un-designedly created compressive residual stresses due to material cutting during drilling are limited to nearby surroundings of the hole. They act as an additional obstruction to crack initiation. This can be illustrated as follows:

a) Residual stress-free condition
   As shown in Fig. 8 numerous cracks initiated from the hole at the stress level of 410 MPa. All of them are at this stage non-propagating cracks because their lengths are constant during the last few million cycles.
b) As-drilled condition

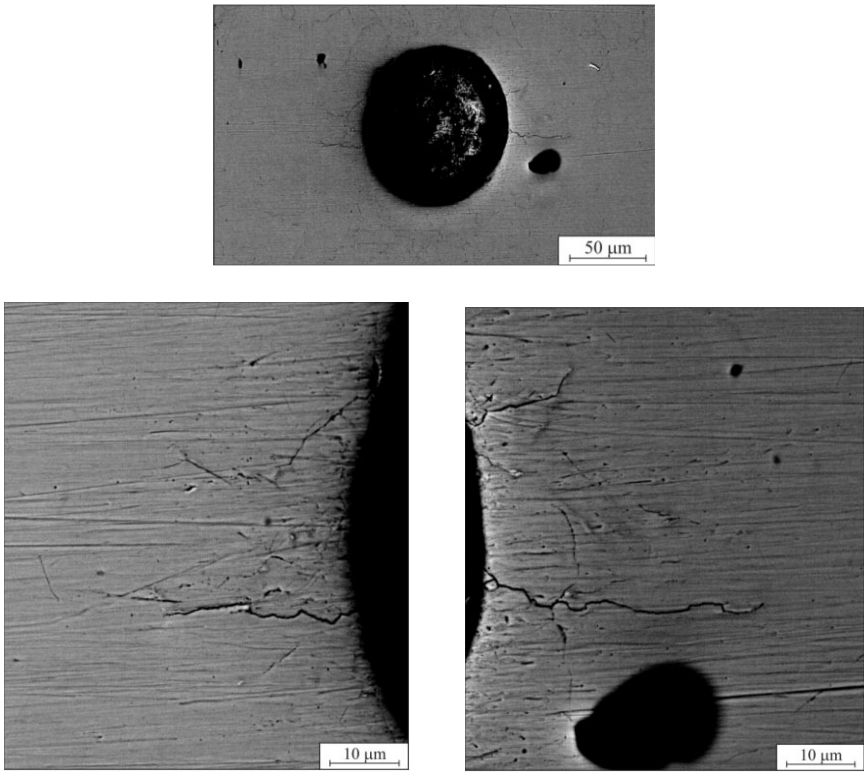


Figure 8: Non-propagating cracks initiated at the edge of the hole perpendicular to the applied cyclic stress in the residual stress-free condition

As shown in Fig. 9 only one crack initiated at each side of the hole at the stress level of 694 MPa. All of them are non-propagating cracks at this stage because their lengths are constant during the last million cycles.

If stress level is higher than 410 and 694 MPa, respectively, initiated cracks (stage 1 in Fig. 7) continue to propagate further at the specimen's surface and towards the bottom of the hole (stages 2 and 3 in Fig. 7). The effect of cracks depends on the sum of crack lengths and

lengths of the defect, d. When both cracks approach the deepest point of the hole, cracks become a single crack (stage 4 in Fig. 7). After that crack continue to propagate without influence of the hole.

Differences of crack/cracks initiation in both stress conditions illustrate the stress level, the number of initiated cracks and the mode of early crack growth:

- Stress level to perceive crack initiation in the residual stress-free condition is 400 MPa while it is 525 MPa in the as-drilled condition. The difference is 125 MPa, i.e. 25%. The compressive residual stresses nearby hole obstruct crack initiation. It is quite likely that crack in the as-drilled condition actually does not initiate just at the edge of the hole where residual stresses are the highest.
- Numerous of cracks are initiated in the same time in the residual stress-free condition. Stress/strain conditions for crack initiations are almost the same in wider zone just at the edge where stress is concentrated when obstruction does not exist.
- Crack propagation is relatively straight in the as-drilled conditions while it propagates in a zigzag in the residual stress-free condition

The reason for described crack behaviour during initiation and early crack/cracks growth are residual stresses arisen as a result of drilling. They are compressive. The highest level of those stresses exists just at the edge of the hole where cracks tend to initiated due to free surface which is the most favourable site for slip and later for crack initiation. When initiated cracks are spread far enough, they join and spread further as a single crack.

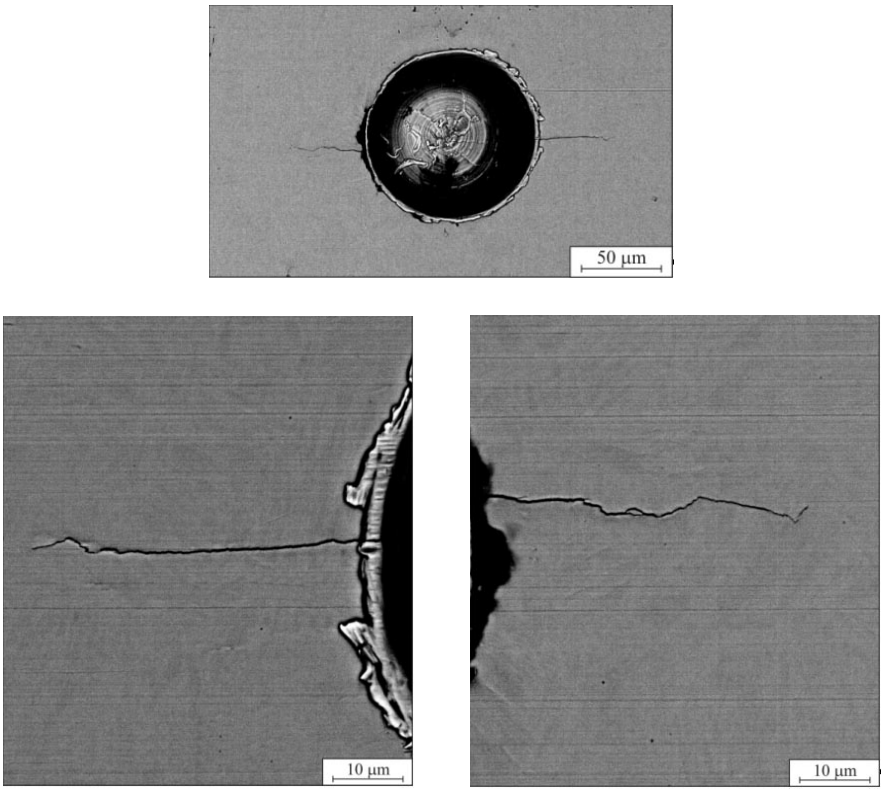


Figure 9: Non-propagating cracks initiated at the edge of the hole perpendicular to the applied cyclic stress in the as-drilled stress condition

Conclusion

Artificially defected specimens with simulated microstructure of CGHAZ were fatigue tested. Crack initiation and its early growth was followed and analysed. The effects of residual stresses caused by drilling were discussed.

Actual shape of a hole is needed to calculate defect size parameter $\sqrt{area}$ which enables assessment of the fatigue limit, σ_w, and the threshold stress intensity factor, ΔK_{th}, of materials with micro-defects.

Residual stresses in the nearest surroundings of an artificial micro-defect have decisive effect on the stress level sufficient to cause initiation of the crack from small hole. Cracks initiation depends on the residual stresses. If residual stresses exist, only one crack will initiate at the edge of the hole at higher stress level, but, if residual stresses do not exist there are more initiated cracks at 25% lower stress level.

References

1. Kitagawa H., Takahashy S.: "Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage", 2nd International Conference on the Behaviour of Materials, Boston, USA, 1976.
2. Miller, K. J.: "The behaviour of short fatigue cracks and their initiation, Part I and Part II", Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 10, No. 1, pp 75-91 and No. 2, pp 93-113, 1987.
3. Vuherer T.: Acceptance level for planar flaws in fusion welds depends on the conditions of welds due to residual stresses", International Conference MATEST '99, Cavtat, Croatia, 1999.
4. Gliha V.: "Fatigue strength of material at the weld toe in the presence of surface macro-defects", Proceedings of the 12th Biennial Conference on Fracture - ECF 12, Sheffield, UK, 1998.
5. Gliha V., Vuherer T., Ule B., Vojvodič-Tuma J.: "Fracture resistance of simulated areas in HSLA structural steel, Science and Technology of Welding and Joining", Vol. 9. No. 4, pp 399-406, 2004
6. Vuherer T, Gliha V., Yasniy P., Hutsaylyuk V., Nykyforchyn H.: "Uticaj malih grešaka na zamorno čvrstočo grubozrnatog dela ZUT", Zavarivanje i zavarene konstrukcije, No. 3, pp 112-116, 2004.
7. Vuherer T., Gliha V., Maver V., Yasniy P., Nykyforchyn H.: "Influence of small artificial defect on the fatigue strength of coarse grain heat affected zone", Dynamics, Strength and Reliability of agricultural machines, DSR AM –I Conference, Ternopil, Ukraine, 2004.
8. Gliha V.: "The microstructure and properties of materials at the fusion line", Metalurgija, Vol. 44, No. 1, pp. 13-18, 2005
9. Petterson R. E.: "Stress concentration factors; Charts and relations useful in making strength calculations for machine parts and structural elements", Westinghouse Laboratories, 1974.
10. Murakami Y, Endo M.: "Quantitative evaluation of fatigue strength of metals containing various small defects or cracks", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 17, No. 1, pp 1-15, 1983.
11. Murakami Y, Endo M.: "Effect of hardness and crack geometries on ΔK_{th} of small cracks emanating from small defects", The Behaviour of Short Cracks, Mechanical Engineering Publication, pp 275-294, London, 1986.
12. Murakami Y.: "Effect of small defect and inhomogeneities on fatigue strength: experiments, model and application to industry", 11th Biennial European Conference on Fracture - ECF 11, Poitiers-Futuroscope, France, 1996.
13. Murakami Y., Nomoto T., Ueda T.: "Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure of steels", Fatigue Fracture and Engineering Structure, Vol. 22, pp 581-590, 1999.
14. Murakami Y., Matsuda K.: "Cause of unsuccessful results of Miner's rule: Behaviour of small fatigue crack growth under repeated two step loading", Small fatigue crack: Mechanics Mechanisms and Applications, pp 119-131, Elsevier, 1999.
15. Endo E.: "Effect of small defect on the fatigue strength of steel and ductile iron under combined axial/ torsion loading", Small fatigue crack: Mechanics Mechanisms and Applications, pp 375-387, Elsevier, 1999.
16. Endo M. and Ishimoto I.: "The fatigue strength of steels containing small holes under out-of-phase combined loading", International Journal of Fatigue, Vol. 28, No. 5-6, pp 592-597, 2006.
17. Gliha V., Vuherer T.: "Influence of small defects made up by Vickers indentations on the fatigue strenght of steel", 3rd International Conference Fracture Mechanics of Materials and Structural Integrity, Lviv, Ukraine, 2004.
18. Gliha V., Vuherer T.: "The behaviour of coarse grain HAZ materials with small defects during cyclic loading", 6th International Conference on Fatigue and Fracture - NT2F6, Brdo pri Kranju, Slovenia, 2006.
19. Murakami Y.: "Stress intensity factors handbook", Pergamon Press, 1987.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН ПРИ СМЕШАННЫХ СХЕМАХ НАГРУЖЕНИЯ

В.В. Покровский[1], В.Н. Ежов[1], В.Г. Сидяченко[1], Ю.И. Коваль[2]

INVESTIGATION OF CRACK GROWTH BEHAVIOUR UNDER MIXED MODE LOADING.

V.V. Pokrovsky, V.N. Yezhov, V.G. Sydiachenko, Yu.I. Koval

[1]Институт проблем прочности им. Г.С.Писаренко НАН Украины, Киев, Украина
[2]Национальний технический университет Украины «Киевский политехнический институт»[2], Киев, Украина

Abstract The crack growth resistance of different metals under mixed mode (I+II) and biaxial loading was investigated. Fracture pattern depends on the load ratio under different modes and their level. Criterial equation were proposed.

В реальных конструкциях ориентация плоскости трещин может быть произвольной относительно прикладываемой внешней нагрузке. В этих случаях смещение берегов трещины возможно не только по моде I (нормальный отрыв), а и по смешанным модам I+II+III. Нагружение по этим модам при определённых условиях может быть более опасным, чем по моде I. Это обстоятельство важно учитывать, при прогнозировании характеристик циклической и статической трещиностойкости.

Несмотря на достаточно большой обьём теоретических и экспериментальных исследований на сегодняшний день нет обоснованных и чётких рекомендаций по выбору типа образцов для получения характеристик вязкости разрушения при нагружении по моде II и смешанных модах I+II. Кроме того, в обзорных публикациях по проблеме исследования характеристик вязкости разрушения при чистом поперечном сдвиге и при различных соотношениях мод I и II показан значительный разброс по значениям характеристик вязкости разрушения [1, 2]. Это свидетельствует о необходимости усовершенствования экспериментальной методики и дальнейшей работы над теоретическим обобщением.

В данном сообщении остановимся на методике исследования характеристик статической трещиностойкости при моде II, а так же в условиях смешанных мод I+II.

Исследование характеристик статической трещиностойкости при поперечном сдвиге (мода II) и при комбинации нормального отрыва с поперечным сдвигом (мода I+II) выполнялись на сервогидравлической испытательной установке фирмы Schenck

Для построения зависимости «нагрузка-перемещение» использовали компьютеризированную измерительную систему для обработки результатов испытаний.

Компьютеризированная измерительная система включает следующие элементы: ПК, АЦП с шестнадцатью дифференциальными каналами, терминальную плату для подсоединения дифференциальных каналов, модули аналогового тензоусилителя постоянного тока для мостовых схем ADAM 3016.

В данной работе для исследования характеристик трещиностойкости сталей 15Х2НМФА(КП60), 15Х2НМФА(КП100), 15Х2МФА(КП60) были выбраны образцы на несимметричный трёхточечный и четырёхточечный изгиб.

Формулы для расчёта КИН, а также схема нагружения заимствованы из работы [3].

Приспособление для нагружения образца на несимметричный четырёхточечный

изгиб показано на рис.1.

Рама, в которой расположен образец 1, состоит из нижней балочки 2 к которой крепятся боковые направляющие пластины 3, верхней балочки 4, которая свободно может перемещаться по боковым направляющим 3 и валикодержателей 5. Нижняя балочка 2 при помощи соединения типа «ласточкин хвост» закреплена на пластине 6, которая зажимается в подвижном гидравлическом захвате 7 установки.

Практическая реализация схемы нагружения, показанной на рис.1 происходит следующим образом. При перемещении вверх нижнего захвата 7 пластина 8, зажатая в верхнем (неподвижном) гидрозахвате 9 установки передаёт усилие на верхнюю балочку 4, которая, смещаясь вниз по боковым направляющим 3, передаёт усилия на образец 1 через валики расположенные в валикодежателях 5.

Перемещение образца 1 в горизонтальном направлении изменяет величину изгибающего момента и поперечной силы в плоскости трещины, что и вызывает изменение соотношения K_I/K_{II}.

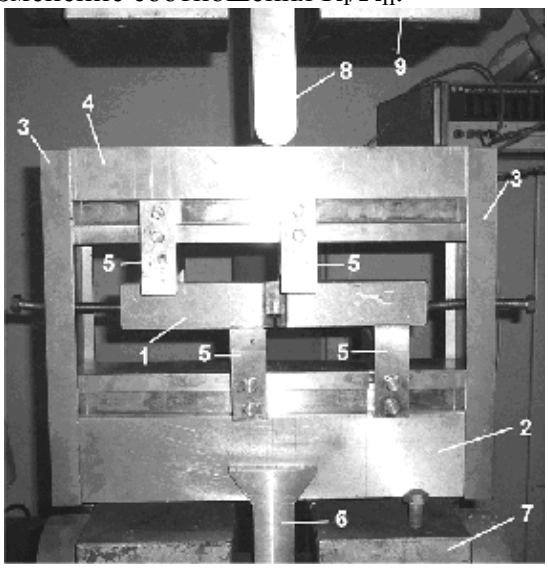
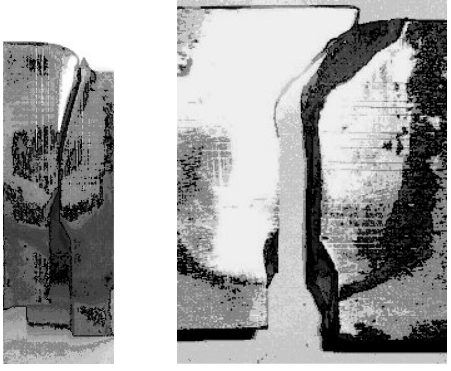


Рис.1. Приспособление для нагружения образца на несимметричный четырёхточечный изгиб.

На рис. 2 представлены фотографии изломов образцов из сталей 15Х2НМФА (КП60), 15Х2НМФА (КП100) испытанных при нагружении по моде II. Из представленных данных видно, что в стали 15Х2НМФА (КП60) в исходном состоянии трещина развивалась автомодельно и угол отклонения от начальной трещины был незначительный и составлял 14^0. Аналогичный характер разрушения наблюдался и для стали 15Х2МФА(I). Для стали 15Х2НМФА (II) охрупченной термообработкой, которая имитирует радиационное охрупчивание в процессе эксплуатации, угол отклонения был около 62^0, что близко к величине угла 70^0, который прогнозируется по критерию обобщённого нормального отрыва. Это говорит о том, что критерий обобщённого нормального отрыва, критерий минимальной плотности энергии деформации (критерий Си) и др. критерии, разработанные на основе линейно-упругой механики разрушения не дают адекватного прогноза по углу отклонения трещины от начальной при нагружении чистым поперечным сдвигом (мода II) для вязких материалов.



а) б)

Рис. 2. Фотографии изломов образцов при нагружении на четырёх точечный изгиб (мода II): а – 15Х2НМФА (КП60), б - 15Х2НМФА (КП100).

Значения вязкости разрушения исследованных сталей представлены в табл. 1. Из приведенных данных видно, что нагружение по II моде приводит к снижению вязкости разрушения в среднем на 30% во всех рассмотренных случаях и как следствие к снижению до 2 раз критических длин трещин в исследованных образцах (рис. 3).

Таблица 1. Характеристики статической трещиностойкости.

Характеристики статической трещиностойкости	Стали		
	15Х2НМФА (КП60)	15Х2НМФА (КП100)	15Х2МФА (КП60)
Мода I K_{Ic}, МПа $\sqrt{м}$	110	120	90
Мода II K_{IIc}, МПа $\sqrt{м}$	74	96	64,8

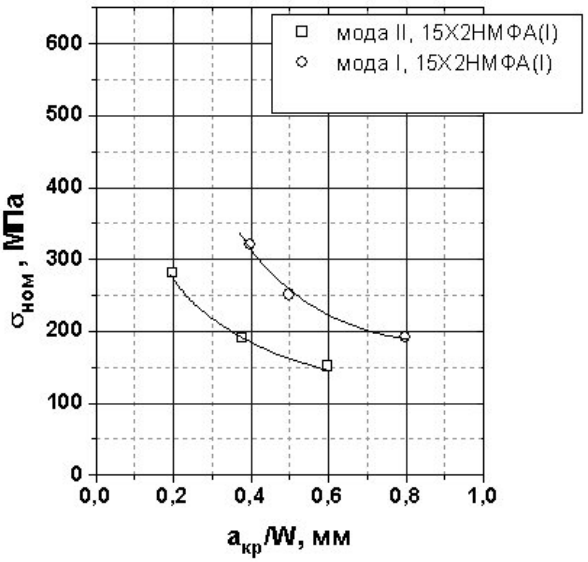


Рис.3. Зависимость относительной критической длины трещины от величины приложенных номинальных напряжений при различных схемах нагружения.

На рис.4 представлены экспериментальные диаграммы предельных состояний исследуемых теплоустойчивых сталей, ограничивающие область безопасных значений K_I и K_{II}, а также расчётная диаграмма по критерию обобщённого нормального отрыва. Показано, что по мере увеличения составляющей поперечного сдвига, отношение K_{II}/K_{Ic} всё больше отклоняется от критерия обобщённого нормального отрыва. Причём такая закономерность более ярко выражена для стали 15Х2НМФА (КП60) в исходном состоянии, чем для стали 15Х2НМФА (КП100) в охрупченном состоянии. Полученные данные описываются эмпирическим уравнением вида:

$$\left(K_I / K_{IC}\right)^a + \left(C \cdot K_{II} / K_{IC}\right)^b = 1, \quad (1)$$

где *a, b, c* – постоянные, определяемые из условия наилучшего соответствия эксперименту.

Другим важным видом смешанного нагружения является многоосное нагружение, в частности двухосное. Особенно это характерно для дисков ГТД, чье напряженно-деформированное состояние определяется наличием радиальных и тангенциальных напряжений по радиусу диска.

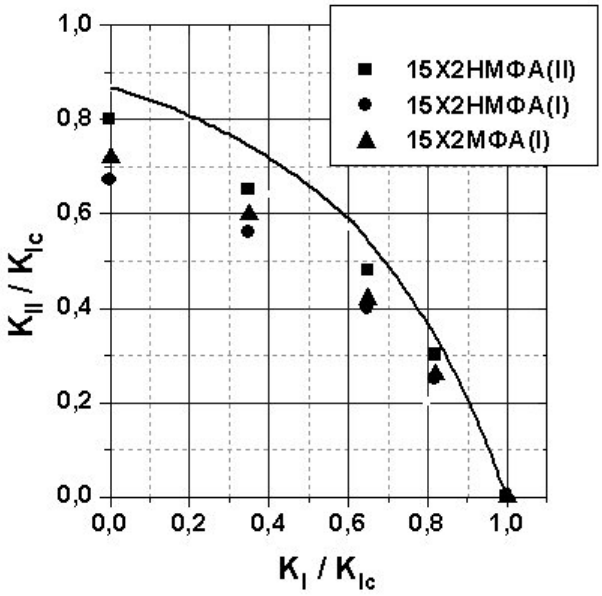


Рис.4. Диаграмма предельных состояний по критерию обобщённого нормального отрыва (сплошная линия) и экспериментально установленные зависимости между K_I/K_{Ic} и K_{II}/K_{Ic} (точки).

Проблема оценки долговечности дисков ГТД является сложной ввиду того, что весьма затруднителен учет геометрии изделия, которое содержит различные конструктивные и технологические концентраторы: отверстия, выточки, галтели и т.п.

Опыт эксплуатации ГТД показывает, что не смотря на выполнение всех нормативных требований при проектировании, изготовлении, доводке и эксплуатации более 70% разрушения и отказов двигателя связаны с усталостным разрушением, то есть с появлением и развитием трещины.

Анализ напряженно-деформированного состояния реальных дисков показал, что отношение главных напряжений в диске может меняться в пределах от -0,5 до 1.

При решении задач механики материалов (концентрация напряжений при плоском напряженном состоянии, малые упруго-пластические деформации и т.п.) рекомендовано использовать образцы в виде прямоугольника [4], имеющие по сторонам хвостовики с прорезями для приложения нагружающих усилий (рис.5).

По рекомендациям работы [5] размер рабочей части образца выбирается из условия того, чтобы длина трещины *2l* , размер рабочего поля H и свойства материала находились в зависимости

$$\frac{9}{\pi}\left(\frac{K_c}{\sigma_{0,2}}\right) \le 2l \le \frac{1}{3}H, \qquad (2)$$

$$4{,}3\left(\frac{K_c}{\sigma_{0,2}}\right)^2 < H\ .$$

Для моделирования влияния концентратора на распространения трещины в рабочем поле образца сделано отверстие (d = 16 мм). Для инициирования зарождения трещин в концентратора сделано два диаметрально расположенных пропила, длиной 2 мм и шириной 0,2 мм.

Для определения размеров поля однородных напряжений при заданной степени двухосности были проведены расчеты с использованием стандартных программ (ANSYS версия 7.0). На рис. 6 показаны некоторые результаты этих расчетов.

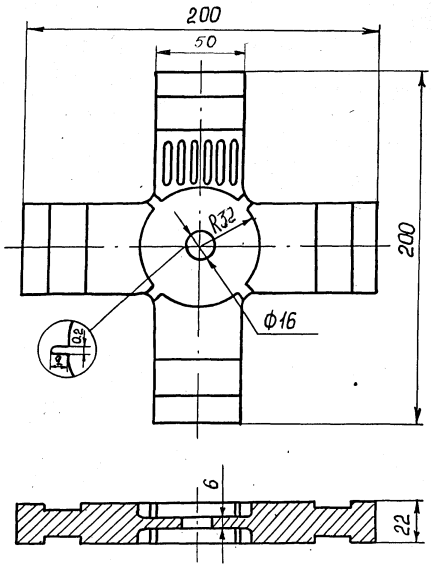


Рис. 5. Крестообразный образец из сплава ЭП742.

Из-за особенностей формы и размеров образца напряжения в его рабочей части определялись по формулам

$$\sigma_1 = \alpha \cdot \sigma_y + \beta \cdot \sigma_x, \qquad \sigma_2 = \beta \cdot \sigma_y + \alpha \cdot \sigma_x \tag{3}$$
$$\lambda = \sigma_2 / \sigma_1,$$

где σ_1 – напряжения перпендикулярные плоскости трещины

σ_2 - напряжения вдоль плоскости трещины

σ_x и σ_y - напряжения прикладываемые вдоль оси x и y соответственно

λ - показатель двухосности

α = 0,97, β = -0,169 – тарировочные коэффициенты, учитывающие особенности образца.

Все вышеизложенное послужило обоснованием возможности проведения расчетной оценки К-тарировки крестообразного образца с трещиной при различных значениях показателя двухосности λ.

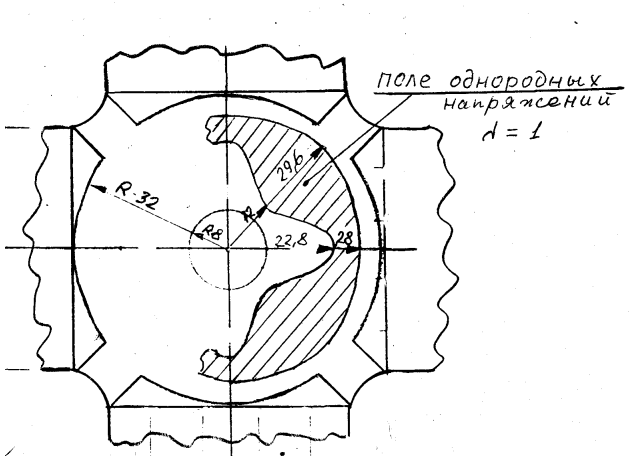


Рис. 6. Расположение поля однородных напряжений при λ=1 на рабочей площадке образца.

На рис. 7 представлены результаты расчетов тарировочной функции F для крестообразного образца при различных значениях показателя двухосности λ от относительной длины трещины 2a/W.

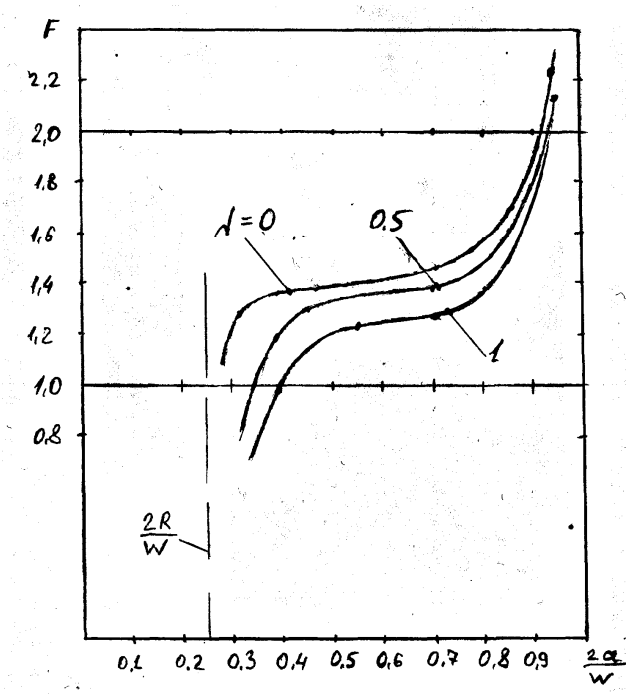


Рис. 7. Зависимость значений тарировочных коэффициентов крестообразного образца от длины трещины.

Для исследований влияния степени двухосного нагружений на закономерности роста трещин был выбран сплав ЭП 742, используемый при изготовлении дисков турбины и компрессора ГТД.

При исследовании кинетики трещин в крестообразных образцах предварительно из концентратора выращивалась начальная трещина таких размеров, чтобы она прорастала на всю толщину рабочей части образца, т.е. 6 мм. Таким образом начальная длина трещины принималась примерно (16-18) мм.

Сравнивания результаты исследования СРТ, приведенные на рис. 8, мы видим, что результаты хорошо согласуются с полученными данными как на СТ образцах, так и на крестообразных образца (рис.5) при одноосном и двухосном нагружении (при λ = 0; 0.5; 1). На диаграммах не наблюдается расслоения по СРТ в зависимости от значений λ, это говорит о том, что тарировочные зависимости (см. рис.7) рассчитанные МКЭ для крестообразного образца выполнены верно. Расчеты проводились в упругой постановке и при экспериментальных исследованиях выдерживались требования стандарта, чтобы размер пластической зоны в вершине трещины, равной

$$r^* = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{K}{\sigma_T}\right)^2 \qquad (4)$$

был меньше длины трещины и оставшейся живой части образца в десять и более раз.

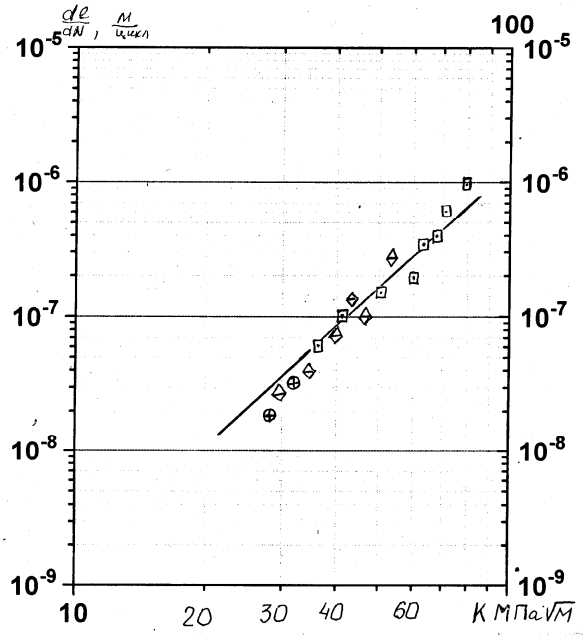


Рис. 8. Экспериментальные данные по СРТ сплава ЭП 742 при температуре 293 К при циклическом нагружении: --- результаты полученные на СТ-образцах; ◊ - при $\lambda = 0{,}5$, образец № 4; ○ - $\lambda = 1$, № 6; □ - $\lambda = 1$, № 3.

Литература

1. Laukkanen A. Analysis of experimental factors in elastic-plastic small specimen mixed-mode I-II fracture mechanical testing // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 2001. – 24. – P.193-206.
2. Ярема С.Я., Иваницкая Г.С. Предельное равновесие и развитие косых трещин. Обзор критериев // Физ.-хим. механика материалов. – 1986. - №1. – С.45-57.
3. Gao Hua, Brown M.W. and Miller K.J. Mixed-mode fatigue thresholds // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1982. – 5. – P.1-17.
4. Monch E., Galster D. A method for producing a defined uniform biaxial tensile stress field //Brit. J. Appl. Phys.- 1963. - 14, N11. – P.810-812.
5. Feddersen C. // ASTM STP 486. – 1971. – P.50.

ОПІР РОЗПОВСЮДЖЕННЮ ВТОМНОЇ ТРІЩИНИ В ЗМІЦНЕНИХ СТАЛЯХ

А.С. Опальчук

FATIGUE CRACK RESISTANCE OF THERMOMECHANICALLY TREATED STEELS

A.S. Opalschuk

Національний аграрний університет, Україна

Abstract. The results of resistance of destruction of hardening steels in the process of fatigue test are shown.

Руйнування конструкційних матеріалів в умовах експлуатації визначається їх опором розповсюдженню тріщини, що визначає схильність матеріалу до крихкого руйнування під дією внутрішніх мікронапружень, що виникають в пластичній зоні попереду вістря тріщини [1]. Часто руйнування матеріалу відбувається при напруженнях менших границі текучості, особливо для зміцнених матеріалів різними методами. Це пояснюється підвищеною чутливістю структури до концентраторів напружень зміцненого матеріалу.

В сучасній механіці твердого тіла існує десятки математичних залежностей визначення швидкості розповсюдження втомної тріщини в металах і сплавах в залежності від різних умов навантаження, дії зовнішнього середовища та ін. Але, як показує практика, проблема руйнування конструкційних матеріалів настільки складна, що не завжди можливе формальне використання математичних розрахункових методів, основаних на теорії пружності і опору матеріалів без врахування мікроструктурного стану і наявності дефектів кристалічної будови, що діють на стан внутрішніх напружень в сплаві.

На підставі численних досліджень встановлено, що процеси втомного руйнування протікають за різними механізмами в залежності від природи матеріалу, виду зміцнення, умов навантажень і обумовлені утворенням дефектів, і пошкоджень в локальних об’ємах матеріалу.

В роботі приведені результати досліджень термічно- і термомеханічно- зміцнених середньовуглецевих сталей 40Х, 40ХГ і 40ХГР опору розповсюдження втомних тріщин. В’язкість руйнування зміцнених сталей оцінювали за параметром Ірвіна (K_{IC}), який розраховували за даними випробувань на втому за методикою В.С.Іванової [2].

Відповідно дислокаційним уявленням втомного руйнування, зародження тріщини відбувається в об’ємах структури з найбільшою щільністю дислокацій [3, 4, 6], коли втомна тріщина в змозі розвиватися за рахунок переміщення дислокацій під дією мікронапружень у вершині тріщини. У випадку недостатньої пластичності матеріалу зростає здатність втомної тріщини до переміщення за рахунок збільшення напруження при її вершині [5].

В процесі досліджень втомних зломів зразків на машині УМ-4 при згинанні в одній площині з симетричним циклом навантажень з базою випробувань 10^7 циклів нами було встановлено, що втомні зломи утворюються в площинах нормальних до осі зразків. В зломах термомеханічно-зміцнених зразків чітко розрізняються зони повільного і прискореного розвитку втомних тріщин. Основну частину перерізу зломів займає зона прискореного розвитку тріщини.

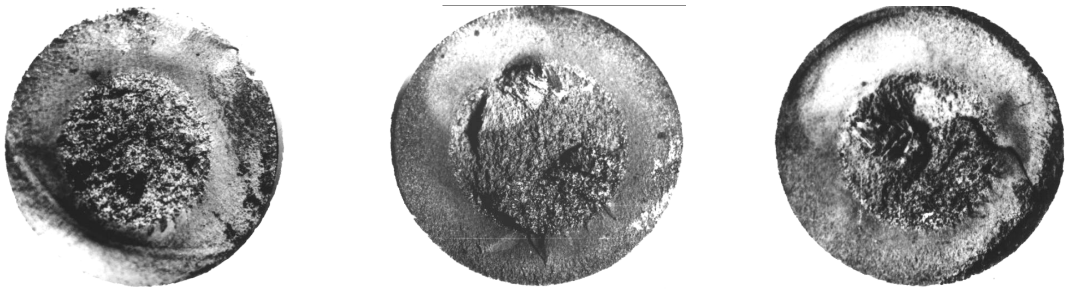
Відомо, що згідно механізму Коттрелла [6] зародження тріщини відбувається на пересіченні двох смуг ковзання в результаті зливання вектора Бюргера b з дислокаціями $1/2a|11\bar{1}|$ в площині ковзання (101) і дислокації $1/2a|111|$ в площині ковзання $(10\bar{1})$. Сумарна дислокація $a|001|$ розміщується вздовж направлення $|010|$ в площині ковзання (100):

$$\frac{1}{2}a|11\bar{1}|+\frac{1}{2}a|111|\rightarrow a|001|$$

Таким чином, утворена в результаті взаємодії дислокацій, мікротріщина лежить в площині ковзання (001).

Нами було виявлено, що в зразках, зміцнених гартуванням струмами високої частоти, зародження втомної тріщини, в більшості випадків, починається на поверхні зразків (рис.1а), а в термомеханічно-зміцнених – на границі розділу зміцненого поверхневого шару і незміцненої серцевини (рис.1б, в). Це пояснюється тим, що крім наявності дислокаційної структури в перехідній зоні між зміцненою поверхнею і серцевиною створюється найбільша різниця між внутрішніми напруженнями стискування і розтягування.

Всі зломи, в основному однополюсні, хоча трапляються двополюсні (рис.1в) в зразках термомеханічно-зміцнених, що свідчить про можливість гальмування росту втомної тріщини в процесі навантаження. В таких випадках центр зародження нової втомної тріщини переміщується до поверхневого шару циліндричного зразка із-за перерозподілення внутрішніх напружень в дислокаційній структурі сталі.



а б в

Рис. 1. Фрактографії втомних зломів сталі 40ХГР: а – після гартування СВЧ; б, в – після зміцнення ТМО. х 2,5.

Як показали електроннофрактографічні дослідження, на стадії циклічної мікротекучості в процесі мікропластичної деформації відбувається більш інтенсивна пластична деформація поверхневих шарів, що приводить до зростання густини дислокацій, спричиняючи циклічне зміцнення.

У втомних зломів зразків термомеханічно-зміцнених, центр зародження тріщини розміщений в перехідній зоні повільного розвитку тріщини, яка має вид замкнутої світлої плями еліпсоподібної форми, розміщеної, в основному, в зміцненому поверхневому шарі (рис.1б).

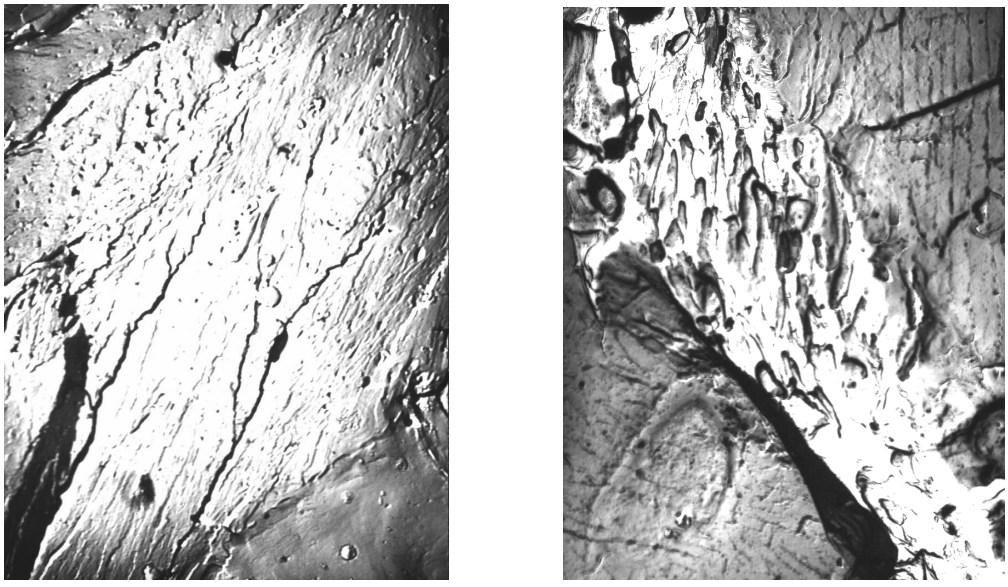
У випадку коли мікротріщина розвивається в незміцненій серцевині, то на якомусь етапі розвитку вона призупиняється і тоді виникає новий центр зародження нової тріщини (рис.1в). Це можна пояснити тим, що внаслідок деформаційного старіння сталі в зоні безпосереднього прилягання до вершини тріщини відбувається

релаксація напружень в цій зоні, що є причиною гальмування розвитку попередньо утвореної тріщини.

В усіх зломах сталей термічно-зміцнених струмами високої частоти в зоні повільного розвитку тріщин присутні видовжені мікросмуги, що орієнтовані нормально до напрямку росту втомної тріщини (рис.2а). В термомеханічно-зміцнених зразках характерна наявність переривчатих мікросмуг невеликої протяжності (рис.2б), що характеризує процес зупинки і послідуючого локального просування тріщини.

Наявність втомних мікросмуг з різною морфологією, в залежності від технології зміцнення, характеризує відмінність реалізації деформації в об'ємах, що прилягають до вершин тріщин. В зонах переходу від зміцненого шару до серцевини в зломах термічно-зміцнених зразків переважає крихка складова (рис.3а), а в термомеханічно-зміцнених – в'язка складова (рис.3б), яка характеризується більшою рельєфністю, що є наслідком значної пластичної деформації при вершині втомної тріщини цих зразків.

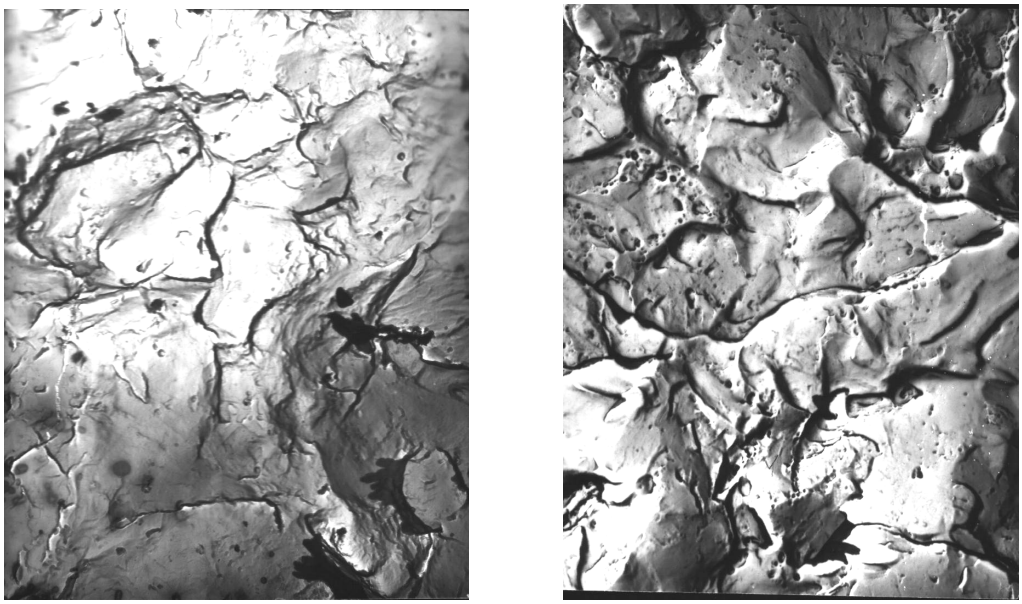
Таким чином, місце знаходження центра зародження втомних мікротріщин сталей в залежності від попередньої зміцнюючої обробки впливає на механізм її розповсюдження.



а б

Рис.2. Мікрофрактографії втомних зломів сталі 40ХГР в зоні повільного розвитку тріщини: а – після гартування СВЧ; б – після зміцнення ТМО. х 8000.

Крім того переміщення полюса зародження втомної мікротріщини в термомеханічно-зміцнених зразках в перехідну зону, запобігає впливу поверхневих концентраторів і зовнішнього середовища на процеси втомного руйнування, що підтверджується характеристиками втомної міцності, приведеними в роботі [7].



а б

Рис.3. Мікрофрактографії втомних зломів сталі 40ХГР в перехідній зоні: а – після гартування СВЧ; б, в – після зміцнення ТМО. х 8000

В результаті досліджень встановлено позитивний вплив термомеханічного зміцнення сталей на процеси тріщиноутворення при втомних навантаженнях порівняно із загартованими струмами високої частоти, що підтверджується підвищенням опору розповсюдження втомної тріщини в зразках зміцнених термомеханічною обробкою.

Література

1. Злочевський А.Б., Шувалов А.В. Факторы тормозящие рост усталостных трещин после перегрузок // Физико-химическая механика материалов. 1985. №2. – С.41-46.
2. Иванова В.С., Кудрявцев В.Г. Метод определения вязкости разрушения (K_{IC}) по данным образцов на усталость. Проблемы прочности. 1970. №3. – С.17-19.
3. В.В.Панасюк, А.Е.Анрейкив, С.Е.Ковчик. Методы оценки трещиностойкости конструкционных материалов. К. Наукова думка. 1977. 276 с.
4. В.М.Финкель. Физические основы торможения разрушения. М.Металлургия. 1977. 358 с.
5. Т.Екобори. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. М.Металлургия. 1971. 263 с.
6. Трощенко В.Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. К. Наукова думка. 1981. 344 с.
7. Опальчук А.С. Опір руйнуванню термомеханічно-зміцнених сталей. Зб. Трибофатика. Тернопіль. 2002. Т.1. С.343-346.

FATIGUE LIFE OF CONSTRUCTIONAL MATERIALS UNDER BENDING WITH TORSION FOR CRACK PROPAGATION

G. Gasiak, G. Robak

Opole University of Technology, ul. St. Mikołajczyka 5, 45-271 Opole, Poland

Abstract The paper presents description of the equivalent range of the stress intensity factor in the case of bending with torsion of specimens where initiation and propagation of fatigue cracks are observed. Calculations with the Matlab-Simulink program were performed in order to estimate fatigue life. The calculations were realized for variable amplitudes of the resultant moment 13 and 16 N·m. The Forman's relation was also used for the calculations. It has been shown that the Forman's relation is suitable for description of fatigue life in the tested range of fatigue crack propagation.

1. Introduction

Stress intensity coefficients are often applied for description of the stress state in elements of structures where fatigue cracks occur and develop [1-2]. They are used in many relationships describing crack propagation rate or fatigue life in the range of fatigue crack propagation [3]. The known relationships for fatigue life estimation usually use stress intensity coefficients under simple loading states [4]. Under complex loading states, for example bending with torsion, it is necessary to determine the equivalent value of the stress intensity factor, including all the components of stress occurring in the loaded element [5]. Thus, the existing relationships describing fatigue life should be verified.

The authors of this paper try to describe the equivalent range of the stress intensity factor in the case when a specimen is simultaneously loaded by the torsional and bending moments. Next, fatigue life is going to be estimated in the range of fatigue crack propagation. The Forman's relation is used for estimation.

2. The tests

The tests were performed at the fatigue test stand MZGS-100. At this stand, it is possible to realize courses, variable in cycles, under bending, torsion and combined bending with torsion. The test results have been presented in [6]. The tests were done for two amplitudes of the resultant moment, M_{aw0} = 13 and 16 N· m. A scheme of the specimen loading has been shown in Fig. 1 [6]. For calculations, it was assumed that the amplitude of the resultant moment M_{aw0} changed together with the propagating crack. That change was caused by a change of the specimen rigidity while fatigue crack propagation [7].

$M_{ag} = M_{aw} \cdot \cos\alpha$
$M_{as} = M_{aw} \cdot \sin\alpha$

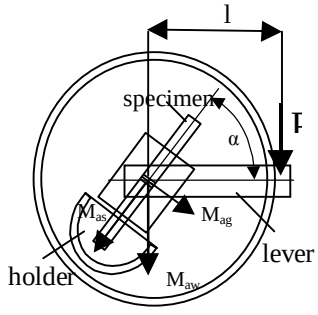


Fig. 1 A scheme of specimen loading

3. Description of the stress state

Fig. 2 shows stress distribution on the plane of fatigue crack propagation in the specimen, caused by bending and torsional loading.

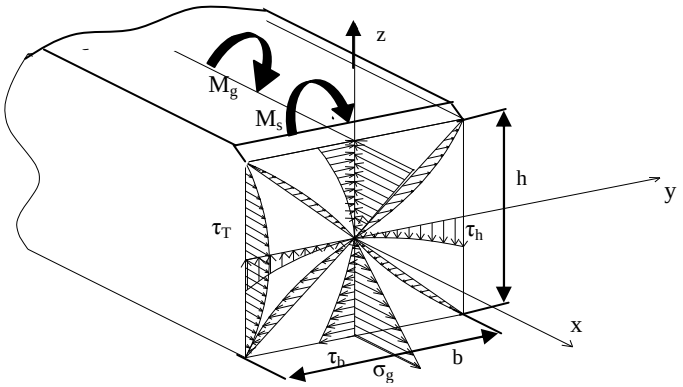


Fig. 2 Stress distribution in the specimen section, i.e. on the plane of fatigue crack propagation; $\tau_s = \tau_b > \tau_h$ – shear stresses caused by the torsional moment, τ_T – shear stress caused by shearing force, σ_g – normal stress caused by the bending moment

Normal stresses, σ_g and shear stresses, τ_s and τ_T, used for determination of the stress intensity factor are expressed as

$$\sigma_g = \frac{6M_{aw}\cos\alpha}{b(h-a)^2}, \tag{1}$$

$$\tau_s = \tau_b = \frac{M_{aw}\sin\alpha}{k_2 b(h-a)^2}, \tag{2}$$

$$\tau_T = \frac{P}{A}, \tag{3}$$

where $M_{aw0} = P \cdot l$, P – loading force for $M_{aw0} = 13$ N · m equal to 65 N and $M_{aw0} = 13$ N · m equal to 80 N, l – lever length, a – actual length of crack, b – specimen width, h – specimen height, k_2 – coefficient depending on the ratio b / (h-a) [7], A – section area of the specimen in the place of notch.

In description of fatigue crack propagation a range of the stress intensity factor was applied. It was defined from [8]:

$$\Delta K_{eq} = \sqrt{\Delta K_I^{\,2} + \Delta K_{II}^2 + \frac{1}{(1-\upsilon)}\Delta K_{III}^{\,2}}, \tag{4}$$

where: ΔK_I, ΔK_{II}, ΔK_{III} – ranges of stress intensity coefficients for loading modes I, II and III.

From analysis of the stress state in the specimen it appears that the stress τ_T causing longitudinal shearing is very low in comparison with stresses σ_g and τ_s ($\tau_T \approx 1\%$ of σ_g) and it does not strongly influence the process of fatigue crack development, so $\Delta K_{II} = 0$ is assumed for further considerations.

The equivalent range of stress intensity factor takes the form:

$$\Delta K_{eq} = \sqrt{\Delta K_I^{\,2} + \frac{1}{(1-\upsilon)}\Delta K_{III}^{\,2}}, \tag{5}$$

where:

$$\Delta K_I = M_{K_I}\Delta\sigma_g\sqrt{\pi a};\,[1],$$

$$\Delta K_{III} = M_{K_{III}}\Delta\tau_s\sqrt{\pi a};\,[1],$$

M_{kI} – correction coefficient $$M_{KI} = \frac{5}{\sqrt{20 - 13\frac{a}{h} - 7\left(\frac{a}{h}\right)^2}}$$ [11],

M_{kIII} – correction coefficient $$M_{KIII} = \sqrt{2\frac{h}{a} tg\left(\frac{\pi a}{2h}\right)}$$ [10].

4. Estimation of fatigue life

The Forman's relation [9] was used for fatigue life estimation. The equivalent range of stress intensity factor in the form [5]:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K_{eq})^m}{(1-R)K_C - \Delta K_{eq}}. \tag{6}$$

was introduced to the Forman's relation.
After integration of Eq. (6), we obtain the following relation for fatigue life estimation:

$$N = \int_{a_0}^{a_k} \frac{(1-R)K_C - \Delta K_{eq}}{C_1(\Delta K_{eq})^{m1}} da, \tag{7}$$

where: R = -1, $K_C = K_{IC}$ = 259MPa·m^{0,5}

Parameters C_1 and m_1 from Eq. (7) were calculated on the basis of test results, assuming the criterion of the maximum accuracy of theoretical curve fitting to the experimental points with the method of least squares of the distance from the theoretical curve. The same scale of axes of the normalized coordinate system was assumed in relation of the test data range. A distance between the experimental points and the theoretical curve was defined as minimum of the length of interval d_i [8] joining the experimental point M_i and the theoretical curve Γ (Fig.3).

$$d_i = \sqrt{\left(\frac{a_{\exp_i} - a_{obl_i}}{a^{\max}_{\exp_i}}\right)^2 + \left(\frac{N_{\exp_i} - N_{obl_i}}{N^{\max}_{\exp_i}}\right)^2}. \tag{8}$$

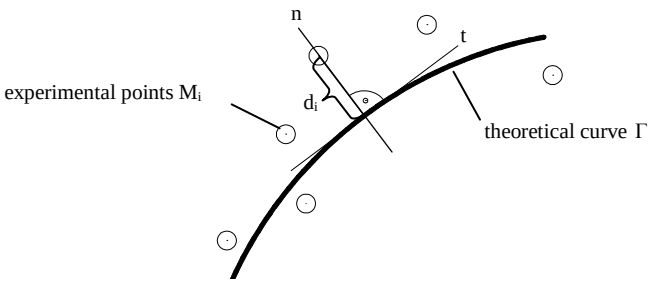


Fig. 3 Distance r_i between experimental points M_i and the curve Γ

Eqs. (6) and (7) were solved with simulation methods and the Matlab-Simulink program. Values of the parameters C_1 and m_1, and life N_{obl} are presented in Table 1.

Table 1. Values of the parameters C_1, m_1 and life N_{cal}

Material	M_{aw0} [N·m]	Ratio M_{ag}/M_{as}	C_1	m_1	N_{cal} [cycles *10^5]
18G2A	13	$M_{as} = 0$	$0{,}186\cdot10^{-3}$	1,20	2,41
		7,59	$0{,}164\cdot10^{-3}$	1,21	2,93
		3,73	$0{,}117\cdot10^{-3}$	1,24	3,50
		2,41	$0{,}165\cdot10^{-3}$	1,04	4,47
		1,73	$0{,}154\cdot10^{-3}$	0,95	6,11
		1,30	$0{,}235\cdot10^{-4}$	1,56	6,86
		1,00	$0{,}456\cdot10^{-4}$	1,31	8,05
	16	$M_{as} = 0$	$0{,}205\cdot10^{-3}$	1,18	1,51
		7,59	$0{,}140\cdot10^{-3}$	1,36	1,58
		3,73	$0{,}160\cdot10^{-3}$	1,26	1,79
		2,41	$0{,}331\cdot10^{-3}$	1,00	1,97
		1,73	$0{,}381\cdot10^{-4}$	1,66	2,58
		1,30	$0{,}210\cdot10^{-3}$	1,00	3,16
		1,00	$0{,}226\cdot10^{-3}$	0,90	4,01

5. Analysis of the calculation results

Figs. 4 and 5 show the graphs of the experimental and calculation lives, N_{exp} and N_{cal}, versus the crack length a. The solid line means lives N_{cal} calculated from Eq. (7), and the points express experimental lives N_{exp} for three specimens. It can be seen that as the fatigue crack length a increases, difference between experimental and calculation results becomes greater. The maximum difference between N_{exp} and N_{cal} for loading by amplitude of the resultant moment M_{aw0} = 13 N·m does not exceed 11% (Fig. 4d). Under loading by the resultant moment M_{aw0} = 16 N·m, this difference does not exceed 15% (Fig. 5a).

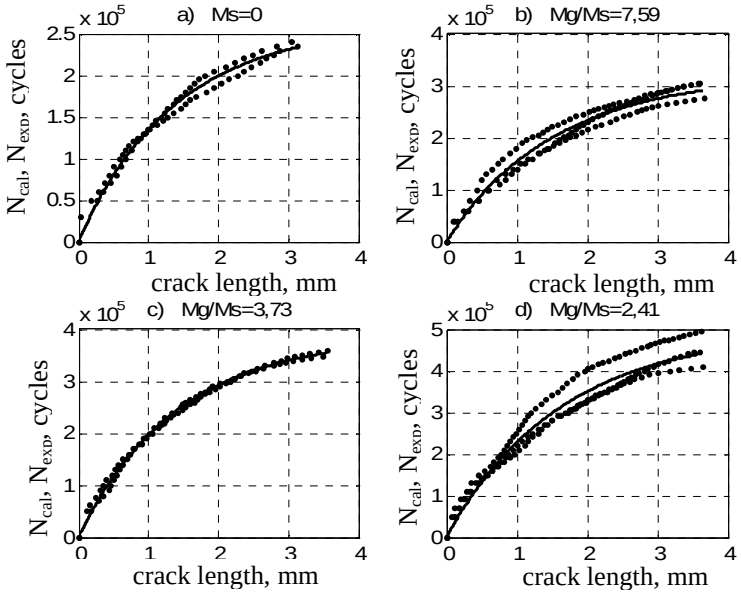


Fig. 4 Graphs of the experimental and calculation lives, N_{exp} and N_{obl}, versus the crack length, a, for 18G2A steel and amplitude of the resultant moment M_{aw0} = 13 N·m for ratios M_{ag}/M_{as}: a) M_{as} = 0, b) 7.59, c) 3.73, d) 2.41

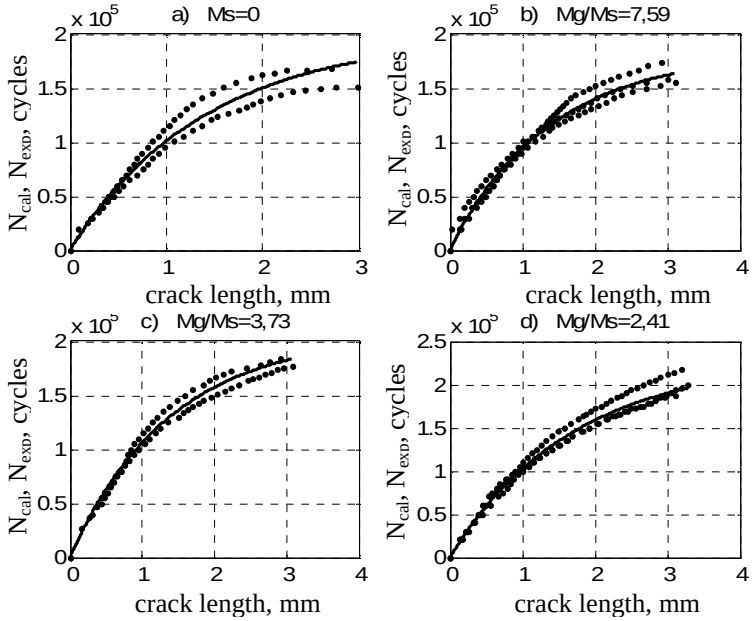


Fig. 5 Graphs of the experimental and calculation lives, N_{exp} and N_{obl}, versus the crack length, a, for 18G2A steel and amplitude of the resultant moment M_{aw0} = 16 N·m for ratios M_{ag}/M_{as}: a) M_{as} = 0, b) 7.59, c) 3.73, d) 2.41

Figs. 6 and 7 present comparison of the calculated and experimental lives, N_{obl} and N_{exp}. The maximum values of the experimental life are determined for critical lengths of fatigue cracks a_{kr}. Above the critical lengths, it is not possible to use stress description in order to determine the fatigue life because of high plasticization of the material. The given values are included into the interval a_{kr} = 3.45 ÷ 3.66 mm for loading amplitude M_{aw0} = 13 N·m, and a_{kr} = 2.92 ÷ 3.23 mm for loading amplitude M_{aw0} = 16 N·m and the depend on the ratio M_{ag}/M_{as}.

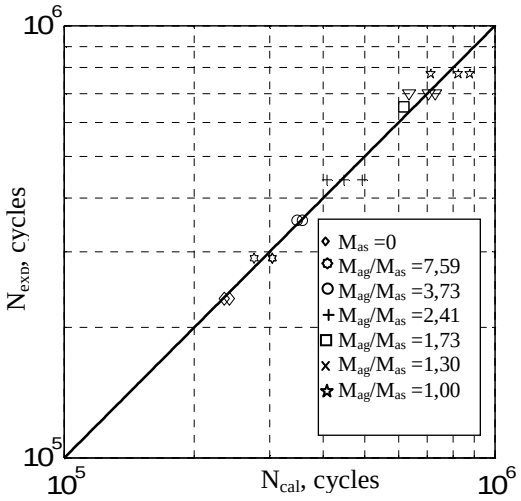


Fig. 6 Comparative graph for experimental and calculated lives, N_{exp} and N_{cal}, for amplitude of the resultant moment M_{aw0} = 13 N·m

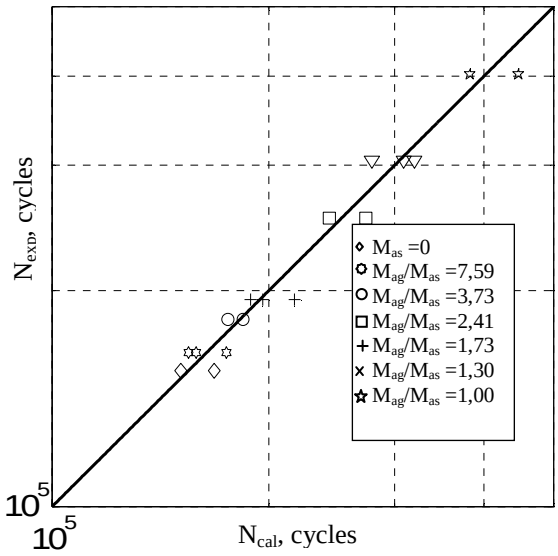


Fig. 7 Comparative graph for experimental and calculated lives, N_{exp} and N_{cal}, for amplitude of the resultant moment M_{aw0} = 16 N·m

It can be seen that under both loading amplitudes the results are included into a narrow scatter band. Thus, the applied Forman's relation and the equivalent range of stress intensity factor (5) allow to obtain good conformity of the results. In this order, the coefficients C_1 and m_1 should be determined from the experimental data. The least conformity is observed for ratios M_{ag} / M_{as} = 1.30 and 1.00 for both considered moment amplitudes.

6. Conclusions

From the performed calculations and their analysis the following conclusions can be drawn:

1. The relation describing fatigue life based on the Forman's relation and including the equivalent range of stress intensity factor ΔK_{eq} provides suitable estimation of fatigue life of specimens made of 18G2A steel.
2. In order to estimate fatigue life with Eq. (7) it is necessary to determine coefficients C_1 and m_1, depending on material properties and the ratios of amplitudes of bending and torsional moments.

References

1. Kocańda S.: Fatigue cracks in metals (Polish). WNT, Warszawa 1985
2. Neimitz A.: Fracture mechanics (Polish). PWN, Warszawa, 1998
3. Gasiak G.: Life of constructional materials under cyclic loading with participation of the load mean values (Polish). Oficyna Wyd. PO, Opole 2002
4. Achtelik H., Gasiak G., Grzelak J.: Experimental verification of life models for flat specimens with central notches, subjected to variable tension (Polish). XXI Sympozjum Mechaniki Eksperymentalnej Ciała stałego, Oficyna Wyd. PW, 13-16 października, Jachranka, 2004 s. 117-122
5. Socie D. F., Hua C. T., Worthem D. W.: Mixed mode small crack growth. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures Vol. 10, 1987, pp. 1-16
6. Gasiak G., Robak G.: Determination of fatigue life of 10HNAP and 18G2A steels in the range of initiation and propagation of fatigue cracks under bending with torsion (Polish). X Konferencja Mechaniki Pękania, Wisła, 11-14 września 2005, Zeszyty Naukowe PO, Mechanika Nr 304, z 82, Opole 2005.

7. Gasiak G., Grzelak J., Robak G. Simulation of life within fatigue crack development under bending with torsion (Polish). X Konferencja Mechaniki Pękania, Wisła, 11-14 września 2005, Zeszyty Naukowe PO, Mechanika Nr 304, z 82, Opole 2005.
8. In – Tae Kim: Weld root crack propagation under mixed mode I and III cyclic loading. Engineering Fracture Mechanics Vol. 72, 2005, pp. 523-534.
9. Forman R. G., KearneY V. E., Engle R. M.: Numerical analisis of crack propagations in cycling – loaded structures. J. Basic Engng. Sept. 1967, pp 4569-463
10. Hellier A. K., Corderoy D. J. H., McGirr M. B.: A practical mixed mode II/III fatigue test rig. International Journal Fatigue Vol. 9, 1987, pp. 95-101
11. Pickard A. C.: The application of 3 – dimensional finite element methods of fracture mechanics and fatigue life predictions. London, 1986

Praca naukowa finansowana ze środków na naukę w latach 2005/2006 jako projekt badawczy. Praca współfinansowana z Europejskiego Funduszu Społecznego Unii Europejskiej i budżetu państwa

ВЗАИМОСВЯЗЬ ХАРАКТЕРИСТИК УСТАЛОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Т.Ю. Яковлева, Л.Е. Матохнюк

THE CORRELATION BETWEEN FATIGUE AND FRACTURE CHARACTERISTICS OF TITANIUM ALLOYS

T.Yu. Yakovleva, L.E. Matokhnyuk

Институт проблем прочности Национальной академии наук Украины, Киев

Abstract. Interrelation between fatigue and fracture characteristics for titanium alloy has been shown basing on the analysis of the fatigue curves equations and fatigue fracture diagrams which incorporate cyclic loading rate and cycles asymmetry ratio. The kinetic diagrams equations parameters can be obtained from fatigue curve equation. The calculated fatigue and fracture resistance characteristics were compared with the experiments for VT1-0 titanium alloy.

Циклический характер физических процессов и локализация областей максимальных структурных изменений являются определяющими как в течение инкубационного (накопление усталостных повреждений), так и активного (развитие трещины) периодов усталостного разрушения. С этой точки зрения кривые усталости и кинетические диаграммы усталостного разрушения отражают две взаимосвязанные стадии единого процесса – усталостного разрушения. Поэтому использование единого подхода к анализу поведения материала в условиях циклического нагружения позволяет наиболее полно и адекватно описать феномен усталости. Чаще всего единый подход к проблеме усталости просматривается в анализе стадии развития трещины.

Основой единого подхода является положение о том, что условия зарождения и дальнейшего развития трещины определяются в основном процессами, происходящими у вершины существующей трещины или в окрестности какого-либо концентратора напряжений под действием системы приложенных нагрузок [1]; приращение усталостной трещины осуществляется за счет ее повторного зарождения вблизи вершины [2–6]; зарождение усталостной трещины представляет собой двухпараметрический процесс, который описывается характеристическим размером зоны предразрушения в вершине надреза и размахом локальных напряжений или деформаций в этой зоне [7]. Положение о схожести процессов, реализуемых на стадиях зарождения и роста усталостной трещины, является основой обобщенной теории усталости Екобори [8]. В этой работе предпринята попытка создать теорию, которая бы последовательно отражала атомистические, микроструктурные и континуальные аспекты усталости, предполагая, что механизмы возникновения так называемых зародышевых микротрещин и наблюдаемых в вершине магистральной трещины одинаковы. В связи с трудностями практического применения эта теория не получила дальнейшего развития. Тем не менее, данные о влиянии структуры материала на характеристики его циклической трещиностойкости послужили основой одного из наиболее активно развивающихся в настоящее время направлений – микроструктурной механики разрушения, которая представляет собой синтез подходов механики сплошных сред с физическими аспектами разрушения, учитывающими состояние материала в зоне пластической деформации в вершине трещины. Модели на базе микроструктурной механики разрушения используют для описания развития

коррозионно-усталостных [9], коротких и неразвивающихся [10, 11] трещин; металлов с разным состоянием поверхности [12]; в качестве единого подхода к коротким, длинным и неразвивающимся трещинам [10]. Разделить влияние микроструктуры металла и его напряженно-деформированного состояния на локальное напряжение разрушения в условиях концентрации напряжений позволяют локальные критерии квазихрупкого разрушения [13].

Перечисленные направления и задачи, которые решают в рамках этих направлений, показывают перспективность комплексного подхода, объединяющего в себе единый взгляд на обе стадии усталостного разрушения с учетом локального характера процессов, протекающих на микроструктурном уровне. Такой подход позволяет с единых позиций описать период накопления усталостных повреждений и стадию развития тещины в диапазоне длин от коротких и нераспространяющихся вплоть до нестабильного роста магистральной тещины [14]. В данной работе на примере титанового сплава показана возможность применения указанного подхода для анализа взаимосвязи характеристик усталости и разрушения металлических материалов.

В основе рассматриваемого подхода лежат экспериментальные исследования, которые показывают [14–16], что локальный характер развивающихся микроструктурных изменений при практически стабильном состоянии остального материала дает возможность рассматривать области локализации пластической деформации (ЛПД) как микрообъемы с иными свойствами по сравнению с остальным материалом, и вследствие этого обладающие более или менее выраженной граничной поверхностью, а также внутренней энергией, отличной от остального материала. По мере увеличения продолжительности нагружения увеличиваются размеры области (ЛПД) и возрастает степень локализации структурной перестройки материала, то есть изменяются ее геометрические и структурные параметры. Локальное разрушение наступает тогда, когда материал области ЛПД теряет способность к дальнейшей пластической деформации, чему соответствуют критические значения размерных, структурных и энергетических параметров.

Дислокационная структура зоны пластической деформации в вершине магистральной трещины в припороговой области значений ΔK представляет собой дальнейшее логическое развитие структуры, сформированной на стадии накопления усталостных повреждений в основном объеме. Материал характеризуется скорее количественным, чем качественным отличием дислокационной структуры, формирующейся в зоне разрушения, от структуры локальных, наиболее деформированных в течение инкубационного периода, микрообластей основного объема (рис. 1, *а*). Принципиальное сходство структурных характеристик материала в области ЛПД и зоны разрушения в припороговой области роста трещины также показывает, что одна или несколько из областей ЛПД служат очагами разрушения. По мере увеличения значений ΔK появляются элементы структуры, соответствующие более высоким уровням напряжений, чем номинальные (рис. 1, *б*).

Увеличение значений ΔK по мере роста длины трещины, то есть продолжительности нагружения, сопровождается одновременным изменением геометрических и структурных характеристик зоны пластической деформации под поверхностью разрушения. Отсюда следует, что скорость роста усталостной трещины обусловлена главным образом продолжительностью периода структурной подготовки материала в окрестности вершины трещины и энергоемкостью процесса разрушения как такового, связанного с взаимодействием фронта трещины с исходными и сформировавшимися элементами структуры и субструктуры.

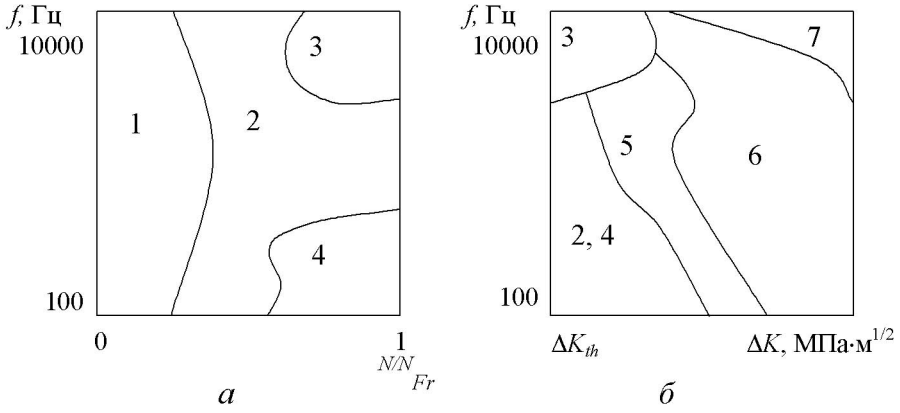


Рис. 1. Схематическое представление преобладающих типов дислокационных структур в титановых сплавах на стадии накопления усталостных повреждений (*а*) и на стадии стабильного роста трещины (*б*): 1 – границы наклона, сетки, одиночные дислокации; 2 – деформация межфазных границ; 3 – дефекты упаковки; 4 – петли; 5 – плоские скопления, ячеистая структура; 6 – полосовая структура; 7 – деформация микрообластей, прилегающих к исходно присутствующим в α - фазе двойникам**.**

Из сопоставления приведенных закономерностей развития областей ЛПД и области разрушения (зоны пластической деформации в вершине трещины) следует одинаковый «структурно-геометрический» характер их эволюции по мере увеличения продолжительности нагружения. Одинаков результат увеличения частоты циклического нагружения – повышение степени локализации пластической деформации как в течение инкубационного периода (уменьшение размеров областей ЛПД), так и на стадии развития трещины (уменьшение глубины зоны пластической деформации, сокращение шага усталостных бороздок и ширины полос соответствующей полосовой дислокационной структуры, размеров площадок их однонаправленного расположения). Увеличение значений R сопровождается формированием менее энергоемкой структуры в течение инкубационного периода и активизацией менее энергоемких механизмов разрушения на стадии развития трещины. Таким образом, выполненные исследования показали принципиальное сохранение на обеих стадиях нагружения закономерностей структурных изменений, присущих данному материалу, а также единый характер их зависимости от скорости деформирования, а именно уменьшение размеров зон ЛПД, элементов формирующейся субструктуры и фрактографических элементов с увеличением скорости циклического нагружения.

Приведенные закономерности, которые говорят о едином характере накопления повреждений в микрообластях развивающейся пластической деформации в течение инкубационного периода и в зоне разрушения на стадии развития трещины, являются основой начальных модельных допущений. Материал области ЛПД рассматривают как некую квазифазу, которая представляет собой сплошную среду, физико-механические свойства которой, в том числе уровень деформации и удельная поверхностная энергия, являются функцией координат и времени; текущее значение среднего радиуса области линейно зависит от средней скорости процессов микропластической деформации и времени; конкретный характер и механизмы структурной эволюции области находят свое отражение в изменении величины удельной поверхностной энергии.

В результате получены [14] уравнения кривой усталости

$$\sigma_a = \sigma_e + a_\sigma \sqrt{f} + b_\sigma \sqrt{\frac{1}{N_{Fr}}} + c_\sigma \sqrt{\frac{f}{N_{Fr}}}, \qquad (1)$$

где

$$a_\sigma = k\sqrt{\frac{E_\omega tg\varphi}{3v_0} \cdot \frac{\partial\alpha}{\partial N}};\ \ b_\sigma = k\sqrt{\frac{E_r}{3v_0} \cdot \frac{\partial\alpha}{\partial T}};\ \ c_\sigma = k\sqrt{\frac{E_\omega tg\varphi}{3} \cdot \frac{\partial\alpha}{\partial v_0}};$$

$$\sigma_e = k\sigma_{e/-1};\ k = 1 - k_{a/R}\frac{1+R}{2},$$

E_ω, E_i – динамический и релаксированный модули упругости соответственно, φ – угол сдвига фаз между напряжением и деформацией, $k_{a/R}$ характеризует чувствительность материала к статической составляющей напряжений, а также кинетической диаграммы усталостного разрушения

$$\frac{dl}{dN} = \frac{2\left(\Delta K - \Delta K_e - a_{\Delta K}\sqrt{f}\right)^2}{\frac{\pi}{\Phi^2}\left(b_{\sigma r} + c_{\sigma r}\sqrt{f}\right)^2};\ \Delta K_e = \frac{\sigma_{er}\sqrt{2\pi r}}{\Phi},\quad a_{\Delta K} = \frac{a_{\sigma r}\sqrt{2\pi r}}{\Phi}, \qquad (2)$$

$$\Delta K = k\Delta K_{-1},\ k = 1 - k_{a/-1}\frac{1+R}{2},$$

где параметры σ_{er}, $a_{\sigma r}$, $b_{\sigma r}$ и $c_{\sigma r}$ имеют здесь тот же физический и математический смысл, что и в уравнении (1), но относятся к микрообласти максимальных структурных изменений в окрестности точки r, θ в вершине трещины; $k_{a/-1}$ имеет тот же смысл, что в уравнении (1) и относится к амплитуде внешней нагрузки; ΔK_{-1} – коэффициент интенсивности напряжений в условиях симметричного нагружения при заданной скорости роста трещины.

Для проверки уравнений были рассчитаны коэффициенты по входящим в них параметрам. Оценка этих параметров была выполнена по приведенным в литературе данным для технически чистого титана: $b \approx 3\cdot10^{-10}$м; $\rho \approx 10^{10}$м$^{-2}$; $\gamma_0 \approx 1{,}2\cdot10^{-6}$МДж/м^2; $\gamma_{ef} \approx 1\cdot10^{-4}$ МДж/м^2; $G = 0{,}408\cdot10^5$МПа; $E_i \approx E_r \approx E = 1{,}12\cdot10^5$МПа; $\sigma_e = 98$ МПа; $v_0 \approx 10^{-5}\ldots10^{-4}$ м/сек. Получены следующие оценочные значения коэффициентов: $a_\sigma \approx 1{,}17$ МПа/Гц^{0,5}, $b_\sigma \approx 3317$ МПа·цикл^{0,5} и $c_\sigma \approx 203$ МПа·(цикл/Гц)^{0,5}, которые использованы в расчетах теоретических кривых усталости и кинетических диаграмм усталостного разрушения. Затем рассчитаны величины амплитуды напряжений для заданной базы нагружения и значения dl/dN для заданного значения ΔK. Расчеты выполнены для четырех частот нагружения.

Приведенные величины коэффициента корреляции теоретических и экспериментальных данных (табл.), теоретические кривые усталости (рис. 2).

Значения коэффициентов уравнений для расчетных кривых усталости и кинетических диаграмм усталостного разрушения технически чистого титана ВТ1-0 и характеристики степени их согласия с экспериментальными данными и кинетичнеские диаграммы, (рис. 3) показывают связь параметров локальной пластической деформации с макрохарактеристиками прочности и трещиностойкости в условиях циклического нагружения. Поскольку испытания на усталость и циклическую трещиностойкость проводили в сопоставимых условиях, в таблице приведена также величина $A_{f/calc}$: $A_{f/calc} = 2/\pi(C_f)^2$, рассчитанная по коэффициенту C_f для кривой усталости. Из таблицы следует, что для материалов, испытанных в близких условиях нагружения, величины коэффициентов уравнения кинетической диаграммы могут быть рассчитаны по коэффициентам уравнения кривой усталости, что открывает дополнительные возможности взаимного прогнозирования характеристик циклической прочности и трещиностойкости.

Таблица

Частота f, Гц	Уравнение	Коэффициенты	Стандартная ошибка S	Коэффициент корреляции η	S/σ_{ue} %	$A_{f/calc}$
100	(1)	σ_{ue} = 109,62; C_f = 84,77	18,42386	0,68340	16,8	
500	(1)	σ_{ue} =124,24; C_f = 7860,60	21,19391	0,90407	17,1	
3000	(1)	σ_{ue} = 161,96; C_f = 14484,5	15,10758	0,707407	9,3	
10000	(1)	σ_{ue} = 215,00; C_f = 23587,0	42,89493	0,86695	19,9	
140	(2)	$A_f = 1{,}7714\cdot10^{-8}$; ΔK_{ue} = 2,44	$4{,}41\cdot10^{-7}$	0,9855237		$2{,}1\times10^{-8}$
600	(2)	$A_f = 9{,}1445\cdot10^{-9}$; ΔK_{ue} = 2,88	$2{,}4\cdot10^{-7}$	0,991654		$1{,}0\times10^{-8}$
3000	(2)	$A_f = 3{,}0237\cdot10^{-9}$; ΔK_{ue} = 3,53	$1{,}62\cdot10^{-8}$	0,990064		$3{,}0\times10^{-9}$
10000	(2)	$A_f = 1{,}0540\cdot10^{-9}$; ΔK_{ue} = 4,15	$3{,}1\cdot10^{-9}$	0,8539657		$1{,}1\times10^{-9}$

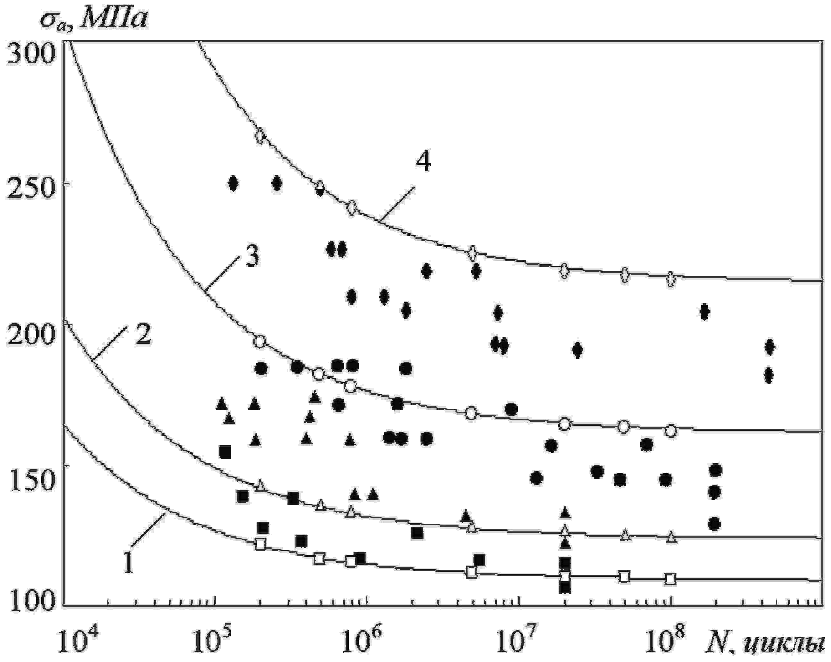


Рис. 2. Расчетные значения σ_a (светлые точки), построенные по ним в соответствии с уравнением (1) кривые усталости и результаты усталостных испытаний [17] (темные точки) сплава ВТ1-0. Частота нагружения: 1 – 100 Гц; 2 – 500 Гц; 3 – 3 КГц; 4 – 10 КГц.

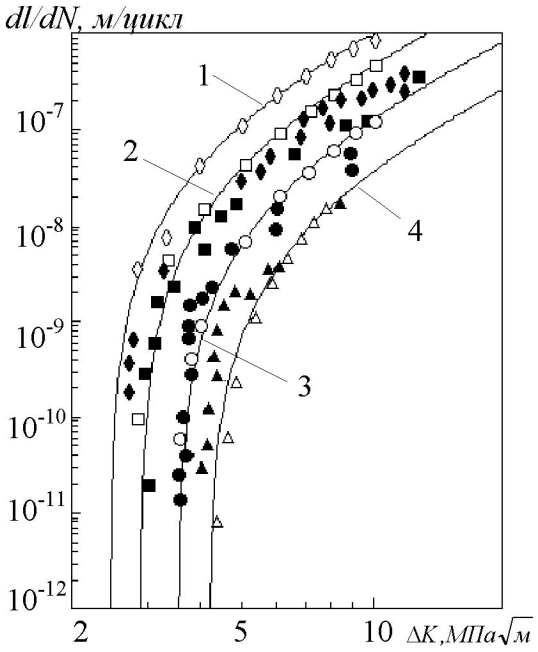


Рис. 3. Расчетные значения *dl/dN* (светлые точки), построенные по ним в соответствии с уравнением (2) кинетические диаграммы усталостного разрушения и результаты испытаний на циклическую трещиностойкость [17] (темные точки) технически чистого титана ВТ1-0. Частота нагружения *f*: 1 – 140 Гц; 2 – 600 Гц; 3 - 3 кГц; 4 – 10 кГц.

Литература

1. Голуб В.П., Плащинская А.В. Докритический рост усталостных трещин в тонких пластинах с концентраторами напряжений // Оцінка й обгрунтування продовження ресурсу елементів конструкцій.: Праці конф., Т. 1. – Київ, 2000. – С. 93 – 99.
2. Красовский А.Я. Локальная пластическая деформация в вершине трещины и хрупкое разрушение металлов // Автореф. на соискание ученой степени докт. физ.-мат. наук. – 1973. – Киев: Институт металлофизики АН Украины. – 48 с.
3. Lal D.N. and Weiss V. A notch analysis of fracture approach to fatigue crack propagation // Met. Trans. – 1978. – 9A. – P. 413 – 426.
4. Glinka G. A notch stress-stain analysis approach to fatigue crack growth // Eng. Fract. Mech. – 1985. – 21. – P. 245 – 261.
5. Fujimoto Y., Hamada K. Исследование по оценке прочности в случае малых усталостных трещин на основе модели зоны повреждения // Nihon zairyo kyodo gakkaishi = J. Jap. Soc. Strength and Fract. Mater. – 2000. – 66, N 644. – P. 768 – 775.
6. Андрейкив А.Е. Расчетная модель для определения периода зарождения усталостной трещины // Физ.-хим. механика материалов. – 1976. - № 6. – С. 27 – 30.
7. Осташ О.П., Панасюк В.В. До питання про зародження втомних макротріщин у зразках із надрізом // Пробл. прочности. – 2000. – № 5. – С. 19 – 33.
8. Yokobori T. An Interdisciplinary Approach to Fracture and Strength of Solids. – Groningen: Wolters-Nordhoff scientific publications LTD, 1970. – 260 p.
9. Хома М.С., Похмурський В.І. Корозійна витривалість корозійнотривких сталей зі зварними з′єднаннями // Фіз.-хім. механика материалов – 2000. – № 4. – С. 99 – 102.
10. Brown M.W. Interface of short, long and non-propagating cracks // The behaviour of short fatigue cracks. – London: MEP Institution Mechanical Engineers, 1986. – 1. – P. 423 – 439.
11. Navarro A., de los Rios E.R. A model for shot fatigue crack propagation with an interpretation of the shot – long crack transition // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1987. – 10. – P. 169 – 186.
12. Міллер К.-Дж., Акід Р. Застосування підходів мікроструктурної механіки руйнування до металів із різним станом поверхні // Фіз.-хім. механика материалов. – 1997. – № 1. – С. 9 – 32.
13. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Фізичні основи локального підходу до аналізу крихкого руйнування металів і сплавів // Фіз.-хім. механіка матеріалів.– 2001. – № 4. – С. 49 – 62.
14. Яковлева Т.Ю. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. – Киев: Наук. думка, 2003. – 238 с.
15. Яковлева Т.Ю. Взаимосвязь микромеханизмов структурной перестройки титанового сплава ВТ18У в процессе усталостного разрушения // Там же. – 2000. – № 6. – С. 73 – 83.
16. Яковлева Т.Ю. Закономерности развития магистральной трещины и эволюции дислокационной структуры в зоне разрушения титанового сплава ВТ22 при различных частотах циклического нагружения // Там же. – 2001. – № 5. – С. 65 – 75.
17. Матохнюк Л.Е. Ускоренные усталостные испытания высокочастотным нагружением. – Киев: Наук. думка, 1988. – 200 с.

COMPARISON OF THE CALCULATED AND EXPERIMENTAL FATIGUE LIVES UNDER NON-PROPORTIONAL BENDING WITH TORSION OF 10HNAP STEEL

Z. Marciniak , D. Rozumek, E. Macha

Opole University of Technology, ul. Mikołajczyka 5, 45-271 Opole, Poland

Abstract The paper contains the results of fatigue tests of 10HNAP steel under non-proportional bending with torsion. The circular smooth specimens were tested. The tests were carried out at the fatigue test stands MZGS-200PL and MZGS-200L. The best results of experimental and calculation lives consistence for the considered materials was obtained using the criterion of maximum shear stresses in the critical plane and the Palmgren-Miner hypothesis of damage accumulation.

1. Introduction

Non-proportional loadings very often occur while service of machine elements [1]. In literature we can find many various fatigue failure criteria for description of material tests under multiaxial loading. Test results are described with stress [2], strain [3] and energy [4] criteria. The well known and often applied criteria were proposed by Gough and Pollard [5], McDiarmid [6], Papadopoulos [7], Brown and Miller [3], Macha [2]. Nishihara and Kawamoto [8] published the test results for four materials: two steels, cast iron and duralumin. Specimens were subjected to cyclic bending with torsion with different phase displacements between stresses and different ratios of stress amplitudes. In [9], Liu and Zenner were engaged in tests of non-proportional loading; they applied the criterion of shear stress intensity. Under bending with torsion they found that increase of the phase displacement between loadings from 0 to $\pi/2$ caused 20% drop of the strength limit for trapezoid-shaped loading, and 15% increase of the strength limit for triangular loadings.

The aim of this paper is comparison of the calculated and experimental fatigue lives obtained under proportional and non-proportional bending with torsion for 10HNAP steel.

2. Experiment

10HNAP steel was subjected to fatigue tests. The material is a low-alloy constructional steel. It is a general-purpose steel of higher resistance to atmospheric corrosion. Chemical composition and some mechanical properties of 10HNAP steel are presented in Tables 1 and 2.

Table 1. Chemical composition of 10HNAP steel in %

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Fe
0.11	0.52	0.26	0.098	0.016	0.65	0.35	0.26	Bal.

Table 2. Monotonic and fatigue mechanical properties of 10HNAP steel

σ_Y MPa	σ_U MPa	σ_{af} MPa	N_0 cycles	E GPa	ν
418	566	300	$3.1347 \cdot 10^6$	215	0.29

Specimens of round sections were tested (see Fig. 1) They were cut from the sheets 16 mm in thickness according to the rolling direction.

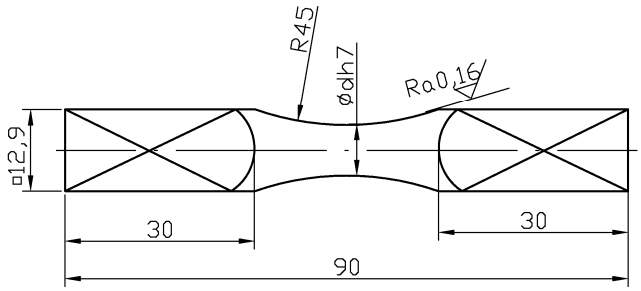


Fig. 1. Shape and dimensions of a specimen

The specimen surface was grinded and polished. Two diameters of the specimens were applied: d = 7.5 mm for variable-amplitude loading, and d = 8 mm for polyharmonic loading. The tests were realized at Opole University of Technology, at two fatigue tests stands: MZGS-200L (variable-amplitude loading) under frequency 20 Hz, and MZGS-200PL (polyharmonic loading); the dominating frequency was 29 Hz [10]. Fig. 2 shows the applied 30-second stress paths, registered during the tests. Figs. 2a and 2b show variable-amplitude stress paths registered under $\lambda_\sigma = 1$, and in Fig. 2c one can see polyharmonic stress paths for $\lambda_\sigma = 0.5$.

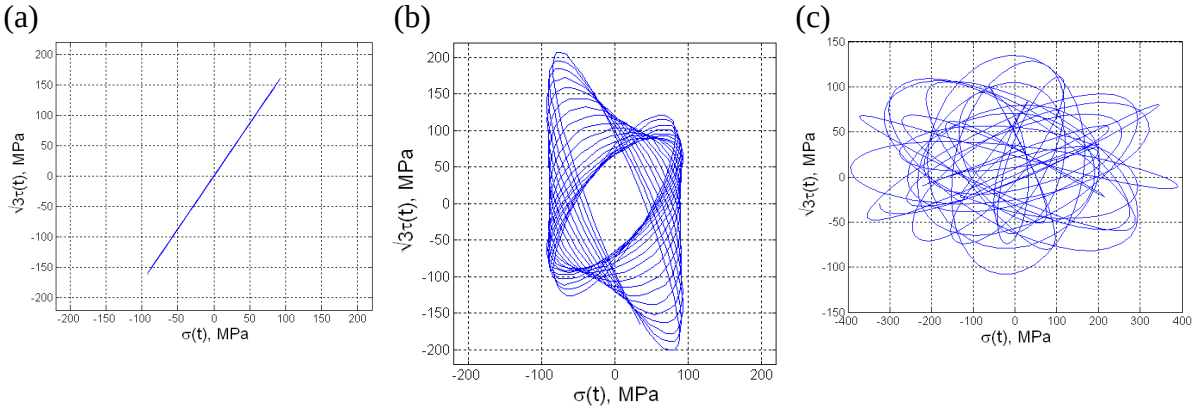


Fig. 2. Stress paths (a) proportional (variable-amplitude), (b) non-proportional (variable-amplitude), and (c) non-proportional (polyharmonic)

2.1. Procedure for fatigue life assessment

Fatigue life of the specimens was calculated according to the algorithm shown in Fig. 3. In the block 1 of the algorithm 820 s loading histories were registered during polyharmonic tests, and for variable-amplitude tests more than 2000 s loading histories were measured. Stresses were calculated using the elastic model of the material. In the block 2, the critical plane position was determined with the damage accumulation method The equivalent stress histories were calculated for the established position of the plane with the maximum damage degree (the block 3).

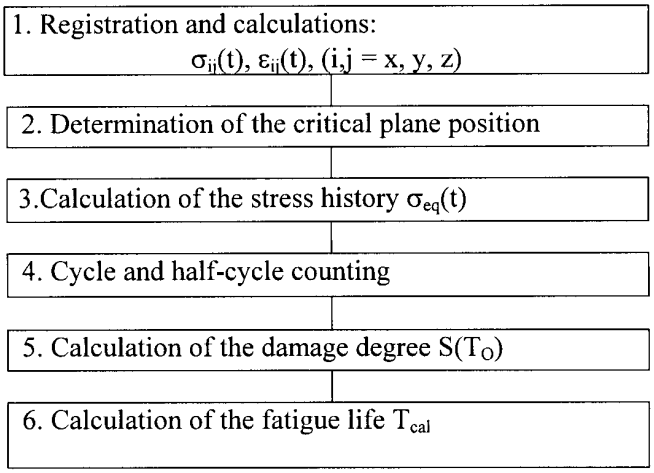


Fig. 3. A general algorithm of fatigue life calculations for materials under multiaxial service loading

The equivalent stress history $\sigma_{eq}(t)$ was calculated according to the following criteria [2]:
- criterion of the maximum shear stresses on the critical plane

$$\sigma_{eq}(t) = \sigma_x(t) \cdot \sin(2\alpha) + 2\tau_{xy}(t) \cdot \cos(2\alpha), \tag{1}$$

where α - the angle determining the critical plane position.
- criterion of the maximum normal stresses on the critical plane

$$\sigma_{eq}(t) = \sigma_x(t) \cdot \cos^2(\alpha) - \tau_{xy}(t)\sin(2\alpha) \tag{2}$$

- criterion of the maximum normal and shear stresses on the maximum shearing plane

$$\begin{aligned}\sigma_{eq}(t) &= (2-B)(\sigma_x(t) \cdot \cos^2(\alpha) - \tau_{xy}(t)\sin(2\alpha)) + \\ &+ B\left(-\frac{1}{2}\sigma_x(t)\sin(2\alpha) + \tau_{xy}(t)\cos(2\alpha)\right)\end{aligned}, \tag{3}$$

where:

$$B = \frac{\sigma_{-1}(N_f)}{\tau_{-1}(N_f)} \tag{4}$$

is the ratio of fatigue strength limits under bending and torsion for a number of cycles $N_f = 10^5$, assumed according to Sanetra [11]. Next, cycles and half-cycles were counted with the rain flow algorithm, and a damage degree $S(T_0)$ was calculated with use of the Palmgren-Miner hypothesis of damage accumulation [12, 13]:

$$S_{PM}(T_0) = \begin{cases} \sum_{i=1}^{k} \dfrac{n_i}{N_0\left(\dfrac{\sigma_{af}}{\sigma_{eq,ai}}\right)^m}; & \text{for} \quad \sigma_{eq,ai} \geq a \cdot \sigma_{af} \\ 0; & \text{for} \quad \sigma_{eq,ai} < a \cdot \sigma_{af}, \end{cases} \tag{5}$$

where
$\sigma_{eq,ai}$ – amplitude of the equivalent stress,

m – coefficient of the Wöhler curve slope under bending,
σ_{af} – fatigue limit under bending,
N_0 – number of cycles corresponding to the fatigue limit σ_{af},
n_i – number of cycle with amplitude $\sigma_{eq,ai}$ determined from the stress history $\sigma_{eq}(t)$ at observation time T_0,
a – coefficient including amplitudes below the fatigue limit while fatigue damage accumulation (a = 0.5 was assumed),
k – number of intervals in the amplitude histogram.
Calculations were also done with hypotheses by Serensen – Kogayev [14] and Corten – Dolan [15], where significant differences between calculations and experimental results were observed. In order to neglect influence of the stress gradient, fatigue characteristics for alternating bending were used for calculations.
Fatigue life T_{cal} was calculated according to the following equation:

$$T_{cal} = \frac{T_0}{S_{PM}(T_0)}, \tag{6}$$

where T_0 – observation time.

3. The test results and their analysis

The tests were realized under combined bending with torsion for two ratios of nominal stresses, λ_σ = 0.5 and 1, and for different cross-correlation coefficients, $r_{\sigma\tau}$ = 0, 0.5 and 1, under variable-amplitude histories [10]. The coefficient of loading irregularity for bending and torsion was I = 1. The MATLAB program was used for generation of random signals; next the signals were subjected to digital filtration by a narrow-band filter. The dominating loading frequency was 20 Hz. The periods of loading repetition were equal to 2000 seconds.
Fatigue tests of specimens made of 10HNAP steel were tested under nine loading combinations (see Table 3). The mean experimental lives under different ratios of nominal stresses λ_σ and cross-correlation coefficients $r_{\sigma\tau}$ for both tested steels were compared in Fig. 4. From the comparison of experimental data it appears that the correlation coefficient $r_{\sigma\tau}$, stresses σ_{max} and the ratio of stresses λ_σ strongly influence the fatigue life. In 10HNAP steel, under non-proportional stresses for λ_σ = 1 the mean experimental life is 1.8 times greater, and for λ_σ = 0.5 it is 5.2 times greater in relation to proportional stresses. Polyharmonic tests were performed for thirteen combinations of non-proportional bending with torsion under the constant cross-correlation coefficient $r_{\sigma\tau}$ = 0.16 and different ratios of maximum stresses (Table 4).

Table 3. Nominal stresses under variable-amplitude bending with torsion in 10HNAP steel at the stand MZGS-200L

Combination of loading	σ_{max} MPa	τ_{max} MPa	$\lambda_\sigma = \frac{\tau_{max}}{\sigma_{max}}$	Standard deviation $\sqrt{\mu_\sigma}$ (MPa)	Standard deviation $\sqrt{\mu_\tau}$ (MPa)	Correlation coefficient $r_{\sigma\tau}$
KWL1	212	212	1.0	53.43	53.43	0
KWL2	212	212	1.0	53.43	53.43	1
KWL3	301	150	0.5	75.86	37.80	1
KWL4	342	171	0.5	86.19	43.09	0
KWL5	342	171	0.5	86.19	43.09	1
KWL6	212	212	1.0	53.43	53.43	0.5
KWL7	320	160	0.5	80.65	40.32	0.5
KWL8	384	192	0.5	109.75	55.24	0
KWL9	320	160	0.5	80.65	40.32	1

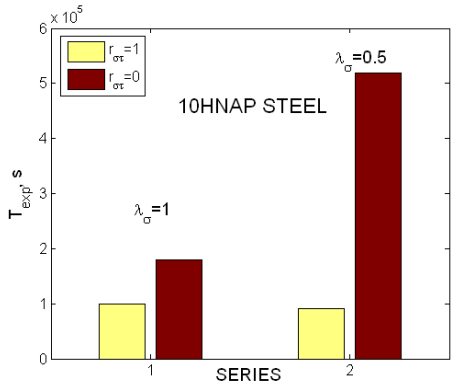


Fig. 4. Comparison of mean fatigue lives depending on different parameters of the stress state

Table 4. Nominal stresses under polyharmonic bending with torsion in 10HNAP steel at the stand MZGS-200PL

Combination of loading	σ_{max} MPa	τ_{max} MPa	$\lambda_\sigma = \frac{\tau_{max}}{\sigma_{max}}$	Standard deviation $\sqrt{\mu_\sigma}$ (MPa)	Standard deviation $\sqrt{\mu_\tau}$ (MPa)
K01	475	90	0.189	183.76	31.41
K02	475	130	0.274	185.32	47.74
K03	475	170	0.358	185.33	60.78
K04	475	210	0.442	182.51	74.04
K05	420	90	0.214	170.38	31.85
K06	420	130	0.309	159.20	49.65
K07	420	170	0.405	170.38	62.14
K08	420	210	0.500	168.25	82.08
K09	330	130	0.394	137.52	49.23
K10	330	170	0.515	133.96	62.14
K11	330	210	0.636	134.62	83.17
K12	250	170	0.68	96.25	57.55
K13	250	210	0.84	91.00	79.83

Power spectral density was characterized by four frequency peaks with the dominating peak 29 Hz. The coefficient of loading irregularity was I = 0.99 for bending and I = 0.97 for torsion. While testing, 820 s histories of bending and torsional moments were registered. They were applied for stress calculations in a linear-elastic range.

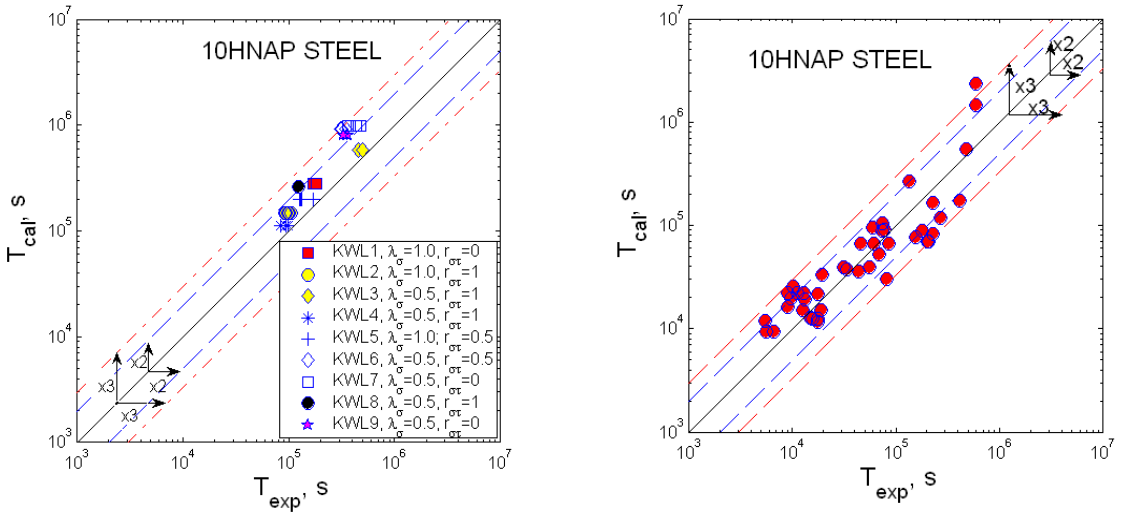
After calculations and considerations with the above methods it was found that the best life estimation was obtained according to the criterion of maximum shear stresses on the critical plane and the Palmgren-Miner hypothesis of damage accumulation. The comparison of the calculation and experimental results were presented in Fig. 5. From these figures it appears that:

(i) under variable-amplitude stress histories (Fig. 5a):

- for 10HNAP steel, 77 % of the results of fatigue life estimations are included into the scatter band with coefficient 2, and 100 % - into the scatter band with coefficient 3.

(ii) under polyharmonic stress histories (Fig. 5b):

- for 10HNAP steel, 73 % of the results of fatigue life estimation are included into the scatter band with coefficient 2, and 97% - into the scatter band with coefficient 3.



a) b)

Fig. 5. Comparison of the calculated lives T_{cal} with experimental ones T_{exp} for: a) variable-amplitude loading and b) polyharmonic loading

The results of life estimation according to the criterion of maximum normal stresses on the critical plane for variable-amplitude loading came out the scatter band with coefficient 3 and then the calculation life was overestimated. In the case of polymarmonic loading, 64 % of 10HNAP steel were included into the scatter band with coefficient 3. It can be found that according to the criterion of maximum normal and shear stresses on the plane of maximum shearing (variable-amplitude loading), 90 % of the results for 10HNAP steel are included into the scatter band with coefficient 3. In the case of polyharmonic loading, 97 % of 10HNAP steel were included into the scatter band with coefficient 3.

4. Conclusions

Basing on the calculated and experimental fatigue lives for the tested material, we can formulate the following conclusions:

1) The best agreement between the calculated and experimental results for variable-amplitude and polyharmonic loading was obtained according to the criterion of maximum shear stresses on the critical plane and the Palmgren-Miner damage accumulation hypothesis.
2) The considered criteria of maximum normal and shear stresses or normal stresses on the critical plane with use of the Palmgren-Miner damage accumulation hypothesis showed the overestimated calculation lives, exceeding the assumed scatter band with coefficient 3.
3) Application of damage cumulation hypotheses by Serensen-Kogayev and Corten-Dolan for all the considered criteria was not successful – significant divergence was observed.

References

1. Stephens R.I., Fatemi A., Stephens R.R., Fuchs H.O.: Metal Fatigue in Engineering, Second Edition, John Wiley & Sons, Inc., 2001, ps 472
2. Macha E.: Generalization of fatigue fracture criteria for multiaxial sinusoidal loadings in the range of random loadings, Biaxial and Multiaxial Fatigue, EGF 3, Eds M.W. Brown and K.J. Miller, Mechanical Engineering Publications, London 1989, pp. 425-436
3. Brown M.W., Miller K.J.: Two decades of progress in the assessment of multiaxial low-cycle fatigue life, in: Low-Cycle Fatigue and Life Prediction, Amzallag C., Leis B., Rabbe P., Eds ASTM STP 770, Philadelphia, 1982, pp. 482-499
4. Łagoda T., Macha E. & Niesłony A.: Comparison of the rain flow algorithm and the spectral method for fatigue life determination under uniaxial and multiaxial random loading, Journal of ASTM International, Vol. 1, No. 8, 2004, pp. 544-556
5. Gough H.J., Pollard H.V.: The effect of specimen form on the resistance of metals to combined alternating stresses, Proc. of the Institution of Mechanical Engineers, Vol. 135, 1935, pp. 549-573

6. McDiarmid D. L.: Fatigue behaviour under out-of-phase bending and torsion, The Aeronautical Journal of the Royal Aeronautical Society, March 1981, pp. 118-122
7. Papadopoulos I.V.: A new criterion of fatigue strength for out-of-phase bending and torsion of hard metals, Int. J. Fatigue, Vol. 16, 1994, pp. 377-384
8. Nishihara T., Kawamoto M.: The Strength of Metals under Combined Alternating Bending and Torsion with Phase Difference, Memoirs of the College of Engineering, Kyoto Imperial University, Vol. XI, No. 5, 1945, pp. 85-112
9. Liu J., Zenner H.: The fatigue limit of ductile metals under multiaxial loading, Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture, ESIS 31, Eds A. Carpinteri, M. de Freitas and A. Spagnoli, Elsevier, London 2003, pp. 147-164
10. Marciniak Z.: Fatigue life of structural steels under non-proportional bending with torsion, Doctoral thesis, Opole University of Technology, 2005, p. 149 (in Polish)
11. Sanetra C.: Untersuchungen zum Festigkeitsverhalten bei mehrachsiger Randombeanspruchung unter Biegung und Torsion, Disseration, Technischen Universität Clausthal, Clausthal-Zellerfeld, 1991, s. 151
12. Palmgren A.: Die Labensdauer von Kugellagern, VDI-Z, Vol. 68, 1924, ss. 339-341
13. Miner M. A.: Cumulative damage in fatigue, Journal of Applied Mechanics Vol. 12, 1945
14. Serensen S.V., Kogayev V.P., Shnejderovich R.M.: Permissible loading and strength calculations of machine components, Third Edn., Mashinostroenie, Moskva 1975, 488 ps (in Russian)
15. Corten H. T., Dolan T. J.: Cumulative fatigue damage, Proc. of Int. Conf. on Fatigue of Metals, The Institution of Mechanical Engineers and ASME, London, New York 1956, pp. 235-246

EXPERIMENTAL RESEARCH ON INFLUENCE ON SINGLE OVERLOAD ON FATIGUE LIFE OF CONSTRUCTIONAL STEELS UNDER COMPLEX LOAD

G.Cempel, G.Gasiak

Opole University of Technology, Opole, Poland

Abstract. The paper presents the results of fatigue life tests under complex load conditions (proportional bending with torsion) with single overload for the different overload ratios (k_j=1.5; k_j = 2). Specimens of square sections made of costructional steels: 10HNAP and 18G2A with unilateral sharp notches were tested. The tests were performed at the fatigue test stand MZGS-100; amplitude of resultant moment was M_a=16 N·m (proportion of bending and torsion moments was M_{ag}/M_{as} =1.73). Fatigue crack growth was measured with a microscope magnifying 25x. It was found that a single overload causes an essential change of fatigue life. It has been shown that the overload factor strongly influences those changes.

1. Introduction

Fatigue cracking and its influence on life have been tested for many years. There are many models describing fatigue life and fatigue crack growth for various materials [1]; they are usually based on analysis of crack propagation under simple loading states, i.e. tension-compression or bending [2]. However, there are not many papers about crack propagation under complex loading, for example combined bending and torsion. In practice, most real structures and machine elements are subjected to irregular types of loading including single or multiple instantaneous overloads**.**

In [3] it has been shown that cyclic loading can cause significant reduction of the element life time, and under some combinations of loading and overload the mean value does not influence the life. Negative influence of overload on fatigue life has been reported in [4] where the authors presented the test results for 1045 steel subjected to torsion with an occurring bending overload. From the test results presented in [5] it appears that one-cycle overload can cause the life increase, even 58 %. This fact is usually understood as a result of formation of a big plastic zone in the slot tip. This plastic zone comes from overload and is much greater than the plastic zone coming from the basic overload. The life increase can also be an effect of occurrence of local residual stresses [6-11]. Thus, including the loading interactions causing acceleration or delay of the fatigue crack seems to be an important problem during estimation of element life.

The aim of the paper is experimental analysis of life of specimens with fatigue cracks. The tested specimens were made of two steels: 10HNAP and 18G2A. The specimens were tested under the complex loading state, i.e. bending with torsion with one-cycle overload.

2. Experimental research

The fatigue test were carried out under proportional constant-amplitude loading for combined bending with torsion; a ratio of the bending moment amplitude to the torsional moment amplitude was M_{ag} / M_{as} was 1.73. The fatigue test stand MZGS-100 (Fig. 1) was applied

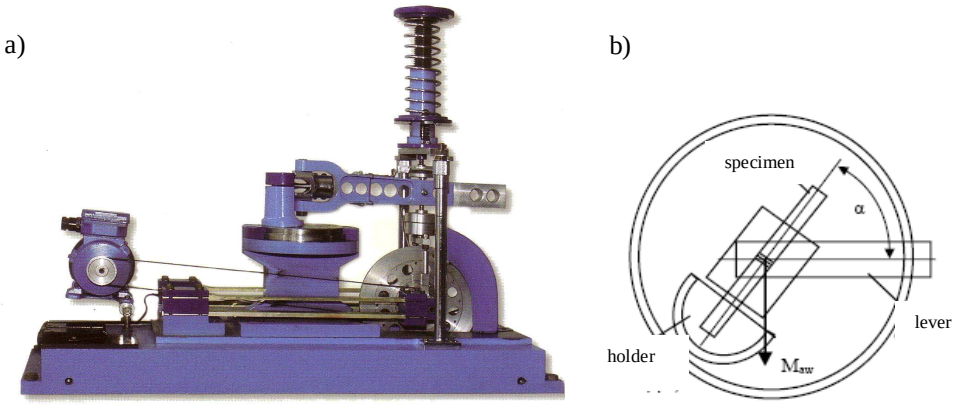


Fig. 1. a) fatigue test stand MZGS-100, b) load scheme

Chemical composition and mechanical properties of the investigated materials: 10HNAP and 18G2A steels, have been placed in Tables 1 and 2.

Table 1. Chemical composition of the tested steels

Material	Chemical composition in %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Fe
10HNAP	0.11	0.52	0.26	0.098	0.016	0.65	0.35	0.26	rest
18G2A	0.21	1.46	0.42	0.019	0.046	0.09	0.04	0.17	rest

Table 2. Mechanical properties of the tested steels

STEEL	Re [MPa]	Rm [MPa]	A_{10} [%]	Z [%]	E [GPa]	ν
10HNAP	418	566	30.7	36.5	215	0.29
18G2A	357	535	21	30	210	0.30

Specimens of square sections with unilateral notches described in the Polish Standards PN-84/H-04308 were tested. Shape and dimensions of specimens are shown in Fig. 2.

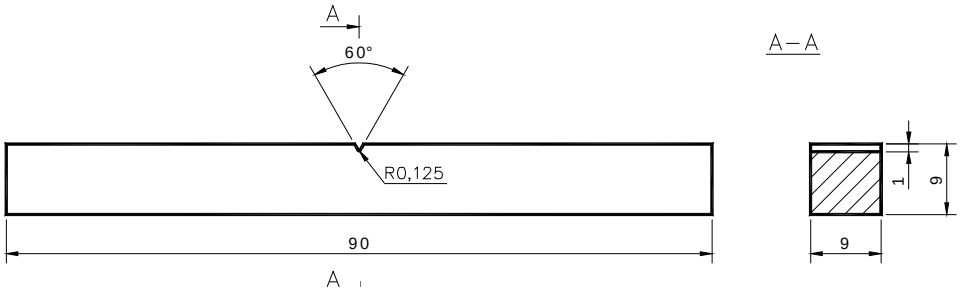
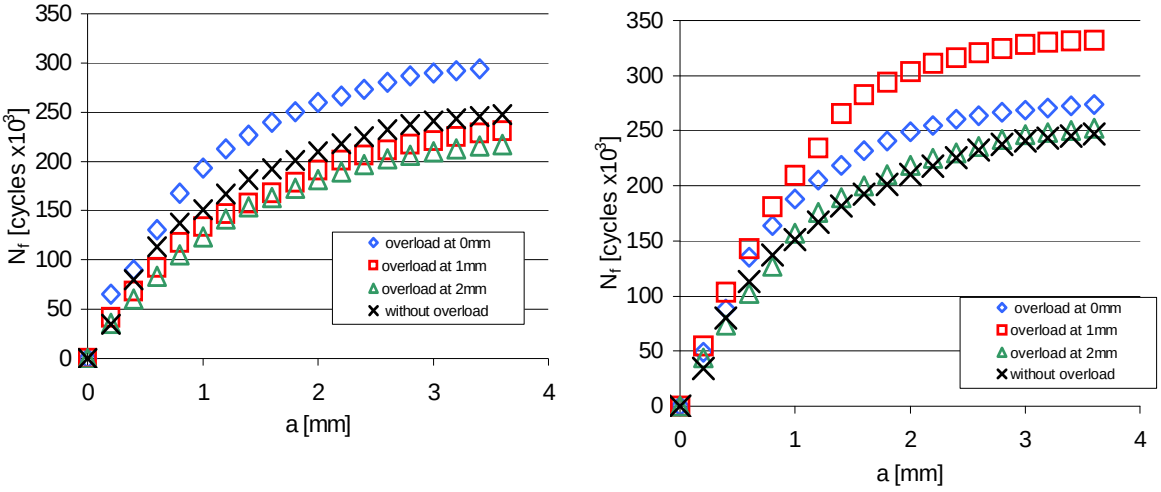


Fig. 2. Shape and dimensions of the tested specimens

Specimens were tested under the resultant moment amplitude M_a = 16Nm as basic load. Proportion of bending and torsion moment amplitudes was M_{ag}/M_{as} = 1.73 (torsion angle of test stand lever was $\alpha = 30^0$). Each specimen was subjected to single overload with amplitude of the resultant moment M_{ap} = 24Nm (18G2A and 10HNAP steels) and M_{ap} = 32Nm (18G2A steel). The overload factor was k_j = 1.5 and 2. Overload was given once for each specimen for a determined fatigue crack length a_p. Next, the fatigue load of the specimen was continued in the basic cycle up to the moment when the critical crack length (corresponding to the critical number of cycles N, i.e. the specimen life N_{pf}) was obtained.

The results of fatigue life tests for of 18G2A and 10HNAP steels versus fatigue crack length a_p are shown in Fig. 3 and 4.



a) b)

Fig. 3. Course of fatigue life N_f of specimens made of 18G2A steel subjected to overload: a) overload factor $k_j = 2$, b) overload factor $k_j = 1.5$

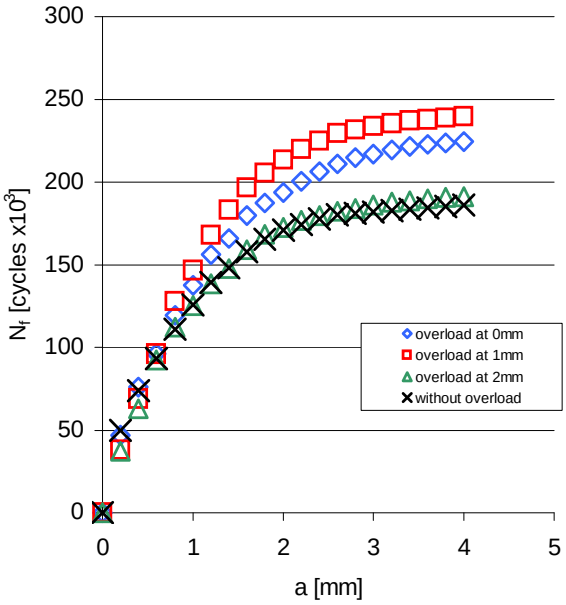


Fig. 4. Course of fatigue life N_f of specimens made of 10HNAP steel subjected to overload with overload factor $k_j = 1.5$

3. The result analysis

The analysis was based on the graphs of life courses N_{pf} depending on the crack length a_p, corresponding to the overload moment M_{ap}. The experimental data from Table 3 was also used. The fatigue life under bending with torsion of specimens without an overload is $N_f = 249 \cdot 10^3$ cycles (steel 18G2A) and $N_f = 188 \cdot 10^3$ cycles (steel 10HNAP).

Table 3. Results of tests for 18G2A and 10HNAP

	18G2A			10HNAP		
Overload factor k_j = 1,5						
Crack length under overload a_p [mm]	0	1	2	0	1	2
Fatigue life N_{pf} [cycles x10^3]	276	335	253	225	240	192
Overload factor k_j = 2						
Crack length under overload a_p [mm]	0	1	2	0	1	2
Fatigue life N_{pf} [cycles x10^3]	295	238	221	-	-	-

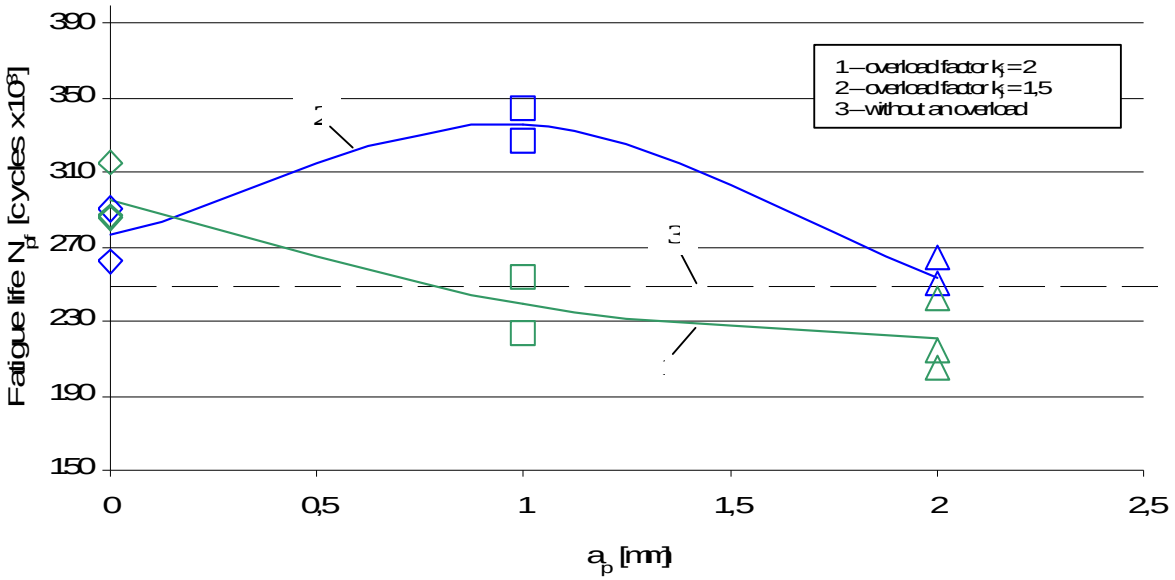


Fig. 5. Course of fatigue life N_{pf} versus fatigue crack length a_p during bending with torsion with bending and torsion moment amplitude ratio M_{ag}/M_{as} = 1.73 for specimens made of 18G2A steel

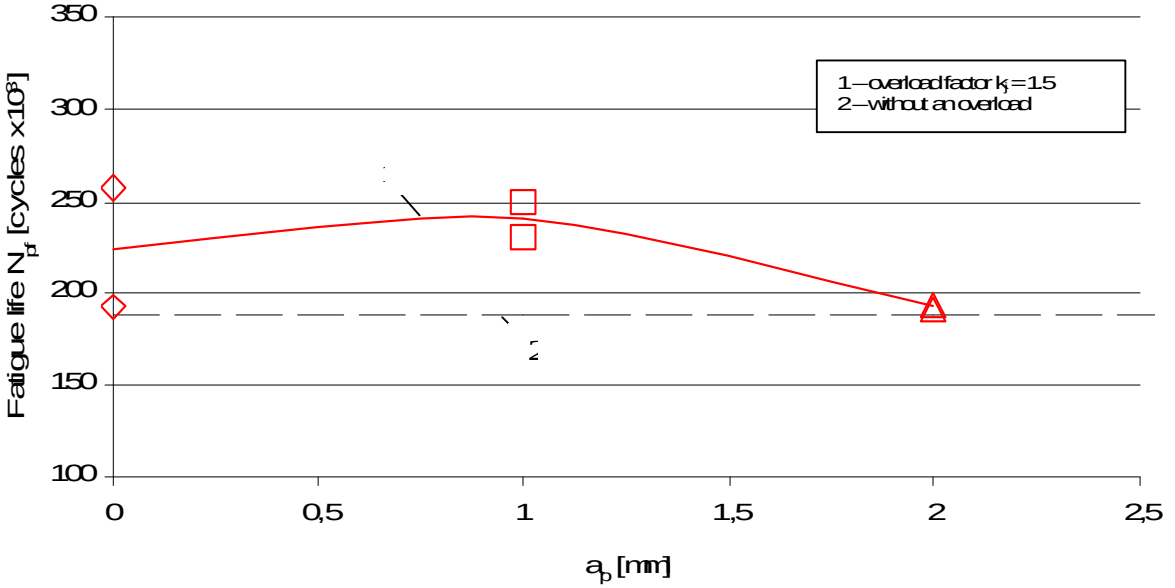


Fig. 6. Course of fatigue life N_{pf} versus fatigue crack length a_p during bending with torsion with bending and torsion moment amplitude ratio M_{ag}/M_{as} = 1.73 for specimens made of 10HNAP steel

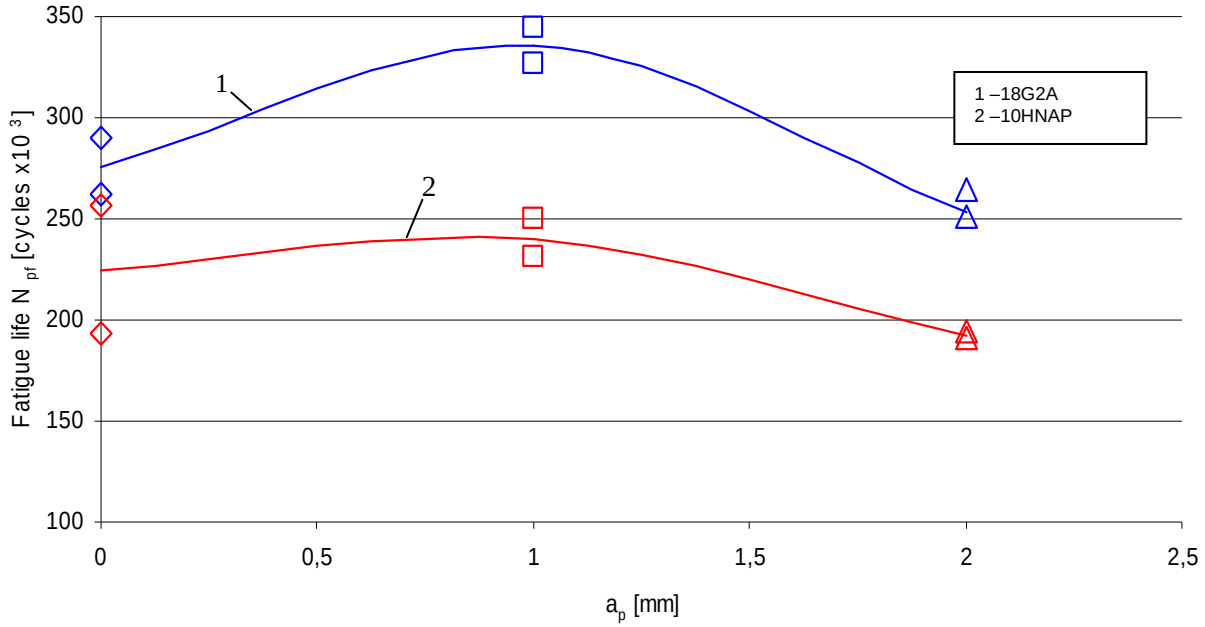


Fig. 7. Course of fatigue life N_{pf} for 18G2A and 10HNAP steels versus fatigue crack length a_p during bending with torsion for overload factor $k_j = 1.5$

The analysis of fatigue life courses allowed to define single overload influence on tested elements made of constructional steels 10HNAP and 18G2A. Table 4 shows the values of fatigue life changes (in %) of specimens subjected to overload. The presented data were calculated with reference to fatigue life of specimens without overload for the corresponding steels.

Table 4. Changes of fatigue life of specimens subjected to overload

Material	Crack length under overload a_p [mm]	Fatigue life changes ΔN_f [%])
Overload factor $k_j = 1.5$		
18G2A	0	increase 10.84%
	1	increase 34.73%
	2	increase 1.8%
10HNAP	0	increase 19.68%
	1	increase 27.65%
	2	increase 2.39%
Overload factor $k_j = 2$		
18G2A	0	increase 18.6%
	1	drop 4.41%
	2	drop 11.24%

From Figs. 5-7 and Table 4 it appears that overload with the factor k_j strongly influences the fatigue life N_{pf} in both tested steels. A value of the overload factor k_j is very important, too. Under $k_j = 1.5$ the overload caused the life increase for all crack lengths a_p in both steels. The greatest increase was reached when the specimen was overloaded in the moment when the crack length $a_p = 1$ mm.

For $k_j = 2$, the life increase was observed for the slot length $a_p = 0$ mm. When overload occurred at the length a_p greater than about 0.7 mm, it caused a drop of N_{pf}.

Fig. 7 shows lives of the considered materials for the overload factor $k_j = 1.5$. The courses of N_{pf} for both materials are similar, and a difference is caused by different strength properties.

4. Conclusions

From analysis of fatigue life courses N_{pf} of specimens subjected to bending with torsion with occurence of single overloads for different factors k_j we can draw the following conclusions:

1. Single overload of specimens with sharp unilateral notch made of constructional steels: 10HNAP i 18G2A subjected to bending with torsion causes an essential change of fatigue life. It has been shown that the overload factor strongly influences those changes.
2. The fatigue crack length a_p for which the overload occurs is very important. The greatest sensitivity to overload with the factor $k_j = 1.5$ is observed for the fatigue crack $a_p = 1$ mm (life increase by 34.73 % for 18G2A steel and 27.65 % for 10HNAP steel)
3. Fatigue life N_{pf} course versus the fatigue crack a_p for the overload factor $k_j = 1.5$ is similar for both investigated materials (Fig.7).

Literature

1. Gasiak G., Trwałość materiałów konstrukcyjnych przy obciążeniach cyklicznych z udziałem wartości średniej obciążenia, Oficyna Wyd. PO, Opole 2002.
2. Achtelik. H, Gasiak G., Grzelak J., Doświadczalna weryfikacja modeli trwałości na przykładzie próbki płaskiej z centralnym karbem poddanej zmiennemu rozciąganiu, XXI Sympozjum Mechaniki Eksperymentalnej Ciała Stałego, Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, 13-16 października, Jachranka, 2004, s. 117-122.
3. Bonnen J. J. F., Conle F. A., Topper T., H., The role of in-phase and out-of-phase overloads on the torsional fatigue of normalized SAE-1045 steel, International Journal of Fatigue vol. 23, 2001, s. 385-394.
4. Bonnen J. J. F., Topper T. H., The effect of bending overloads on torsional fatigue in normalized 1045 steel, International Journal of Fatigue vol. 21, 1999, s. 23-33.
5. Cempel G., Gasiak G., Robak G., Badanie trwałości zmęczeniowej stali konstrukcyjnej po jednokrotnym przeciążeniu w przypadku płaskiego zginania, XXI Sympozjum Mechaniki Eksperymentalnej Ciała Stałego, Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, 13-16 października, Jachranka, 2004, s. 159-163.
6. Kocańda S., Zmęczeniowe pękanie metali, WNT Warszawa 1978.
7. Neimitz A., Mechanika pękania, PWN, Warszawa, 1998.
8. Tsukuda H., Ogiyama H., Shiraishi T., Transient fatigue growth behaviour following single overloads AT high stress ratios, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 1996, Vol. 19, No7, pp.879-891.
9. Gasiak G., Grzelak J., Forecarting the fatigue crack growth in 10HNAP steel after single overloadning while tension, Archiwum Budowy Maszyn,1996, Vol.XLIII, No 2-3, pp. 168-171.
10. 10. Gasiak G., Modelowanie prędkości pękania zmęczeniowego w stalach konstrukcyjnych w przypadku jednocyklowego przeciążenia przy zmiennym rozciąganiu, Zeszyty Naukowe Politechniki Świętokrzyskiej, Mechanika 78, Kielce, 2003, ss. 143-151.
11. Changqing Z., Yucheng J., Guangli Y., Effect of a single peak overload on physically short fatigue crack retardation in an axle-steel, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol. 19, No 2/3, 1996, pp. 201-206.

ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ СЕРЕДОВИЩ НА РОЗВИТОК ВТОМНИХ ТРІЩИН У ВИСОКОАЗОТНИХ СТАЛЯХ

О.І. Балицький

INFLUENCE OF WORKING ENVIRONMENTS ON FATIGUE CRACK PROPAGATION IN HIGH NITROGEN STEELS

A.I. Balitskii

Фізико-механічний ін-т ім.Г.В.Карпенка НАН України, м.Львів, Україна

Abstract. The characteristic parameters dependence under cyclic deformation in hydrogen, chloride environments and the subsequent selective dissolution has been studied. For high nitrogen steels and welded joints it has been established that mechanical stresses accelerate general dissolution of an alloy in different ways and lead to the formation of a surface layer morphology which is different from the original one. Welded joints characterized by a higher corrosion fatigue resistance in all investigated solutions, except saturated cupper chloride solution.

Вступ

Впродовж повного ресурсу роботи (~ 60 років) (див.табл.1) обертові деталі та конструкції сучасного електрогенеруючого устаткування здійснюють понад 10^{11} обертових циклів. Очевидно, що такі великі бази циклічного навантаження не вдається реалізувати на лабораторних зразках.

Таблиця 1

Час досягнення границі витривалості конструкційних матеріалів за різних частот циклічних випробувань [1]

Частоти		*N*, цикли					
Об/хв.	Гц	10^6	10^7	10^8	10^9	10^{10}	10^{11}
85000	1417	11,7 хв	1,95 год	19,5 год	8,05 дн	2,68 міс	2,24 р
76000	1267	13,11 хв	2,18 год	21,8 год	9 дн	3 міс	2,5 р
37400	623	26,68 хв	4,43 год	1,85 дн	18,3 дн	6,1 міс	5,09 р
30000	500	33,3 хв	5,55 год	2,3 дн	3,3 тиж	7,6 міс	6,34 р
6000	100	2,77 год	1,15 дн	1,65 тиж	3,8 міс	3,17 р	31,7 р
3600	60	4,61 год	1,9 дн	2,74 тиж	6,3 міс	5,26 р	52,6 р
3000	50	5,55 год	2,3 дн	3,3 тиж	7,6 міс	6,34 р	63,4 р
2670	46	6,03 год	2,5 дн	3,59 тиж	8,26 міс	6,89 р	68,9 р
600	10	1,15 дн	1,65 тиж	3,8 міс	3,17 р	31,7 р	–
60	1	1,65 тиж	3,8 міс	3,17 р	31,7 р	–	–
50	0,83	1,98 тиж	4,56 міс	3,8 р	38,04 р	–	–
6	0,1	3,8 міс	3,17 р	3,17 р	–	–	–
1	0,017	1,86 р	18,64 р	–	–	–	–
0,1	0,0017	18,6 р	–	–	–	–	–

Тому для дослідження впливу експлуатаційних середовищ та частоти навантаження на тріщиностійкість сталей енергетичного устаткування вибирають умови, які за порівняно короткий час випробувань дозволяють визначити вплив експлуатаційних факторів на поведінку цих конструкційних матеріалів.

Результати та їх обговорення.

Водневе середовище за екстремальних умов (тиском 0,5 МПа протягом $1{,}2\cdot10^5$ год та при надлишковому тиску в місцях водневих ущільнень, а також під час аварійних ситуацій, пов'язаних з короткими замиканнями і протіканням великих струмів, як по бочці ротора, так і по бандажному кільці) призводить до істотної деградації матеріалів. Вона виявляється у суттєвій зміні твердості конструкційних матеріалів роторно-бандажного вузла, зниженні їх втомної міцності, полегшенні процесів зношування в парі ротор-бабітовий підшипник, а часом і в повному переплавленні роторної сталі з матеріалом бабітового підшипника у високотемпературному водневому середовищі, що може утворюватись без доступу повітряної суміші при коротких замиканнях.

У цілому локалізація корозійно-втомних уражень роторно-бандажних вузлів турбогенераторів, виявлених під час проведення періодичних профілактичних та ремонтних робіт, свідчить, що корозійні ушкодження виникають насамперед у місцях максимальних напружень, біля концентраторів (галтельні переходи тощо), а також в ущільненнях, і зумовлені відхиленнями якості охолоджувального середовища, мастил та вичерпанням втомної міцності за умов тривалого впливу водневого охолоджувального середовища та циклічних навантажень.

Дослідженнями впливу електролітичного наводнювання у 26%-му розчині H_2SO_4 з густиною струму 100 А/м^2 на тріщиностійкість високоазотної сталі 12Х18АГ18Ш (рис. 1) виявлено, що на низькоамплітудній ділянці кінетичної діаграми наводнювання пришвидшує ріст тріщини приблизно у п'ять разів. Коли ΔK сягає 80…90 МПа·√м, то відмінність між швидкістю поширення тріщини на повітрі та у процесі електролітичного наводнювання не виявлено. Лише фрактографічними обстеженнями виявлено, що водень сприяє мікрокрихкому руйнуванню сталі. Водночас при збільшенні густини ліній ковзання та деформування простежували збільшення рівня локальної пластичної деформації.

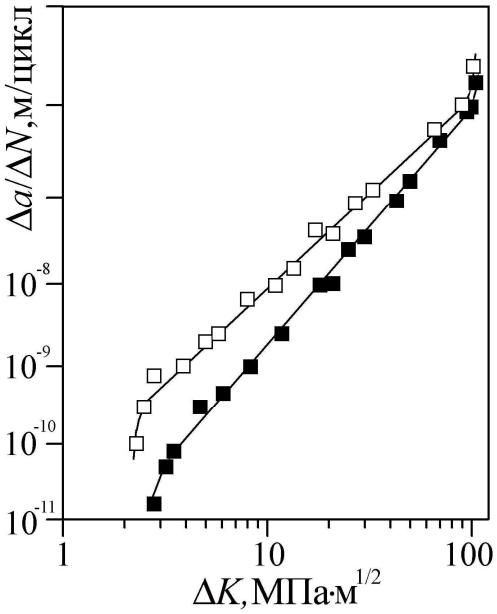


Рис. 1. Вплив електролітичного наводнювання на швидкість поширення втомної тріщини у сталі 12Х18АГ18Ш за f =10 Гц; R=0,1; TR – орієнтація зразка: ■ – на повітрі, □ – при електролітичному наводнюванні з густиною струму 100 А/м^2

Зі зниженням частоти циклічного навантаження вплив водню на тріщиностійкість матеріалу стає вагомішим. Очевидно, часу для проникнення водню у зону передруйнування є більше, відповідно тріщина росте швидше. Зі збільшенням часу

циклічного навантаження (при зменшенні частоти) проникність зростає зі збільшенням кількості атомів водню у вершині тріщини під час її розкриття [2-6].

При K_{max} = 4…70 МПа·√м наявність водню призводить до зниження опору втомного руйнування. Виявлено коалесценцію малих пор та формування великих пор, які спричинюють утворення вторинних "водневих" тріщин. Руйнування відбувається за квазікрихким механізмом.

На підставі результатів втомних випробувань гладких зразків (рис.2) виявлено, що сталь 12Х18АГ18Ш демонструє вищий за сталь 60Х3Г8Н8В опір циклічному руйнуванню як при електролітичному наводнюванні, так і на повітрі. Проте умови випробувань мають більший вплив на характеристики сталі 12Х18АГ18Ш, ніж 60Х3Г8Н8В.

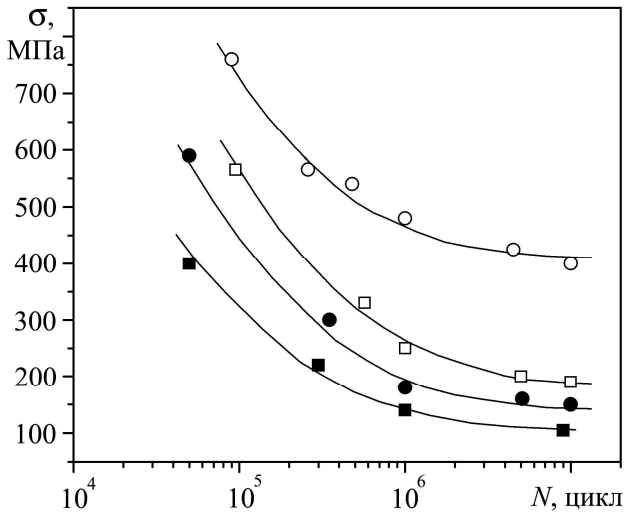


Рис. 2. Втомні криві сталей 60Х3Г8Н8В (□;■), 12Х18АГ18Ш (○;●) на повітрі (світлі символи) та при електролітичному наводнюванні з густиною струму 100 А/м^2 (темні символи)

Експериментально виявлено (рис. 3), що корозійне середовище з катіонами міді (II) суттєво погіршує циклічну тріщиностійкість сталі 12Х18АГ18Ш.

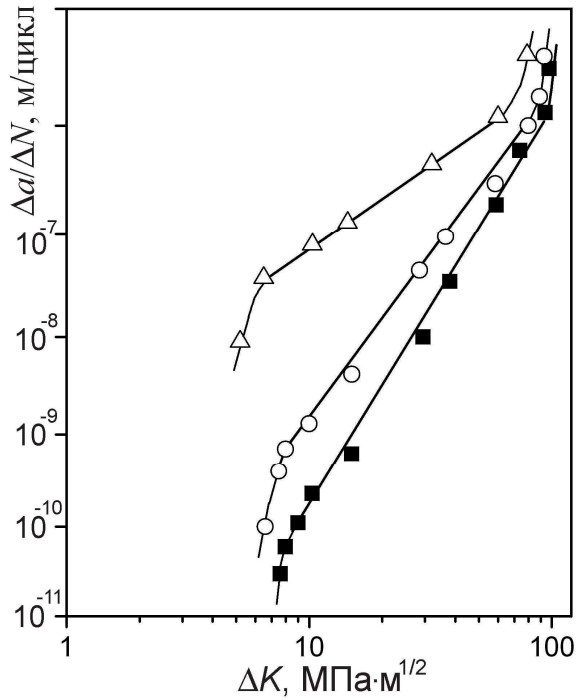


Рис. 3. Кінетичні діаграми втомного руйнування сталі 12Х18АГ18Ш у лабораторному повітрі вологістю 40% (■); у 22%-му NaCl (○); у 22%-му $CuCl_2$ (△)

Користуючись формулою Паріса для швидкості росту тріщини

$$\frac{\Delta a}{\Delta N} = B\left(\frac{\Delta K}{E}\right)^n , \qquad (1)$$

де Δa – приріст довжини тріщини; ΔN – кількість циклів; ΔK– розмах коефіцієнта інтенсивності напружень; E – модуль Юнга; B і n – сталі, виявлено, що зі збільшенням агресивності середовища B та n зменшуються. Якщо на повітрі вологістю 40% B і n дорівнюють відповідно 570,0 і 2,70, у 22%-му NaCl– 10,0 і 1,95, то у 22%-му $CuCl_2$ вони становлять 1,5 та 1,60 [6].

Розчини галідів інтенсифікують ріст тріщини в хромомарганцевих високоазотних сталях порівняно з повітрям вологістю 40%. Значне пришвидшення росту тріщини в насиченому розчині $CuCl_2$ супроводжується пітингуванням та щілинною корозією у місцях ущільнення зразків. Тріщина поширюється разом із контактним осадженням іонів міді, що значно інтенсифікує анодне розчинення сталі по всій експонованій поверхні зразка. Джерелом зародження мікротріщин біля вершини магістральної тріщини стають границі зерен, локальні пошкодження зерен, спричинені розчиненням іонів Fe^{2+}, Mn^{2+}, Cr^{3+}. Дихлорид міді моделює екстремальні ситуації, можливі в сучасних генераторах внаслідок контакту матеріалу бандажа з мідною обмоткою та продуктами її корозії [1], оскільки в процесі експлуатації ротора за підвищених температур відбувається випаровування води і збільшення концентрації продуктів корозії міді (в тому числі її дихлориду) в замкнутих об’ємах, зокрема в зонах контакту обмотки з підбандажною ізоляцією.

Висока швидкість корозії міді в розчинах галідів може призвести до накопичення в локальних об’ємах деполяризуючих іонів Cu^{2+} внаслідок окиснення комплексів $CuCl_3^{2-}$. Термодинамічно ймовірніше окиснення металічної міді до двовалентного стану в підкиснених розчинах, аніж до одновалентного, тому швидкість корозії визначається кисневою деполяризацією.

Розчин $CuCl_2$ інтенсифікує розчинення границь зерен передусім за рахунок іонів Cu^{2+}, що відіграють роль катодно діючих окиснювачів. В результаті тріщина росте міжкристалітно у високоазотній сталі під циклічним та статичним навантаженнями, чого важко досягти в менш агресивних розчинах. На великих базах застосування підходів механіки руйнування до опису поширення тріщини ускладнюється з огляду на інтенсивне розчинення її вершини [7].

У процесі експлуатації бандажів унаслідок дії водневого газоподібного середовища (вологість якого регулярно контролює хімічна лабораторія ТЕС) та циклічних і статичних напружень, величина яких у перехідних режимах може досягати 70–80% від границі текучості матеріалу, відбувається його інтенсивне старіння, ознаками якого є виділення карбідів по границях та тілу зерен та зміна форми кристалітів [8,9].

Екстремальним виявленням старіння є поява дрібнодисперсної інтерметалідної σ-фази, яка полегшує (разом з дією охолоджувального водневого середовища) зародження та поширення тріщини, що ініціює вторинні мікротріщини.

Швидкість поширення тріщини за умов статичного навантаження суттєво залежить від температури та складу середовища, шо зобов’язує експлуатаційний персонал ретельно дотримуватись температурних режимів під час знімання та посадки бандажа на бочку ротора, його поверхневої обробки і якості охолоджувального середовища. Експериментальні результати та експлуатаційний досвід свідчать про вищий ресурс сталі 12Х18АГ18Ш порівняно з 60Х3Г8Н8В, яка, однак, не гарантована від корозійно-механічних ушкоджень.

Зварювальні технологічні операції, проведені з допомогою нікельмісного дроту Св-07Х25Н13, понижують тріщиностійкість конструкцій, виконаних з високоазотних

сталей (рис. 4). В порівнянні з основним матеріалом (рис. 4, крива 1) пороговий коефіцієнт ΔK_{th} знижується майже вдвічі у зварному шві при значному пришвидшенні (в деяких діапазонах K_{max} – майже на порядок) поширення тріщини. В насиченому розчині дихлориду міді внаслідок глибокого пітингоутворення відбувається кількакратне збільшення швидкості росту втомної тріщини, перш за все, в зоні зварного шва, про що свідчать результати, отримані на зразках з розповсюдженням тріщини вздовж (рис. 4, крива 3) та перпендикулярно (рис. 4, крива 5) до шва.

Як свідчать фрактограми, зняті з поверхні зварного шва після втомних випробувань при поширенні тріщини перпендикулярно до зварного шва, на сегментах між локальними руйнуваннями видно тонкі поперечні сліди, які не є втомними боріздками, а результатом скольного руйнування матеріалу, що утворився внаслідок перемішування присадного матеріалу та основного металу.

При детальному обстеженні мікротріщин, що утворились біля магістральної тріщини вздовж зварного шва спостерігаються пори та вторинні мікротріщини, причому вони локалізуються, в основному, біля крупних неметалевих включень. Механізм руйнування у цьому випадку полягає у поєднанні злиття мікропор та утворення втомних боріздок. Значно прискорює утворення ямок (рис. 5) процес проходження магістральної тріщини через границю зварний шов – основний метал, що відбувається шляхом злиття мікропор. Цим підтверджується більша сильність матеріалу саме до зародження мікропор, аніж до інших типів руйнування. Як свідчить рис. 5 ділянки, які містять неметалеві включення, проявляють інтенсивнішу тенденцію до утворення мікропор в умовах критичних напружень, що виникають при проходженні тріщини. Поєднання механізмів в'язкого відриву, притаманного основному металу, та втомних боріздок спостерігається в тих випадках, коли значення довжини тріщини наближаються до умов катастофічного (спонтанного) руйнування. Перш за все, це спостерігається у випадках, коли зерна основного матеріалу зорієнтовані таким чином, що руйнуються по механізму втоми, а зерна в зоні зварного шва зорієнтовані таким чином, що в них утворюються смуги зсуву, і руйнування відбувається за механізмом відриву. Такий процес супроводжується галуженням вторинних тріщин при проходженні магістральної тріщини через границю зварний шов – основний метал (рис. 5).

Циклічні навантаження сприяють поєднанню міжзеренного руйнування, яке супроводжується відривом або коалестенцією мікропор. Очевидно, що такий механізм приводить до катастрофічного руйнування матеріалу, при посиленні дії агресивного середовища з катіонами міді. Збільшення вільної поверхні в результаті зародження мікропор є досить великим, оскільки її ріст проходить за рахунок пластичної деформації і супроводжується серпантинним ковзанням.

Відомо, що кожна втомна боріздка є результатом одного циклу навантаження. Розмір втомних боріздок (рівно ж як і їх відсутність) визначається характером дії середовища, відносною пластичністю металу, рівнем напружень або розповсюдження тріщин, а також напруженим станом. На відміну від багатоциклової втоми, боріздки при малоцикловій втомі доволі широкі, часто переривні і знаходяться на великих відстанях одна від одної. В високоміцних матеріалах боріздки можуть і не виникати. В цьому випадку спостерігається "тракові" сліди. Вони обумовлені викрешеними частинками, які заклинились і виявились затисненутими між поверхнями руйнування. Саме за таким механізмом, на нашу думку, і відбувається втомне руйнування в зоні зварних швів. Очевидно, що матеріали з границею міцності близько 1100 МПа дають боріздки нечіткої форми, які важко інтерпритувати. Поява крихких ділянок обумовлена впливом середовища, що діє на фронт тріщини.

Якщо в основному металі тріщина росте шляхом внутрізеренного сколу, що супроводжується ростом мікропор з наступним їх злиттям, то в зоні зварного шва, навіть при низьких рівнях КІН, в характері руйнування превалює міжзеренна складова.

Оскільки під дією агресивного середовища зародження і ріст тріщин відбувається внаслідок накладання ще й прикладених або залишкових напружень, то конструкції і деталі, розраховані на роботу при високих рівнях напружень, можуть виявитись ненадійними, оскільки при екстремальних експлуатаційних умовах субкритична тріщина, що виникла при низьких напруженнях, може підрости до критичного розміру [10, 11].

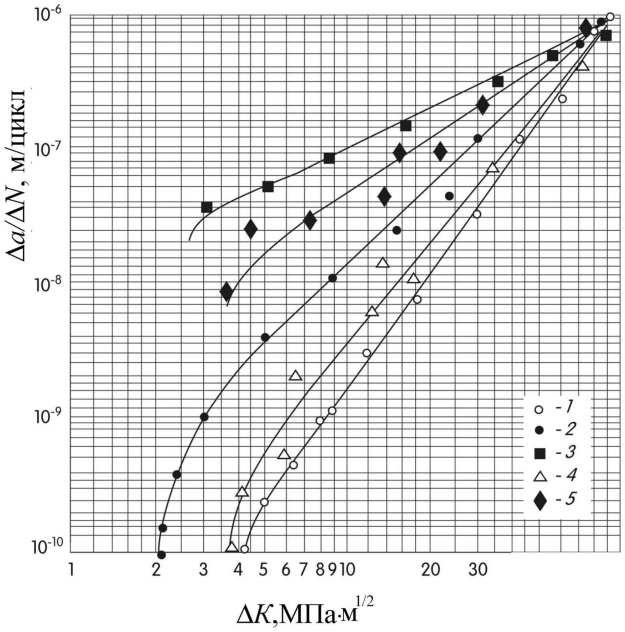
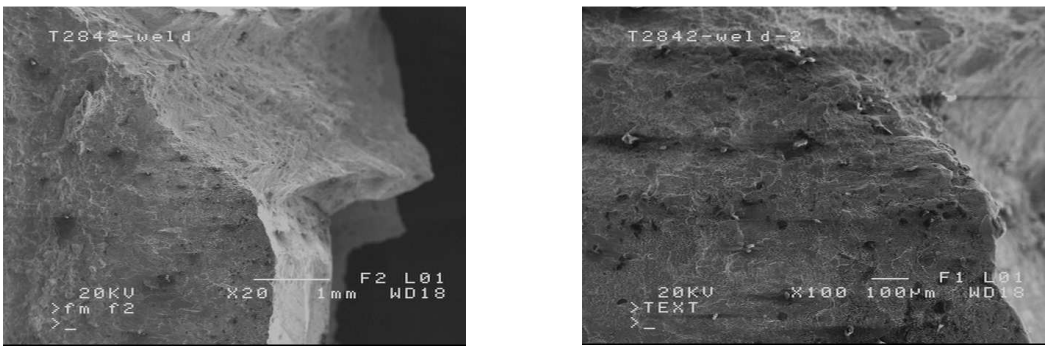


Рис. 4. Кінетичні діаграми втомного руйнування зразків зі сталі 12Х18АГ18Ш з зварними з'єднаннями (виконаними дротом Св-07Х25Н13 в середовищі аргону), розміщеними паралельно напрямку поширення тріщин в основному металі (крива 1), в зварному шві (криві 2, 3) та перпендикулярно до напрямку поширення тріщин (криві 4, 5, 6) на повітрі (криві 1, 2, 4), у 22 %-ому розчині $CuCl_2$ (криві 3, 5).



a *b*

Рис. 5.Поверхня руйнування зони ОМ-ЗШ зразка зі сталі 12Х18АГ18Ш після втомних досліджень на повітрі при розповсюдженні тріщин перпендикулярно до зварного шва: а – на 20^x; *b* – на 100^x

Висновки

У порівнянні зі сталлю 60Х3Г8Н8В легована азотом сталь 12Х18АГ18Ш стійкіша до водневого окрихчення та водневої втоми. Термодинамічно стабільна високоазотна сталь не зазнає низькоенергоємного міжкристалітного руйнування під дією експлуатаційного водневого середовища тиском 0,5 МПа протягом $1{,}2\cdot10^5$ год, проте високочутлива до розтріскування у розчинах хлоридів. Зниження інтенсивності деградаційних процесів азотованої сталі проявляється у відсутності мартенситних виділень, низькій концентрації карбідних та σ–фаз.

Зварні з'єднання зі сталі 12Х18АГ18Ш, виконані низьководненьвмісними зварними маловуглецевими матеріалами з високим вмістом азоту (6Mn20Cr16Ni0,4N) з використанням флюсів скловидної будови демонструють локальні зміни концентрації хрому, що спричиняється до гетерогенності поверхні, яка визначає несуцільность пасивуючих плівок і ймовірність селективної взаємодії сталі з водневим середовищем.

Лита структура зварного шва менш уражена внаслідок дії водневого середовища у порівнянні з основним металом. Найбільш ослабленою зоною зварного з'єднання є зона термічного впливу, в якій, крім структурних неоднорідностей, накладаються ще й інтенсивні деградаційні процеси, спричинені воднем.

Література

1. Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. посібник / Під заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 8: Міцність матеріалів і довговічність елементів конструкцій атомних електростанцій /Під ред. О. І. Балицького. – Київ: ВД "Академперіодика", 2005. – 534 с. ISBN 966-360-035-7.
2. Балицкий А.И., Шоков Н.А. Влияние водорода и частоты нагружения на трещиностостойкость роторной стали // "Трещиностойкость материаллов элементов конструкций" (Тез. Докл. на II Всесоюзном симпозиуме по механике разрушения. Житомир, 15-17 октября 1985 г.), Киев, 1985, т.II, с.61.
3. Балицкий А.И., Макаренко В.Г, Повышев И.А. Характер разрушения аустенитной стали в условиях усталости // Проблемы разрушения металлов (Материалы конференции МДНТП. Секия "Микромеханизмы процессов разрушения металлических материалов в условиях усталости и ползучести"). М., 1987, с.4-5.
4. Balitskii A.I., Makarenko V.G. Cyclic crack resistance of austenite non-magnetic banding steel // "Soviet Materials Science".-1988, v.24.- N6.-P.633-636.
5. Balitskii A.I., Pokhmurskii V.I. Effect of Environments on the Cracking Resistance and Fracture Character of Austenitic Non-magnetic Steels under Fatigue loading// Fatigue - 90, Vol. III. (Proc. of the Fourth Intern. Conf. on Fatigue and Fatigue Thresholds, 15-20 July,1990, Honolulu, Hawai), p.1839-1844.
6. Balitskii A.I. Corrosion fatigue of high nitrogen steels in chloride solutions// Fatigue-99 (Proc. of the 7th International Fatigue Congress, 8-12 June, 1999, Beijing (P.R. Chine): Higher Education Press – EMAS, 1999.- Vol.4.- P. 2359-2363.
7. Bagg I., Tompkins F.C. Hydrogen-environment embrittlement of metals and its control. – Trans. Faraday Soc., 1955, 51, p. 1071 – 1080.
8. Chornet E., Couglhin R.W. The role of crack blunting in austained load crack growth. – J. Catal., 1972, 27, p. 246 – 265.
9. Козин Л.Ф., Волков С.В. Водородная энергетика и экология. – К.: Наукова думка, 2002 р. – 336 с.
10. Somerdey B. P., Balch D. K., Novak P., Sofronis P./ (5348) Mechanisms of hydrogen-assisted fracture in austenitic stainless steel welds / Proc. of 11th International Conference on Fracture (Turin, Italy – March 20 – 25, 2005).- 6 p.

EVALUATION OF IN-SERVICE SURFACE CRACKING OF ROLLS OF CONTINUOUS CASTING MACHINES

P. Yasniy[1], P. Marushchak[1], Yu. Lapusta[2], D. Baran[1]

[1]Ternopil Ivan Pul'uj State Technical University, Ukraine
[2]IFMA-LAMI, Campus de Clermont-Ferrand, France

Abstract. The in-service damage in the material for rolls of continuous casting machines is investigated, in particular, the topology of surface cracks is studied, and their statistical analysis is made. Using the results of the microhardness measurements, the structural degradation of the material is evaluated depending on the distance to the roll surface.

Introduction

Cracking of the protective metal layer is an important degradation factor of bimetal rolls of continuous casting machines (CCM). The rolls operate in conditions of cyclic thermo-mechanical loading and high temperature.

The process of reconditioning and reuse of rolls removed from service that involves turning of a damaged layer and repair surfacing has received wide acceptance among enterprises and works [1-4].

Repair of rolls is made by the method of single-layer or multilayer surfacing with powder wire in order to produce the chromium metal with the chromium content of 13 to 18 % on their surfaces [1, 2, 4]. There also exist methods for resurfacing rolls without complete grinding of cracks, with the use of certain modes of thermal treatment only, which leads to their blunting [3].

However, the effective use of earlier mentioned design solutions is possible only with a thorough analysis of the geometry, mutual location of microcracks and their density on the roll surface, analysis of the metal damage at various depths of the roll [4].

The aim of this work is study of the in-service CCM roll material damage, in particular, the topology of surface cracks, their statistical analysis, the material hardness and microhardness.

Procedure for analyzing roll surfaces

The geometry of cracks was studied in a surface layer of a one-piece-forged roll from 25Kh1M1F steel manufactured at the "Illich Mariupol Metallurgical Combine" company. Heat treatment was as follows: annealing at a temperature of 920 ^{0}C, forging, anti-flaking annealing and normalizing at 950-980 ^{0}C with tempering at 650 ^{0}C. A final surface hardening is provided by quenching followed by tempering at 650 ^{0}C. After the above treatment, steel 25Kh1M1F has the following mechanical properties: σ_{YS} = 750 to 760 MPa, σ_{UTS} =850 to 870 MPa, δ =16.0...17.0 %, ψ =50.0...55.0 %, KCV =0.6...1.0 MJ/m^2, HRC =23...25 [5].

Cracking of the roll surface occurs as a result of the thermal fatigue caused by a regular contact with an annealed metal (1100-1200 ^{0}C) and cooling in a water steam atmosphere. The roll surface temperature varies from 450 to 670 ^{0}C in the contact zone and from 100 to 250 ^{0}C in the cooling zone.

The depth and layer-by-layer distribution of cracks were studied for the roll with the working portion diameter D=320 mm that was in service in a horizontal part of the CCM during 4500 melts without refacing, Fig. 1.

The dimensions of the surface cracks were determined on the polished end surfaces (A, B) and lateral ones (F, G) of the templates of length 220 mm, height $h_{max=}$ 40 mm and thickness b = 5 mm cut-out along the roller axis and in the radial direction (Fig.1).

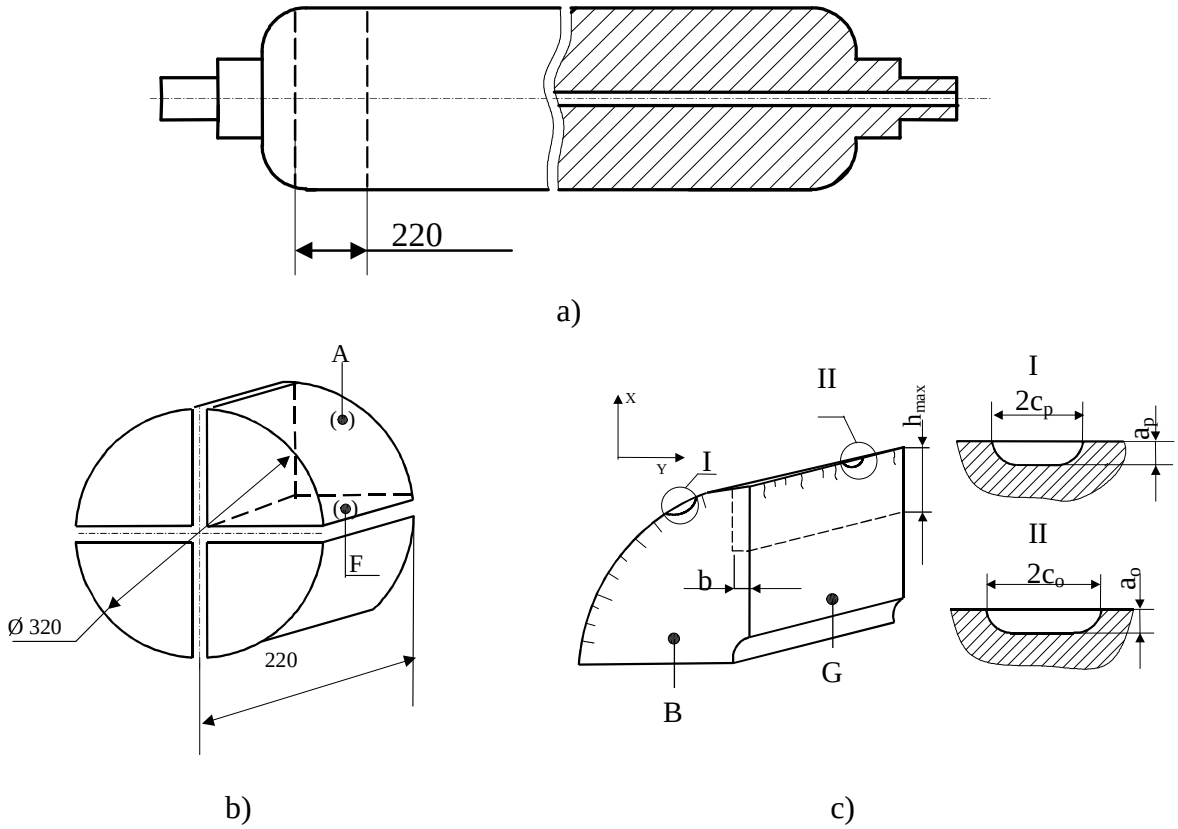


Fig. 1. Schematic of cutting-out the CCM roll segment of diameter 320 mm (a); cutting-out the template (b); the surfaces and cracks under study (c)

The following notation is used for the surface crack dimensions: a_p, a_o - the depth of the crack whose plane is perpendicular to the specimen axis and passes through the specimen axis, respectively; $2C_p, 2C_o$ - the length of the crack on the surface whose plane is perpendicular to the specimen axis and passes through the specimen axis, respectively. The template surfaces were studied using the type MBC-10 optical microscope at ×20-70 power. Using these templates, the variation in the hardness HRB and microhardness HV of the roll metal in the radial direction h_i was also studied.

Macroanalysis of the roll surface

With the use of the methods of macroanalysis of the template surfaces, the main circumferential cracks and network of cracks in rolls were detected on the roll surface (Fig. 2 a, b).

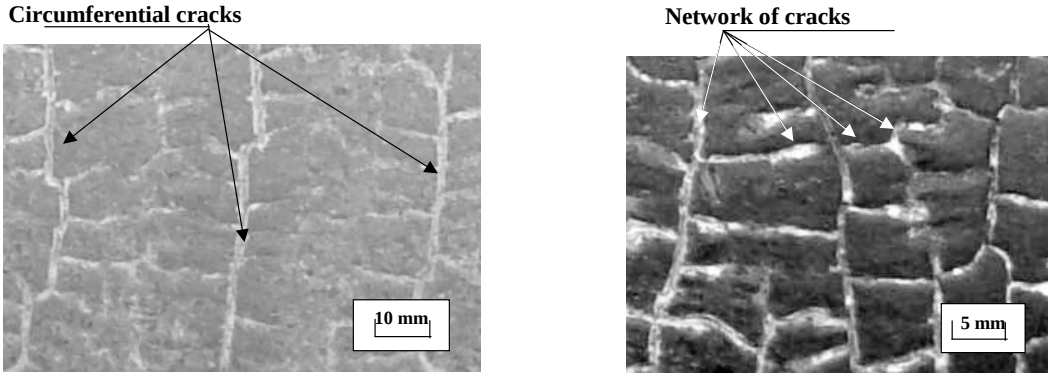


Fig. 2. Photographs of the surface of the CCM roll 320 mm in diameter with typical in-service damages after 4500 melts

The cracks in the plane that passes through the specimen axis have the shape of a half circle, which, in our opinion, is due to their location between the networks of radial cracks.

The relaxation of stresses was likely to occur at their edges, which slowed down their propagation along the roll axis.

The roll surface was coated by an oxide scale layer formed as a result of the action of high temperatures and contact with the slab billet (Fig. 2). It is known that a layer of the oxide scale no more than 0.09 mm in thickness is formed on steel in an air atmosphere after one thousand hours of operation at 600 ^{0}C [3].

Investigation of the geometrical parameters and mutual location of cracks

Since a CCM roll operates under conditions of high-temperature cyclic deformation, the cracking direction depends on the direction of the most intense strain defined by the formula

$$tan(2\theta_p) = \frac{\varepsilon_{xy}}{\varepsilon_x - \varepsilon_y},$$

where θ_p is the direction of the principal stresses; ε_x, ε_y are the strains in the direction of the axis *X* and *Y*; ε_{xy} is the shear strain.

The principal stresses on the roll surface that are caused by bending will be parallel and perpendicular to the roll axis, i.e., θ_p = 0 and 90^0. However, under the action of the thermal cyclic loading between the slab billet and roll, the direction of the principal stresses can change [6].

From this it follows that the most intense strain, exhaustion of the material plasticity and cracking on the roll surface will occur in the directions perpendicular and parallel to the roll axis.

The interrelation between the crack depth and length was studied in the planes that pass through the roll axis and in the planes that are perpendicular to it (Figs 2 and 3).

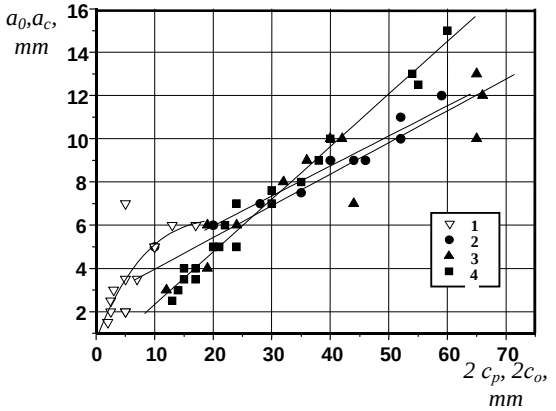


Fig. 3. Relationship between the crack depth and length on the surface in the axial plane (*1*) and in the plane perpendicular to the roll axis (*2-4*) (according to the data of works [1] (*2*) and [2] (*4*) and the cracks detected (*3*))

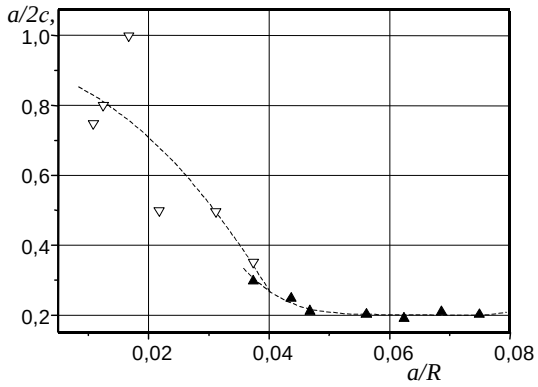


Fig. 4. Relationship between the crack shape factor and relative crack depth (See the notation in Fig.3)

The cracks detected in the plane perpendicular to the roll axis are deeper by a factor of 1.5 to 1.8 than the axial ones. The crack shape factor (the ratio of crack depth to crack length on a surface) decreases with the increase in the crack depth (Fig. 4). In particular, for cracks that lie in the axial plane, it decreases from $\frac{a_o}{2C_o}$ = 0.8 at the depth *a/R*= 0.01 to $\frac{a_o}{2C_o}$ = 0.35 at *a/R* = 0.36. The cracks that are in the plane perpendicular the specimen axis have the shape

close to a semielliptical one, in particular, at a/R = 0.037, the crack shape factor $\frac{a_p}{2C_p}$ = 0.3. Note that for $a/R \geq 0.05$, the shape factor for the cracks that are perpendicular to the specimen axis is constant and equal to 0.2 mm.

During visual examination of the roll, separate circumferential cracks were also detected. These were the coalescent elliptical cracks. Discontinuous radial cracks of a depth of a_p = 8 to 12 mm and the network of cracks were detected on the roll surface. The radial cracks are the breaks in the metal and are located normally to the roll surface at a step of 20-25 mm. The cause of their occurrence is the axial thermal stresses (in the direction of the longitudinal axis of the roll). The second largest stresses are the circumferential stresses resulting in the occurrence and growth of the axial cracks parallel to the roll generatrix, whose depths are lower than those of the radial ones by a factor of 2 to 2. 5.

Besides, a statistical analysis of the cracks of various depths was made. There were analyzed 153 cracks detected on 2 templates in the axial plane and 80 cracks in the plane perpendicular to the roll axis.

The specific distribution of cracks of different lengths in the radial and axial directions is given in Fig. 5. The cracks within the network of cracks constitute about 57% of the total number of the cracks under study. With their formation, the roll surface stresses decrease due to the increase of a free surface. However, they contribute to the intensification of the process of the corrosive oxidation and the subsequent wear of the working surface.

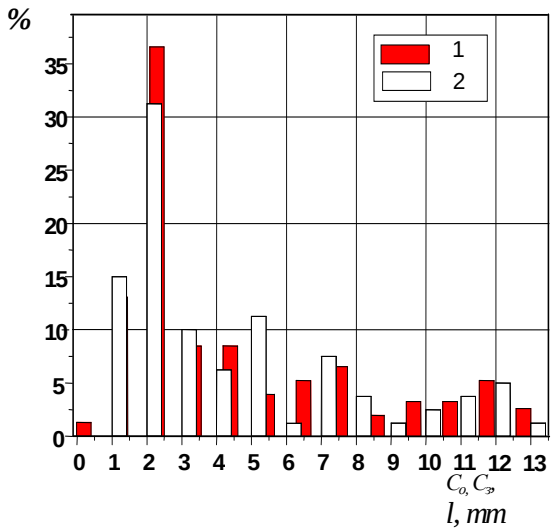


Fig. 5. Distribution diagram for cracks of different depths (%) detected on the template surface in the axial plane 1-F, G (*a*) and in the plane perpendicular to the roll axis 2-A, B (b) (See the notations in Fig. 1 b, c)

"Deep" cracks more than 10 mm in length constitute about 10% of the total number of the detected cracks. The depth of the longest crack among them is 13 mm. These cracks propagating in the roll body form a network of cracks which, by unloading the adjacent areas, creates the so-called "shadow zone" for the cracks of lower depths. This enables their adjacent areas to be expanded freely in heating and reduced in cooling.

However, on the other hand, such cracks are the most dangerous since these, propagating and merging, form circumferential cracks that can result in the complete failure of the roll.

Hardness and microhardness analysis by the roll depth

Hardness and microhardness were determined by the conventional procedure using both a Vickers hardness testing and PTM -3 hardness measuring instruments with a diamond-pyramid indenter, the angle of 136^0 at the apex, the indenter load of 0.3 H, the time of holding under load of 15 s in accordance with the performance requirements given in [8].

Hardness of steel 25Kh1M1F was determined at various distances from the outer surface of the roll. The hardness has been found to decrease with the distance from the outer surface. In particular, at a distance of 5 mm, the hardness was 92 HRB (192 HB), whereas at a distance of 38.5 mm, it was 85 HRB (166 HB). The obtained hardness values are somewhat lower than the reference value (269 down to 217 HB).

The structural nonuniformity of the material was described using the Weibull distribution [9]

$$P(\sigma) = 1 - e^{-\left(\frac{\sigma}{k}\right)^m}, \quad (1)$$

where m,k are the parameters of spread with the parameter m (the homogeneity factor that reflects the degree of spread of the parameters of the quantity under study) being determined from the Gumbel formula

$$m = \frac{d(n)}{2{,}30259 \cdot S(lg\, HV)}, \quad (2)$$

where $d(n)$ is the empirical value of the distribution function; $S(lg\, HV)$ is the standard deviation of the random quantity.

The quantities $d(n)$, $S(lg\, HV)$ were determined depending on the number of measurements, n = 22 to 25, according to the [8]. It is known that a lesser degree of damage conforms to higher values of the factor m.

The maximum microhardeness of 2500 MPa was found on the roll surface (Fig.6).

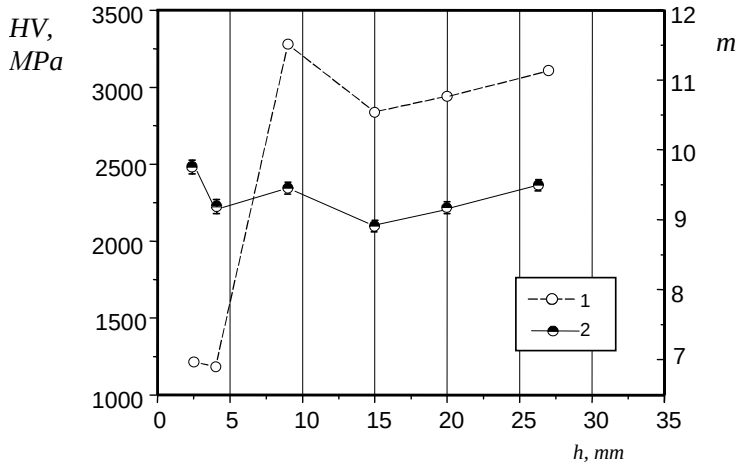


Fig. 6 Dependence of the homogeneity factor (1) and microhardness (2) on the distance in the plane perpendicular to the roll axis.

The microhardness decreases down to 2200…2350 MPa with increasing distance from the surface. A slight increase in the microhardness of the surface layers is likely to be caused by the process of the roll manufacture on the one hand, and the influence of operational conditions, in particular, the elastoplastic deformation of the surface layers and variation in the steel structure consisting in the pearlite decomposition, redistribution of carbides along the ferrite grains, on the other hand.

This is in agreement with the known data [9] when, under conditions of cyclic loading, only a slight change in hardness and microhardness is observed, and a weak correlation also exists between the given characteristics and structural state of the metal.

The use of the Weibull homogeneity factor makes it possible to detect the material degradation. In particular, a decrease in the value of the homogeneity factor to $m = 6.9$ indicates that the process of damage accumulation occurred considerably more intensively in the surface layers. At the final stage of heat treatment, tempering is likely not to result in the formation of the equilibrium structure, therefore in the process of thermal fatigue, the redistribution of the alloying elements and carbon in solid solution with dissolution of the existing carbide phases and precipitation of new ones is possible.

At a distance of $h = 9$ to 25 mm from the surface, $m = 9.5…11.5$, which is higher by 60 to 72 % than that in the near-surface zone, and this is indicative of the lower scatter in the microhardness and lower damage of the metal.

Conclusions

The topology of surface cracks has been studied in the one-piece-forged CCM roll of 25Kh1M1F steel removed from service after 4500 melts. A statistical analysis of the crack dimensions has been made, the specific weight of each of the groups of cracks has been determined in the plane that passes through the roll axis and in the plane that is perpendicular to the roll axis. The cracks in the plane perpendicular to the roll axis have been revealed to be deeper of 1.5 to 1.8 times than the axial ones.

It has been found that, independent of the crack plane orientation (axial or perpendicular to the roll axis), the crack shape factor (the ratio of crack depth to crack length on a surface) decreases with the increase in the crack depth.

Based on the microhardness measurements and statistical analysis, the material structural deterioration caused by in-service conditions has been evaluated depending on the distance to the roll surface. The damage degree in the surface layers of the roll material whose depths are in the range from 2.5 to 4 mm is higher by 60 to 72% than that at the depth $h = 9$ to 32 mm.

References

1. Bulanov L. V., Korzunin L. G., Parfenov E. P., Yurovsky N. A., and Avdonin V. Yu. Continuous casting machines. Theory and design. (Ed. G.A. Shalaev), Ekaterinburg, The Ural Center of PR and advertising, 2003, 320 p.
2. Dombrovsky F.S. and Leshchinsky L.K. Serviceability of surfaced rolls for continuous casting machines. E.O. Paton Inst. of Welding, 1995, 198 p.
3. Korotkov V.A., Mikhailov I.D., Veselov A.S., and Tagiltseva V.P. Surfacing of rolls of continuous billet casting machines." Stal", No. 8, 2003, pp. 60-63.
4. Chudzincki J., Horn B., Tsai C.L. Mechanisms of surface deterioration - cladded rolls for continuous slab casting-Phase 1. 36th MWSP Conf. Proc., ISS-AIM. Vol. 32, 1995, pp. 67-77.
5. Tkachenko F.K. and Kholopenko N.A. Life extension for rolls of continuous billet casting machines due to the chemical composition control and selection of the hardening regime provided by the Company "Illich Mariupol Metallurgical Combine", IX-th Regional Scientific-and-Technical Conference, Paper Abstracts, Mariupol, Vol. 1, 2002, p. 89, Priavoskiy State Technical University.
6. Srivastava A., Joshi V., Shivpuri R. Computer modeling and prediction of thermal fatigue cracking in die-casting tooling, " Wear", Vol. 256, 2004, p. 38–43.
7. Korotkov V. A. and Baskakov L. V. Crack growth resistance of rolls of continuous steel casting plants, "Svarochnoye Proizvodstvo", 1993, №4, pp. 17-19.
8. Standard GOST 9450-76. Microhardness measurement by the diamond point indentation test, Moscow, 1982, p. 32.
9. Lebedev A. A., Muzyka N. P., and Volchek N. L. Determination of damage of structural materials from the scatter parameters of the hardness characteristics, Probl. Prochn. (Strength of Materials), 2002, № 4, pp. 5-11.

HYDROGEN EFFECT ON FATIGUE LIFE OF A PIPE STEEL

J. Capelle, J. Gilgert, G. Pluvinage

Laboratoire de Fiabilité Mécanique
Université Paul Verlaine Metz et École Nationale d'Ingénieurs de Metz (France)

Abstract Transport by pipe is the means more used, at the present time, to convey energies of their point of extraction until their field sites final. To limit any risk of explosion or of escape and thus to limit the geological problems of pollution and the human risks, it is necessary to be able to know the mechanical properties of the steels used in the manufacture of these pipes. With the reduction in oil stocks, it is necessary to find a new energy. Hydrogen is this new energy vector, it thus will also be necessary to be able to transport it. This study makes it possible to emphasize the assignment of the lifespan of hydrogen on a pipeline steel normally used in the transport of gas. The fatigue tests in 3 points bending are carried out on samples not standards because of dimensions of the tube of origin.

I. Introduction

Fracture causes in pipes

The causes of the failures of the gas pipelines are various natures. They can appear either by a fracture, or by a leak (it depends of the nature of the fluid transported). The majority of these failures are caused by pitting corrosion or cracking by stress corrosion, but there are also problems related to the defects of welding. Movements of ground (landslip, earthquake ...) can also be the cause of damage on the buried pipelines. The owners of pipelines study these problems for a long time and have a good knowledge of the methods allowing to manage them.

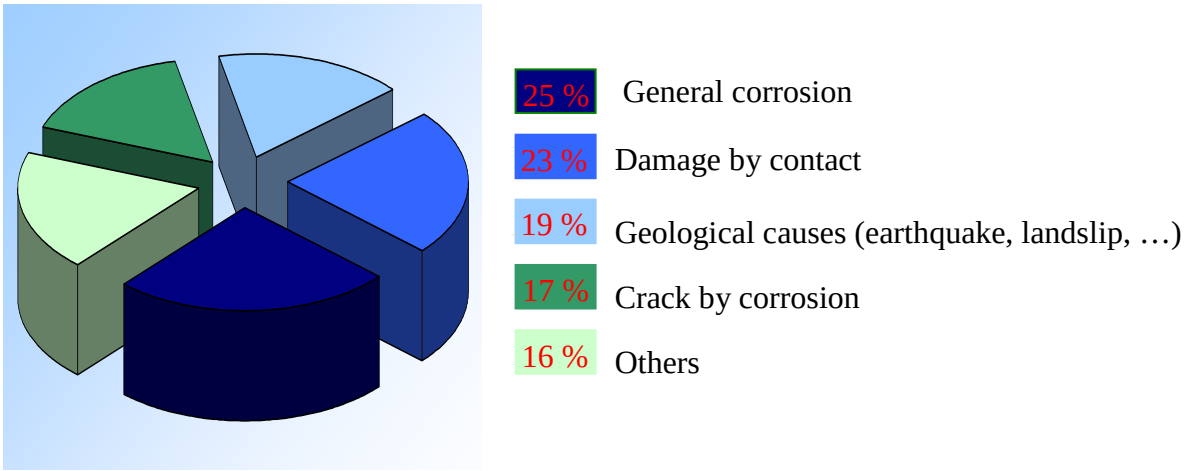


Fig. 1: Causes of the fracture of pipelines in the course of exploitation recorded by the members of the ACPRÉ of 1985 to 1995 [1].

But it should not all the same neglect the external mechanical aggressions (cf Figure 1). Indeed, it happens that the pipelines are damaged or perforated accidentally at the time of work of excavation by machines of building. The problems of crack initiation in fatigue and the ruptures emanating of stress concentrations are at the origin of more than 90% of the ruptures in service. The presence of a geometrical discontinuity such as a notch will cause the weakening of the fracture resistance of the pipeline. Since it will reduce the section of the pipe, while making it more sensitive to the operating pressure and the efforts caused by the

movements of the grounds, then an effect of local amplification of the stress will make increase this defect exponentially.

The figure 1 shows also that the fracture due to corrosion accounts for 42% of the cases. This is why our study will characterize the impact of a notch subjected to corrosion over the lifespan of a steel constituting these pipelines.

Steel used

The steel used is a steel intended for the manufacture of pipeline, employed in the Ukrainian network. The standard chemical composition of this steel is shown in the table 1.

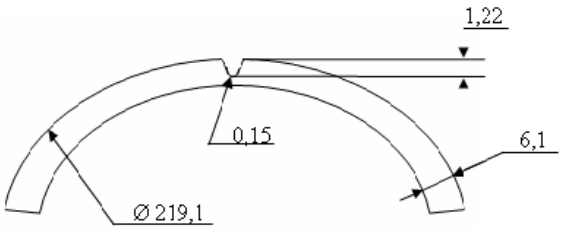
Table 1. Chemical composition of the steel (mass proportion in %) [2].

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	Cu	Ti	Nb	Al
0,22	1,22	0,24	0,16	0,14	0,06	0,036	0,19	0,04	<0,05	0,032

Fatigue test

Sample used

The sample modelled hereafter in the picture 1 and 2, result from a gas pipe used in the Ukrainian network. It has an external diameter of 219,1 mm for a 6,1 mm thickness. As the pipe has a strong curve and a low thickness, it is not possible to produce traction or standardized bend-test samples. This is why we chose to carry out test on curved samples. These samples are cut in arcs of 160° for a width of 60 mm (the zone comprising the welding being avoided). The notch is used to reproduce the possibility that these pipes have to be scraped by machines (as excavator, digger, scraper,…). The notch in V at 45° is carried out on 20% thickness of the curved sample, it has a depth of 1,22mm. The ray of notch bottom is 0,15mm.



Picture 1 and 2: Sample used

Electrolytic solution

The electrolytic solution is used to have a strong concentration in hydrogen ion in the closeness of the mechanical notch. This synthetic solution NS4 (Natural Soil 4) represents the ground surrounding the pipelines where the phenomenon of stress corrosion was observed throughout the world. It is a standard composition.

Table 2: Chemical compound of the NS4 solution [3].

Chemical compound	Formula	Concentration (mg/L)
Potassium chloride	KCl	122
Sodium hydrogenocarbonate	NaHCO3	483
Hydrated calcium chloride	CaCl2,2H2O	181
Hydrated magnesium sulfate	MgSO4,7H2O	131

This solution was prepared from these chemical compounds and distilled with deionised water, the solution volume is about 17 litters. A pump is used to have always a homogeneous solution during the fatigue test. This solution has a natural pH between 8 and 8,5. The

measurement done during the first test gave a value of 8,56. To decrease the pH until 6,7 during the fatigue test, we have used a bubbling of CO_2 gas and another of N_2 gas to stabilize the solution and to take off oxygen inside. During all the test the level of the pH is controlled and regulated between 6,6 and 6,7. The bubbling of gas set out again in the following way: 80% of N_2 gas and 20% of CO_2 gas.

Equipment

- *Fatigue machine:*

The 3 points bending device is constituted by a hydraulic machine INSTRON 1341 allowing to apply a load or a displacement, a load cell to control the load (from 0 to 10kN), and a control panel to manage the type of cycle (sinus, trapezoid, or rectangular), the frequency, the nominal load... On this machine we have positioned the assembly below:

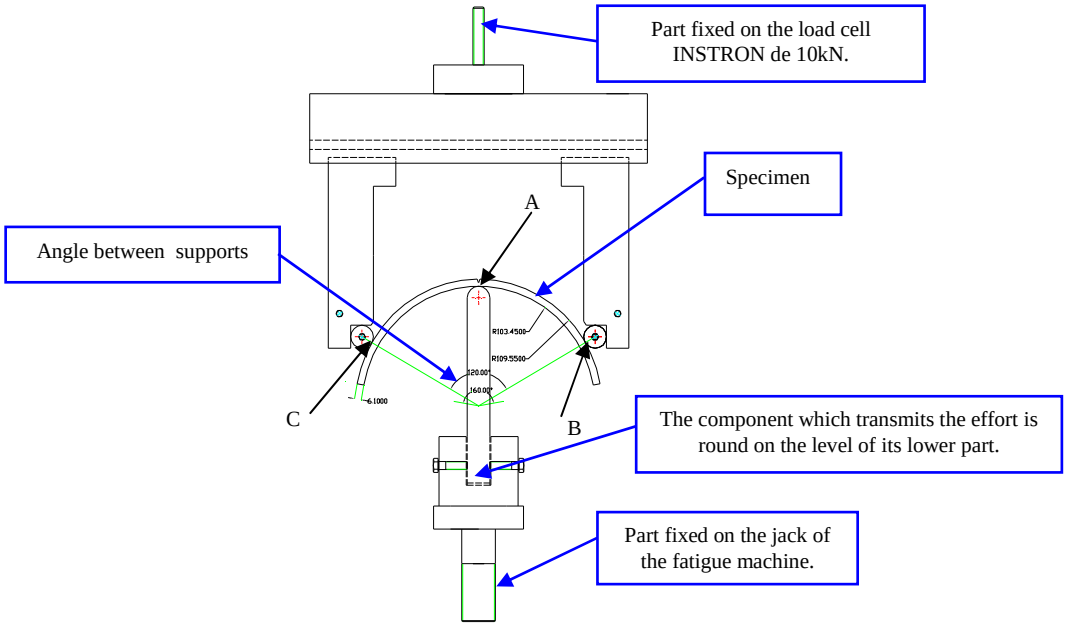


Fig. 2: Assembly of the 3 points bending

All parts of this assembly are in stainless steel: 316L, to limit corrosion problem. The corrosion of the assembly could deteriorate the quality of the NS4 solution and thus reduce its efficiency. The three cylinders used in this assembly are in PVC to insulate the assembly electrically and so reduce the leakage currents.

- *Hydrogen cell:*

The hydrogen cell is a box which surrounds the assembly of 3 points bending, and which thus makes it possible to contain the NS4 solution. It was carried out using PVC plates which were welded between them to ensure a good sealing. This cell is not closed because the volume of the solution contained is rather large. And the bubbling of N_2 gas is sufficient to guarantee the no presence of oxygen inside. To control electrolysis, we used a Potentiostat. Full remote monitoring of the system is performed by a PC computer. The EC-Lab software permits to process all the parameters and the data (as : work potential, test duration, signal type, limits, …). This electrolysis is carried out with three electrodes:

- The working electrode (in blue on the figure 4): is the sample because we want to make a reduction of this sample (hydrogen atom are adsorbed on the surface of the sample and with the time they can diffuse towards the interior of the sample).
- The counter electrode (in yellow on the figure 4): is made with a stainless steel (platinum). It is used to measure the evolution of current during the fatigue test.

- The reference electrode (in red on the figure 4): is saturated calomel electrode. It is used to control the tension applied.

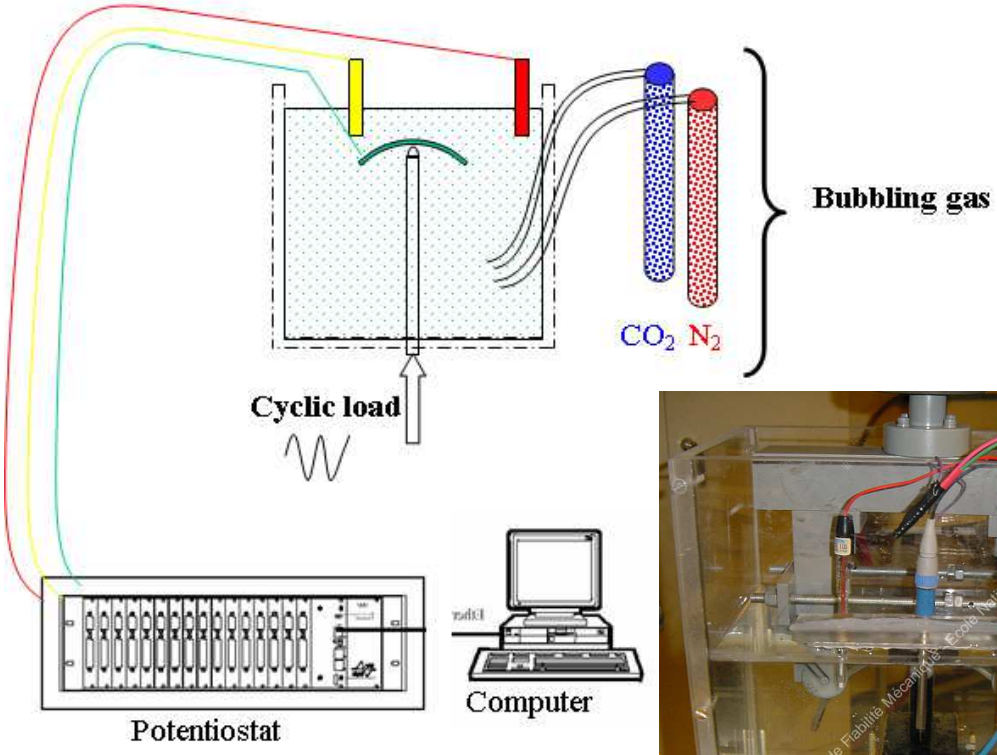
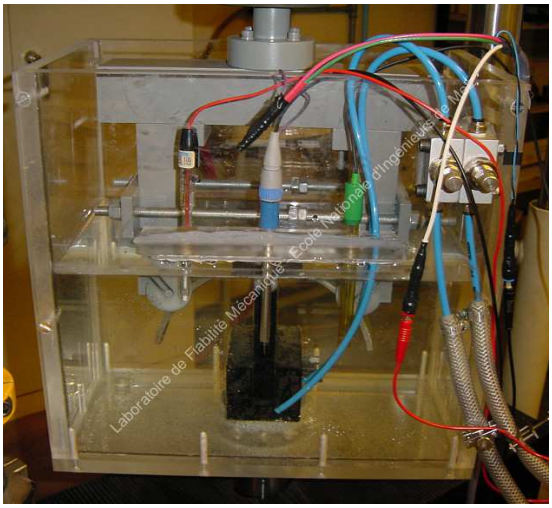


Fig. 3: Assembly of the hydrogen cell



Picture 3: Hydrogen cell

The free potential of this steel is -0,8 V_{sce}, this data has been got by plotting the polarisation curve of this steel. We have chosen to set the work potential at -1V_{sce}, at this potential we will certainly carry out a reduction of the sample near the notch (adsorption of hydrogen atom on the sample) [4].

Results

Parameters of the tests in presence of air

We have chosen to take a loading cycle with a shape sinusoidal. The frequency is fixed at 7Hz, and with a ratio of load of 0,5, because the pressure in these pipes, as the figure 4 shows it, is contained between 40 and 70 bars ($R = \frac{P_{min}}{P_{max}}$ (1), soit $R = \frac{40}{70} = 0{,}57$). On average, the passage of the minimum pressure to the maximum pressure is done in one day.

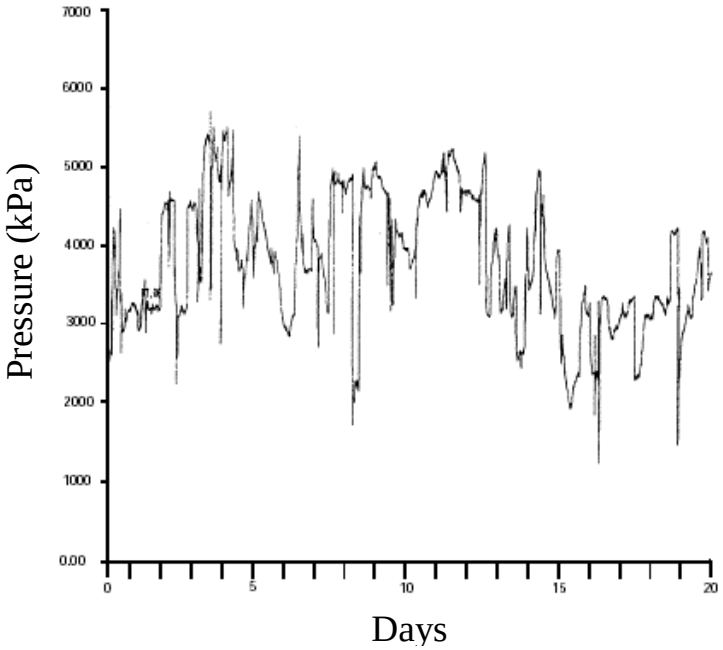


Fig. 4. Profile of pressure during 20 days for a pipeline with liquid products [1].

The loading amplitudes were selected manners to have lifespan contained between 50000 and 300000 cycles. To know roughly these loads, we used, the diagram of Haigh and the relation of Basquin:

$$\sigma_a = C * N_R^{\ b} \tag{2}$$

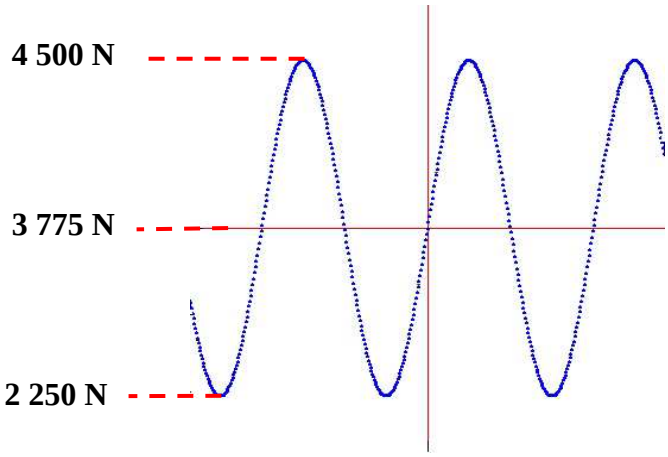


Fig. 5. Shape of the cycle used during the fatigue test

We carried out 12 tests with 6 different amplitudes of loading, so there are 2 points by different tests.

Parameters of the tests in presence of hydrogen

In order to compare these two tests in different atmospheres, we tried to keep the maximum of same parameters. So we have carried out these tests with the same ration of load and the same loading amplitude. We have just changed the frequency, because with a weaker frequency, we are sure to have a good diffusion of the hydrogen atoms toward the notch of the sample. The frequency is fixed at 0,5Hz. The work potential of the electrolyse is kept constant during the test at $-1V_{sce}$.

Comparison between the two results

We can see on the figure 6, the comparison between the fatigue tests carried out in presence of air and hydrogen. These curves bring to the fore the harmful effect of hydrogen on a steel. Indeed, the lifespan in presence of hydrogen is decreased by 70%.

Comparison between the 2 Wöhler curves :

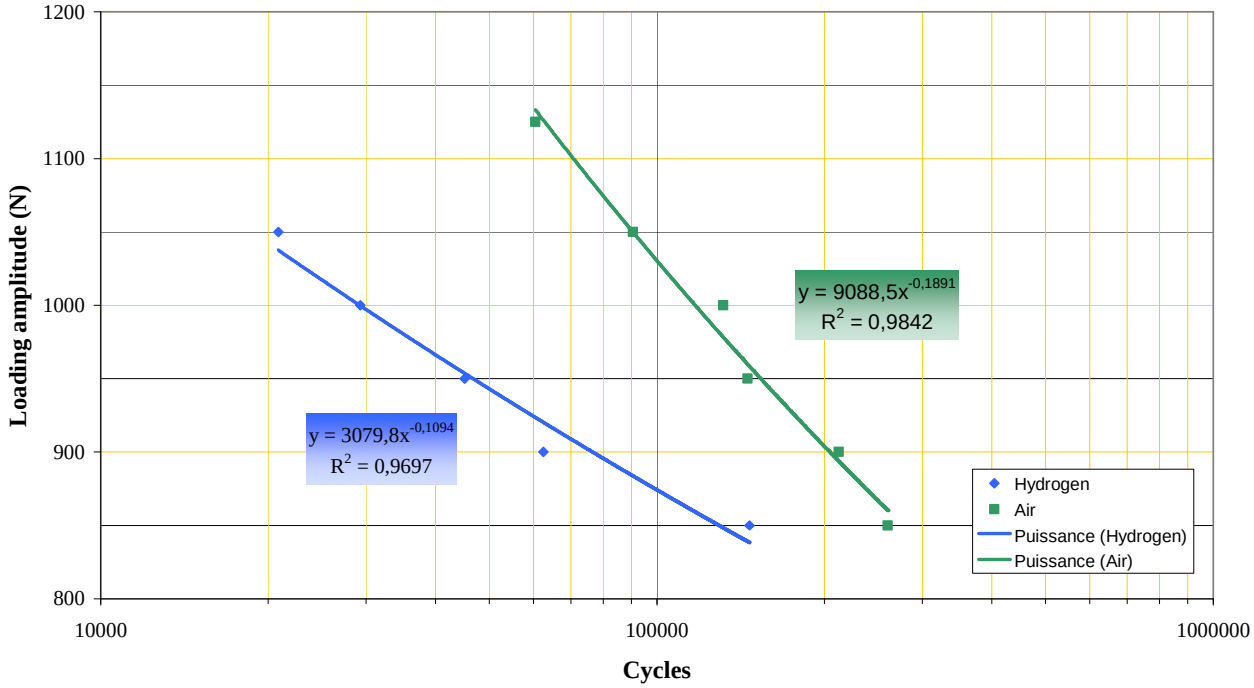
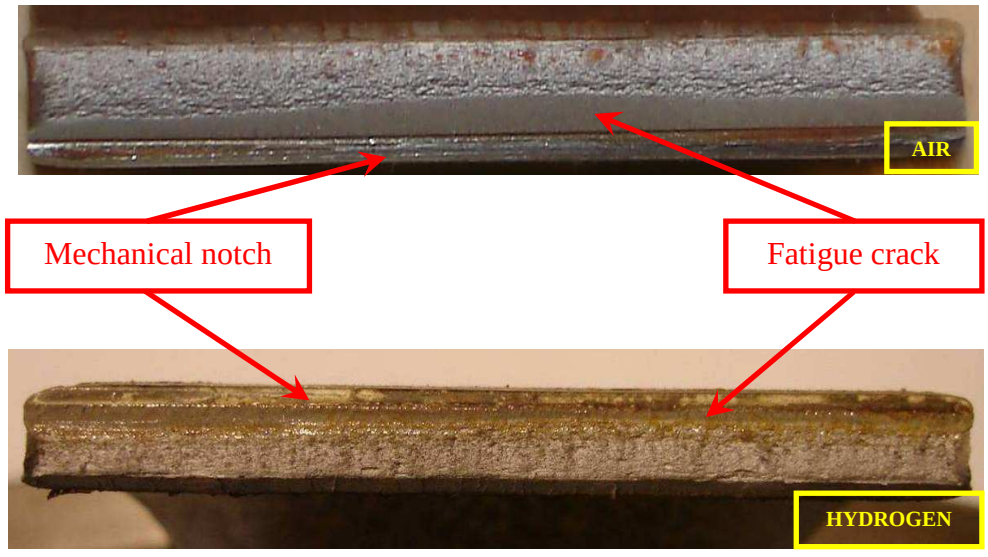


Fig. 6. Wöhler curves in presence of air and hydrogen.

The coefficient of the Basquin relation "b" obtained for the test in presence of air is -0,19. It is a value close to the values found in the literature for this steel (-0,2). What enables us to validate these curves. In presence of hydrogen, the Basquin coefficient is decreased by 42%.

The pictures 4 and 5 show the different fracture appearance that we have had after these fatigue tests. It is possible to distinguish two distinct zones. The first corresponds to the fatigue crack it has a smooth and silky surface. The second, as for it, has a facies with grains which is characteristic of a brutal fracture. The first zone corresponding to the fatigue crack for the test in presence of hydrogen is definitely weaker than the fatigue crack in presence of air. We can observe a reduction of 70% over the length of the crack propagation.



Pictures 4 and 5: Fracture appearance after the fatigue test

Conclusion

This study permits us to give prominence the dangerousness of hydrogen on these steels intended for the manufacture of pipelines, when the latter were subjected to a scratch on approximately 20% their thickness. A complementary study is undertaken to determine the effect of hydrogen on the crack initiation. The initiation crack is in this case detected by a device of acoustics emissions. The presence of hydrogen is always due to an electrolysis of a solution NS4.

References

1. Rapport de l'enquête MH-2-95, "Fissuration par corrosion sous tension des oléoducs et des gazoducs canadiens", Office National d'Energie, (1996)
2. C. Monin, "Etude de l'impact de l'hydrogène sur un défaut de soudage de canalisation par l'approche déterministe", Ecole Nationale d'Ingénieur de Metz, (2001)
3. A. Benmoussat and M. Hadje, "Corrosion behaviour of low carbon line pipe steel in soil environment", JCSE, volume 17, (2005)
4. J.L. Crolet and G. Béranger, "Corrosion en milieu aqueux des métaux et alliages", Techniques de l'Ingénieur, M150-4

ВТОМНІ ВЛАСТИВОСТІ Й ПЕРЕБІГ РУЙНУВАННЯ ІОННО АЗОТОВАНОЇ СТАЛІ 50H21G9N4

А. Патеюк[1], З. Богдановіч[2], Г.Т. Сулим[3]

THE FATIGUE PROPERTIES AND FRACTURE PROCESS OF ION-NITRIDED STEEL 50H21G9N4

A. Patejuk, Z. Bogdanowicz, H. Sulym

[1]Політехніка Білостоцька, Польща
[2]Військова Академія Технічна, Польща,
[3]Львівський національний університет імені Івана Франка, Україна

Abstract In the paper the fundamental fatigue properties of the valve steel 50H21G9N4 in delivery state and with modified after ionic nitrided surface layer are investigated. The fatigue strength of test pieces of such materials under cyclic loading are determine and their fracture processes are describe.

1. Вступ. Інтенсивний розвиток промисловості вимагає використання машин і устаткування із щораз то кращими споживчими якостями, зокрема високою стійкістю проти корозії, стирання, протидією втомному руйнуванню, деградації механічних властивостей тощо. В останні часи поряд із традиційними методами почалося використання нового типу тепло-хімічних обробок іонним дифузійним нанесенням покрить. Найбільш популярною з них стало іонне азотування. У високорозвинутих країнах іонне азотування складає біля 70% усіх здійснених теплохімічних обробок. Головні переваги цього методу перед традиційними полягають у скороченні часу азотування, заміні аміаку сумішшю H_2 і N_2, можливості регулювання фазового складу азотованих шарів, а також у обробці деталей машин складної форми.

Слід сподіватися, що подальший розвиток методу іонного азотування полягатиме головно у його модифікуванні, між іншим у ширшому застосуванні вуглецевого і кисневого азотування, а також у здійсненні цих процесів із використанням плазми, генерованої імпульсним живленням високої частоти [1, 2]. Цим процесам піддають також високохромисту аустенітну сталь, якій властивий великий опір корозії. Дослідження у цьому напрямі концентруються головним чином над підвищенням твердості і опору стиранню із збереженням дуже доброї корозійної стійкості. У праці [3] стверджується, що збереження азотованою сталлю корозійної стійкості можливе лише тоді, коли температура обробки не перевищує 450°C. Однак для того, щоб утворити за таких умов достатньо грубий поверхневий шар, який би запевнив підвищення мікротвердості та опору стиранню, треба забезпечити велику тривалість процесу (біля 30 год.), що не є ані технологічне, ані економічно вигідне. Подібний процес азотування сталі AISI 304 здійснили E.Menthe і K.T.Rie [4], застосовуючи азотування під впливом імпульсної плазми. Температура процесу у цьому випадку змінювалася у межах від 375 до 475°C. Отримані у температурі 450°C упродовж 5 год. наазотовані шари мали товщину 8 мкм. Виявлено разом із цим істотну залежність мікротвердості поверхневого шару та концентрації азоту у ньому від складу газової атмосфери. Найвищу мікротвердість та найвищу концентрацію азоту у шарі було отримано у процесі із відношенням азоту до водню 4 до 1.

2. Приготування зразків та методика досліджень. Модифікування поверхневого шару на зразках із сталі 50H21G9N4 – спеціальної клапанної сталі, яку застосовують для особливо високо навантажених клапанів, було здійснене у Політехніці Варшавській. Докладний опис процесу іонного азотування цієї сталі вже

доповідався на численних міжнародних конференціях та описаний у багатьох публікаціях, зокрема [5-7].

Процеси тепло-хімічної обробки здійснювалися в універсальній печці для іонної обробки (рис. 1). Використане для азотування середовище було газовим, що складалося з чистого азоту із доданим до нього в ролі каталізатора процесу азотування водню. Воно вводилося безпосередньо у робочу камеру. Усі процеси здійснювалися за тиску 400 Па у так званому динамічному вакуумі – під час неперервного перепливу через робочу камеру газової мішанки.

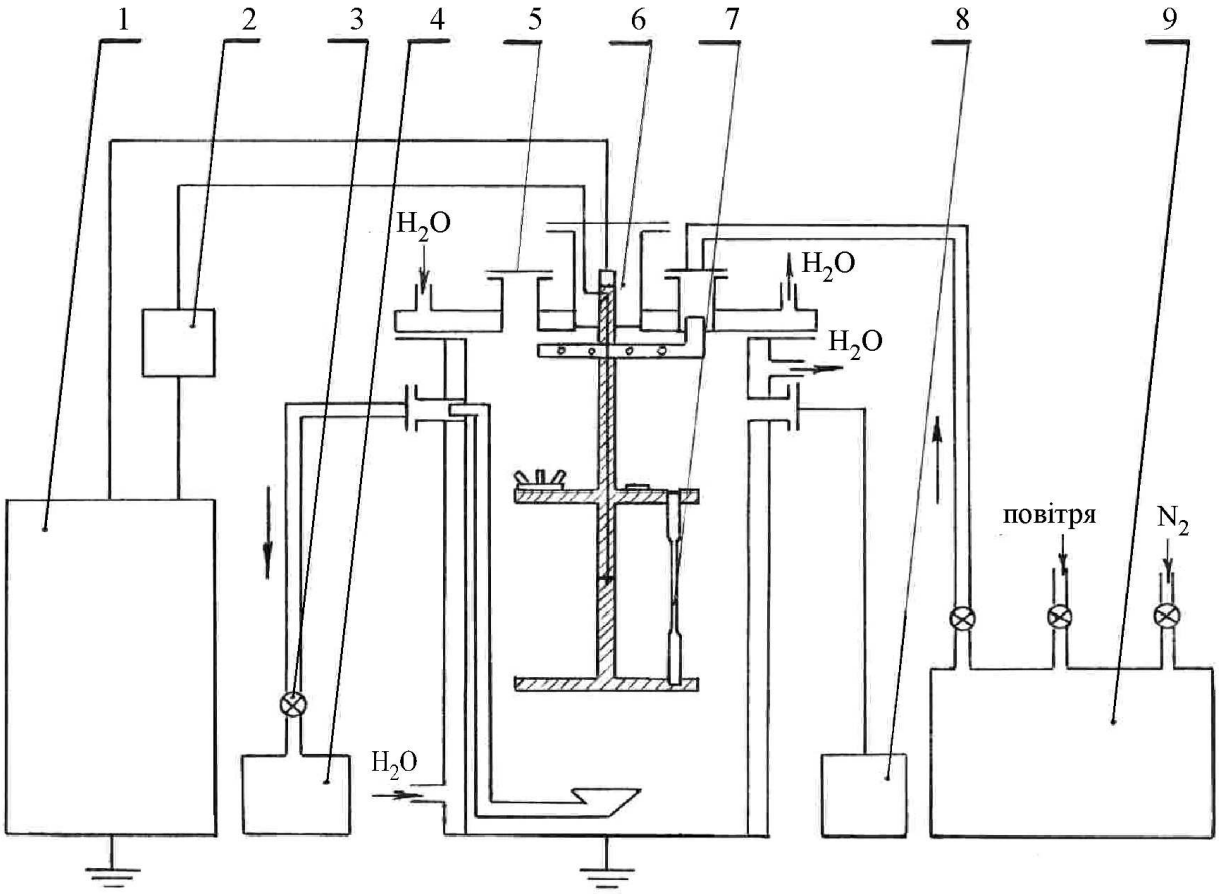


Рис. 1. Спрощена схема установки для здійснення іонних процесів: 1 - живлення постійного струму; 2 – давач температури; 3 - клапан; 4 – вакуумний насос; 5 – віконце для спостереження; 6 – електричний перехідник з термоелементом; 7 – об'єкт для напилювання; 8 – давач тиску; 9 – дозатор газів

Методика процесів азотування всіх використаних під час досліджень зразків була однакова, змінювалися лише технологічні параметри обробки. На першій вступній фазі були здійснені попередні дослідження, метою яких був підбір відповідних параметрів процесу. На цьому етапі температура обробки для сталі варіювалася у межах 450-650°C. Змінювався також склад газової атмосфери в діапазоні H_2:N_2 = 1:4 до 4:1. Для етапу основних досліджень було вибрано такі варіанти технологічних параметрів азотування, від яких можна було би сподіватися найкращих результатів.

На основному етапі досліджень процеси іонного азотування здійснювалися у атмосфері азоту й водню за температури в діапазоні від 450 до 650°C. Для восьми серій із 3-5 зразків кожна змінювалася температура T процесу, склад газової мішанки (пропорція N_2 : H_2), а також тривалість t процесу азотування (3 або 6 год.). Конкретні значення параметрів подані у таблиці.

Таблиця. Параметри процесів азотування зразків зі сталі 50H21G9N4

№ процесу	Температура T °C	$N_2 : H_2$	Час t, год.	Примітка
1	450	1:2	6	-
2	520	1:2	6	-
3	570	1:2	3	-
4	620	1:2	3	-
5	650	1:2	3	-
6	550	1:1	6	КР
7	550	2:1	6	КР
8	550	1:4	6	КР

У трьох останніх процесах (серіях зразків) на початковій стадії було додатково задіяне катодне розпилення (КР). Тобто на короткочасному початковому етапі дифузійного формування металевого шару за збільшеного вакууму та присутності азоту N_2 короткотривалою імпульсною плазмою у знакозмінному електричному полі активізувалася поверхня напилюваного зразка і відбувалося її очищення від різних забруднень. На основному завершальному етапі, який був єдиним для процесів 1-5 у полі електрично сталої плазми після формування наазотованого шару завтовшки приблизно 50 мкм процес азотування завершувався.

Для порівняння впливу азотування було досліджено також аналогічну серію зразків сталі 50H21G9N4, яка пройшла стандартну промислову термообробку у вигляді насичення за температури 1160°C з наступним старінням упродовж 10 год. при температурі 780°C. Внаслідок цього процесу (дисперсійного тверднення) у аустенітній структурі матеріалу 50H21G9N4 з'явилися дисперсні вуглецеві виділення.

Дослідження втомної міцності клапанної сталі 50H21G9N4 термообробленої за стандартними виробничими технологіями та іонно азотованої здійснювалося на гідравлічному пульсаторі Instron 8502. Досліджувалися циліндричні зразки завдовжки 100 мм і діаметром 8 мм. Застосовано віднульове пульсаційне навантаження зразків з частотою зміни 20 Hz. Максимальне напруження циклу змінювали від 800 до 1000 МРа.

3. Основні результати. В результаті здійснених досліджень виявилося, що сталь 50H21G9N4 після стандартної технологічної термообробки має поріг втомної міцності на рівні 830 МРа (рис. 2). Для зразків з іонно азотованої сталі отримане незначне зменшення порогу втомної міцності для необмеженої у часі бази до рівня біля 800 МРа. Разом із цим отримано і загальне зменшення втомної міцності на обмеженій базі випробувань порівняно із неазотованими зразками. На рисунку подане рівняння лінійного тренду для $\log N$ та доволі високе значення розрахованого на основі методу найменших квадратів параметра R^2=0,8006 достовірності лінійної апроксимації (якщо би експериментальні значення лежали на прямій, то було би R^2=1).

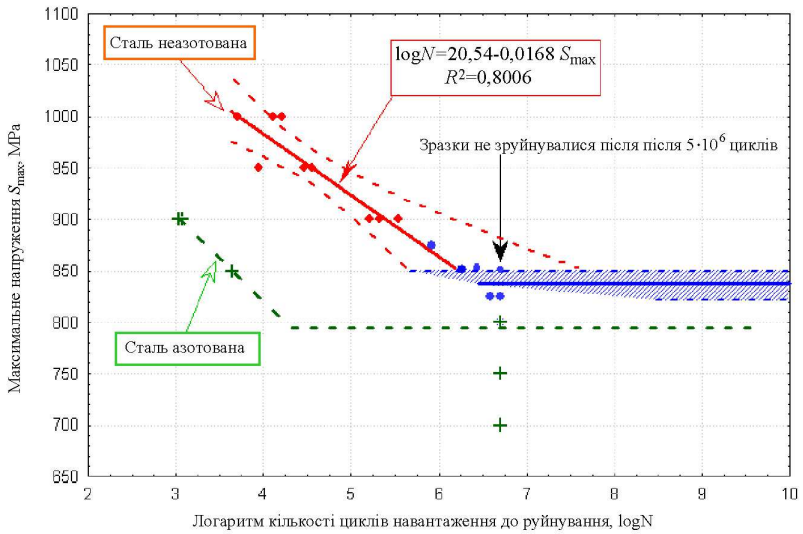


Рис. 2. Втомна міцність зразків зі сталі 50H21G9N4

Втомне руйнування зразків з клапанної сталі 50H21G9N4 термооброблених за традиційними технологіями у кожному випадку навантаження мало вигляд змішаного руйнування, що складалося у переважаючій частині зламу з в'язкого руйнування

з невеликою часткою руйнування крихкого.

Найвиразніше перебіг руйнування відображають отримані за допомогою скануючого електронного мікроскопу Philips XL-30 LaB6 фотографії (рис. 3). Вони стосуються зразків, які зруйнувалися під навантаженням σ_{max}=1000 MPa. На рис. 3а зображено вигляд втомного перерізу з вогнищем (фокусом) руйнування, яке розташоване на поверхні зразка, а також напрям його подальшого руху. На периферії зламу зразка помітні численні завершальні зрізи матеріалу. Мікробудову поверхні зламу з білявогнищевої зони відображає рис. 3б. У цьому випадку виразно помітні системи колово несиметричних за формою та розміром ямок, властивих в'язкому руйнуванню. На рис. 3в у області цих ямок на їх дні помітні сліди вуглецевих виділень, які є складовими структури цієї сталі (показують стрілки 1-2).

Поданий на рис. 4 точковий аналіз хімічного складу з цих областей за допомогою приставки до електронного мікроскопа з аналізу дифрагованого рентгенівського проміння підтверджує існування там карбіду хрому.

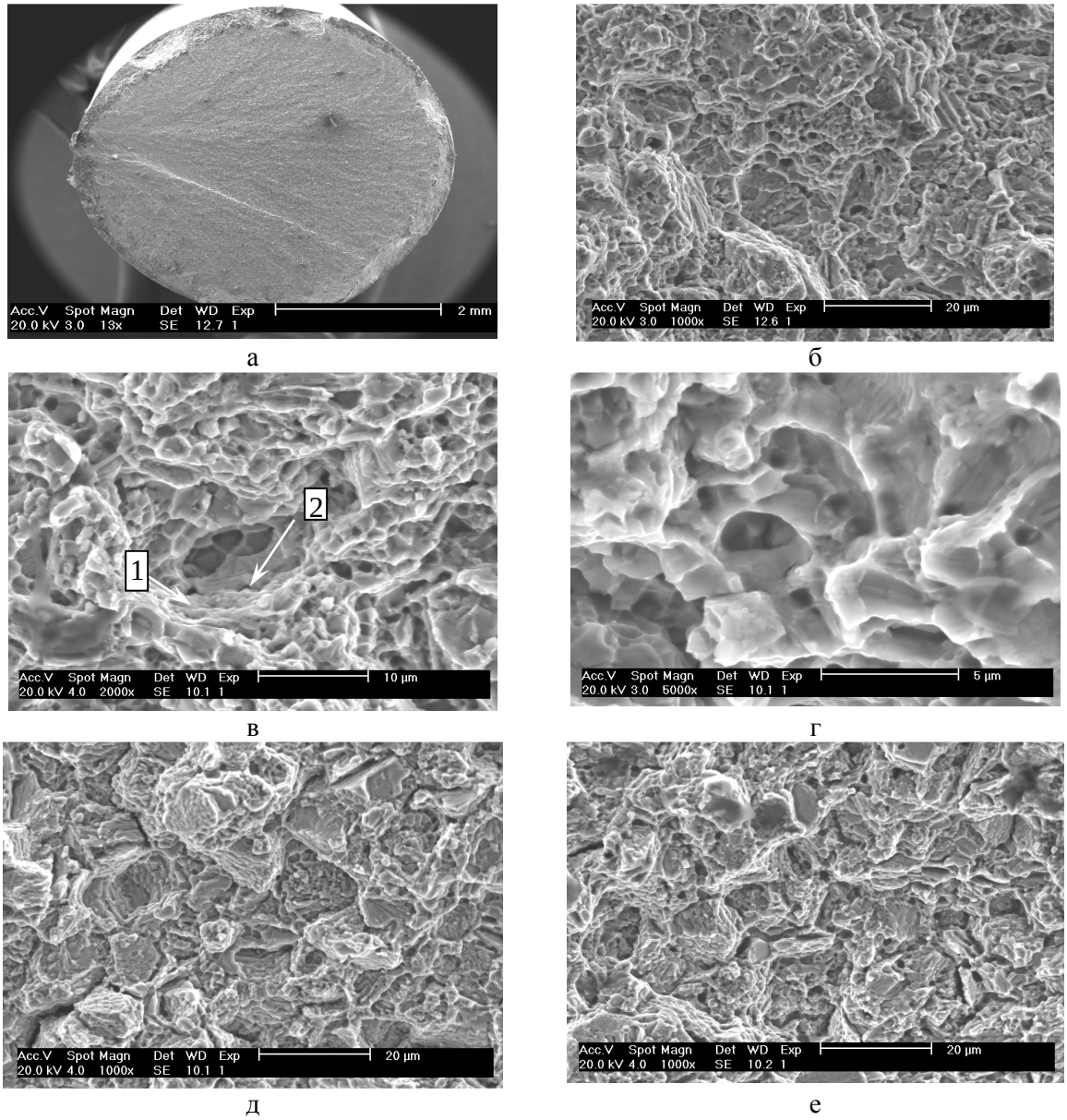
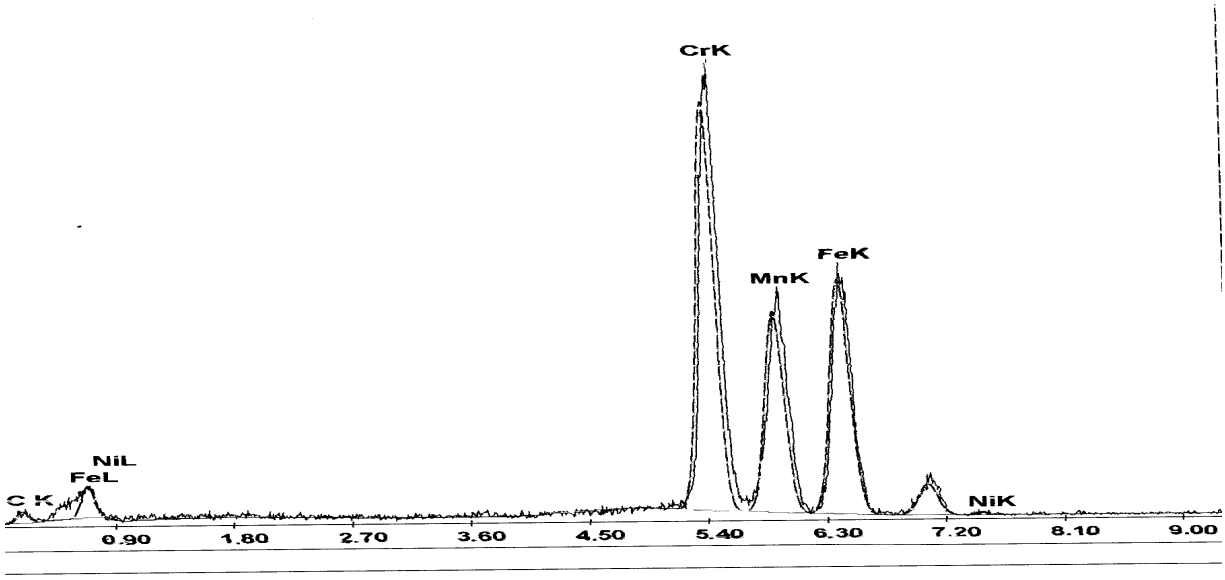


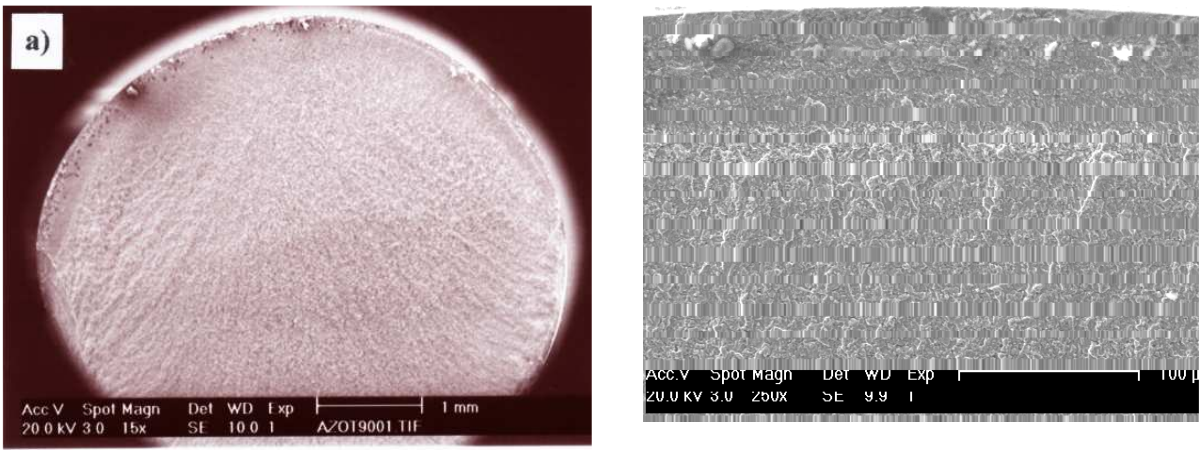
Рис. 3. Мікробудова зламу зразка зі сталі 50H21G9N4 (стандартна термообробка без іонного азотування) після втомного руйнування при σ_{max}=1000 MPa (а – загальний вигляд; б – макробудова поверхні зламу з білявогнищевої зони; в – система ямок; г – нерегулярна будова країв ямок; д – вигляд центральної зони зламу; е – вигляд області доломлювання

Системам ямок, відображених на рис. 3г за великого збільшення (порядку 5000х), властива нерегулярна будова їх країв. У більшості випадків було виявлено специфічну мікробудову ямок, якій властиве видовження бічних поверхонь. При цьому ці ямки набувають вигляду видовжених еліптичних западин з помітною складчастою терасовою будовою, часто з включеннями на їх дні (ймовірно карбідними). Діаметр цих ямок переважно не перевищує 5 мкм. Мікробудову поверхні зламу з центральної та периферійної областей руйнування зображено на рис. 3д, е. У останньому випадку став помітним дуже швидкий перебіг процесу доломлювання, доповнений декогезією матеріалу на межах зерен.



Element	Wt %	At %
C K	2.30	9.56
CrK	42.44	40.77
MnK	18.51	16.83
FeK	36.14	32.32
NiK	0.62	0.53
Total	100.00	100.00

Рис. 4. Спектрограма вмісту хімічних елементів у мікрозоні ямки матеріалу зразка (див. рис. 3в – область 1)



а **б**

Рис. 5. Мікробудова втомного зламу іонно азотованого зразка зі сталі 50Н21G9N4 після циклічного навантажування з σ_{max}=900 МРа: а – загальний вигляд; б – в області переходу від поверхневого шару до серцевини зразка

Втомне руйнування іонно азотованих зразків із клапанної сталі 50Н21G9N4 у питомому матеріалі перебігало аналогічно до описаного вище, в той час, як в області

азотованого шару безперечно домінувало крихке руйнування. Мікробудову втомного зламу зразка, зруйнованого за максимального напруження циклу σ_{max}=900 MPa, ілюструє рис. 5а. На ньому добре помітний поверхневий азотований шар завгрубшки біля 50 мкм. У перехідній зоні азотованого шару змінюється мікробудова поверхні втомного зламу, що, безсумнівно, свідчить про зміну характеру руйнування. У цьому місці виступають численні радіальні заломи (рис. 5б).

4. Висновки. Здійснені дослідження дають можливість сформулювати такі остаточні висновки:

- іонне азотування, сприяючи збільшенню поверхневої твердості, спричиняє загальне зменшення втомної міцності та порогу втомного руйнування;
- в області азотованого поверхневого шару руйнуванню властивий крихкий характер;
- мікробудова втомних зламів поза областю азотованого шару вказує на в'язкий перебіг руйнування з характерною ямковою структурою.

Література

1. Burakowski T., Wierzchoń T. Surface Engineering of Metals, Principles, Equipment, Technologies, . CRC Press: Boca Raton, London, New York, 1999. 608 p.
2. Rudnicki J., Wierzchoń T. Wytwarzanie warstw azotowanych w plazmie pulsującej o częstotliwości od 10 do 60 kHz / Materiały III Ogólnopolskiej Konferencji Naukowej „Obróbka powierzchniowa" (Częstochowa-Kule, 9-12 Października 1996). Częstochowa, 1996. S. 79-83.
3. Trojanowski J., Wierzchoń T., Kamiński M. Własności warstw powierzchniowych wytwarzanych na stalach chromowo-niklowych w warunkach wyładowania jarzeniowego / Materiały konferencyjne II Szkoły Letniej Inżynierii Powierzchni (Kielce Ameliówka, 11-13 Września. 2001). Kielce, 2001. S..101.
4. Menthe E., Rie K.T. Further investigation of the structure and properties of austenitic stainless steel after plasma nitriding // Surface and Coatings Technology, 1999, **19**. P. 116-119.
5. Sobiecki J.R., Patejuk A., Bogdanowicz Z., Kowalczyk S. Selected mechanical properties of glow discharge nitrided austenitic steel // Materials Science & Engineering. A, 2004. **382**. P. 198-202.
6. Sobiecki J.R., Mańkowski P., Patejuk A. Improving the performance properties of valve martensitic steel by glow discharge-assisted nitriding // Vacuum, 2004. **76**. P. 57-61.
7. Sobiecki J. Patejuk A. Mańkowski P. Wytwarzanie warstwy powierzchniowej na stali austenitycznej metodami dyfuzyjnymi / II Sympozjum Naukowe „Podwyższenie trwałości elementów silnika spalinowego" (Warszawa, 28 Maja 2004). Warszawa, 2004. S. 92-98.

ВІЗУАЛІЗАЦІЯ ВТОМНОЇ ПОШКОДЖУВАНОСТІ ЕЛЕМЕНТІВ МЕТАЛОКОНСТРУКЦІЙ

О.В. Войналович[2], Г.Г. Писаренко[1], І.М. Васинюк[1], П.М. Копчевський[1], А.М. Майло[1], Ю.М. Голованьов[1]

VISUALIZATION OF THE FATIGUE DAMAGE IN ELEMENTS OF METAL STRUCTURES

A.V. Vojnalovich, G.G. Pisarenko, I.M. Vasinyuk, P.M. Kopchevsky, A.N. Maylo, Y.M. Golovan'ov

[1]Інститут проблем міцності ім. Г.С.Писаренка, Україна
[2]Національний аграрний університет, Україна

Abstract This paper presents the results of monitoring of cracktype damages, located at the nearsurface as well as undersurface layeres of the metallostructures with the help of the set including hard and software provision. This set has the possibilyty to detect surface cracks in the elements of metallostructures covered by dielectric layer of 5 mm thick as well as that one, located under surface of metall.

Сучасна інженерна практика висуває ряд вимог до приладів неруйнівного контролю щодо можливості візуалізації дефектів у реальному часі, високого ступеню виявленості пошкодження за достатньої чутливості, компактності і практичності дефектоскопічного обладнання. Об'єктивну інформацію про пошкоджений стан металоконструкцій дозволяють отримати удосконалені струмовихорові дефектоскопи, у яких передбачено комп'ютерну візуалізацію виявлених дефектів [1]. Такий підхід до дефектоскопічного контролю зумовлений наступним.

Важливу роль у забезпеченні безаварійної експлуатації елементів металоконструкцій відіграє дефектоскопічний контроль, від ступеню технічної оснащеності якого залежить ефективність виявлення небезпечних дефектів. У даний час вважається, що працемісткість контролю на промислових підприємствах складає близько 10–15 % працемісткості всього виробництва, витрати на контрольні операції наближаються до 5 % собівартості продукції. Але у разі пошкодження відповідальних деталей та елементів конструкцій через несвоєчасне виявлення небезпечних дефектів витрати будуть неспіввимірно більшими.

Тому тепер дослідники зосереджують свої зусилля на удосконалення програмно-апаратних комплексів приладів дефектоскопічного контролю з метою підвищення їх чутливості, забезпечення збереження отриманих даних про геометрію дефектів у пам'яті ском'ютеризованого дефектоскопа [2, 3].

Якщо раніше дефектоскопи, побудовані на основі струмовихорового методу, застосовувалися для виявлення поверхневих тріщин, то в останні роки зусилля були спрямовані на пристосування таких приладів для визначення підповерхневих дефектів, зокрема втомного і корозійного походження [4, 5].

Метою даної роботи є дослідження апаратурних можливостей розробленого комплексу дефектоскопічного контролю для комп'ютерної візуалізації ступеню пошкодження елементів металоконструкцій.

У Інституті проблем міцності ім. Г.С.Писаренка НАН України було створено високочутливий вимірювальний комплекс, за допомогою якого на екрані монітора ПК можна отримати двовимірний і тривимірний комп'ютерні образи досліджуваного об'єкта з візуалізацією поверхневих і підповерхневих дефектів та визначити координати їх розташування.

Робота вимірювальної частини комплексу базується на взаємодії змінного електромагнітного поля датчика приладу з поверхневим шаром металевого об'єкта

контролю. Наявність дефектів (тріщин, несуцільностей мікроструктури металу тощо) збільшує траєкторію вихорових струмів, що призводить до змінення амплітуди і фази електромагнітного поля, випромінюваного датчиком контролю. Після апаратурного оброблення параметрів електромагнітної хвилі дефекти, що зумовлюють змінення її енергії, можуть бути виявлені з високою виокремівністю.

До складу вимірювальної частини комплексу (рис. 1) входять: а) високочутливий вихорострумовий імпульсний дефектоскоп, що дозволяє виявляти тріщини з розкриттям від 0,01 мм на контрольованій поверхні; б) сканер, який переміщає датчик дефектоскопа вздовж контрольованої поверхні з певним кроком; в) аналогово-цифровий перетворювач, що формує цифрові коди амплітудно-просторового сигналу з датчика. Розроблено дві комп'ютерні програми для обробляння файлів даних результатів сканування.

У першій програмі використано метод поліхромного кодування, згідно з яким кожна цятка поверхні сканування кодується певним кольором, що заданий кодом програми у цій координатній точці. У результаті на екрані монітора формується поліхромний образ сканованої поверхні, на якому зоні кожного кольору відповідають зони певного рівня еволюції структури металу.

Інша програма формує тривимірний образ зісканованої зони, де третьою координатою є величина сигналу датчика вихорострумового контролю у даній точці. Вибираючи певний режим програми, можна візуалізувати на моніторі комп'ютера дефекти, що розташовані у контрольованому об'єкті. В цьому випадку глибина тріщини візуалізується як ступінь зменшення енергії зондувального електромагнітного поля датчика внаслідок взаємодії з берегами тріщини.

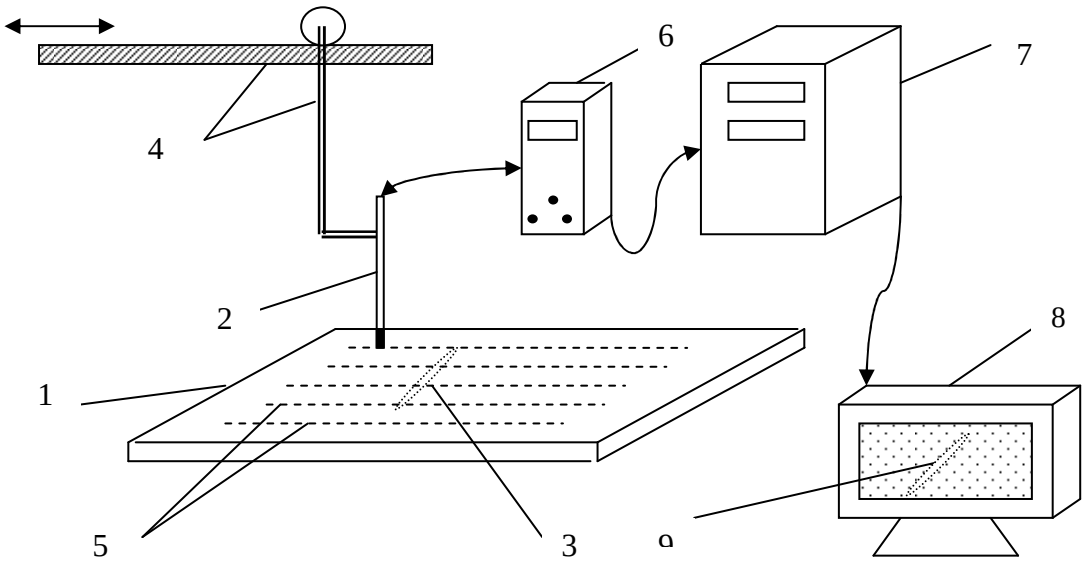


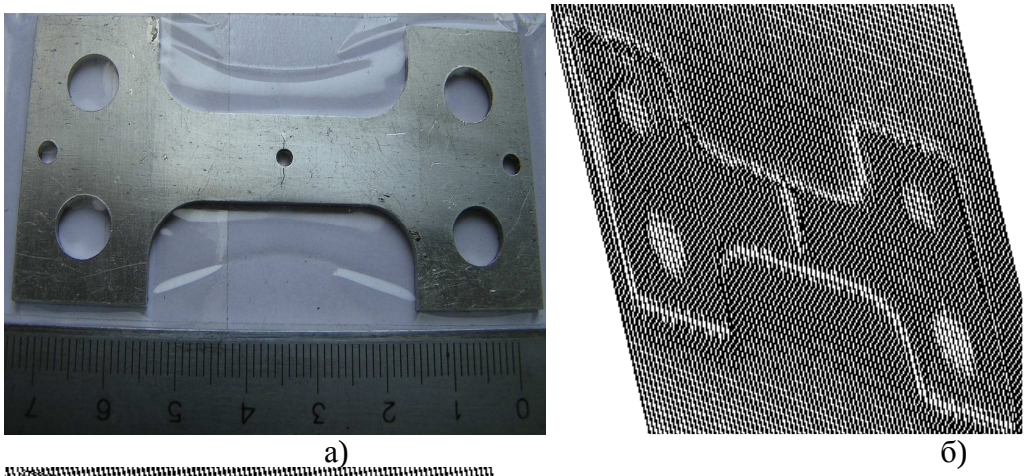
Рис. 1. Схема комп'ютерної візуалізації поверхневих і підповерхневих дефектів на основі вихорострумового методу: 1 – контрольований об'єкт, 2 – зондувальний датчик, 3 – підповерхнева тріщина, 4 – сканувальний механізм переміщення датчика, 5 – траєкторії сканування, 6 – вихорострумовий дефектоскоп, 7 – системний блок комп'ютера, 8 – монітор, 9 - комп'ютерний образ тріщини

Необхідно відзначити, що обидві програми дозволяють візуалізувати дефекти, що перебувають під діелектричним покривом товщиною до 5 мм чи підповерхневі тріщини на глибині до 1,5 мм. Проведеними дослідженнями встановлено, що вимірювальна частина дефектоскопічного (дефектовізуального) комплексу чутлива до тріщин з розкриттям від 0,01 мм.

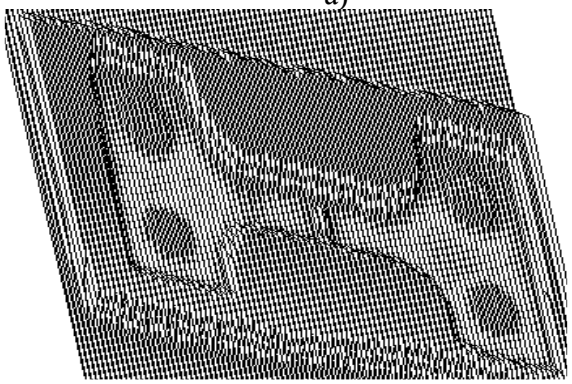
У статті представлено приклади комп'ютерної візуалізації тріщин, що виникли у плоских металоконструкціях – перемичці та пластині внаслідок втомного

навантажування (рис. 2, 3), а також у тріщин у алюмінієвому листі панелі, випробуваній у акустичному полі високої інтенсивності – до 160 дБ (рис. 4). На цих рисунках показано: фотографії елементів металоконструкції з тріщинами (а) і комп'ютерні тривимірні (б, в) образи зісканованих зон. Тріщини у перемичці та пластині характеризуються різним ступенем розкриття.

Внаслідок дії акустичного поля у панелі під час випробування виникла система тріщин кільцевої та прямолінійної геометрій. На рис. 4 видно мережу тріщин лінійної геометрії, які поширювалися від утвореного кільцевого отвору.

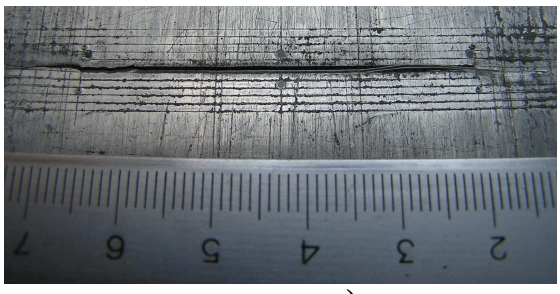


а) б)

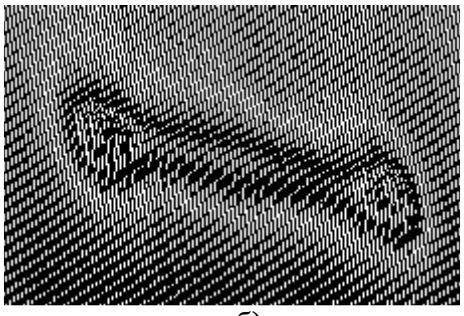


в)

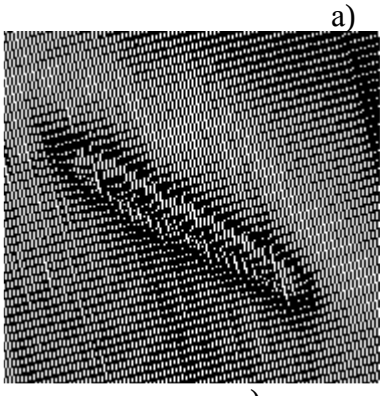
Рис. 2. Комп'ютерна візуалізація тріщини у перемичці (а – фотографія перемички;б – комп'ютерне зображення перемички; в - комп'ютерне зображення перемички під шаром алюмінієвої фольги)



а)

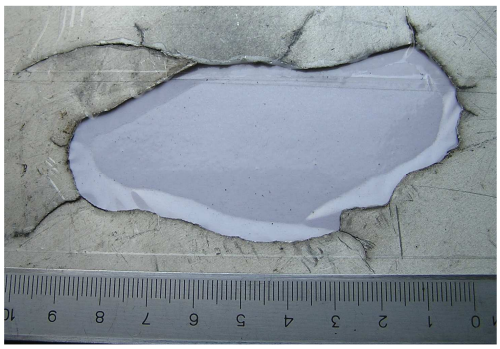


б)



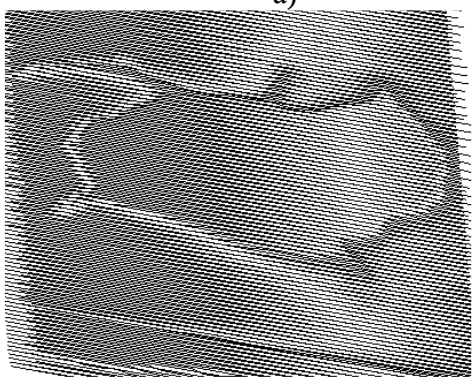
в)

Рис. 3. Комп'ютерна візуалізація тріщини у пластині (а - фотографія пластини; б – комп'ютерне зображення пластини; в - комп'ютерне зображення пластини під шаром алюмінієвої фольги)



а)

б)



в)

Рис. 4. Комп'ютерна візуалізація тріщин у панелі (а – фотографія фрагменту панелі; б – комп'ютерне зображення фрагменту панелі; в - комп'ютерне зображення фрагменту панелі під шаром алюмінієвої фольги)

Потрібно зауважити, що згідно із розробленим методом візуалізації комп'ютерна програма формує образ тріщини на базі електронної таблиці, мінімальні значення якої відповідають не лише зоні пересікання датчиком тріщини, але й екстремумам залишкових напружень в околі вістря тріщини. Тому на екрані монітора біля вістря тріщини видно потовщення, що відповідають локальній пластичній деформації.

Перевагою розробленого комплексу є те, що він дозволяє виявляти тріщиноподібні дефекти з розкриттям від 0,01 мм, як такі, що не підлягають дефектоскопічному контролю методом капілярної дефектоскопії, тобто закриті для доступу з поверхні діелектричним покривом чи перебувають під поверхнею металу.

Висновки

1. Розроблений комплекс дефектоскопічного контролю дозволяє комп'ютерно візуалізувати поверхневі та підповерхневі дефекти у елементах металоконструкцій з будь-якими магнітними властивостями.
2. Встановлено, що під діелектричним покривом товщиною до 5 мм чи на глибині під поверхнею до 1,5 мм можуть бути виявлені тріщини з розкриттям більше 0,01 мм.

Література

1. Мок Г., Учанин В. Визуализация результатов неразрушающего контроля вихретоковым методом // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Київ; Львів, 2000. – Вип. 5. – С. 9 – 16.
2. Луценко Г.Г., Гогуля В.Н., Рябец Т.А., Мамчур М.А., Галаненко Д.В. Совмещение возможностей стационарных систем контроля и мобильности ручного дефектоскопа - это реальность // В мире неразрушающего контроля. - Санкт-Петербург. Декабрь 2004. - №4 (26). - С. 32-34.
3. Диденкулов И.Н., Курочкин Н.В., Стромков А.А., Чернов В.В. Модуляционно-модовый метод обнаружения трещин и определения их местоположения // Методы акустической диагностики неоднородных сред. Сб. научных трудов ИПФ РАН, Н.Новгород, 2002. - С. 188-195.
4. Uchanin V. New type multidifferencial eddy current probes for surface and subsurface flaw detection // Zeszyty problemowe Badania nieniszczece. Warszawa, 2001. - № 6. - С. 201 – 204.
5. Учанин В.Н., Яшан А.В., Беккер Р., Диске М. Возможность повышения продуктивности вихретоковой дефектоскопии при применении мультидифференциальных преобразователей // Материалы 4 Национальной научно-технической конференции и выставки «Неразрушающий контроль и техническая диагностика» (НКТД-2003). - Киев. - 2003. - С. 121-124.

ЛАЗЕРНО-РАДІАЦІЙНИЙ МЕТОД ЕМУЛЯЦІЇ ЗМІНИ ГРАНИЦІ ВИТРИВАЛОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

В.А. Леонець

LASER-RADIATION EMULATION OF THE STRUCTURAL MATERIALS FATIGUE LIMIT

V.A. Leonets

Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України, Україна

Abstract This paper presents a method using laser and radiation technology for the emulation of degrading endurance limits of engineering materials which have been used for a long time. It is shown that endurance limits of engineering materials and products made of them can be both increased and decreased by means of laser radiation treatment, and electron stream treatment through precipitators.
It is offered to measure changes in engineering materials' endurance limits by registering changes in their strained surface layers, particularly in points where fatigue cracks have occurred. A method for registering changes in strained surface layers of engineering materials using AVK-T1 zero-indicator has been considered.

Досвід ведення робіт щодо продовження призначених показників залізничних локомотивів та електро-дизельпоїздів показує, що актуальною проблемою є підвищення точності визначення залишкового ресурсу їх рам візків, рам кузовів та несучих кузовів. Імовірність появи тріщин втоми в цих елементах конструкцій здійснюється при нерегулярному навантаженні та необмеженому ресурсі за допомогою третього розрахункового методу С.В. Серенсена [1] та методу коригування лінійної гіпотези складання втомних пошкоджень [2].

Методом коригування лінійної гіпотези складання втомних пошкоджень визначається втомна довговічність елементів несучих конструкцій шляхом розрахунку числа блоків їх навантажень λ до виникнення тріщин. Точність розрахунку λ залежить від точності визначення в статистичному аспекті максимальних напружень $\sigma_{a\max}$, які виникають в елементах конструкцій, коефіцієнта варіації блока навантажень ν_δ та показників кривої втоми цих конструкцій: σ_{-ID}-границі витривалості, N_G - довговічності, m - показника нахилу частини графіка втоми зразків. Величини $\sigma_{a\max}$, ν_δ ми визначаємо шляхом тензометричних вимірювань напружено-деформованого стану елементів конструкцій за допомогою бортових вимірювальних комплексів [3] з наступною обробкою осцилограм методом "дощу" [4]. Використання вимірювальних приладів БВК-6 дозволяє визначити блок виникаючих напружень в елементах несучих конструкцій досліджуваного парку локомотивів з заданою імовірністю отримання достовірної інформації. Експериментальне визначення величин σ_{-ID}, коефіцієнта варіації σ_{-ID}, N_G, m рам візків залізничного рухомого складу вимагає додаткових досліджень. В [5] показано, що границя витривалості рам візків пасажирських вагонів збільшується після їх експлуатації протягом початково призначеного терміну служби. В [6] показано, що границя витривалості рам візків тепловозів 2ТЭ10Л, 2ТЭ116 після відпрацьованого початково призначеного терміну служби, навпаки, зменшується. При цьому спостерігається збільшення величини m. Спостерігається також збільшення границі витривалості литих боковин візків вантажних вагонів після тривалої експлуатації. Механізм цього явища ще не вивчений як для конструктивних матеріалів, так і для їх зварних з'єднань.

В статті наведені результати зміни границі витривалості конструкційних матеріалів методом лазерно-радіаційного опромінення та запропоновано оцінювати ці зміни шляхом вимірювань деформації поверхні конструкційного матеріалу біля тріщини втоми.

Суть лазерно-радіаційної обробки конструкційних матеріалів полягає в тому, що поверхня зразка деталі чи елемента конструкції спочатку опромінюється лазерним випроміненням крізь оптично прозоре покриття. Якщо тривалість лазерного імпульсу становить наносекунди, то в прозорому покритті виникає ударна акустична хвиля, яка своєю дією зміцнює поверхневий шар мішені. Це призводить до збільшення їх границі витривалості, довговічності [7]. Якщо робочу частину зразків, виготовлених з сталі 3 чи алюмінієвого сплаву, опромінити мілісекундним лазерним світлом, то під час випробувань на втому спостерігається подвійний характер росту тріщин [8]. Спочатку в приповерхневому об'ємі матеріалу спостерігається крихке руйнування, а в глибині матеріалу- в'язке.

Для лазерного опромінення зразків, виготовлених з сталі 65Г та сплаву Д16Т, нами використана установка, яка включає в себе мілісекундний лазер ГОС-1001, працюючий в режимі вільної генерації світла [9]. Випробувались зразки, схема яких показана на рис.1,а. Зразки , виготовлені зі сплаву Д16Т, відпалювались в термічній печі при температурі 400^0 С на повітрі. Зразки, виготовлені зі сталі 65Г, загартовувались шляхом нагріву до 800^0 С з наступним охолодженням в маслі та відпалом при 600^0 С з охолодженням на повітрі. Таким чином були отримані зразки, виготовлені з пластичного алюмінієвого сплаву та пружинної сталі.

Зразки випробувані на установці “Шенк”. Вони випробувані на консольний симетричний згин , по жорсткій схемі навантаження.

З метою опромінення зразків мілісекундним іпульсом лазерного світла з рівномірним розподілом його енергії в поперечному перетині променя, нами було нанесено на поверхні зразків полімерне покриття. Схема покриття показана на рис.2.

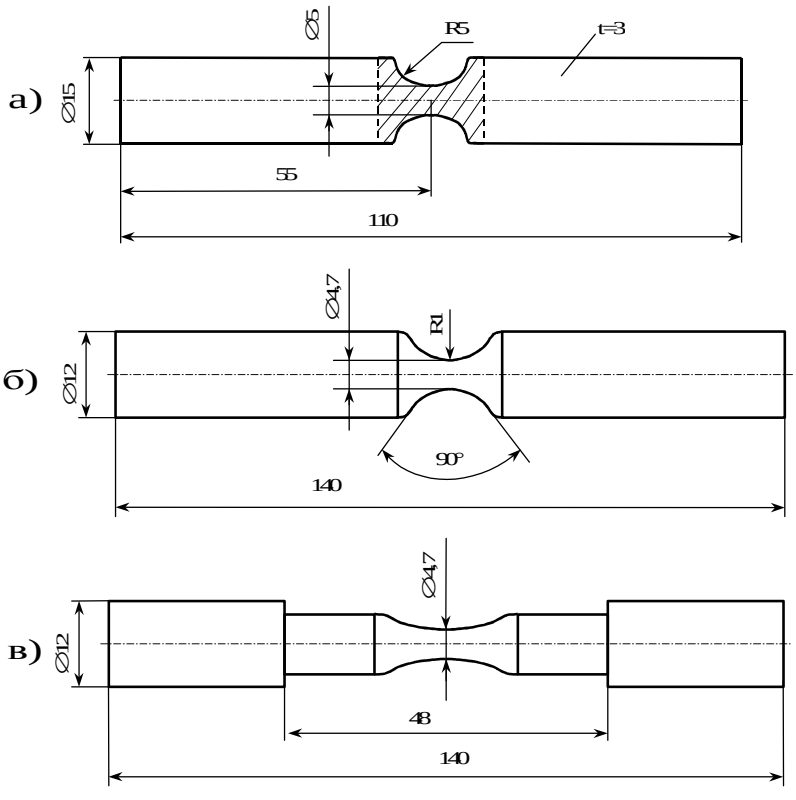


Рис.1 Схема зразків

Поверхня зразка покривалась епоксиполімерним покриттям 2 в рідкому стані. Полімер був наповнений алюмінієвим порошком. Середній статистичий розмір частинок порошку становив 0.32 мкм. Використано покриття з 100% наповненням порошку. Покриття 2 полімеризувалось до твердого стану при 120^0С протягом 10 хвилин. Потім наносився шар оптично прозорого епоксиполімерного покриття 3. Цей шар також полімеризувався до твердого стану при підвищеній температурі. На рис.1,а штриховими лініями показане місце нанесення покриття. Використано епоксиполімер, який складається з 100 вагових частин диглицидилового

ефіру камфорної кислоти та 43 вагових частин затверджувача УП-0633 [10].

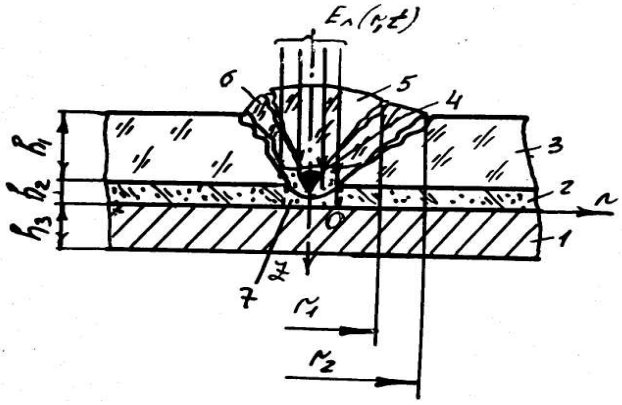


Рис.2. Схема покриття.

При опроміненні зразка лазерним світлом з щільністю енергії Ел(r,t) (r-координата, t-час) та його фокусуванні в середину товщини наповненого шару 2 спостерігалось руйнування покриття в наступній послідовності: спочатку виникала газова оболонка на границі шарів 2 та 3. Початкові розміри газової оболонки обумовлені розподілом енергії світла в поперечному перетині променя. На цей розподіл впливають сферичні аберації сфокусованого світла. Поглинання світла газом, частинками сажі, алюмінієвим порошком приводило до виникнення ядра плазми 4. Збільшення його розмірів обумовлювало ріст тиску газу в тріщині. Спочатку руйнувалось покриття у вигляді конічного корка 5, опісля - у вигляді уламків 6 кратера. Після цього спостерігалось руйнування наповненого покриття 2. Руйнування наповненого покриття 2 відбувалось у вигляді циліндричної ямки-дна кратера 7. При цьому відбувався нагрів металевої поверхні зразка. Змінюючи товщину покриття, умови його полімеризації, а також використовуючи різні типи та розміри порошків-наповнювачів ,можливо змінювати швидкість та температуру нагріву металевої поверхні зразків 1, розподіл енергії в перетині падаючого лазерного променя. Можливо здійснювати "позарезонаторне" керування характеристиками опромінення поверхні зразка світлом, яке генерується лазером, що працює в режимі вільної генерації світла. Тривалість лазерного імпульсу становила 1 мілісекунду, а щільність енергії - (1,65-1,45) х 10^6 Дж/см^2.

Випробувались зразки, виготовлені з сталі 40Х в стані поставки прутка діаметром 20 мм та після лазерної обробки. Схема зразків показана на 1,б. Випробування здійснено на консольний згин при жорсткому симетричному навантаженні. Для обробки концентратора напружень використано описане вище полімерне покриття та одномодовий імпульсний YAG-лазер. Тривалість імпульса світла становила 40 наносекунд, щільність потужності випромінення - 2,33х10^9 Вт/см^2, енергія випромінення -1 Дж..

Обробка матеріалів зразків на глибині 2-3 мм від поверхні здійснювалась на електронному прискорювачі потоком електронів з енергією, яку можливо вирахувати за формулою [11]:

$$E \geq K_1 \left(C_m \rho\right)^{K_2}, \qquad (1)$$

де E - енергія електронів, МеВ; C_m - максимальна товщина мішені, мм; ρ - густина конструкійного матеріалу, г/см^3; K_1, K_2 - деякі константи. Інтегральна доза опромінення потоком електронів знаходилась в межах від 10^{17} до $2 \cdot 10^{18}$ см$^{-2}$. При цьому в матеріалі відбувались радіаційно стимульовані фазові перетворення, здатні вплинути на розподіл залишкових напружень в зразках , зменшити розкид значень їх втомної довговічності.

Радіаційним опроміненням були оброблені титанові корсетні зразки, виготовлені з прутка діаметром 20 мм , з сплаву ВТ8 та компресорні лопатки авіаційного двигуна, виготовлені з сплаву ВТ8. Схема титанових зразків показана на рис. 1,в. Зразки випробувані на коловий згин при м'якій формі навантаження.

Результати випробувань зразків наведені в таблиці 1.

Таблиця 1.

Довговічність зразків, виготовлених з різних конструкційних матеріалів

Матеріал	Вид обробки						Примітка
	Вихідний стан		Лазерне опромінення		Радіаційне опромінення		
	σ_a,МПа	N,цикл.	σ_a,МПа	N,цикл	σ_a,МПа	N,цикл.	
Д16Т	112,5	$6x10^3$	112,5	$4x10^3$	-	-	
Також	112.5	-	112.5	$5x10^3$			
-“-	110,0	$4x10^4$	110,0	$3,5x10^4$			
-“-	95,0	$6x10^4$	95,0	$3,5x10^4$			
-“-	95,0	$1x10^5$	-	-			
-“-	90,0	$1,5x10^5$	90,0	$8.5x10^4$			
-“-	83,5	$4,5x10^5$	83,5	$2x10^5$			
-“-	78,4	$4,5x10^5$	78,4	$3,5x10^5$			
-“-	74,0	$6,5x10^5$	74,0	$5x10^5$			
-“-	71,4	$1,4x10^6$	71,4	$8,5x10^5$			
65Г	-	-	3257,0	$0,99x10^5$			
Також	3257,0	$1,08x x10^5$	3257,0	$0.87x10^5$			
-“-	2500,0	$3,0x10^5$	2500,0	$3,69x10^5$			
-“-	2500,0	$5,5x10^5$	2500,0	$4,65x10^5$			
-“-	1630,0	$4,18x x10^5$	1630,0	$2,5x10^5$			
40Х	335,0	$2,2x10^5$	335,0	$4,5x10^5$			
Також	305,0	$1,2x10^5$	305,0	$2,2x10^5$			
-“-	-	-	305,0	$6.0x10^5$			
-“-	270,0	$4x10^5$	270,0	$7,8x10^5$			
-“-	250,0	$4,5x10^5$	250,0	$3,5x10^5$			
-“-	230,0	$9,0x10^5$	230,0	$1.2x10^6$			
-“-	-	-	222,5	$5,0x10^5$			
-“-	-	-	222.5	$6,0x10^5$			
-“-	220,0	$6,0x10^5$	220,0	$5.0x10^6$ *			Зразок не зруйнувався
-“-	210,0	$5,0x10^6$*	-				Зразок не зруйнувався
ВТ8	326,0	$7,0x10^6$			326,0	$1,1x10^5$	
Також	Також	$9,0x10^6$			Також	$1,2x10^5$	
-“-	-“-	$2.2x10^7$			-“-	$1,4x10^5$	
-“-	-“-	$4,0x10^7$			-“-	$1,5x10^5$	
-“-	-“-	$9,0x10^7$			-“-	-	
Компрес. лопатки з ВТ8	700.0	1,8x10			700.0		
Також	Також	$5,5x10^6$			Також	$1,5x10^6$	
-“-	-“-	$2,0x10^6$			-“-	$9.0x10^6$	

-"-	-"-	$2.5x10^6$			-"-	$4,0x10^6$	
-"-	-"-	$3.0x10^6$			-"-	$6,0x10^7$	
-"-	-"-	$6.5x10^6$			-"-	$6,0x10^7$	
-"-	-"-	$2,0x10^7$			-"-	$6,0x10^7$	
-"-	-"-	$2,0x10^7$			-	-	
-"-	-"-	$2.0x10^7$			-	-	
-"-	-"-	$2.0x10^7$			-	-	
-"-	-"-	$2,0x10^7$			-	-	
-"-	-"-	$2.0x10^7$			-	-	

Після радіаційного опромінення титанові лопатки полірувались лазерним випроміненням.

Результати випробувань зразків, які наведені в табл.1 свідчать, що можливо змінювати в певних межах границю витривалості, довговічність, розкид їх значень різноманітних конструкційних матеріалів шляхом лазерного чи радіаційного опромінення. Зміни вищезгаданих характеристик конструкційних матеріалів залежать від фізичного стану поверхонь досліджуваних елементів конструкції. Стан цих поверхонь, на нашу думку, впливає на процеси зародження та росту в них тріщин втоми. Тому кількісно оцінити ступінь деградації конструктивних матеріалів ,зварних з'єднань можливо шляхом реєстрації зміни деформованого стану їх поверхонь в момент появи тріщини втоми, їх початкового росту.

З метою вимірювань зміни деформованого стану поверхні елемента конструкції після появи в ній та росту тріщини втоми нами розроблено прилад АВК-Т1. АВК-Т1 призначений для виявлення на початковій стадії росту тріщини втоми в елементах конструкцій залізничного транспорту в процесі їх експлуатації. Він працює в режимі нуль-індикатора. Зараз цей прилад проходить метрологічну атестацію.

Дія нуль-індикатора заснована на періодичному контролі (наприклад, під час технічного огляду) величини сигналу балансу вимірювального та компенсаційного каналів АВК-Т1 у вихідному режимі роботи (при відсутності динамічних деформацій) двох тензорезисторів тензометричного поста. Поява тріщини біля одного з тензорезисторів, збільшення її розмірів причиняє відповідну деформацію тензорезистора, що приводить до появи сигналу розбалансування на вході АВК-Т1. По величині цього розбалансування можливо судити про наявність тріщини. Подальший розвиток тріщини приводить до залишкових деформацій чи повного розриву дротяної градки тензорезистора.

Приріст сигналу розбалансування АВК визначається за формулою:

$$\Delta U_T = U_{Ti} - U_{T0}, \qquad (2)$$

де U_{T0} - вихідне значення сигналу балансу АВК на момент часу встановлення тензометричного поста. U_{Ti} - значення сигналу балансу АВК на момент часу проведення контрольних вимірювань.

Встановлення факту зародження тріщини здійснюється за критерієм перебільшення абсолютної величини сигналу ΔU_T подвоєного значення абсолютної похибки дрейфа вимірювального каналу АВК, який працює в режимі тензометричного нуль-індикатора. Допустиме значення ΔU_T повинно визначатись за формулою:

$$[\Delta U_T] > \frac{2\gamma_Д}{100} \cdot U_{TH}, \qquad (3)$$

де $\gamma_Д$ = 2,16% - похибка дрейфа вимірювального каналу АВК в режимі роботи нуль-індикатора. U_{TH} = 200 мВ – нормуюче значення вихідного сигналу АВК.

Довжина тріщини на початковій стадії зародження досягає значень одиниць мікрометра, що суттєво ускладнює можливість її візуального виявлення. Тому контроль розвитку тріщини доцільно продовжувати в процесі експлуатації конструкції до появи залишкових деформацій чи руйнування тензорезистора, при яких довжина тріщини може досягти значень десяток міліметрів.

Одиночний тензометричний пост нуль-індикатора створено з двох тензорезисторів, наклеєних в межах заданої ділянки конструкції в наступному порядку розміщення пластин тензорезисторів (рис. 2):

- вимірювальні осі обох тензорезисторів орієнтовані перпендикулярно імовірному напрямку розвитку тріщини та зміщені відносно один одного на віддалі

$$F = H + \Delta H \,, \tag{4}$$

де H - ширина пластини тензорезистора, ΔH = 2-3 мм – допуск на встановлення тензорезисторів.

- пластини тензорезисторів зміщені відносно одна одної з перекриттям по довжині їх дротяних граток (баз) на величину ΔB = 3-5 мм.

На рис. 2 показана схема розміщення тензорезисторів здвоєного тензометричного поста, який забезпечує перекриття очікуваного місця появи тріщини розміром

$$L = 3B - 2\Delta B \,, \tag{5}$$

де B - розмір бази тензорезисторів, ΔB - допуск на встановлення тензорезисторів.

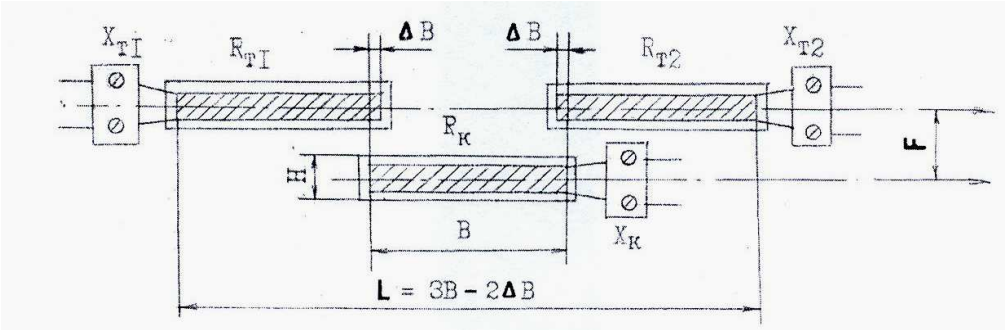


Рис. 3. Схема розміщення тензорезисторів, R_{T1}, R_{T2} - вимірювальні тензорезистори; R_K – компенсаційний тензорезистор.

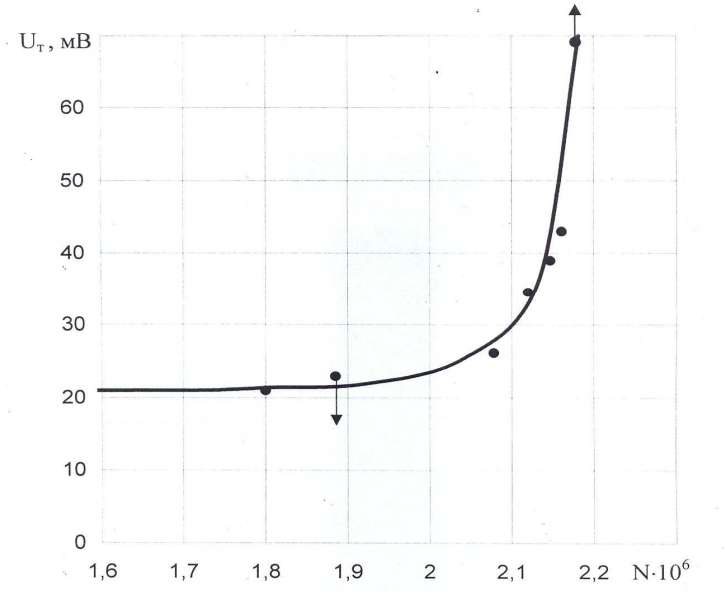


Рис. 4. Залежність напруги розбалансування Ut від числа циклів навантажень N.

На рис.4 показано залежність $U_т$ від N в лінійних координатах для зразка, виготовленого з сталі 3 та випробованого на утсновці ДСО-2 [10]. Стрілками показагі моменти появи тріщини втоми та руйнування тензорезистора.

Зміну стану вимірювального тензорезистора та його клейового з'єднання із зразком в процесі розвитку тріщини можливо представити так. На початку розвитку тріщини відбувається локальне руйнування шару клею датчика біля тріщини. При цьому локальна частина пластини тензоре-

зистора відшаровується від зразка. Подальший розвиток тріщини приводить до розтягування відклеєної частини тензорезистора та руйнування константалової фольги дротяної градки тензорезистора, що приводить до пластичної деформації датчика. Різке збільшення деформації дротяної градки датчика може привести до руйнування датчика. Тому дія тензометричного нуль-індикатора являється ефективним до моменту повного руйнування тензорезистора.

Література

1. Серенсен С.В., Когаев В.П., Шнейдерович Р.М. Несущая способность и расчеты деталей машин на прочность. Справочное пособие. М.: Машиностроение.- 1975.-488с.
2. Когаев В.П.расчеты на прочность при напряжениях,переменных по времени.М.: Машиностроение.-1977.-252с.
3. Леонец В.А., Леонец А.А., Токрев О.Д. и др. Система динамико-прочностных испытаний несущих конструкций подвижного состава и верхнего строения пути при повышенных скоростях движения//Сб докл. межд. Конф. " Экспериментальное кольцо ВНИИЖТ-70", РФ, Щербинка.-2002.-С.180-182.
4. ГОСТ 25.101-83. Методы схематизации случайных процессов нагружения элементов машин и конструкций и статистического представления результатов.
5. Черкашин Ю.М..Северинова Т.П.,Петраков С.Е. и др. Оценка остаточного ресурса ходовых частей подвижного состава после длительного периода эксплуатации//Вестник ВНИИЖТ.-2000.-№7.-С.30-35.
6. Оганян Э.О., Бунин Б.Б., Шевченко В.Г. и др. Оценка долговечности и остаточного ресурса несущих конструкций экипажной части локомотивов // Вестник машиностроения.-2004.-№12.-С.23-26.
7. Леонец В.А., Бермас Т.Б. Лазерное упрочнение резьб буровых труб // Научно-практич. семинар "Применение лазеров в народном хозяйстве, науке и технике". Тез. докл.: Челябинск: РДНТЭП, 1992.-С12-14.
8. Соленов С.В..Сиротин В.Е. Влияние лазерной обработки на развитие разрушения в стали и алюминиевых сплавах/В кн.: Механика разрушения и надежность судовых конструкций.Горький .: ГПИ.-1987.-С.112-114.
9. Писаренко Г.С., Леонец В.А., Писаренко В.Г. Взаимодействие лазерных импульсов с монокристаллами в связи с проблемой генерации гравитационных волн // Докл. АН УССР.-1985.-Сер.А.-1985.-№11.-С.32-38.
10. Леонец В.А. Термомеханический механизм роста трещин в прозрачном твердом теле, облучаемом лазерным излучением // Научн.-практ. семинар "Применение лазеров в народном хозяйстве, науке и технике" .Тез. докл.: Челябинск: РДНТЭП, 1992.-С25.
11. Леонець В.А., Куліш М.П., Петренко П.В. та інші. Вплив радіаційно-лазерного опромінення на довговічність титанових сплавів та виробів з них//Оцінка й обгрунтування продовження ресурсу елементів конструкцій: Тр. Міжнар. конф., 6-9 червня 2000 р. Київ (Україна) / Відп. ред. В.Т.Трощенко-К.: Нац. АН України. Ін-т пробл. міцності, 2000, Логос 2000-Т.2.-С.813-817.
12. Дегтярев В.А. Установка типа ДСО для испытаний на усталость при повторном ударном и гармоническом нагружении с различной асимметрией цикла // Пробл. прочности.-1982.-№10.-С.110-113.

Section 3 FATIGUE STRENGTH WITH ALLOWANCE FOR THE EFFECT OF MANUFACTURING, DESIGN AND OPERATIONAL FACTORS

Секція 3 ОПІР ВТОМІ З УРАХУВАННЯМ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ, КОНСТРУКТИВНИХ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ФАКТОРІВ

МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ УДАРНО-ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ КОНСОЛЬНОЇ БАЛКИ ЗАЩЕМЛЕНОЇ БІЛЯ КОНЦЕНТРАТОРА

В.С. Караїм, М.С. Когут

WORKING METHOD FOR RECORDING A DIAGRAM OF IMPACT-FATIGUE FRACTURE OF A CANTILEVER BEAM RESTRAINED NEAR THE STRESS CONCENTRATOR

V.S. Caraim, M.S. Kogut

Львівський державний аграрний університет

Abstract In work the working method of record of diagram of shock-tireless destruction of beam standard is offered by a bend on a cantilever, which is jammed near concentrator in the device, fastened on the flag of the special setting developed on the base of engine of internal zgoryannya car ZIL-131-131. The record of such diagram is carried out from shtovhacha with glued on on him after the bridge chart of tenzodavachami, which from the circulating eccentric person of distributive vala enters by a butt end surface in the contact with the lower surface of beam; thus the got signal through a strengthener is written down in co-ordinates (R-t) or (R-N) in screen of oscillograph. Here R – effort of oudara; t, N – time and amount of cycles of vidnoulovogo cyclic deformation of standard accordingly.

The written down diagram has the appearance of triangle with a radius at a top and repeats oneself with the period of a next oberta eccentric person fist of distributive vala. She allows at the fixed bending on the day of concentrator to set the period of origin and period of distribution of crack in a net crossing of the jammed beam due to the change of its inflexibility.

High-quality and quantitative pictures of kinetics of origin and distribution of crack and the change of effort of bend R from the amount of cycles of shock-tireless deformation N is fixed by two video cameras, obectivi which drive to the edge of contsentratora of beam and on the screen of oscillograph accordingly. The value of amount of cycles of the N rotation of distributive vala with ecstsentricami is written down by a meter.

The described thus working method allows to forecast the resource of capacity of loaded at the beam indicated by a chart with concentrator taking into account influencing of brand of its material, thermal strengthening, working environment and other technological factors.

Вступ. Для вивчення впливу асиметрії циклу за умов ударного навантаження на утомлену міцність матеріалів і їх зварних з’єднань при плоскому згині призматичного

зразка розроблено установку на базі копра повторного удару типу ДСО [1,2], де удар здійснюють падаючою бабкою, що має зворотно-поступовий рух в напрямних ролика за допомогою привідного вала, при цьому притискання бабки до роликів і мотиля привідного вала проводиться затискачем. У цьому випадку випробувальні зразки закріплюють консольно на опорі 4-ма болтами.

Відома також установка для випробувань матеріалів і їх зварних з'єднань на втому при багатоцикловому навантаженні [3], яка має механізм ударного навантаження, а також механізм статичного навантаження і деформування, тобто створення коливань зразку. Зазначимо, що технологічні можливості такої установки дозволяють здійснювати як циклічне-віднульове навантаження випробувальному зразку-пластині при заданій амплітуді його прогину, так і ударне навантаження при заданих енергії удару і статичному навантаженні. В обох випадках статичне навантаження створює мінімальні напруження циклу, які вимірюють тензорезисторами, наклеєними на випробувальний зразок. Тут коефіцієнт асиметрії циклу можна змінювати від *R=0* до *R=0,5*. В процесі експерименту отримували криві втоми (σ- $N\cdot10^5$ цикл.), за якими будували характерні діаграми зміни напружень в часі при повторному ударному навантаженні статично навантаженого і жорстко закріпленого зразка в спеціальному пристрої [2,4].

Мета досліджень - запис діаграми ударно-втомного руйнування балки деформованої згином на консолі, яка защемлена біля концентратора та запис пластичних смуг, які виникають на дні концентратора в процесі такого деформування на розробленій установці[5].

Робоча методика. Для реалізації поставленої розроблено блок-схему електронно-осцилографічної установки (рис.1), яка дозволяє здійснити в електронному записі діаграму руйнування в координатах навантаження час (Р-τ).

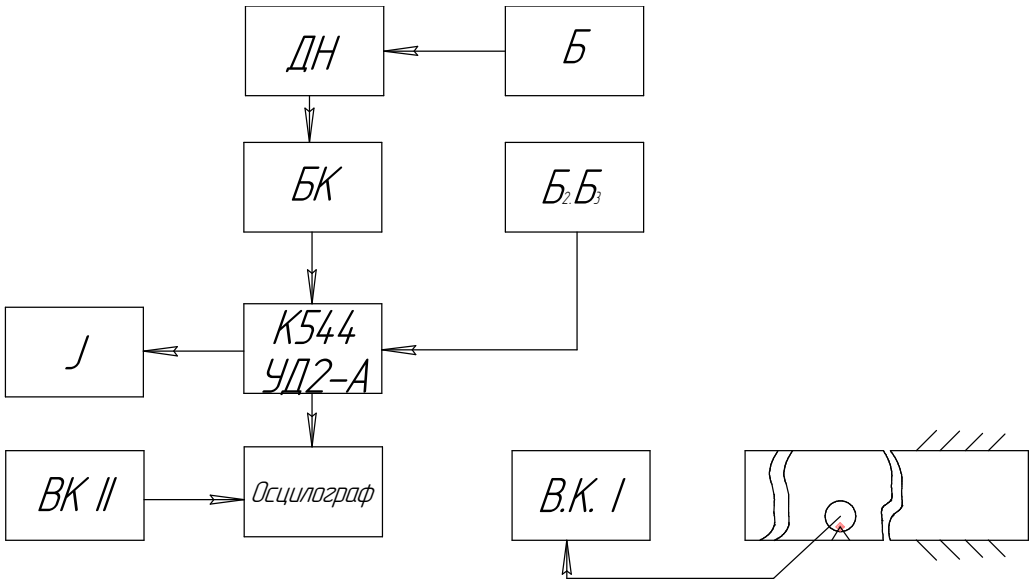


Рис.1. Блок схема електронно-осцилографічної установки для реєстрації синхронного запису навантаження - час (Р-τ), а також візуального спостереження сигналу сили (Р) після статичного тарування:
ДН – датчик навантаження; БК – блок компенсації (установка нуля); (Б, $В_2$, $Б_3$) – акумуляторні батареї; К544УД2-А – підсилювач сигналу динамометра; ВКІ і ВКІІ – відеокамери; С1-86 – осцилограф; J – динамометр з індикаторним мікрометром для статичного тарування.

Для підсилення первинної інформації від давачів навантаження (дротяних тензометрів опору) в якості підсилення сигналу було використано мікросхему К544УД2А, яка забезпечує необхідну смугу пропускання сигналу з малим рівнем

власних шумів. Для реєстрації підсилених сигналів використали осцилограф (С1-68), за допомогою якого можна візуально вести їх спостереження і реєстрацію в часі. Для запису кривих діаграми і форми пластичної зони у вершини тріщини скористалися двома відеокамерами (ВК-1 і ВК-2). Статичне тарування величини сили Р визначали відхиленням пучка осцилографа по вертикалі у взаємозвязку з відхиленнями стрілки індикаторного мікрометра (*j*). Живлення давача навантаження (ДН), а також мікросхеми підсилювача К544УД2А здійснювали окремими акумуляторними батареями (Б, $В_2$, $Б_3$).

Коли йдеться про запис діаграми в координатах навантаження – час (Р-τ) на випадок ударно-втомного деформування балкового зразка згином на консолі в момент контакту штока з нижньою поверхнею балки, сигнал від давача навантаження підсилювали гідропідсилювачем К544УД2А, який подавали на вхід осцилографа С1-68. Отриманий паралельно цей сигнал навантаження подавали на вхід мікроамперметра I, який реєструє величину статичного навантаження при таруванні. Процедури запису зміни зусилля деформування з екрану осцилографа і пластичних смуг на дні концентратора та появу там тріщини в процесі довготривалого ударно-втомного навантаження здійснювали відеокамерами ВК-1 і ВК-2, де час фіксували на екрані власним годинниковим механізмом відеокамер, а тривалості удару і паузи між ударами, часом розгортки пучка на екрані осцилографа. Як приклад, такий запис показано на рис.2.

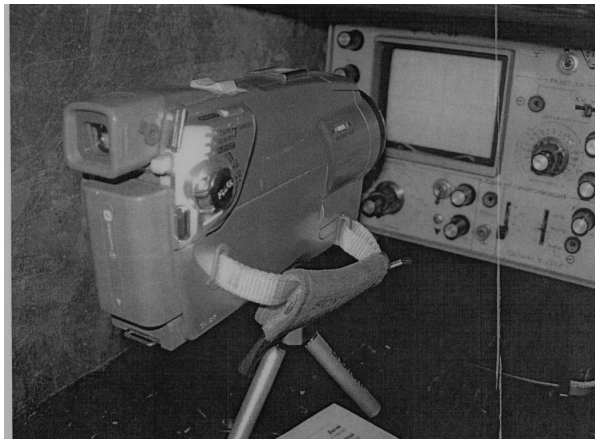


Рис.2. Запис процесу знімання діаграми ударно-втомного руйнування відеокамерою з екрану осцилографа в процесі консольного деформування зразка-балки

Схема тарування давача навантаження показана на (рис.3). Саме тарування необхідне для визначення фактичного зусилля деформування балкового зразка за наведеною схемою, що дає можливість точного відліку масштабу сили на екрані осцилографа. Для найбільш раціонального розміщення давачів навантаження останні були наклеєні прямо на одній частині видозміненого штовхача, що є невідємною частиною вузла консольного деформування балки.

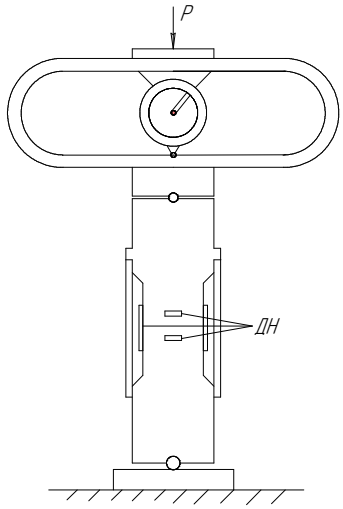


Рис. 3. Схема статичного тарування давача навантаження ДН, наклеєного на штовхачі за допомогою динамометра з індикаторним мікрометром

Обговорення результатів. Комплекс досліджень за розробленою методикою виконано на балкових зразках товщини, висоти, довжини відповідно $в \times h \times l$ = 25 ×35×200 мм з боковим надрізом (Р≤0,1мм) розташованим біля защемлення. Згин балки на консолі проводили при зусиллі згину Р=800 кг. Деформування такої балки здійснювали з робочою частотою установки N=70 циклів/хв. В процесі експерименту однією відеокамерою фіксували зміну Р від кількості циклів N, яку записували на екрані осцилографа, а другою – момент зародження та поширення ударно-втомної тріщини на дні концентратора деформованої балки. Аби якісніше виявити ці зміни бокову поверхню балки в прилягаючій ділянці знаходження концентратора після шліфування – полірували та підсвічували пучком світла від електричної лампи.

Натуральна діаграма від двох ударів штовхача, тобто за два оберти ексцентрикового розподільного вала установки, яка знята першою відеокамерою з екрану осцилографа показана на рис.4.

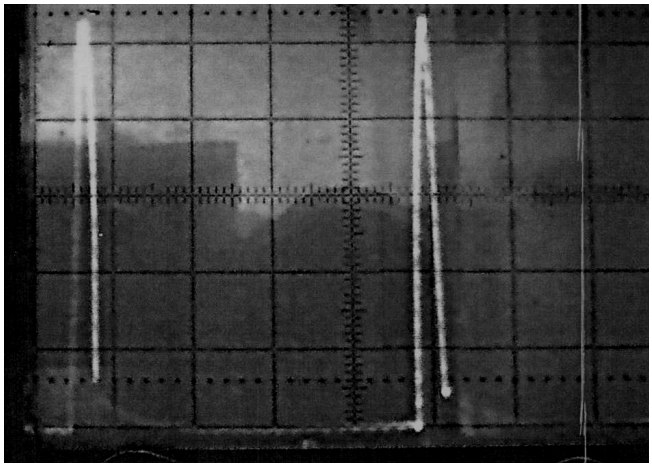
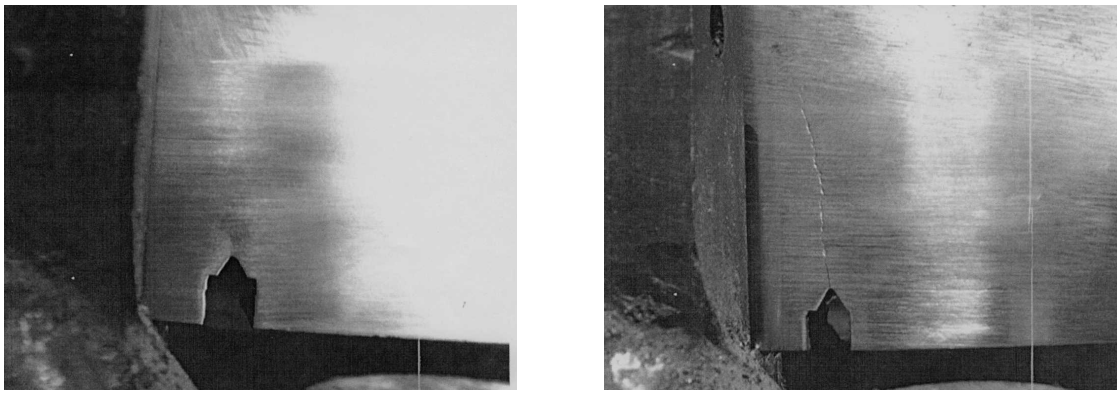


Рис.4. Загальний вигляд натуральної діаграми ударно-втомного деформування балкового зразка згином на консолі, защемленого біля концентратора

Зазначимо, що в процесі циклічного деформування до моменту зародження тріщини спостерігали стабільність величини Р і кроку її появлення за цикл. В той же час з моменту зародження тріщини величина зусилля Р дещо зменшується, але радіус при вершині діаграми збільшується, як на нашу думку, за рахунок зменшення жорсткості та податливості нетто – перетину зразка з тріщиною.

Характерні фото пластично деформованих смуг знятих другою відеокамерою показані на рис.5 а, б до моменту зародження тріщини і після її появи до заданої глибини відповідно.



а) б)

Рис. 5. Загальний вигляд зразка-балки: а) без тріщини на дні концентратора; б) з тріщиною на дні концентратора поширеною на глибину 5 мм в після циклічного деформування (режим деформування N=75тис.циклів/хв, $Q_{зг}$ =800кг)

Що стосується кінетики появи пластичних смуг спереду фронту дна концентратора, то вона є такою. У продовж циклічного деформування балки за певний час на боковій поверхні спереду фронту концентратора спостерігається область пластичної зони з матовою поверхнею у формі смуг (ізоклин) з кутом розгалуження близько 70-72º при вершині дна концентратора. Потім проходить їх ріст до критичної величини з подальшим поступовим зникненням і, на їх місці, появою тріщини, глибина якої практично рівна товщині ізоклини. В часі цей процес можна пояснити таким чином: до моменту зародження тріщини, в кінчику концентратора наклепується матеріал, а з моменту зародження мікротріщини- розклепується (розрихлюється) матеріал з поступовим її переростанням у макротріщину в процесі ударно-втомного деформування. Потім цей процес повторюється за такою ж аналогією.

Висновок. Розроблено нову методику дослідження міцності конструкційних матеріалів з записом діаграми руйнування для найбільш небезпечного ударно-втомного віднульового циклічного деформування балкового зразка згином на консолі, защемленого біля концентратора. Методика реєструє зусилля навантаження під час ударно-втомного деформування балки, де по записаній діаграмі дозволяє визначати періоди зародження і поширення тріщини, а також візуально спостерігати за формуванням і ростом пластичних смуг спереду фронту такої тріщини.

Література

1. Дегтярев В.А. Установка типа ДСО для испытаний на усталость при повторном ударном и гармоническом нагружении с различной асиметрией цикла // Проблемы прочности.-1982.-№10.-С.110-113.
2. Силкин Е.А., Засова А.Ф. Експлуатация коира ДСВО-150 для исследования металлов на многократный удар. Вкн.: Новые машины и приборы для испытаний металлов. М.: Металлургиздат, 1963. – С. 66-69.
3. Шульгинов Б.С., Дегтяров В.А. Установка для испитаний материалов и их сварных соединений на усталость при многоцикловом ударном нагружении // Проблемы прочности. - 1998. - №3. – С. 141-146.
4. Шульгинов Б.С., Дегтяров В.А., Матвеев В.В. О предельных напряжениях цикла сварных соединений с высокими остаточными напряжениями // Проблемы прочности.- 1984. - №3. – С. 58-61.
5. Караїм В.С., Когут М.С. Установка для ударно-втомних випробувань балкових зразків згином на консолі // Вісник Національного університету “Львівська політехніка” “Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні”, Вип. 422. – 2001. - С. 56-61.

ВПЛИВ МОДИФІКОВАНОГО ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ДЕТАЛЕЙ ПРИ ФРИКЦІЙНОМУ ЗМІЦНЕННІ НА МАЛОЦИКЛОВУ ВТОМУ СТАЛЕЙ

І.В. Гурей[1], В.Гжесік[2]

INFLUENCE OF THE MODIFIED SURFACE LAYER OF PARTS SUBJECTED TO FRICTION HARDENING ON THE LOW-CYCLE FATIGUE OF STEELS

I. Hurey, W. Gzesik

[1]Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна
[2]Політехніка Опольська, Польща

Abstract. The friction hardening of steel 20, 45 and 65Г essentially increases the resistance at small cycle fatigue failure when conducting research both in the air and in the corrosion environment (3% water solution of *NaCl* and also with cathode polarization). The durability increases about 2.5 times at low amplitudes of deformation (ε = 0.7% and less).

Надійність машин відображає властивість зберігати необхідні якісні показники протягом всього періоду її експлуатації. Вона залежить від конструкції машини, застосовуваних матеріалів, якості виготовлення деталей і складання вузлів, способів контролю, умов і режимів роботи. Для збереження експлуатаційних характеристик деталей машин необхідно мати чітке представлення про причини і джерела їх зниження і на основі цієї інформації створювати нові системи і технологічні процеси, які забезпечують на протязі певного періоду необхідні експлуатаційні характеристики деталей.

Руйнування від втоми є одним із самих небезпечних видів руйнування деталей машин в експлуатації. Тріщина при знакозмінних навантаженнях зароджується, як правило, із поверхні або у поверхневих шарах. При втомних навантаженнях превалюючий вплив має стан поверхневого шару металу [1]. Поверхневе зміцнення є сприятливим технологічним методом для деталей, які можуть працювати в умовах втомного руйнування.

Часто деталі машин і елементи конструкцій зазнають впливу циклічних низькочастотних навантажень, які перевищують границю текучості матеріалу. Цей вид руйнування супроводжується накопичуванням великих пластичних деформацій. Характер цього накопичування залежить від багатьох факторів. До важливіших з них слід віднести фізико-механічні властивості металу і вид навантаження. У зв'язку з цим не всі методи обробки і зміцнення в одинаковій мірі придатні для підвищення довговічності деталей при малоцикловій втомі, особливо при експлуатації в різних корозійних середовищах. Виникає питання, як буде впливати на опір малоцикловому втомному руйнуванню фрикційне зміцнення сталі, яке різко змінює структурно-напружений стан поверхневого шару металу.

Фрикційне зміцнення відноситься до методів поверхневої обробки із застосуванням висококонцентрованих потоків енергії. Такий потік енергії створюється за рахунок тертя зміцнювального інструмента-диска по оброблюваній деталі, при цьому відбувається одночасне швидкісне зсувне деформування. Швидкість нагріву досягає 10^5-10^6 К/с. За дуже короткий час нагріву поверхневі шари металу нагріваються до температур вище точки фазових перетворень (вище точки A_{c3}). Охолодження поверхневого шару відбувається з великими швидкостями за рахунок тепловідводу в глибину металу. У результаті такого охолодження фіксується стан, при якому із твердого розчину ще не встигають виділитися окремі фази або це виділення не встигло

повністю завершитися. Вміст вуглецю в мартенситі значно більший концентрації, яка відповідає точці мартенситного перетворення [1, 2]. При цьому в поверхневому шарі деталей машин формується специфічний структурно-напружений стан металу – білий шар. Структура білого шару представляє собою високодисперсний мартенсит, залишковий аустеніт і дуже дисперсні карбіди [3].

Дослідження опору малоцикловому втомному руйнуванню проводили на плоских зразках розміром 2,5×12×55 мм зі сталі 20 у нормалізованому стані, сталі 45 у загартованому і низьковідпущеному стані та сталі 65Г у загартованому і середньовідпущеному стані чистим згином при жорсткому навантаженні з частотою 0,83 Гц за методикою [4] як на повітрі, так і в 3 %-ному водяному розчині *NaCl*, а також при катодній поляризації.

Робоча частина зразків була зміцнена фрикційною обробкою з застосуванням як технологічне середовище мінерального мастила (ММ) та насиченого водяного розчину мінеральних солей на основі хлоридів магнію і кальцію (ВРМС). Для порівняння використовували незміцнені зразки, тільки шліфовані електрокорундовим кругом. Шорсткість робочих поверхонь складала R_a = 0,32-0,50 мкм після фрикційного зміцнення та R_a = 0,50-0,63 мкм – після електрокорундового шліфування.

Металографічні дослідження показали, що після фрикційного зміцнення у поверхневих шарах металу формується рівномірний, якісний білий шар. Так, на нормалізованій сталі 20 товщина зміцненого шару становила 20-30 мкм при фрикційному зміцненні з використанням як технологічне середовище мінерального мастила і 90-100 мкм – у ВРМС. На сталі 45 у загартованому і низьковідпущеному стані товщина білого шару становила 130-150 мкм після зміцнення з використанням мінерального мастила та 200-220 мкм – у ВРМС. Товщина білого шару, отриманого на загартованій і середньовідпущеній сталі 65Г становила 170-190 мкм. Мікротвердість зміцненого шару була у 1,8-2,2 рази більшою у порівнянні з основною структурою металу.

Під зміцненим шаром розташована зона підвищеної травимості (пониженої твердості), яка утворюється в результаті відпуску підповерхневого шару металу. У цьому шарі металу градієнт концентрації енергії різко падає та відбувається нагрів до температур нижче точки фазових перетворень. Внаслідок цього проходить місцевий високий відпуск попередньо загартованого і низьковідпущеного металу. При фрикційному зміцненні незагартованого металу (після відпалу, нормалізації) зона підвищеної травимості не спостерігається.

Вплив пластичного деформування на формування білих шарів проявляється у зміні мікроструктури мартенситу. Імпульсна пластична деформація в області аустенізації приводить до подрібнення зерен аустеніту. Кристали мартенситу, що утворюються з такого деформованого аустеніту, значно меншої величини, аніж при звичайному гартуванні, а кількість мартенситу збільшується не за рахунок збільшення величини кристалів, а за рахунок збільшення їх кількості. Цим можна пояснити високу дисперсність білих шарів. Неоднорідність аустеніту призводить також до концентрації неоднорідного мартенситу білих шарів. Імпульсні тиски, впливають як на процес аустенізації, так і на мартенситне перетворення.

Досліди показали, що при високих амплітудах деформації електрокорундове шліфування забезпечує більш високу довговічність, ніж після фрикційного зміцнення у мінеральному мастилі, тоді як при низьких (ε = 0,7 % і нижче) зміцнені зразки довговічніші шліфованих.

Якість поверхневих шарів найбільш чітко визначають корозійні середовища. Тому нами були проведені випробування на малоциклову втому також у 3 %-ному розчині *NaCl* і у цьому ж середовищі з катодною поляризацією. Досліди показали, що характер залежності малоциклової втоми такий самий, як і при випробуваннях на повітрі, але відрізняється кількісно.

Фрикційне зміцнення з використанням ВРМС сталі 20 суттєво підвищує опір малоцикловому втомному руйнуванню як на повітрі, так і в 3 %-ному водяному розчині *NaCl* (рис. 1). Підвищення працездатності спостерігається як при низьких так і високих деформаціях і складає біля 2,4 разів при дослідженні на повітрі і 2,5 разів – у 3 %-ному розчині *NaCl*. Фрикційне зміцнення з використанням мінерального мастила практично не впливає на опір малоцикловому втомному руйнуванню сталі 20. При фрикційному зміцненні сталі 20 з використанням мінерального мастила отримується тонкий білий шар (20-30 мкм), який практично не впливає на опір малоцикловому втомному руйнуванню.

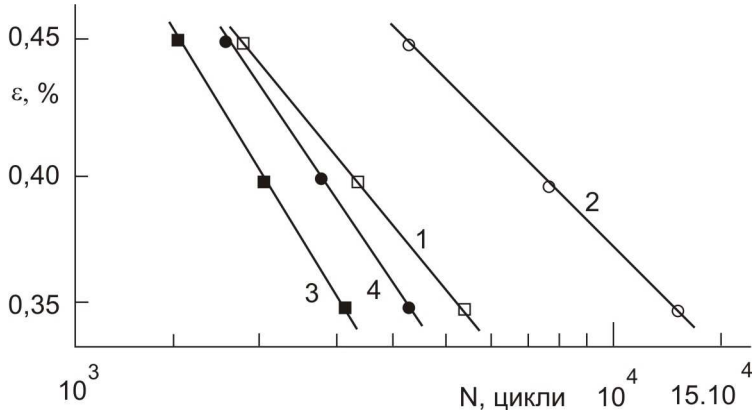


Рис. 1. Криві малоциклової втоми зразків зі сталі 20 (нормалізація) при дослідженні на повітрі (1, 2) і у 3 %-ному розчині *NaCl*; (3, 4): 1, 3 – вихідні; 2, 4 – фрикційне зміцнення з ВРМС.

Інша картина спостерігається при дослідженні сталі 45 у загартованому і низьковідпущеному стані (рис. 2). Фрикційне зміцнення цієї сталі з використанням мінерального мастила суттєво підвищує опір малоцикловому втомному руйнуванню при низьких деформаціях, при високих же, навпаки, понижує його. Зміцнення з використанням ВРМС підвищує опір малоцикловому втомному руйнуванню як при низьких так і високих деформаціях. При дослідженні на повітрі збільшення опору руйнуванню досягає 1,4 разів, а у 3 %-ному розчині *NaCl* – 2,4 разів у порівнянні з незміцненими зразками. При низьких деформаціях крім пластичності і в'язкості підкладки позитивний вплив на довговічність зразків мають залишкові напруження стиску.

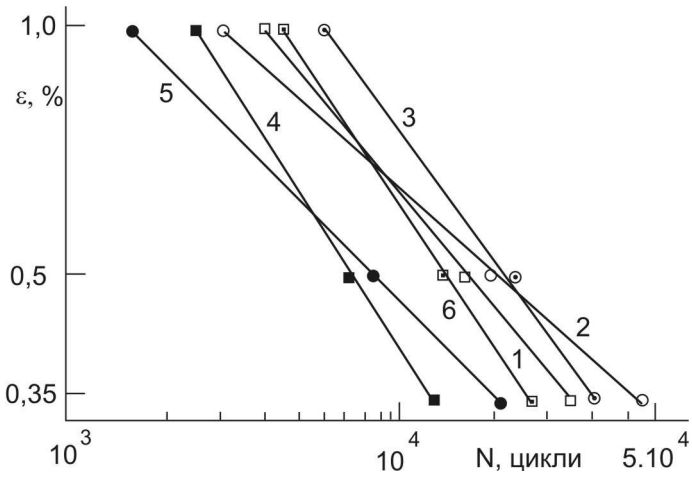


Рис. 2. Криві малоциклової втоми зразків зі сталі 45 (гартування і низький відпуск) при дослідженні на повітрі (1, 2, 3) і у 3 %-ному розчині *NaCl* ; (4, 5, 6): 1, 4 – вихідні; 2, 5 – фрикційне зміцнення з ММ; 3, 6 – фрикційне зміцнення з ВРМС.

При фрикційному зміцненні з використанням як технологічне середовище ВРМС, у поверхневих шарах зразків створюється не тільки зміцнений шар більшої товщини, аніж з використанням мінерального мастила, але і більшої товщини деформована зона з пониженою мікротвердістю. Вона є буферною прокладкою та сповільнює процес накопичування втомних пошкоджень. Крім цього, у першому випадку залишкові напруження стиску більші по величині і глибині залягання. Шорсткість зміцненої поверхні краща після фрикційного зміцнення з використанням ВРМС у порівнянні зі зміцненням з використанням мінерального мастила.

При катодній поляризації відбувається інтенсивне наводнювання металу і, недивлячись на повний його захист від корозії, спостерігається різке зниження довговічності як вихідних, так і фрикційно зміцнених зразків, виготовлених з загартованої і середньовідпущеної сталі 65Г, у порівнянні з довговічністю на повітрі (рис. 3). Таке різке зниження довговічності пояснюється адсорбційним зниженням міцності середовищем і окрихченням сталі воднем, який виділяється при катодній поляризації. У цьому випадку фрикційне зміцнення не так сильно як на повітрі, понижує довговічність зразків при високих амплітудах деформації і більш помітно збільшує кількість циклів до руйнування при низьких деформаціях у корозійному і у наводненому середовищах. Відсутність підвищення довговічності після фрикційного зміцнення при високих деформаціях в усіх середовищах пояснюється різною пластичністю поверхневих шарів вихідних і зміцнених зразків. Хоча білий шар має більш високу пластичність, ніж мартенсит звичайного гартування, все ж він менш пластичний, ніж серцевина після гартування та середнього відпуску і тому першим приймає на себе навантаження, а отже, першим руйнується. Ситуація змінюється при низьких деформаціях, особливо у наводненому середовищі, де відбувається зміцнення серцевини в результаті деформаційного старіння і дії водню [5]. При випробуванні у повітрі зразків після фрикційного зміцнення довговічність підвищується внаслідок деформаційного старіння. Крім цього, при низьких деформаціях позитивний вплив на довговічність зразків в усіх розглядуваних випадках виявляють залишкові напруження стиску, що виникають при фрикційному зміцненні, які при високих деформаціях релаксують значно швидше, ніж при низьких. Наявність залишкових напружень стиску також зменшує оклюзію водню в металі, що є причиною підвищення довговічності зміцненої сталі в розглядуваних середовищах.

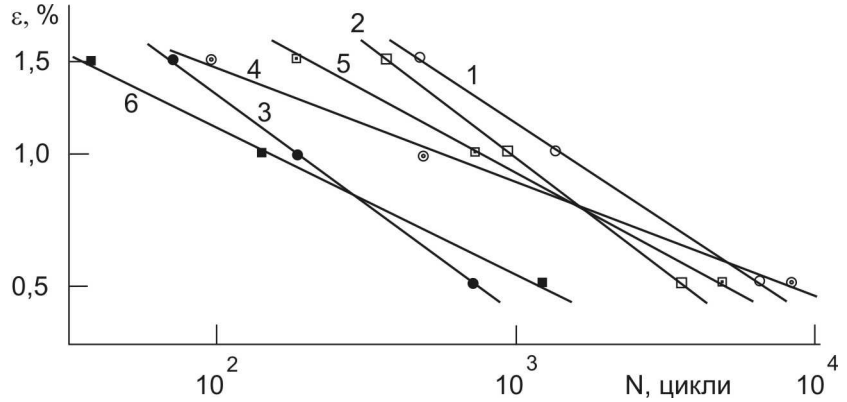


Рис. 3. Криві малоциклової втоми зразків зі сталі 65Г (гартування і середній відпуск): 1, 2, 3 – вихідні; 4, 5, 6 – фрикційне зміцнення з ММ; 1, 4 – на повітрі; 2, 5 – у 3 %-ному розчині *NaCl*; 3, 6 – у 3 %-ному розчині *NaCl* з катодною поляризацією.

Аналіз фрактограм поверхні зломів зразків після втомних випробувань у повітрі при $\varepsilon = 0{,}5$ % показав, що досліджувані сталі як в зміцненому, так і у вихідному стані руйнується інтеркристалітно після досягнення тріщинами критичного розміру (рис. 4*а*).

Для зони зародження і початкового розвитку тріщини характерна наявність дрібнодисперсних чашкоподібних утворень (рис. 4*б*), які виникли в результаті коалесценції мікропор. Глибина цієї зони у вихідному зразки досягає 80-100 мкм. У зміцнених зразках глибина втомної зони у 3-3,5 рази більша і становить 300-350 мкм, що дещо перевищує товщину білого шару. Звертає на себе увагу неоднорідність зони зародження і початкового розповсюдження тріщини у білому шарі. Її перетинають різні за величиною ділянки витяжки (рис. 4*в*). Розміри чашок в областях, що прилягають до витяжок, як правило мають дещо збільшені розміри (рис. 4*д*). На деяких ділянках витяжок спостерігаються явно виражені субструктурні фігури (рис. 4*д*).

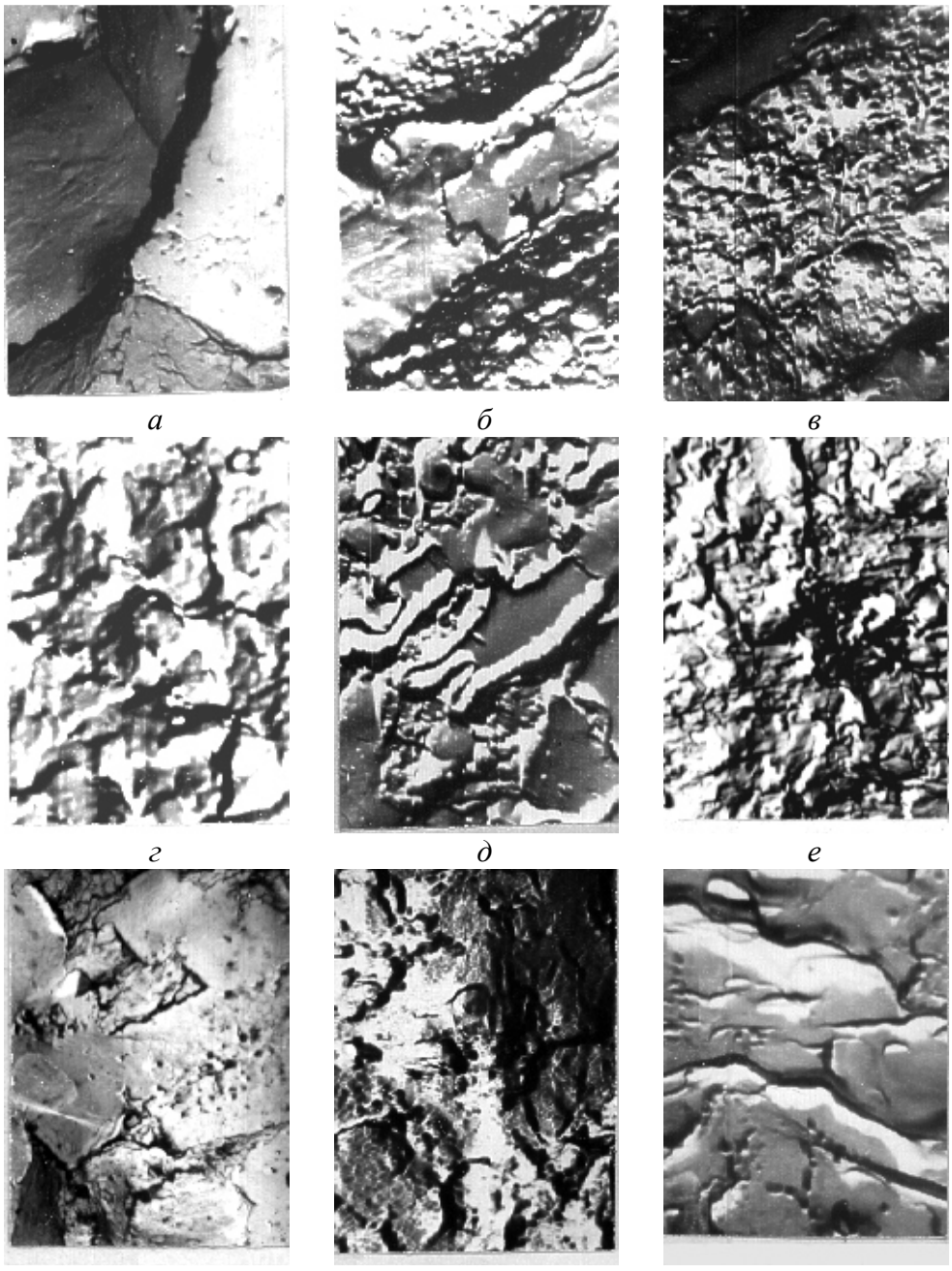


Рис. 4. Фрактографія зломів зразків після малоциклової втоми на повітрі (*а-е*) і у 3 %-ному розчині *NaCl* з катодною поляризацією (*є-з*): *а* - інтеркристалітне руйнування в зоні долому; *б, в* - білий шар, зони витяжки в зоні початкового розвитку тріщини; *г* - чашкові утворення біля ділянок витягування у білому шарі; *д* - субструктурні фігури на ділянках витягування у білому шарі; *е* - зона початкового росту тріщини у вихідному зразку; *є* - трансінтеркристалітне руйнування вихідних зразків у початковий період; *ж* - зразки з білим шаром; *з* - безструктурні ділянки білого шару. (*а-е* – ×3000, *є* – ×5000; *ж*, *з* – ×13400)

Перехід від в'язкого транскристалітного руйнування в зоні зародження тріщини до крихкого інтеркристалітного в зоні долому здійснюється різко, без проміжних стадій, після досягнення тріщиною критичного розміру. Збільшення зони зародження і початку розвитку тріщини у зміцненому металі у порівнянні з її розмірами у вихідному, обумовлено виникненням ділянок витяжки. Виходячи з субструктурної будови витяжок, вони можуть грати роль бар'єрних ділянок, які забезпечують підвищений рівень в'язкості руйнування [1]. Збільшення чашок, які прилягають до витяжок, також вказує на ріст в'язкості руйнування (K_{1c}). Неоднорідність цієї зони у відомій мірі свідчить про зміну механізму зародження і розвитку втомної тріщини у білому шарі, про дискретрість її розповсюдження. Усе це є основною причиною підвищення довговічності зразків з білим шаром при низьких амплітудах деформацій (ε = 0,5 %) і жорсткому навантаженні.

У вихідних зразках, які досліджували у 3 %-ному розчині *NaCl* з катодною поляризацією при тих же деформаціях, відсутня зона в'язкого розповсюдження тріщини. У початковий період тріщина розповсюджується за змішаним мікромеханізмом (трансінтеркристалітному), а далі, як і в повітрі, інтеркристалітно (рис. 4*е*). У зразках, зміцнених фрикційною обробкою, зберігаються ділянки в'язкого руйнування (рис. 4*ж*). На гладких ділянках білого шару спостерігаються фрагменти сітчатої структури (рис. 4*з*), властиві поверхні руйнування високо- і середньоміцних сталей у корозійних середовищах. При дослідженнях у 3 %-ному розчині *NaCl* суттєвих відмінностей у мікромеханізмі руйнуванні зразків з білим шаром і без нього при ε = 0,5% виявити не вдалося.

Отже, з наведених досліджень можна зробити висновок, що фрикційна обробка суттєво підвищує довговічність при малоцикловому руйнуванні як на повітрі, так і в корозійних середовищах. На опір малоцикловій втомі впливає технологічне середовище, яке використовується при фрикційному зміцненні. Так, при використання мінерального мастила при фрикційному зміцненні довговічність зміцнених зразків більша лише при деформаціях ε = 0,7 % і нижче. При використанні як технологічне середовище ВРМС фрикційне зміцнення підвищує довговічність як і при низьких так і високих деформаціях. Підвищення довговічності більше при дослідженнях у корозійному середовищі, ніж на повітрі і становить 2,5 та 1,4 разів відповідно.

Література

1. Романив О.Н., Никифорчин Г.Н. Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. – М.: Машиностроение, 1986. – 294 с.
2. Бабей Ю.И. Физические основы импульсного упрочнения стали и чугуна. – Киев: Наук. думка, 1988. – 240 с.
3. Гриднев В.А., Трефилов В.И. Фазовые и структурные превращения и метастабильное состояние в металлах. – Киев: Наук. думка, 1988. – 264 с.
4. Пашечко М.І., Гурей І.В. Вплив хімічного складу сталей на параметри поверхневого шару при фрикційному зміцненні // Металознавство та обробка металів. – 1999. - № 4. – С. 19-23.
5. Малоцикловая усталость стали в рабочих средах /Г.В.Карпенко, К.Б.Кацов, И.В.Кокотайло и др. – Киев: Наук. думка, 1977. – 111 с.
6. Ткачев В.И., Холодный В.И., Левина И.Н. Работоспособность сталей и сплавов в среде водорода. – Львов : Вертикаль, 1999. – 255 с.

ОЦІНКА ОПІРНОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ВТОМНОМУ РУЙНУВАННЮ ЗА СКЛАДНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

Я.Л. Іваницький, П.С. Кунь

EVALUATION OF STRUCTURAL MATERIAL RESISTANCE TO FATIGUE FRACTURE UNDER COMPLEX LOADING

Ya. L. Ivanytskyi, P.S. Kun'

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, Львів

Abstract A task of fatigue crack growth during simultaneous realization of three macromechanisms of destruction is considered. On the basis of energy approach the formula for determination of crack growth rate is offered. The calculations values are compared with experimental data.

Дослідження процесу втомного руйнування конструкційних матеріалів належать до важливих проблем руйнування та міцності матеріалів, оскільки це є головною причиною виходу з ладу як окремих деталей вузлів, так і аварій на великих промислових об'єктах. Вивчення закономірностей втомного руйнування матеріалів, а також встановлення методів оцінки надійності та довговічності елементів конструкцій під дією циклічного навантаження знаходяться в центрі уваги дослідників впродовж останніх десятиріч [1-3].

У даний час в науковій літературі детально проаналізовано процеси росту втомних тріщин нормального відриву [2]. Водночас відомостей про кінетику тріщини поперечного і поздовжнього зсувів є недостатньо. В реальних умовах складного навантаження втомне руйнування елементів конструкцій відбувається за умов одночасної реалізації згаданих трьох макромеханізмів руйнування. Єдиної теорії для вивчення такого явища ще не розроблено , хоча вже відомі результати експериментальних досліджень [4,5] про взаємовплив макромеханізмів руйнування на кінетику поширення втомної тріщини.

Основні наявні результати з цієї проблеми стосуються експериментальної побудови кінетичних діаграм втомного руйнування за умов реалізації різних механізмів поширення тріщини, що зумовлено певним співвідношенням коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН): K_I і K_{II}; K_I і K_{III}. При цьому швидкість росту тріщини dl/dN представляють як функцію від розмаху лише одного параметра КІН, найчастіше – ΔK_I, а наявність іншого коефіцієнта враховують як додатковий фактор.

Існуючі теоретичні моделі поширення втомних тріщин в основному базуються на реалізації лише механізму нормального відриву, що не завжди справедливо для випадків складного напружено-деформованого стану біля вершини тріщини.

Найбільш універсальним для опису протікання фізичних процесів, зокрема для втомного руйнування у випадку трьохвісного навантаження, вважається енергетичний підхід. Виходячи з цього, в роботі побудовано енергетичну модель втомного поширення тріщини за складного навантаження і одночасній реалізації всіх трьох макромеханізмів руйнування. В основу моделі покладено перший закон термодинаміки для елементарного акту поширення втомної тріщини, а також узагальнену δ_c - модель [6, 7].

Розглянемо пружно-пластичне тіло (рис. 1), яке послаблене плоскою макротріщиною і піддане дії циклічних навантажень. Вважаємо, що тріщина поширюється в одній площині, а біля її контура L реалізується складний напружено-деформований стан, який характеризується коефіцієнтами інтенсивності напружень

K_I, K_{II}, K_{III}. Задача полягає у встановленні співвідношення між швидкістю підростання втомної тріщини та силовими параметрами $K_i\,(i = I, II, III)$.

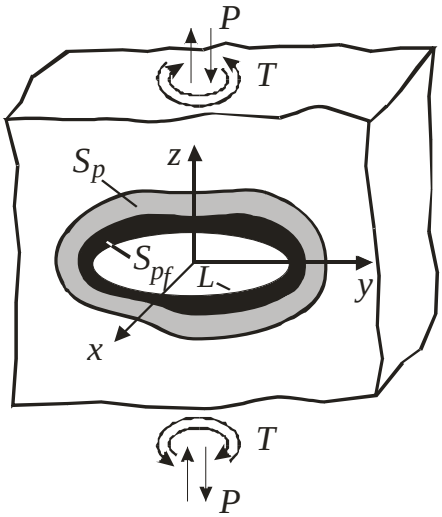


Рис. 1. Схема навантаження нескінченного тіла з плоскою тріщиною.

Розв'язок задачі здійснюємо на основі енергетичного принципу, згідно якого при підростанні тріщини за N циклів навантаження має зберігатися енергетичний баланс

$$A + Q = \Omega + K_e + \Gamma, \tag{1}$$

де A – робота виконана зовнішніми силами за N циклів навантаження; Q – величина тепла, підведеного до тіла в процесі циклічного навантаження; Ω – величина енергії, нагромаджена в твердому тілі за рахунок його деформації за N циклів навантаження; K_e – кінетична енергія тіла; Γ – робота, затрачена на збільшення поверхні тріщини на величину S.

Диференціюючи рівняння (1) по параметру кількості циклів N, отримаємо умову енергетичного балансу швидкостей зміни величин при циклічному навантаженні тіла, тобто

$$\frac{\partial A}{\partial N} + \frac{\partial Q}{\partial N} = \frac{\partial \Omega}{\partial N} + \frac{\partial \Gamma}{\partial N} + \frac{\partial K_e}{\partial N}. \tag{2}$$

Враховуючи далі те, що величина теплообміну та кінетична енергія деформівного тіла незначні у порівнянні з іншими енергетичними величинами і тому ними можна знехтувати, рівняння (2) набуває вигляду

$$\frac{\partial A}{\partial N} = \frac{\partial \Omega}{\partial N} + \frac{\partial \Gamma}{\partial N}. \tag{3}$$

В такому випадку дисипація енергії пластичних деформацій у зоні передруйнування, що витрачається на утворення нової поверхні втомної тріщини, дорівнює $(A - \Omega)$. Запишемо її у вигляді наступних складових:

$$A - \Omega = \Omega_f + \Omega_S + \Omega_0, \tag{4}$$

де Ω_f – енергія, зумовлена циклічним деформуванням тіла; Ω_S – статична складова енергії, що змінюється з ростом тріщини; Ω_0 – енергія пластичного деформування до першого циклу втомного навантаження. Враховуючи вираз (4) , рівняння (3) можна записати у вигляді

$$\frac{\partial \Omega_f}{\partial N} = \frac{\partial(\Gamma - \Omega_S - \Omega_0)}{\partial S} \cdot \frac{\partial S}{\partial N}, \tag{5}$$

де $\frac{\partial S}{\partial N}$ – швидкість приросту величини площі S тріщини, тобто

$$\frac{\partial S}{\partial N} = \frac{\partial \Omega_f}{\partial N} \Big/ \frac{\partial(\Gamma - \Omega_S - \Omega_0)}{\partial S}. \tag{6}$$

Величина $W_f = \frac{\partial \Omega_f}{\partial N}$ є мірою дисипації енергії пластичних деформацій у циклічній пластичній зоні S_{pf} за один цикл навантаження. Значення величини W_f, яке віднесене до одиниці площі циклічної пластичної зони S_{pf} і позначене через W_f^*, графічно представлено на рис. 2 як роботу, що затрачена на циклічне пластичне деформування в межах від мінімального значення деформації за цикл (ε_{min}) до відповідного максимального значення цієї деформації (ε_{max}).

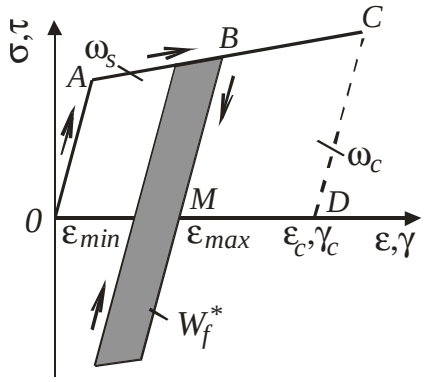


Рис. 2. Діаграма циклічного розтягу-зсуву елементарного об'єму матеріалу в зоні передруйнування.

За умов відсутності попередніх пластичних деформацій тіла (до початку циклічного навантаження) $\Omega_0 = 0$ і рівняння (6) набуває вигляду

$$\frac{\partial S}{\partial N} = \frac{W_f}{\omega_C - \omega_S}, \tag{7}$$

де $\omega_S = \frac{\partial \Omega_S}{\partial S}$ – питома енергія статичної складової пластичних деформацій першого циклу навантаження, яка характеризується площею трапеції *OABM*; $\omega_C = \frac{\partial \Gamma}{\partial S}$ – питома поверхнева енергія руйнування, яка визначається площею під діаграмою розтягу (трапеція *OACD*) на всьому проміжку від 0 до критичного значення деформації.

За зовнішніми ознаками рівняння (7) нагадує формулу для визначення швидкості росту тріщини нормального відриву, однак в даному випадку одночасної дії трьох механізмів руйнування її параметри мають більш узагальнений характер. Зокрема повна енергія циклічних деформацій запишеться так

$$W_f = W_{If} + W_{IIf} + W_{IIIf}. \tag{8}$$

При цьому

$$W_{if} = 2 \iint\limits_{S_{ipf}} \sigma_i \cdot \Delta\delta_i(x,y)dxdy, \tag{9}$$

де σ_i – значення напружень границь текучості матеріалу при відповідному навантаженні (розтязі чи зсувах),

$$\sigma_i = \begin{cases} \sigma_0, & i = I \\ \tau_{01}, & i = II \\ \tau_{02}, & i = III \end{cases}; \tag{10}$$

а розмах переміщень у зоні циклічних деформацій визначається за формулою

$$\Delta\delta_i(x,y) = \delta_{i\,max}(x,y) - \delta_{i\,min}(x,y) \quad (i = I, II, III). \tag{11}$$

Аналогічно вирази для питомої статичної енергії мають наступний вигляд

$$\omega_s = \omega_{Is} + \omega_{IIs} + \omega_{IIIs}, \tag{12}$$

де

$$\omega_{is} = D_{ip}^{-1} \iint\limits_{S_{ip}} \sigma_i \cdot \delta_{i\,max}(x,y)dxdy. \tag{13}$$

Величини D_{ip} характеризують відповідні розміри (площі) областей статичних деформацій навколо контура втомної тріщини.

Слід зауважити, що логічним результатом одночасної дії трьох макромеханізмів руйнування є рівність областей пластичних деформацій. Це стосується і статичних, і циклічних пластичних зон. Тобто

$$S_{Ipf} = S_{IIpf} = S_{IIIpf} = S_{pf}, \tag{14}$$

$$S_{Ip} = S_{IIp} = S_{IIIp} = S_p. \tag{15}$$

Таким чином, отримані рівняння (7) – (15) разом із початковими умовами складають математичну модель втомного поширення тріщини за складного навантаження і одночасної реалізації трьох макромеханізмів руйнування.

При застосуванні рівняння (7) для подальшого дослідження ресурсу реального фізичного тіла з тріщиною при складному навантаженні необхідно для кожного конкретного випадку формально деталізувати параметри, які для загального випадку визначені співвідношеннями (8) – (15).

Для прикладу розглянемо випадок наскрізної прямолінійної макротріщини (рис.3) і будемо вважати, що процес деформування матеріалу біля вершини тріщини відбувається за умов складного циклічного навантаження (σ, τ_1, τ_2).

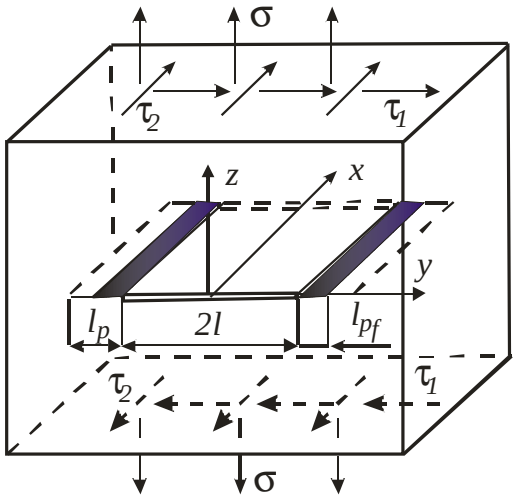


Рис.3. Схема навантаження тіла з наскрізною тріщиною.

На підставі узагальненої δ_c-моделі на випадок циклічного навантаження [8-10] визначаємо розміри статичних і циклічних пластичних зон та розподіл переміщень берегів тріщини в цих зонах. Оскільки розв'язки статичних задач для тріщини

поперечного [11] і поздовжнього [12] зсувів відносно розподілу переміщень її берегів відрізняються тільки певними множниками від подібного розв'язку для тріщини нормального відриву, то можна допустити, що реверсивно-деформаційні процеси відбуваються за однаковими законами.

Приймаємо, що матеріал тіла з тріщиною задовольняє умові пластичності Губера-Мізеса, тобто

$$\sigma_0^2 + 3(\tau_{01}^2 + \tau_{02}^2) = \sigma_{0s}^2, \tag{16}$$

де σ_{0s} є усередненим значенням між границею текучості та істинною границею міцності матеріалу при розтязі $\left(\sigma_{0s} = 0.5\left(\sigma_T + \sigma_B^i\right)\right)$. Далі, взявши до уваги умови рівності (спільності) пластичних зон (статичних і циклічних) (14) і (15), із формули (7) одержуємо співвідношення для визначення швидкості росту втомної тріщини

$$\frac{dl}{dN} = B(R)\left\{1 + 3\left[\left(\frac{K_{II\max}}{K_{I\max}}\right)^2 + \left(\frac{K_{III\max}}{K_{I\max}}\right)^2\right]\right\} \times \\ \times \frac{K_{I\max}^2}{\sigma_{0s}^2} \cdot \frac{K_{I\max}^2 + K_{II\max}^2 + K_{III\max}^2}{K_*^2 - (K_{I\max}^2 + K_{II\max}^2 + K_{III\max}^2)}. \tag{17}$$

Тут $B(R) = 3.20 \cdot 10^{-3} \cos^m\left(\frac{\pi}{2}R\right)$ – параметр, який отриманий внаслідок інтерполяції деяких відомих числових результатів [13, 14] щодо визначення розміру циклічної пластичної зони l_{pf} в залежності від R та розподілу ефективного розмаху переміщень берегів модельної тріщини в межах цієї зони; $m = 4.13$; $R = K_{i\,min} / K_{i\,max}$ – асиметрія циклу навантаження, яка є спільною при складному але пропорційному навантаженні. Характеристика опірності руйнуванню матеріалу K_* виражається через критичні значення K_{i*} для складного пропорційного навантаження за формулою

$$K_* = \sqrt{K_{I*}^2 + K_{II*}^2 + K_{III*}^2}. \tag{18}$$

Величини K_{i*} задовольняють критеріальне рівняння [6]

$$\left(\frac{K_{I*}}{K_{Ic}}\right)^4 + \left(\frac{K_{II*}}{K_{IIc}}\right)^4 + \left(\frac{K_{III*}}{K_{IIIc}}\right)^4 = 1, \tag{19}$$

де K_{ic} – критичні значення КІН відповідно при нормальному відриві ($i = I$), поперечному ($i = II$) та поздовжньому ($i = III$) зсувах.

На рис. 4 зображена поверхня граничних навантажень, що представлена рівнянням (19), та її взаємозв'язок із вектором циклічних навантажень $\overleftrightarrow{AB}$, де координати точок A і B відносяться до комбінації відповідно мінімальних і максимальних значень трьох КІН за цикл навантаження.

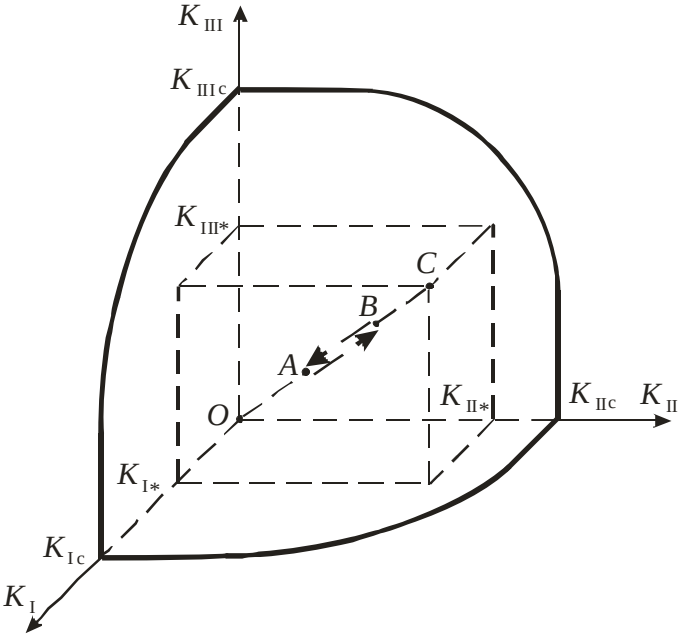


Рис.4. Схема визначення характеристики K_* за допомогою вектора циклічного навантаження та поверхні граничних навантажень

Отримане співвідношення (17) можна застосовувати для оцінки довговічності елементів конструкцій, послаблених різного роду тріщинами за умов, коли в околі контуру тріщини напружено-деформований стан характеризується коефіцієнтами K_i і при цьому $K_{I\max} \neq 0$.

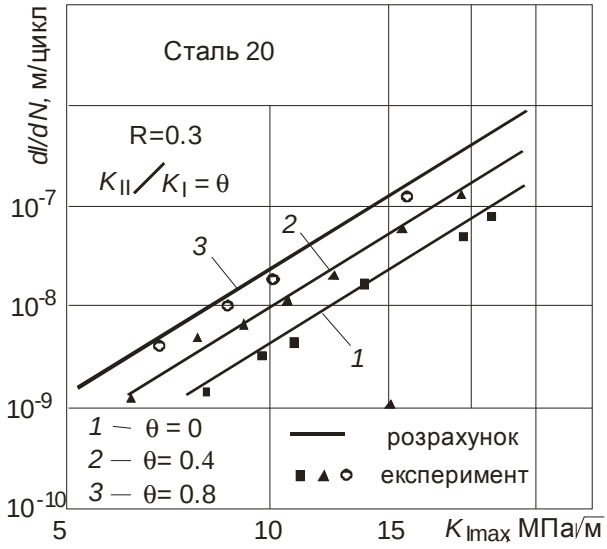


Рис.5. Співставлення розрахункових даних за формулою (17) швидкості росту втомної тріщини (прямі лінії) і експериментальних даних (точки) для сталі 20 ($\sigma_{0s} = 640\,МПа\sqrt{м}$)

Наведені на рис. 5 теоретичні, підраховані за формулою (17), і експерементальні дані [15] свідчать про задовільну їх відповідність. Складний напружений стан руйнування (I+II) матеріалу реалізовано за силовою схемою синхронного розтягу та закруту порожнинних циліндричних зразків з боковим надрізом і початково створеною втомною тріщиною.

Аналіз формули (17) показує, що при наявності механізму нормального відриву та присутність ще одного механізму руйнування (чи то поперечного зсуву, чи

поздовжнього зсуву) в однаковій мірі впливає на зміну швидкості росту втомної тріщини. Саме ця теоретична закономірність підтверджена експериментальними результатами [15].

Висновки

Запропоновано розрахункову модель втомного поширення тріщини за умов складного навантаження, тобто коли можлива одночасна реалізація трьох макромеханізмів руйнування (нормальний відрив, поперечний і поздовжній зсуви). На основі енергетичного підходу одержано аналітичну залежність для визначення швидкості росту втомної тріщини у такому випадку. Показано добру кореляцію між розрахунковими та експериментальними даними для сталі 20.

Література

1. Вибрані праці (1991-2001)/ Панасюк В.В.; НАН України. Фіз.- мех. інститут ім.Г.В.Карпенка. – Львів, 2001. – 764 с.
2. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пос. в 4-х т. –Т.4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О. Н. Романив, С.Я. Ярема, Г. Н. Никифорчин и др. –К.: Наук. думка, 1990. –680 с.
3. Схійве Й. Втома конструкцій і матеріалів у 20-му столітті: сучасний стан // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003.– №3.– С. 7-27.
4. Ramulu M. and Kobayashi A.S. Numerical and experemental study of mixed mode fatigue crack propagation.// Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures. Carpinteri A. (Ed.) - Elsevier Science B.V., Amsterdam, 1994. – P.1073-1123.
5. Pook L.P.. Mixed mode fatigue crack // Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures. Carpinteri A. (Ed.) - Elsevier Science B.V., Amsterdam, 1994. – P.1027-1171.
6. Панасюк В. В., Іваницький Я. Л., Андрейків А. О. Методи оцінки циклічної тріщиностійкості матеріалів при реалізації змішаних макромеханізмів руйнування // Оцінка і обгрунтування продовження ресурсу елементів конструкцій: Пр. Міжн. конф. 6-9 червня 2000 р. – К: Нац. АНУ. – С. 45-52.
7. Andreykiv O. Ye., Ivanytskiy Ya. L., Panasyuk V. V. Cyclic crack growth resistance of materials with mixed-mode macromechanisms of fracture// Proc 8th Conf. Mech. Behavior Mat. (ICM 8). – Victoria: Flaming Printing Ltd., 1999. – V. 1. – P. 398-403.
8. Budiansky B, Hutchinson Y.W. Analysis of closure in fatigue crack growth // J. Appl. Mech. – 1978. -**45**. -P. 267-276.
9. Wang G.S., Blom A.F. A strip model for fatigue crack prediction under general load conditions. – Eng. Fract. Mech., 1991. -**40**. –P. 507–533.
10. Panasyuk, V.V., Andreykiv, O.Ye., Darchuk, O.I. and Kun. P.S. Analysis of short and long fatigue cracks growth kinetics under non-regular loading// Structural integrity: experiments, models and applications. -Proc. 10th European Conf. on Fracture. -EMAS, 1994. - Pp. 1271-1276.
11. Becker W. and Gross D. About the Dugdale crack under mixed mode loading// Int. J. of Fract. – 1988.–**37**, №3.–P. 163-170.
12. Витвицкий П.М., Кривень В.А. Развитие слоевидных пластических зон при продольном сдвиге тел с периодической системой трещин.– Физ.- хим. механика материалов. – 1977. – С. 77-82.
13. Дарчук О.І., Кунь П.С. Розрахунок впливу асиметрії навантаження на швидкість росту втомних тріщин // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій. – Львів: Каменяр, 2000.- С. 80-87.
14. Кунь П. Реверсивно-деформаційна модель втомного поширення тріщин в пружно-пластичних тілах. // Машинознавство.– 2001.– С. 42-45.
15. Іваницький Я. Л. Методи оцінки тріщиностійкості конструкційних матеріалів за умов складного навантаження: Автореф. дис. ... докт. техн. наук.– Львів, 2005.–42 с.

НИЗЬКОЧАСТОТНА ВТОМА ТА КОРОЗІЙНА ВТОМА ПІДЗЕМНИХ МАГІСТРАЛЬНИХ ТРУБОПРОВОДІВ

Є.І. Крижанівський, Л.Я. Побережний

LOW-FREQUENCY AND CORROSION FATIGUE OF BURIED MAIN PIPELINES

Ye.I. Kryzhanivsky, L.Ya. Poberezhny

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, Україна

Abstract The deformation behavior of pipeline's steel is studied at step-by-step static and low frequency cyclic loading in air and chloride environment. The complete curve of fatigue and curve of corrosion fatigue is built, which will enable it is better to forecast a resource and remaining resource of main pipelines work.

Світовий досвід проектування, будівництва та експлуатації підземних магістральних трубопроводів показав, що такі достатньо складні інженерні споруди можуть успішно створюватися та удосконалюватися лише при всебічному вивченні умов їх роботи та проведенні наукового пошуку, зокрема, досліджень, що стосуються глобальної проблеми міцності матеріалу трубопроводу в робочих (технологічних) середовищах. Енергетична незалежність України – один із пріоритетів розвитку її нафтогазового комплексу. Досягнення її неможливе без зменшення втрат енергоносіїв на транспортування. Одна із основних причин таких втрат – вихід з ладу трубопроводів через корозійні та корозійно-втомні ураження. Найнебезпечнішим є синергічний вплив циклічного навантаження та корозійно-активного середовища. З втомними та корозійно втомними руйнуваннями пов'язано більш як 70% всіх відмов трубопроводів. Однак донедавна втомні випробовування переважно проводили при частотах навантаження, які не відповідають експлуатаційним. Нами вперше було запропоновано визначати основні характеристики опору втомі та корозійній втомі при низькочастотному навантаженні, з метою моделювання реальних умов експлуатації трубопроводу.

Дослідження проводили на комп'ютеризованому лабораторному комплексі, який складається з установки МВ-1К, лабораторного комп'ютера, аналого-цифрового перетворювача на базі мікросхеми AD 7714 фірми Analog Devices, пристрою для сканування поверхонь та металографічного мікроскопу Cole-Parmer A48405-25 за розробленою нами методикою [1].

Використовували гладкі циліндричні зразки (рис.1) виготовлені із заготовок, вирізаних зі стінки труби з довжиною робочої частини 50 мм. Матеріал труби – сталь 17Г1СУ.

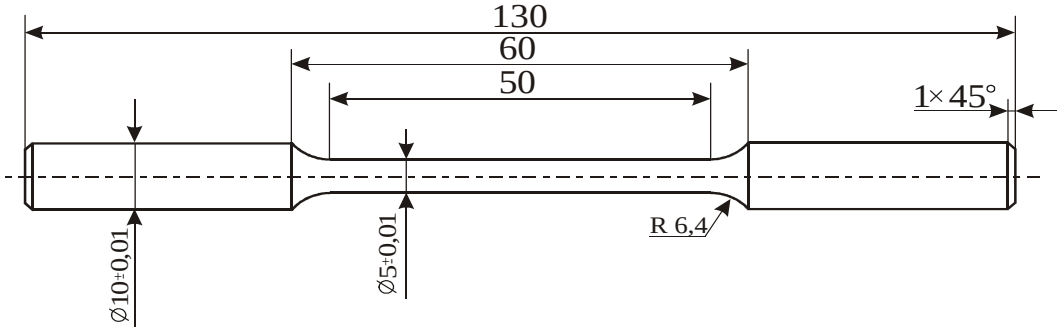


Рис. 1. Зразки для випробовувань на установці МВ-1К

Дослідження проводили у два етапи.

На першому етапі вивчали поведінку сталі трубопроводу при статичному ступінчастому навантаженні При збільшенні навантаження на один ступінь приріст номінального напруження постійно складав $\Delta\sigma$ = 20 МПа, а час витримки зразка під навантаженням Δt = 20 с. Такий режим навантаження дає змогу врахувати відставання деформації від напруження в часі і поглиблено вивчити деформаційну поведінку матеріалу трубопроводу. За результатами статичних випробовувань побудовано діаграму згину (рис. 2).

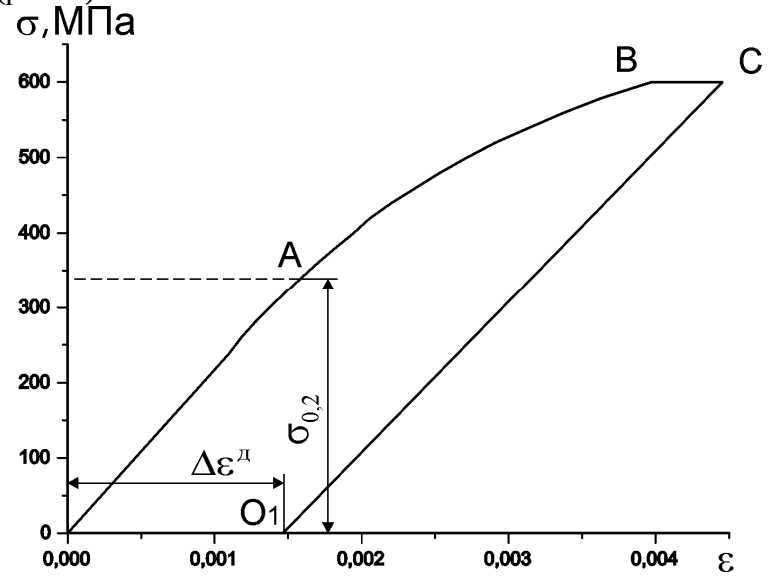


Рис.2. Діаграма згину зразків-моделей.

$\Delta\varepsilon^{Д}$ – залишкова деформація, σ_{02} – границя текучості.

Основним завданням другого етапу було визначення основних фізико-механічних характеристик матеріалу трубопроводу при циклічному навантаженні.

Втомні випробовування проводили за схемою навантаження чистим згином при частоті обертання f = 0,8 Гц. Для корозійно-втомних випробовувань використовували 2 М розчин NaCl.

Побудовано повні криві втоми та криву корозійної втоми сталі трубопроводу (рис. 3).

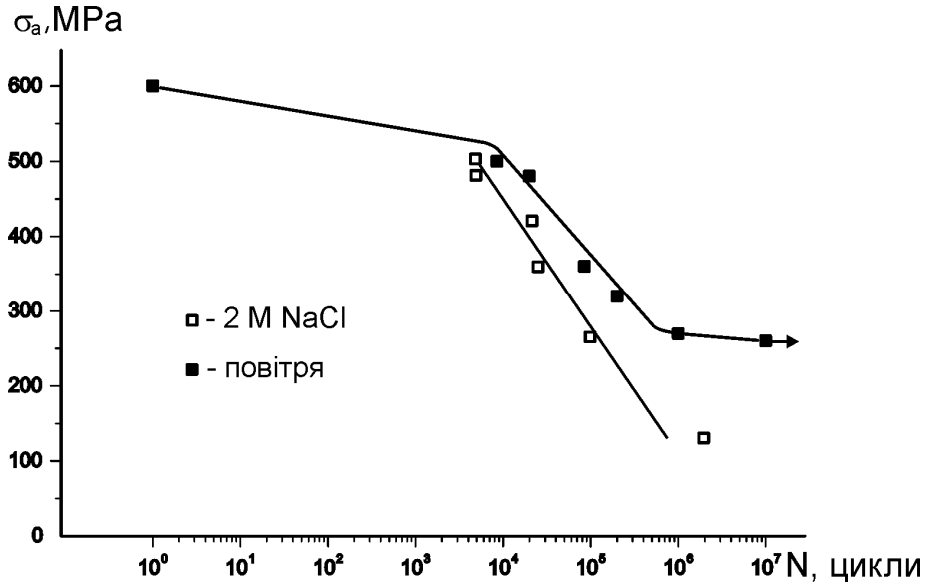


Рис. 3. Криві втоми та корозійної втоми сталі підземного магістрального трубопроводу

Показано, що наявність агресивного хлоридного середовища відчутно зменшує втомну довговічність матеріалу трубопроводу, і в області експлуатаційних навантажень ця величина сягає 1000 разів.

Кінетика деформації та руйнування подібна до такої у морських трубопроводів зі сталі 20 [2]. Вигляд поверхонь руйнування вказує що при великих σ_a паралельно розвиваються декілька тріщин, і лише на останній стадії виділяється одна магістральна, зі зменшенням амплітуди напружень це виділення відбувається практично відразу (рис. 4, а, б). Попереднє навантаження теж сприяє формуванню однієї магістральної тріщини (рис. 4, в).

а б в

Рис. 4. Вигляд поверхонь руйнування в залежності від режиму навантаження та амплітуди напружень (середовище - повітря): а – 360 МПа, б – 480 МПа, в – 480 МПа (1 цикл переднавантаження).

Електродний потенціал (ЕП) є надзвичайно важливою характеристикою матеріалу, оскільки його величина впливає на характер та швидкість проходження катодних і анодних процесів, а також термодинамічну можливість чи неможливість їх протікання в даних умовах. Дослідження кінетики ЕП в умовах, близьких до експлуатаційних, мають велике практичне значення тому, що без них неможлива правильна хімічна інтерпретація корозійних процесів. Кінетика ЕП в процесі статичного та наступного низькочастотного навантаження показана на рис. 5. На ділянках АВ та A_1B_1, що відповідають ступінчастому статичному навантаженню, відбувається монотонне зменшення ЕП, тим більше, чим більша величина σ_a.

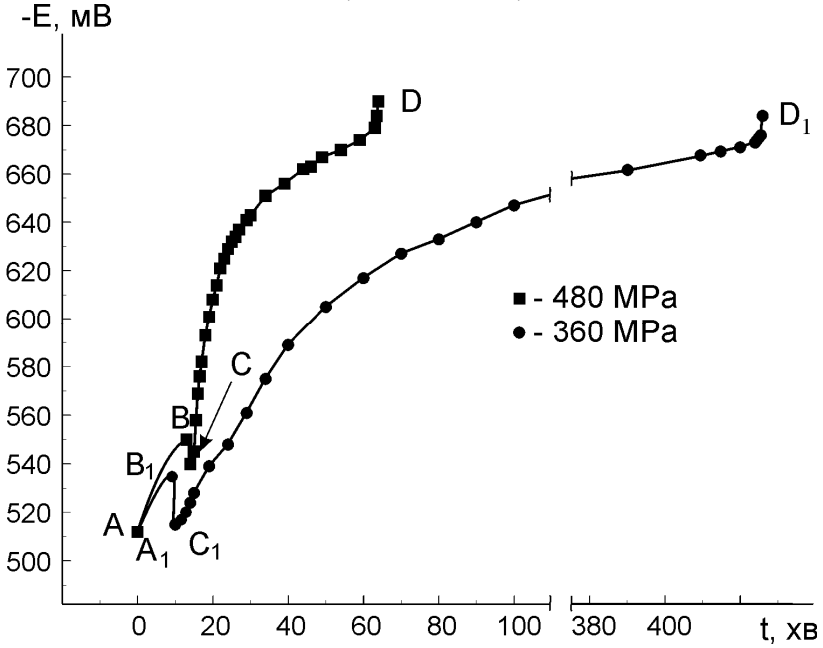


Рис. 5. Кінетика електродного потенціалу сталі трубопроводу, 2 М NaCl

На зміну ЕП під час статичного навантаження впливає насамперед чинник часу. Вплив механічних напружень мінімальний (ділянки АВ та A_1B_1). Протягом перших циклів навантаження (ділянки ВС та B_1C_1) проходить різке зростання ЕП, зумовлене наступними чинниками: в процесі низькочастотного навантаження у корозійному середовищі виникають струмені, які змивають з поверхні зразка частину адсорбованих агресивних йонів розчинних солей, що полегшує процес десорбції та утруднює повторну первинну та вторинну адсорбцію. Це призводить до сповільнення електродних процесів та зростання ЕП. На наступному етапі (ділянки CD та C_1D_1) спочатку, внаслідок активних процесів циклічного зміцнення, ЕП знову швидко спадає, тим інтенсивніше, чим більша амплітуду напружень. В подальшому спадання потенціалу затухає обернено пропорційно величині σ_a, що зумовлене переходом від процесу нагромадження пошкоджень до збільшення та поглиблення вже існуючих тріщин та дефектів. Інша причина зменшення інтенсивності розблагороджкення – покриття поверхні зразка плівкою нерозчинних продуктів корозії, які відіграють роль пасиваторів. Фактично наприкінці останньої ділянки зміна ЕП зумовлена в основному утворенням нових поверхонь вздовж берегів однієї чи кількох магістральних тріщин. Під час руйнування зразка спостерігаємо різке стрибкоподібне спадання ЕП через швидке поширення тріщини і утворення відносно великих за площею ювенільних поверхонь, найбільшою з яких є долом (точки D таD_1).

Висновки

Вивчено деформаційну поведінку сталі трубопроводу при ступінчатому статичному та низькочастотному навантаженні в повітрі та хлоридному корозійно-активному середовищі.

Побудовано повну криву втоми та криву корозійної втоми, які дадуть змогу краще прогнозувати ресурс та залишковий ресурс роботи магістральних трубопроводів.

Досліджено кінетику електродного потенціалу матеріалу трубопроводу у середовищі 2 М NaCl.

Література

1. Крижанівський Є. І., Побережний Л. Я. Методологія дослідження деформації та руйнування трубопровідних систем // Матеріали ІІІ міжнародної конференції „Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій”.- Львів.- 2004.- С. 419-424
2. Крижанівський Є. І., Побережний Л. Я. Деформаційна поведінка сталі трубопроводу при низькочастотній втомі // Збірник наукових праць IV Міжнародного симпозіуму „ISTF-2002”.- Тернопіль: Тернопільський державний технічний університет ім. І. Пулюя, 2002.- Т. 1.- С. 296-300

МОДЕЛИРОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ В ОБЛАСТИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ

И.М. Петрова

MODELING OF THE STRUCTURAL STEEL CYCLIC STRENGTH VARIATION UNDER DYNAMIC LOADING IN THE LONG-TERM LIFE REGION

I.M. Petrova

ИМАШ РАН, Москва, Россия

Abstract. The fatigue resistance characteristics under $10^8…10^9$ cycles life duration are considered. It is emphasized that generally the fatigue curve might have four characteristic zones. Stress concentration change due to loading cycles increase is examined. The comparison of the fatigue tests results under regular and irregular loading under $10^8…10^9$ cycles was carried out.

Существующие методы оценки пределов выносливости и параметров кривых усталости в области долговечности, выраженной суммарным числом циклов динамического нагружения $N_б \leq 10^7$, подтверждены многочисленными исследованиями прочности деталей машин и практикой их эксплуатации. Исчерпывающая информация об этом участке кривых усталости для многих материалов представлена в атласах и справочных материалах [1, 2, 3].

Для деталей, работающих в эксплуатации при динамическом нагружении, особое значение имеет сопротивление усталости в гигацикловой области при долговечности, определяемой числом циклов более $10^8…10^9$. Испытания на усталость такой длительности весьма дороги, трудоемки и требуют огромных временных затрат. В то же время при конструировании и расчете деталей машин актуально обеспечение безопасной работы именно в области превышающей $10^8…10^9$, из чего следует необходимость проведения исследований характеристик сопротивления усталости в данной области с целью обоснования уровня допустимых напряжений. Анализ имеющихся литературных данных показывает, что представление о горизонтальном положении кривой усталости в области $N_б > 10^7$ весьма условно. В ряде случаев при испытаниях на базах $N_б > 10^7$ имеются разрушения там, где в соответствии с принятым положением о горизонтальном участке кривой усталости, их не должно быть [4…8], то есть кривая усталости в области длительной долговечности с ростом числа циклов нагружения N, монотонно снижается при напряжениях $\sigma < \sigma_{-1}$, (σ_{-1} определен на базе 10^7 циклов) при этом возрастают значения эффективных коэффициентов концентрации K_σ. Для обеспечения необходимого ресурса при числе циклов нагружения $N_{сум}$, значительно превышающем базовое $N_б = 10^7$ циклов, требуется информация о положении кривой усталости в области более длительных долговечностей, когда $N_{сум} >> N_б$. Поэтому в настоящий момент большое внимание уделяется положению участка кривой усталости для $N_{сум} >> N_б$ и проведению экспериментальных исследований при $N = 10^9…10^{10}$ циклов для выявления соответствующего им значения $\sigma_{-1Д}$ и построению на их основе моделей накопления повреждений, необходимых для мониторинга технического состояния и оценки остаточного ресурса.

Известные данные об этом участке кривой усталости полученные при испытаниях образцов, моделей и деталей [4…8] показали, что кривая усталости в области

длительной долговечности с ростом числа циклов нагружения N, монотонно снижается. При испытаниях до базы $N_б = 10^8$ циклов сталей различного химического состава (никель-хром-молибденовая, хромомолибденовая, никельхромовая, углеродистая, мягкая, литая) с пределом прочности $\sigma_B < 1200$МПа, для которых традиционно считают, что кривые усталости свыше $N_б = 10^7$ циклов имеют горизонтальный участок, то есть предел выносливости не снижается, во многих случаях имелось разрушение при числе циклов $>10^7$ [7]. Обобщение результатов экспериментальных исследований в области гигацикловой усталости, приведенных в [8] позволяет сделать следующие основные выводы:

1. Кривая многоцикловой усталости в общем случае может иметь четыре характерных зоны. Зона I – до $10^6 \ldots 4 \cdot 10^6$ циклов наклонный участок, зона II до $10^8 \ldots 5 \cdot 10^8$ циклов имеет незначительный наклон, соответствующий условному пределу выносливости. В зонах I, II, как правило, трещины зарождаются на поверхности (при отсутствии поверхностного упрочнения). Зона III – до $10^9 \ldots 10^{10}$ циклов наклон увеличивается, зарождение трещины начинается под поверхностью (трещина типа «рыбий глаз»), что свидетельствует о смене механизма разрушения, очагом зарождения трещины являются включения. IV – свыше $10^9 \ldots 10^{10}$ циклов зона не распространяющихся трещин, которую можно назвать порогом чувствительности по напряжениям.

2. Влияние концентрации напряжений с ростом числа циклов возрастает (увеличивается значение эффективного коэффициента концентрации) [8]. Этот вывод подтверждает работа [4], в которой результаты испытаний углеродистой стали St 38u -2 при изгибе с вращением до базы 10^9 циклов показали значительное снижение предела усталости образцов с надрезом и увеличение эффективного коэффициента концентрации K_σ на 34%. При увеличении базы испытаний это различие уменьшается и в области долговечностей 10^{11} циклов кривые усталости гладких и надрезанных образцов совпадают [8].

Особое значение имеют испытания в области сверх высоких баз при нерегулярном нагружении, которое в основном имеет место в эксплуатации. В работе [5] приведены результаты испытаний до базы $5 \cdot 10^8$ циклов образцов, изготовленных из стали 45 и стали 40Х, проведенных в статистическом аспекте при различных видах напряженного состояния (изгиб, кручение) на образцах с различными уровнями теоретических коэффициентов концентрации напряжений (от $\alpha_\sigma = 1$ до $\alpha_\sigma = 1{,}87$) и величиной диаметров рабочей части (от d=7,5мм. до d=45мм.) при регулярном и нерегулярном нагружении. Программа нерегулярного нагружения была получена аппроксимацией экспоненциального закона распределения. Испытания при изгибе в одной плоскости проводились при максимальных напряжениях в блоке нагружения $\sigma_{a,max}=1{,}05\sigma_{-1}$; $1{,}1\sigma_{-1}$; $1{,}2\sigma_{-1}$;$1{,}3\sigma_{-1}$. База испытаний при нерегулярном нагружении была принята равной 10^9. На каждом уровне нагружения было испытано от 5 до 10 образцов. Построенные функции распределения долговечности показали значительное увеличение рассеяния с уменьшением величины $\sigma_{a,max}$. Закономерности изменения рассеяния при регулярном и программном нагружении идентичны. Кривые усталости при программном и регулярном нагружении сближаются в области $5 \cdot 10^8$ циклов. Аналогичные результаты получены в результате испытаний при изгибе с вращением при программном нагружении с нормальным и равномерным распределением амплитуд напряжений [6]. Максимальные напряжения в блоке нагружения были равны $\sigma_{a,max} = 1{,}05\sigma_{-1}$; $1{,}3\sigma_{-1}$; $1{,}5\sigma_{-1}$; $2{,}0\sigma_{-1}$. База испытаний при нерегулярном нагружении была принята равной 10^9. Результаты испытаний при случайном нагружении с различным уровнем нерегулярности случайных процессов характерных для элементов подвески, деталей трансмиссии и элементов рам автомобилей представлены в работе [9]. Для всех рассмотренных испытаний кривые усталости при программном и регулярном нагружении сближаются в области долговечности

N = 10^8 - 10^9 циклов. То есть на испытания при нерегулярном нагружении в первом приближении можно распространить вывод 1.

В то же время, как следует из вывода 1, кривые усталости имеют асимптотический характер приближаясь к некоторому значению напряжений, который в [10] предложено обозначить как порог чувствительности по напряжениям. Теоретические и экспериментальные исследования [10] показали, что повреждение, приводящее к зарождению и развитию трещины, накапливается в области сечения образца или детали, где напряжения превышают некоторое значение U равное $0{,}5\sigma_{-1}$, что также соответствует порогу чувствительности. Экспериментально выявленный диапазон напряжений, соответствующий порогу чувствительности, получен для углеродистых и для легированных сталей при разных напряженных состояниях и размерах объектов усталостных испытаний.

Таким образом, по приведенным выше данным кривая усталости в области длительной долговечности с ростом числа циклов нагружения N, монотонно снижается при напряжениях $\sigma < \sigma_{-1,}$ но это снижение ограничивается порогом чувствительности. Если рассматривать кривые усталости с учетом их рассеяния, то можно заметить, что нижняя граница кривой усталости, соответствующая малой вероятности разрушения практически не зависит от масштабного фактора. Для оценки порога чувствительности по напряжениям в [11] были исследованы результаты испытаний ряда образцов и моделей с использованием уравнений подобия усталостного разрушения [10] и дана оценка нижнего значения предела выносливости *U* для каждого из рассмотренных испытаний. Было получено *U* равное ~ $(0{,}53....0{,}85)\sigma_r$, где σ_r - предел выносливости стандартных гладких образцов при базе испытания $N_б$ =10^7, что указывает на возможность повреждающего действия регулярных напряжений на 20-45% ниже предела выносливости σ_r .

Для возможного учета положения кривых усталости в области 10^9 - 10^{10} циклов при оценке долговечности и ресурса предложено исследовать их с учетом порога чувствительности. В работе [11] результаты испытаний образцов из сталей 45 и 40Х, полученные в работах [5, 6] на базах испытаний 10^8 - 10^9 циклов были обработаны методами регрессионного анализа с использованием упрощенного уравнения кривой усталости в форме Вейбулла и с учетом порога чувствительности по напряжениям. В результате было предложено уравнение кривой усталости в виде:

$$m\ lg\ (\sigma_{ai} - 0{,}5\sigma_{-1}\ )\ +\ lg\ N\ =\ C \qquad (1)$$

где σ_{-1} - предел выносливости, определенный на базе $N_б$ =10^7 циклов; *m* и *C* - параметры кривой усталости, определяемые экспериментально; σ_{ai} - текущее значение напряжения. Проверка уравнения (1) путем сравнения расчетных и экспериментальных значений долговечности показала перспективность его применения.

Величина предела выносливости образцов, поврежденных циклическим нагружением, зависит от величины циклических напряжений, их длительности и может быть записана в виде [10]

$$\sigma_{-1пов} = \sigma_{-1исх}\left[1 - \frac{n_H}{N_H} K\left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{-1исх}} - 1\right)\right] \qquad (2)$$

где *K* – коэффициент, зависящий от механических характеристик материала; n_H – число циклов начального переменного нагружения при напряжении σ_a; N_H - число циклов переменного нагружения при напряжении σ_a соответствующее кривой усталости. Формула (2) наиболее подходит для оценки накопления повреждений и оценки ресурса в области длительных долговечностей. Расчет на прочность базируется на учете постепенного снижения предела выносливости при действии циклического нагружения. Для каждого заданного значения суммарного числа циклов за весь срок

эксплуатации $N_{сум}$, соответствующего определенному ресурсу, можно определить предельный коэффициент нагруженности $n_p = \sigma_{a\ max}/\sigma_{-1д}$. Предел выносливости детали перед началом эксплуатации $\sigma_{-1Д} = \sigma_{-1исх}$. В этом случае вероятность разрушения детали за назначенный период эксплуатации определяется с помощью квантили

$$u_p = \frac{1-\tilde{n}}{\sqrt{\tilde{n}^2 v_{\sigma_{-1}}^2 + v_\varepsilon^2}} \qquad (3)$$

где $\tilde{n} = \frac{n_p}{n}$ - относительный коэффициент запаса; $n_p = \sigma_{a\ max} / \sigma_{-1д}$ - предельный коэффициент нагруженности; $n = \frac{\bar{\sigma}_{a_{max}}}{\bar{\sigma}_{-1Д}}$ - отношение среднего значения максимальной амплитуды в блоке нагружения к среднему значению предела выносливости; $\nu_{\sigma-1}$ - коэффициент вариации предела выносливости, ν_ε – коэффициент вариации максимальных амплитуд в блоке нагружения. Предельный коэффициент нагруженности $n_p = \sigma_{a\ max} / \sigma_{-1д}$ означает, что при $\sigma_{a\ max} / \sigma_{-1д} > n_p$ будут наступать усталостные разрушения до истечения срока службы или заданного значения долговечности (чисел циклов), а при $\sigma_{a\ max} / \sigma_{-1д} < n_p$ разрушений не будет. При расчете предполагается, что все напряжения блока нагружения действуют последовательно в порядке убывания, начиная с самого высокого значения амплитуды σ_a, что приведет к небольшой погрешности в безопасную сторону. Алгоритм расчета с пользованием формулы (3) изложен в [12]. В результате расчета получают ряд значений коэффициентов предельной нагруженности n_p, соответствующий им ряд значений суммарной долговечности (ресурса) $N_{сум}$ и вероятности безотказной работы P по которым можно оценить функцию распределения ресурса.

Литература

1. Степнов М.Н. Расчетные методы оценки характеристик сопротивления усталости материалов и элементов конструкции. М: Изд-во «МАТИ», 2003,119 с.
2. Гребеник В.М. Усталостная прочность и долговечность металлургического оборудования. М.: Машиностроение. 1969. 256 с.
3. Трощенко В.Т., Сосновский Л.А. Сопротивление усталости металлов и сплавов. Справочник. Киев: Наукова Думка. 1987. Т.I 509с., Т. II 1327 с.
4. Tauscher H., Buchholz H. Dauerschwingverhalten der Stahle unter extrem langer Beanspruchugsdauer. // Maschinenbautechnik, 1974, Heft 12, s. 565-567.
5. Когаев В.П., Петрова И.М. Оценка долговечности при программном нагружении и больших базах испытания. // Машиноведение 1973, № 3, С. 51-56.
6. Когаев В.П., Вандышев В.П., Петрова И.М Накопление усталостных повреждений и вероятностные методы расчета деталей машин на усталость при варьируемых амплитудах напряжений. - в сб. Прочность материалов и конструкций. Киев: Наукова Думка. 1975, С. 26-33
7. Cazaud R., Pomey G., Rabbe P., Janssen Ch. La fatigue des metaux. Paris, Dunod, 1969, 622 p.
8. Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle FatigueRitsumeikan University, Kusatsu, Japan. September 16-19, 2004. 689 p.
9. Darrell Socie. Variable amplitude fatigue life estimation models. // Proceedings of the SAE fatigue conference. P-109, 400 Commonwealth Drive Warrandale, PA 15096. April 1982 p. 133-161.
10. Когаев В.П. Расчеты на прочность при напряжениях, переменных во времени. М.: Машиностроение. 1993. 364 с.
11. Коновалов Л.В., Петрова И.М. Особенности циклической прочности конструкционных сталей в области длительной долговечности. // Вестник машиностроения. 1998. №9, С.3-11.
12. МУ Расчеты деталей машин на выносливость в вероятностном аспекте. / А.П. Гусенков, И.М. Петрова, И.В. Гадолина М.: МЦНТИ, 1991, С.85.

ПРОГНОЗУВАННЯ ВТОМНИХ ПОШКОДЖЕНЬ ВІЗКІВ ВАГОНІВ ЕЛЕКТРОПОЇЗДІВ

В.О. Жовдак, О.Б. Білоцерківський, Л.Ф. Тарасова, М.М. Смірнов

THE PREDICTION OF FATIGUE DAMAGES IN CAR TRUCKS OF ELECTRIC TRAINS

V.A. Zhovdak, A.B. Belocerkovscky, L.F.Tarasova, M.M. Smirnov

НТУ „ХПІ", Україна

Abstract Theoretical approaches, mathematical models and the software for the decision of the following problems are developed: statistical dynamics and reliability prediction of bogie frames. Prognostication of reliability is conducted on the basis of solution of statistical dynamics problem. The method of reliability prediction of bogie frames on a prototype is developed.

Актуальність роботи та аналіз досліджень. Найважливішим завданням залізничного транспорту є масове перевезення пасажирів за умови забезпечення безпеки руху. Проте, в останні роки робота залізничного транспорту відбувалася у складних умовах: недостатнє фінансування галузі призвело до значного зменшення постачання нового рухомого складу та суттєвого старіння вагонного парку. Як результат, більшість вагонів повідкового типу вичерпали свій призначений ресурс і продовжують експлуатуватися більш ніж 25 років. Власне виробництво рухомого складу потребує великих затрат, пов'язаних із необхідністю експериментального доведення конструкцій при проектуванні. Наведені обставини вказують на актуальність робіт, пов'язаних з розробкою розрахунково-експериментальних методів для прогнозування безвідмовності рам візків вагонів електропоїздів з урахуванням випадковості властивостей міцності матеріалу конструкції, технології її виготовлення, а також випадковості навантаження в конкретних умовах експлуатації.

В роботах [1, 2, 10] наведено вирішення задач прогнозування безвідмовності рам візків вагонів повідкового типу, де враховувався випадковий розкид характеристик опору втомі й навантаження. Розрахунок наробітку до відмови для шпінтонних візків представлений в роботі [3], в якій застосовувався метод скінченних елементів для одержання статичних напружень від ваги вагона, а динамічні напруження визначалися з роботи [2]. При цьому використовувалися детерміновані значення межі витривалості.

Недоліком робіт [1-3] є те, що для одержання статичних і динамічних напружень, необхідних для прогнозування безвідмовності рам візків, були використані або експериментальні дослідження, які є трудомісткими, або спрощені розрахункові моделі, що не враховують всіх особливостей геометрії конструкцій.

1. Постановка задачі. Об'єктом дослідження є рами візків вагонів типу 81-717, що широко використовуються в метрополітенах України та країн СНД [4, 5]. Розглядається задача розрахунку випадкових коливань та прогнозування безвідмовності візків типу 81-717 по прототипу (ЄЖ-3). Оскільки рами візків типу 81-717 мають подібну технологію виготовлення і експлуатуються за схожих умов навантаження, що і рами візків типу ЄЖ-3, то можна прогнозувати безвідмовність рам візків типу 81-717 за даними про відмови прототипу.

Розроблено підхід прогнозування безвідмовності рам візків вагонів електропоїздів по прототипу, що включає наступні етапи:

1. Статистична обробка експериментальних даних по напрацюваннях до відмови прототипу з метою виявлення можливих моделей відмов і місць їх виникнення.

2. Ідентифікація характеристик навантаження та опору матеріалу конструкції прототипу можливим моделям відмов.

3. Розрахункове прогнозування характеристик безвідмовності прототипу з метою перевірки достовірності моделей, що використовуються.

4. Розрахункове визначення параметрів НДС нового об'єкту за експлуатаційних умов навантаження.

5. Розрахункове прогнозування безвідмовності нових об'єктів при дотриманні умов подібності навантаження об'єкту і характеристик опору матеріалу конструкції заданим моделям відмов.

Поставлена задача вирішувалася з використанням чисельних досліджень характеристик безвідмовності рам візків вагонів електропоїздів на основі тривимірних скінченно-елементних моделей. При цьому враховувався випадковий характер навантаження та випадковий розкид межі витривалості.

2. Аналіз напружено-деформованого стану рам візків вагонів при динамічному навантаженні. Рівняння вимушених коливань скінченно-елементної моделі конструкції рами візку при квазістаціонарному випадковому зовнішньому навантаженні, викликаному нерівностями шляху, має вигляд [1, 10]:

$$[M]\{\ddot{q}\}+[C]\{\dot{q}\}+[K]\{q\}=-([M][A]+[M_1])\{\ddot{\eta}\}-([C][A]+[C_1])\{\dot{\eta}\}, \qquad (1)$$

де $[M],[C],[K]$ - глобальні матриці мас, демпфірування, жорсткості, $[A]$ - матриця псевдостатичних коефіцієнтів впливу, що визначається співвідношенням $[A]=-[K]^{-1}[K_1]$, $[M_1]$, $[C_1]$ і $[K_1]$ - підматриці, що дозволяють виразити зусилля, діючі на систему, через відомі прискорення, швидкості і переміщення кінематично порушуваних відміток конструкції, $\{q\}$ - вектор узагальнених вузлових переміщень СЕ моделі, $\{\dot{\eta}\}$, $\{\ddot{\eta}\}$ - вектори швидкостей і прискорень буксових вузлів рами візка, викликаних нерівностями шляху.

Вираз для спектральної щільності вузлових переміщень СЕ моделі рами візку вагону з урахуванням запізнювання кінематичного випадкового зовнішнього навантаження на колісні пари рами візку має вигляд [1, 10]:

$$S_{q_j}(\omega)=\sum_{l=1}^{n}\sum_{k=1}^{n}\phi_{jl}\phi_{jk}\left[\sum_{\lambda=1}^{r}\sum_{\mu=1}^{r}G_{\lambda l}G_{\mu k}H_l^*(i\omega)H_k(i\omega)S_{\ddot{\eta}}(\omega)\exp\left(-i\omega\tau_{\lambda\mu}\right)\right].\left(j=\overline{1,n}\right), \qquad (2)$$

де $S_{\ddot{\eta}}(\omega)$ - спектральна щільність віброприскорень буксових вузлів рами візку, $G_{\lambda l}$ - амплітуди узагальнених сил, ϕ_{jl} - елементи вектора власних форм, $H_l(i\omega)$ - амплітудно-частотна характеристика, r - число входів, $\tau_{\lambda\mu}$ - час запізнювання навантаження між λ-м та μ-м входами ($\tau_{\lambda\mu}=l_{\lambda\mu}/V$, де $l_{\lambda\mu}$ - відстань між входами, V - швидкість вагону).

Дисперсія вузлових переміщень СЕ моделі визначається співвідношенням:

$$\sigma_{q_j}^2=\int_0^{\infty}S_{q_j}(\omega)d\omega. \qquad (3)$$

Для розрахунку випадкових вимушених коливань рам візків вагонів повідкового типу з урахуванням запізнювання зовнішнього навантаження використовувався програмний комплекс COSMOS/M. Результати чисельних досліджень випадкових вимушених коливань рам візків у вигляді графіків логарифмів спектральної щільності вертикальних переміщень для точки кріплення електродвигуна до кронштейну підвіски

ТЕД показані на рис. 1. Дослідження показують, що підйом рівнів спектральної щільності для кронштейну підвіски ТЕД спостерігається поблизу власних частот коливань: p_1=1,23 Гц і p_3=5,03 Гц (рис. 1). На рисунку видно порізаність графіків та наявність нульових точок, що обумовлене різницею фаз при подачі навантаження на першу і другу колісні пари візка. Також одержано, що із збільшенням швидкості руху візка збільшуються значення спектральної щільності поблизу власних частот p_1 та p_3, згладжується порізаність графіків та збільшується відстань між нульовими точками.

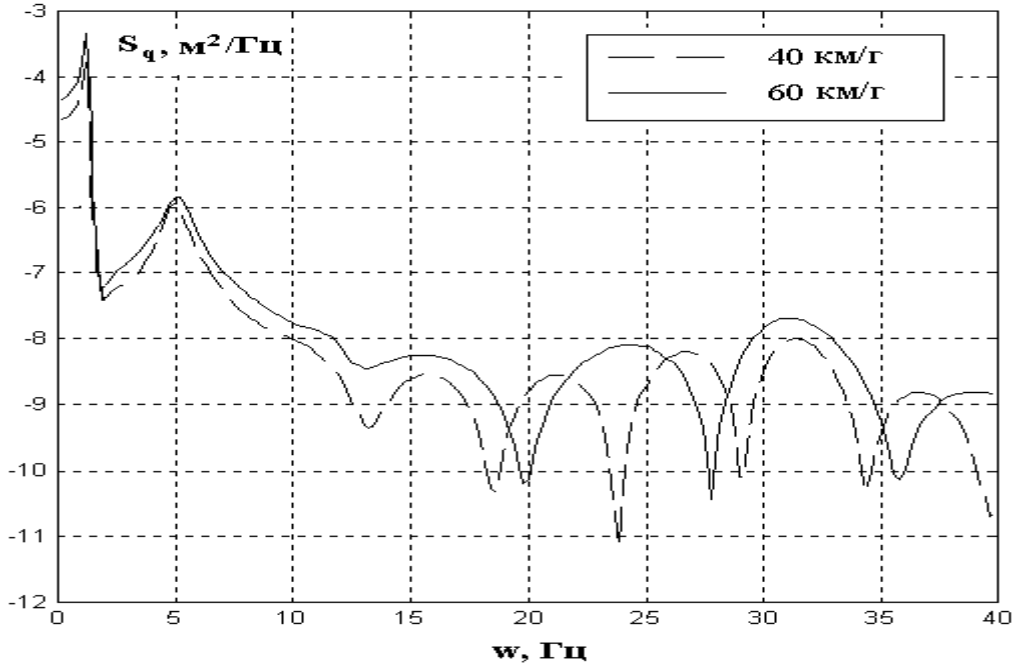


Рис. 1. Спектральна щільність вертикальних переміщень точки кріплення електродвигуна до кронштейну підвіски ТЕД при швидкостях: 40 км/г, 60 км/г.

3. Прогнозування безвідмовності рам візків вагонів електропоїздів.

3.1. Вирішення прямої задачі надійності. Пряма задача надійності рам візків полягає у визначенні ймовірнісних характеристик безвідмовності (щільностей імовірності пробігів до появи втомних тріщин) по відомих імовірнісних характеристиках навантаження і опору втомі конструкції.

Для прогнозування характеристик надійності розглянемо вираз для пробігу візка вагону до появи втомної тріщини при детермінованому блоковому навантаженні і детермінованому значенні межі витривалості [1-3]:

$$L = L_0 \left(\frac{\sigma_{-1D}}{\sigma_a} \right)^m , \qquad (4)$$

де $L_0 = \dfrac{N_0 V_c}{3600 f_e}$ (N_0, m - параметри кривої втоми, V_c - середня швидкість, яка дорівнює 50 км/г, f_e - ефективна частота), σ_{-1D} - межа витривалості конструкції з урахуванням асиметрії циклу за способом Серенсена-Киносашвілі, $\sigma_a = \sqrt[m]{\sum_i \dfrac{P_i V_c}{V_i} \sigma_{ai}^m}$ (σ_a - приведена амплітуда напружень, σ_{ai} - амплітуда напружень при i-му режимі навантаження ($\sigma_{ai} \le \sigma_{-1D}$), P_i - імовірність появи швидкості руху V_i в експлуатації).

Співвідношення (4) з урахуванням безрозмірних змінних $s = L/L_0$ і $r = \sigma_{-1D}/\sigma_a$ можна представити у вигляді:

$$s = r^m, \quad (r \le 1). \tag{5}$$

Щільність імовірності безрозмірних пробігів s на основі використання функціонального перетворення випадкових величин (5) має вигляд:

$$f(s) = \frac{1}{m} f\left(r = s^{1/m}\right) s^{\frac{1-m}{m}}. \tag{6}$$

Для вирішення задачі застосовувався метод умовних щільностей імовірності [7]. При визначенні щільності ймовірності $f(\sigma_a)$ використовувався метод статистичного моделювання амплітуд напружень σ_{ai} [7, 8, 9, 10]. Проведені чисельні дослідження показали, що умовна щільність імовірності приведених амплітуд напружень $f(\sigma_a/\sigma_{-1D})$ для фіксованого σ_{-1D} підкоряється нормальному закону. Тому вираз для безумовної щільності ймовірності змінної r має вигляд:

$$f(r) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma} \int_a^b \exp\left[-\frac{((\sigma_{-1D}/r) - m)^2}{2\sigma^2} \right] \frac{\sigma_{-1D}}{r^2} f(\sigma_{-1D}) d\sigma_{-1D}, \tag{7}$$

де $f(\sigma_{-1D})$ - щільність імовірності межі витривалості, a, b - межі інтегрування, що визначаються наступним образом:

$$\begin{cases} a = \sigma_{-1H}, \quad b = \sigma_{aB} \cdot r \quad при \quad r_{\min} \le r \le r'; \\ a = \sigma_{aH}, \quad b = r\sigma_{-1B} \quad при \quad r' \le r \le 1, \end{cases} \tag{8}$$

де $\sigma_{-1H}, \sigma_{aH}, \sigma_{-1B}, \sigma_{aB}$ - мінімальні та максимальні значення межі витривалості і приведеної амплітуди напружень, $r_{\min} = \sigma_{-1H}/\sigma_{aB}$, $r' = \sigma_{-1B}/\sigma_{aB}$.

Для межі витривалості використовувалася суперпозиція двох нормальних законів з наступними параметрами: математичні сподівання $m_{\sigma\text{-}1D}$ = 18 МПа, 30 МПа, СКВ $\sigma_{\sigma\text{-}1D}$ = 2,28 МПа. Розрахункова та експериментальна щільності ймовірності f(s) для рам візків типу ЄЖ-3 представлені на рис. 2. Результати показують, що розрахункова щільність імовірності f(s) добре узгоджується з експериментальною щільністю ймовірності.

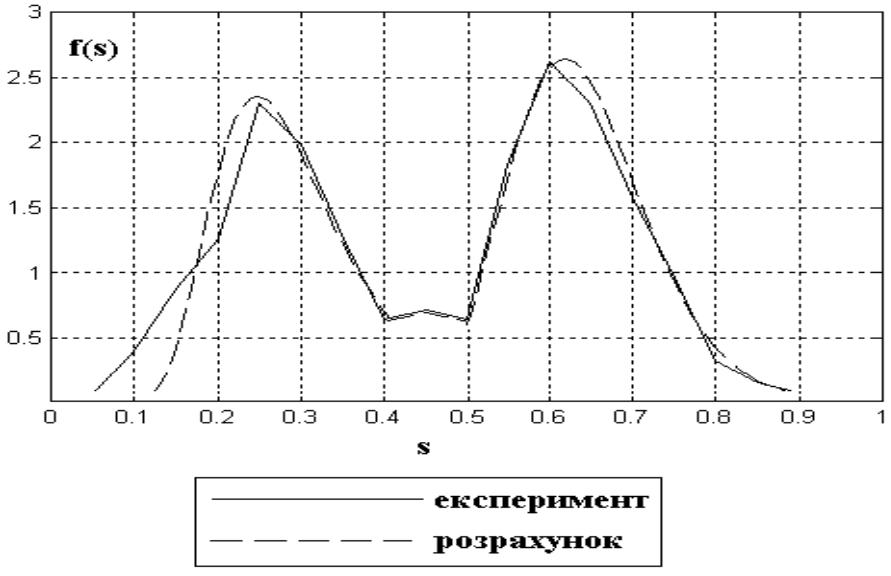


Рис. 2. Щільність імовірності f(s).

3.2. Вирішення оберненої задачі надійності. Обернена задача надійності рам візків полягає у визначенні ймовірнісних характеристик навантаження по відомих імовірнісних характеристиках безвідмовності і опору втомі конструкції.

Щільність імовірності змінної r згідно формул функціонального перетворення випадкових величин (5) має вигляд:

$$f(r) = f\left(s = r^m\right) m r^{m-1} = \frac{m \cdot r^{m-1}}{\sqrt{2\pi}\sigma_s} \exp\left[-\frac{\left(r^m - m_S\right)^2}{2\sigma_S^2} \right], \quad r \le 1. \tag{9}$$

Тоді безумовна щільність імовірності приведених амплітуд напружень прийме вигляд:

$$f(\sigma_a) = \frac{m}{\sqrt{2\pi}\sigma_S} \int_c^d \exp\left[-\frac{\left((\sigma_{-1D}/\sigma_a)^m - m_S\right)^2}{2\sigma_S^2} \right] \left(\frac{\sigma_{-1D}}{\sigma_a} \right)^{m-1} \cdot \frac{\sigma_{-1D}}{\sigma_a^2} f(\sigma_{-1D}) d\sigma_{-1D}, \tag{10}$$

де c, d - межі інтегрування, що визначаються наступним образом:

$$\begin{cases} c = \sigma_{-1H}, \quad d = \sigma_a \quad при \quad \sigma_a \le \sigma_{-1B}; \\ c = \sigma_{-1H}, \quad d = \sigma_{-1B} \quad при \quad \sigma_a > \sigma_{-1B}. \end{cases} \tag{11}$$

Результати розрахунку щільності ймовірності приведених амплітуд напружень і її апроксимація у вигляді нормального закону представлені на рис. 3.

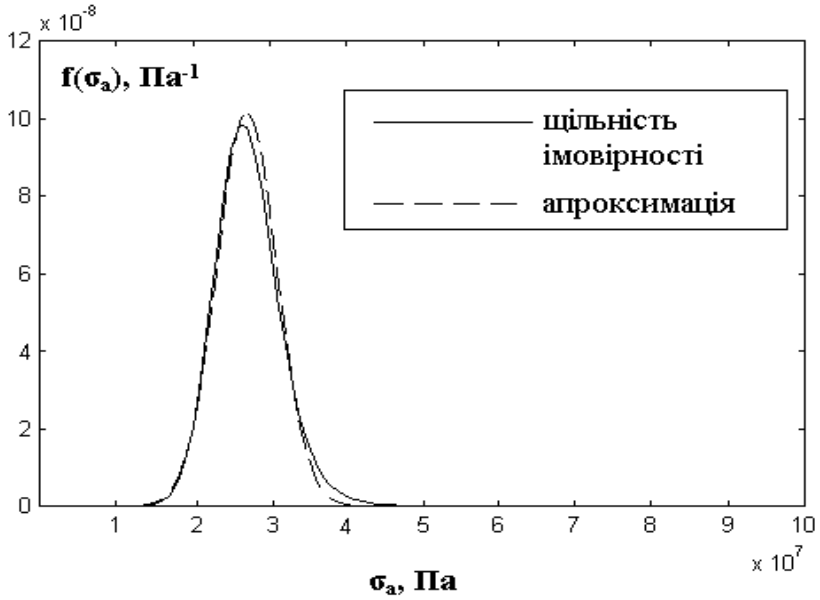


Рис. 3. Щільність імовірності приведених амплітуд напружень та її апроксимація.

Для апроксимації щільності ймовірності межі витривалості разом з нормальним законом використовується і закон Вейбулла [1, 2]

$$f(\sigma_{-1D}) = \frac{\nu}{q} \left(\frac{\sigma_{-1D} - \sigma_M}{q} \right)^{\nu-1} \exp\left[-\left(\frac{\sigma_{-1D} - \sigma_M}{q} \right)^{\nu} \right], \tag{12}$$

де q - параметр масштабу розподілу; ν - параметр форми; σ_M - мінімальне можливе значення випадкової величини – параметр положення.

Вирішувалась обернена задача безвідмовності рам візків при умові, що щільність імовірності межі витривалості апроксимується законом Вейбулла. Параметр форми

приймався рівним v=2,5 виходячи з рекомендацій, даних в роботах [1, 2]. Параметри масштабу та положення вибиралися з умови рівності діапазонів зміни щільності ймовірності меж витривалості, що моделюються нормальним законом і законом Вейбулла. Розрахунок проведено при ймовірнісних характеристиках безвідмовності рам візків, відповідних суперпозиції двох нормальних законів з наступними параметрами: m_s = 0,25, σ_s = 0,07; m_s = 0,6, σ_s = 0,1. Щільність імовірності приведених амплітуд напружень та апроксимуючу її функцію показано на рис. 4. Як видно з рис. 4, розрахункова щільність імовірності приведених амплітуд напружень добре узгоджується з теоретичним законом Релея, якщо щільність імовірності межі витривалості підкоряється закону Вейбулла.

Для прогнозування безвідмовності рам візків типу 81-717 за даними про відмови прототипу - ЄЖ-3 використовується підхід, наведений в пункті 1. Обмежені статистичні дані про відмови рам візків типу 81-717 свідчать, що гарантована оцінка для пробігу до появи перших втомних тріщин візків типу 81-717, одержана з умов експлуатації вагонів метрополітену м. Харкова, складає L = 1,9 млн. км (s = 0,4) і є нижньою межею щільності ймовірності пробігів. Тому приймається, що щільність імовірності пробігів f(s) цих візків буде унімодальною (рис. 5). Вирішення прямої та оберненої задач безвідмовності рам візків типу 81-717 проводилося згідно з розробленими методами. Для межі витривалості використовувалися наступні параметри нормального закону: математичне сподівання $m_{\sigma\text{-}1D}$ = 30 МПа, СКВ $\sigma_{\sigma\text{-}1D}$ = 2,28 МПа. Результати розрахунків щільності ймовірності амплітуд напружень для зворотної задачі безвідмовності показано на рис. 6. Із рис. 6 видно, що розрахункова щільність імовірності приведених амплітуд напружень добре апроксимується нормальним законом для прийнятої щільності ймовірності межі витривалості.

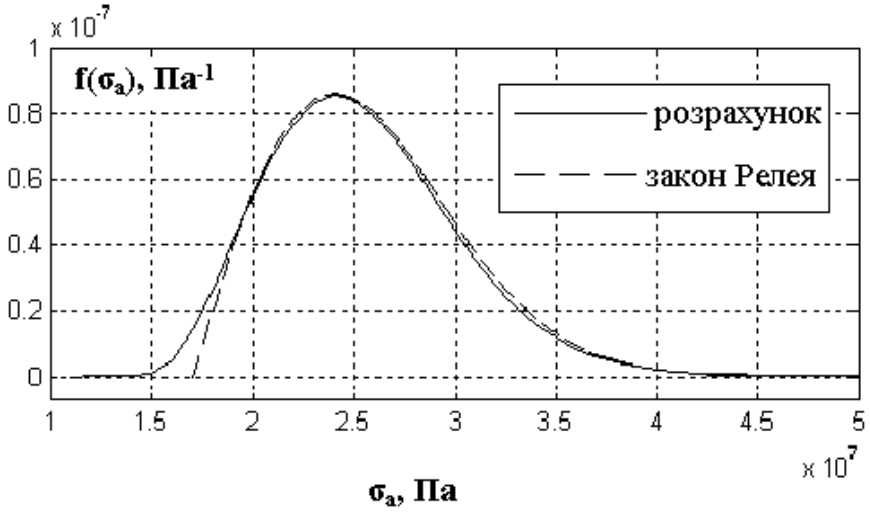


Рис. 4. Розрахункова та теоретична щільності ймовірності приведених амплітуд напружень.

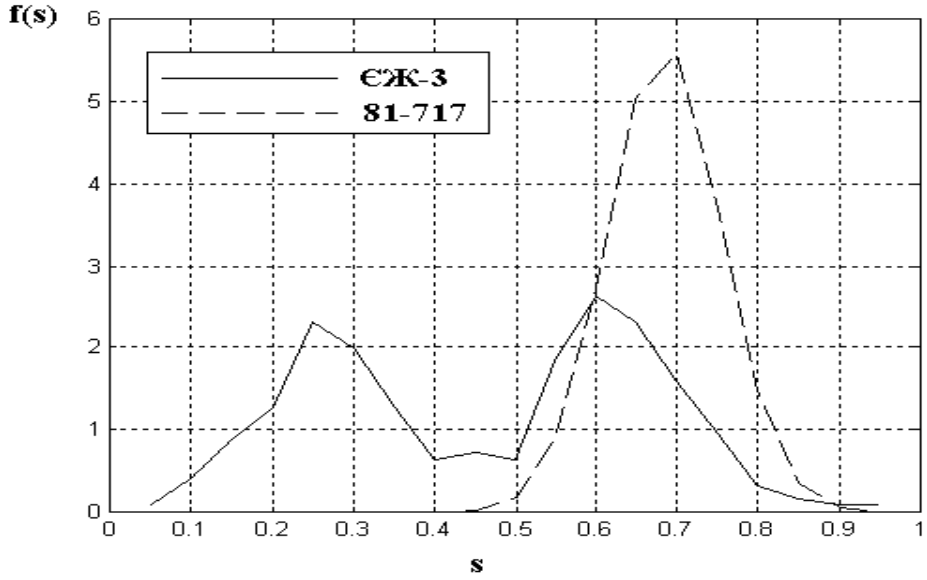


Рис. 5. Щільності ймовірності f(s) для рам візків серій ЄЖ-3 і 81-717.

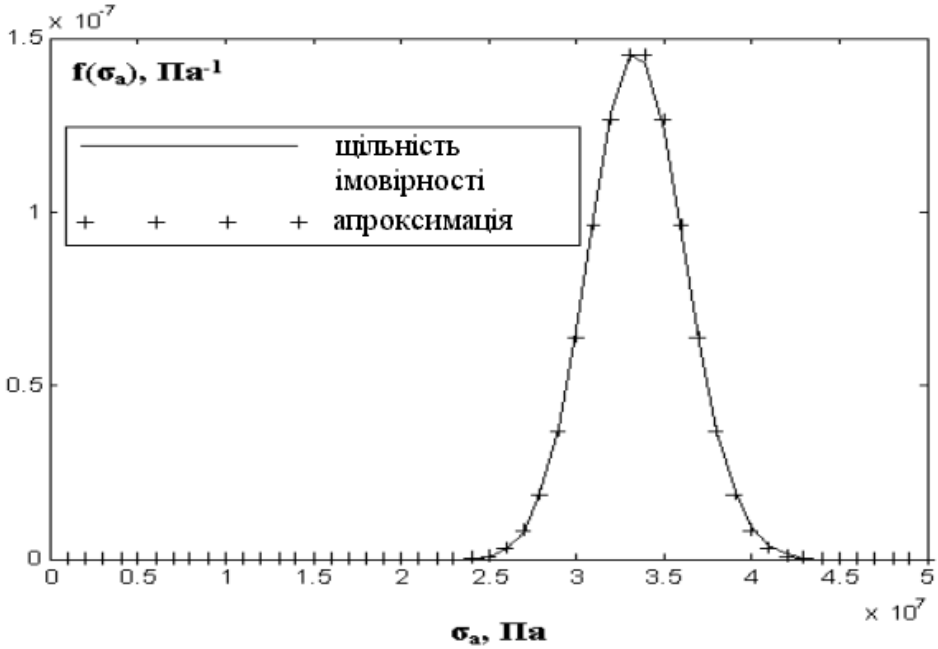


Рис. 6. Щільність імовірності приведених амплітуд напружень для рам візків типу 81-717.

Висновки

1. Створено тривимірні скінченно-елементні моделі рам візків вагонів, які враховують конструктивні особливості, технічні та експлуатаційні особливості єдиної динамічної системи «візок-шлях».

2. Розроблено методи вирішення задач випадкових вимушених коливань рам візків вагонів при квазістаціонарному випадковому навантаженні, викликаному нерівностями шляху, з урахуванням запізнювання кінематичного випадкового навантаження на колісні пари рам візків.

3. Розроблено методи вирішення прямих і зворотних задач безвідмовності рам візків вагонів електропоїздів і проведені чисельні дослідження характеристик безвідмовності.

4. Виконано зіставлення розрахункової та експериментальної щільності ймовірності пробігів рам візків до появи втомних тріщин, яка показала достовірність розробленої методики.

5. Проведено розрахунок характеристик безвідмовності рам візків за даними про відмови прототипу.

Література

1. Механическая часть тягового подвижного состава: Учебник для вузов ж.-д. трансп. / И.В. Бирюков, А.Н. Савоськин, Г.П. Бурчак и др.. – М.: Транспорт, 1992. – 440 с.
2. Прочность и безотказность подвижного состава железных дорог / А.Н. Савоськин, Г.П. Бурчак, А.П. Матвеевичев и др. – М.: Машиностроение, 1990. – 288 с.
3. Егоренков А.В. Обоснование технических решений по повышению усталостной долговечности рам шпинтонного типа тележек вагонов метро: Автореф. дис…канд. техн. наук: 05.22.07 / БГТУ. – М., 2002. – 21 с.
4. Добровольская Э.М. Вагоны метрополитена типа Е. Устройство и обслуживание. – М: Транспорт, 1989. – 302 с.
5. Раков В.А. Локомотивы отечественных железных дорог (1956-1975 гг.). – М.: Транспорт, 1999. – 443 с.
6. Жовдак В.А., Смирнов М.М., Ломакин А.Н. и др. Прогнозирование остаточного ресурса элементов конструкций вагонов метрополитена // Тр. Междунар. конф. "Оценка и обоснование продления ресурса элементов конструкций".– Киев, 2000.– Т. 1. – С. 883-888.
7. Болотин В.В. Прогнозирование ресурса машин и конструкций. – М.: Машиностроение, 1984. – 312 с.
8. Жовдак В.А, Мищенко И.В. Прогнозирование надежности элементов конструкций с учетом технологических и эксплуатационных факторов: Монография. – Харьков: ХГПУ, 1999. – 120 с.
9. Левин Б.Р. Теоретические основы статистической радиотехники. – М.: Сов. радио, 1974. – 552 с.
10. Белоцерковский А.Б., Жовдак В.А. Прогнозирование надежности рам тележек вагонов электропоездов // Вісник Національного технічного університету “Харківський політехнічний інститут”. – Харків: НТУ “ХПІ”, 2005. - №47. – С. 61-70.

ДИАГРАММА РОСТА КОРОТКИХ ТРЕЩИН ПРИ СЛОЖНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Г.В. Шашурин[1], М.М. Хрущов[1], А.В. Фишгойт[2]

THE DIAGRAM OF SHORT CRACK GROWTH UNDER COMPLEX CYCLIC LOADING

G.V. Shashurin, M.M. Khrushchov, A.V. Fishgoyt

[1]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия;
[2]Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова, Москва, Россия

Abstract. На основании представления о структурно-зависимом характере усталостного разрушения получено уравнение верхней границы скорости роста коротких усталостных трещин в припороговой области кинетической диаграммы усталостного разрушения гранулируемых никелевых сплавов. Предложено линейное правило расчета скорости роста трещины в пределах одного цикла нагружения со сложной структурой. Показана принципиальная возможность построения при сложном циклическом нагружении диаграммы роста коротких трещин, которая наиболее простым образом позволяет учесть влияние коротких усталостных трещин на общую долговечность элементов конструкций из гранулируемых никелевых сплавов.

1. Введение

В целях повышения прочности, безопасности и ресурса элементов конструкций современной техники все более широкое распространение получают гетерогенные конструкционные материалы с различной степенью естественной и искусственно созданной структурной неоднородности. Для элементов конструкций авиационно-космической техники такими материалами часто служат гранулируемые никелевые сплавы.

В настоящей работе рассматривается процесс усталостного разрушения гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП. Установлено, что основным источником зарождения усталостных трещин в таком сплаве служат керамические включения различной формы, размеров и локализации [1,2]. При этом в силу относительно малого размера включений (порядка 10÷200 мкм) короткие усталостные трещины, зарождающиеся на таких дефектах структуры, будут расти со скоростями, превышающими скорости роста протяженных трещин при циклическом нагружении. Указанные особенности процесса разрушения обязательно должны быть учтены при разработке вычислительных комплексов оценки ресурса элементов конструкций из сплава ЭП741НП. В частности, при моделировании процессов разрушения турбинных дисков из сплава ЭП741НП пренебрежение различиями в скоростях коротких и протяженных усталостных трещин может привести к завышенным оценкам ресурса указанных элементов конструкций, и, следовательно, создать ложные предпосылки для продления эксплуатации авиадвигателей, близких к предельному состоянию.

Перейдем к решению задачи об оценке скорости развития коротких усталостных трещин в гранулируемом никелевом сплаве ЭП741НП при сложном режиме нагружения.

2. Характерный размер короткой усталостной трещины

Определим характерный размер короткой усталостной трещины a_{sh} [3], при котором не срабатывают традиционные для протяженных усталостных трещин механизмы торможения их развития. Для этого рассмотрим образец с единичной короткой трещиной характерного размера a_{sh} в условиях циклического нагружения. Характерный размер a_{sh} выбирается таким,

чтобы в условиях внешнего нагружения циклом напряжений с размахом $\Delta\sigma$, равным пределу усталости σ_{-1}, размах условного коэффициента интенсивности напряжений $\Delta\tilde{K}_I$ на фронте такой трещины был равен нижнему пороговому значению размаха КИН ΔK_{th} на кинетической диаграмме усталостного разрушения:

$$\Delta K_{th} \approx \sigma_{-1}\sqrt{\pi a_{sh}}\tilde{Y}_a, \qquad (1)$$

где $\tilde{Y}_a$ - тарировочный коэффициент, зависящий от формы короткой усталостной трещины. Оценка характерного размера короткой усталостной трещины, получаемая из выражения (1), принимает вид

$$a_{sh} \approx 1/\pi\tilde{Y}_a^2 \times \left(\Delta K_{th}/\sigma_{-1}\right)^2. \qquad (2)$$

Характерный размер короткой усталостной трещины a_{sh} получен таким образом, чтобы в дальнейшем показать различия в скорости роста коротких и протяженных усталостных трещин именно в припороговой области кинетической диаграммы усталостного разрушения при $\Delta\tilde{K}_I \le \Delta K_{th}$.

3. Скорость роста короткой усталостной трещины при простом нагружении

Перейдем к описанию модели кинетики коротких усталостных трещин с характерным размером, не превышающим a_{sh}. При этом считается, что отличия в кинетике коротких усталостных трещин от протяженных усталостных трещин проявляются только в зоне кинетической диаграммы усталостного разрушения $\Delta\tilde{K}_I \le \Delta K_{th}$.

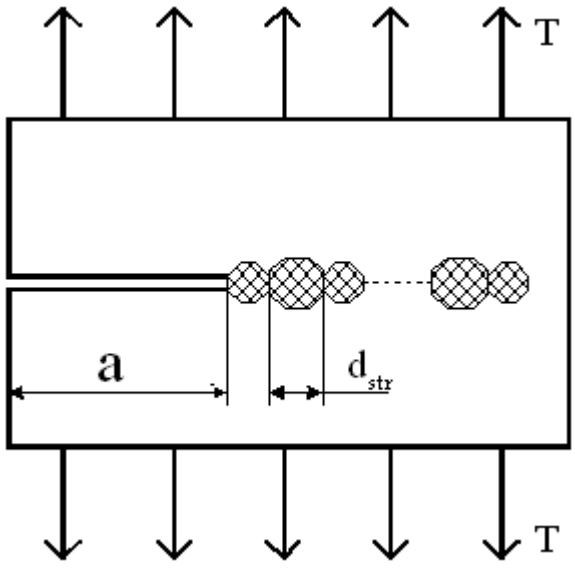


Рис. 1. Структурные элементы сплава вблизи вершины трещины

Рассмотрим описание скорости роста малой трещины моделью [4], учитывающей структурные особенности материала. Пусть в соответствии со схемой Хеда вдоль направления развития трещины квази-периодически расположены структурные элементы с характерными размерами d_{str} (рис.1), которые разрушаются при достижении накопленной в них пластической деформацией некоторой доли от истинной деформации в момент разрушения. При этом учтем, что полный размах пластической деформации $\Delta\varepsilon_p$ в таком структурном элементе получается путем суммирования локальных $\Delta\varepsilon_p^{лок}$ и номинальных $\Delta\varepsilon_p^{ном}$ размахов деформаций

$$\Delta\varepsilon_p = \Delta\varepsilon_p^{лок} + \Delta\varepsilon_p^{ном}. \qquad (3)$$

Переходя к оценкам локального и номинального деформированного состояния вблизи вершины трещины, получим

$$\Delta\varepsilon_p = \underbrace{B\Delta\tilde{K}_I^2}_{\Delta\varepsilon_p^{лок}} + \underbrace{\Delta\varepsilon^{ном} - \sigma_{-1}/E}_{\Delta\varepsilon_p^{ном}}, \qquad (4)$$

где B - константа гранулируемого никелевого сплава. Накопление повреждений при деформировании структурного элемента может быть описано с использованием модели Коффина – Мэнсона. При этом число циклов до разрушения структурного элемента с размером d_{str} будет равно

$$\Delta N \approx \varepsilon_d^* \Big/ \left(\Delta\varepsilon_p\right)^m = \varepsilon_d^* \Big/ \left(B\Delta\tilde{K}_I^2 + \Delta\varepsilon^{ном} - \sigma_{-1}/E\right)^m , \qquad (5)$$

где ε_d^* - истинная деформация в момент разрушения структурного элемента с размером d_{str}. Скорость развития трещины находится как

$$v \approx d_{str}/\Delta N = d_{str}/\varepsilon_d^* \times \left(B\Delta K_1^2 + \Delta\varepsilon^{ном} - \sigma_{-1}/E\right)^m . \qquad (6)$$

Из условия совпадения скоростей короткой и протяженной усталостных трещин при $\Delta\tilde{K}_I \to \Delta K_{th}$ оценка константы B может быть принята в виде $\sigma_{-1}/E\Delta K_{th}^2$. Получаем

$$v \approx d_{str}/\varepsilon_d^* \times \left(\sigma_{-1}/E\Delta K_{th}\right)^m \times \left(\Delta\tilde{K}_I^2 - \Delta K_{th}^2 + \left\{\Delta\varepsilon^{ном}E/\sigma_{-1}\right\}\Delta K_{th}^2\right)^m , \qquad (7)$$

откуда верхняя граница для скорости короткой усталостной трещины может быть найдена как скорость роста при $\Delta\tilde{K}_I = \Delta K_{th}$ [3]. Получаем

$$v_{max} \approx d_{str}\left\{\Delta\varepsilon^{ном}\right\}^m \Big/ \varepsilon_d^* \times \Delta K_{th}^{2m} = C_1^* \Delta K_{th}^n , \Delta\tilde{K}_I \le \Delta K_{th} , \qquad (8)$$

где C_1^*, n - параметры, входящие в уравнение Периса для гранулируемого никелевого сплава.

Для оценки скорости развития усталостных трещин при циклическом нагружении циклами со сложной структурой выполним построение диаграммы роста коротких усталостных трещин.

4. Диаграмма роста короткой усталостной трещины при сложном нагружении

Рассмотрим нагружение образца из гранулируемого сплава ЭП741НП последовательностью циклов со сложной структурой. Каждый цикл характеризуется последовательностью из n_i подциклов нагружения с размахом $\Delta\sigma_i$. Пусть N - общее количество циклов нагружения до начала динамического разрушения образца с трещиной, причем $N >> \sum_i n_i$. При выполнении указанного допущения скорость трещины с характерным размером a за один цикл со сложной структурой оценим как

$$v_\Sigma(a) \approx k\left\{v(\Delta\sigma_1, a)n_1 + ... + v(\Delta\sigma_m, a)n_m\right\} = k\sum_i v(\Delta\sigma_i, a)n_i , \qquad (9)$$

где параметр $k > 1$ вводится для учета возрастания характерного размера трещины a в одном цикле нагружения со сложной структурой. В соответствии с выражениями (2), (8) и (9) построим диаграмму скорости роста трещины от ее характерного размера a при сложном нагружении.

Сначала рассмотрим построение указанной диаграммы в вырожденном случае – простое нагружение циклом с размахом $\Delta\sigma$. При этом возможно два случая: $\Delta\sigma > \sigma_{-1}$ (рис.2) и $\Delta\sigma < \sigma_{-1}$ (рис.3).

Случай 1 ($\Delta\sigma > \sigma_{-1}$). Диаграмма роста трещины (рис.2) строится в виде совокупности двух кривых: кривой в осях $\Delta\tilde{K}_I - a$ и кривой скорости трещины в осях $v - a$. Сначала в осях $\Delta\tilde{K}_I - a$ проводится прямая $\Delta\tilde{K}_I = \Delta K_{th}$, затем - кривая 1, соответствующая нагружению циклом с размахом $\Delta\sigma = \sigma_{-1}$. В соответствии с (2) точка пересечения линий определяет характерный размер короткой усталостной трещины a_{sh}. Теперь в осях $\Delta\tilde{K}_I - a$ строим кривую 2, соответствующую циклу нагружения с размахом $\Delta\sigma > \sigma_{-1}$. Точку пересечения кривой 2 с линией $\Delta\tilde{K}_I = \Delta K_{th}$ назовем s_2. Таким образом, первая часть диаграммы построена.

Переходим к построению второй части диаграммы роста трещины в осях $v-a$. Данная часть диаграммы состоит из двух участков. Первый участок отвечает условиям $\{a < a_{sh}\} \wedge \{\Delta\tilde{K}_I \le \Delta K_{th}\}$, поэтому на части диаграммы в осях $v-a$ ему соответствует горизонтальная прямая $v = C_1^* \Delta K_{th}^n$. После прохождения точки s_2 выполняется условие $\Delta\tilde{K}_I > \Delta K_{th}$. Поскольку разработанная модель кинетики короткой трещины при простом нагружении справедлива лишь при условии $\Delta\tilde{K}_I \le \Delta K_{th}$, то в дальнейшем скорость роста трещины описывается уравнением, аналогичным уравнению Периса. Второму участку соответствует наклонная линия на части диаграммы в осях $v-a$. Построение диаграммы окончено.

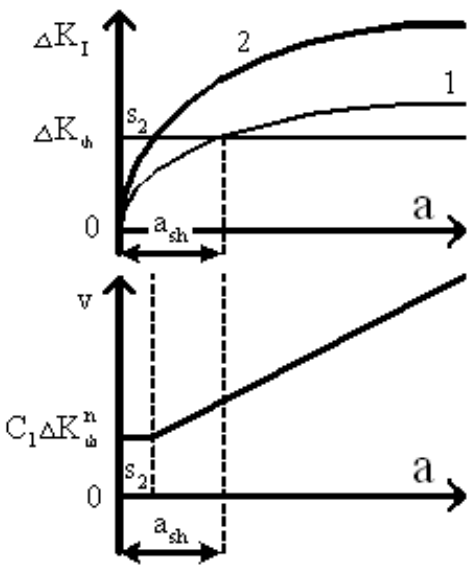


Рис. 2. К построению диаграммы роста трещины

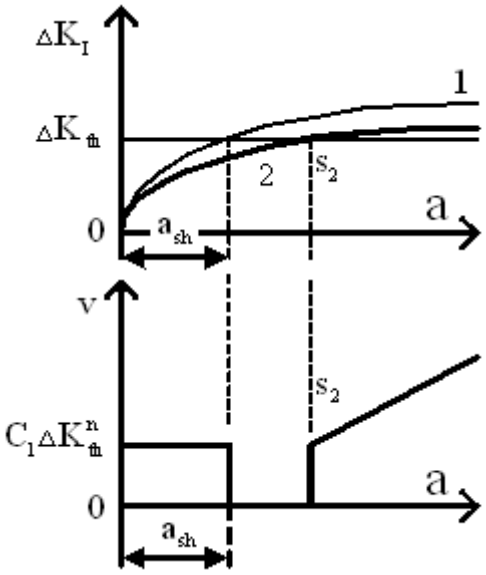


Рис. 3. К построению диаграммы роста трещины

Случай 2 ($\Delta\sigma < \sigma_{-1}$). Построение диаграммы роста трещины показано на рис. 3. Сначала в осях $\Delta\tilde{K}_I - a$ строим прямую $\Delta\tilde{K}_I = \Delta K_{th}$, кривую 1 - $\Delta\sigma = \sigma_{-1}$ и кривую 2 - $\Delta\sigma < \sigma_{-1}$. Точка пересечения кривой 2 и горизонтали $\Delta\tilde{K}_I = \Delta K_{th}$ - точка s_2 лежит правее характерного размера короткой трещины a_{sh}. Переходим к построению части диаграммы в осях $v-a$. Данная часть диаграммы состоит из трех участков. Первый участок отвечает условиям: $\{a < a_{sh}\} \wedge \{\Delta\tilde{K}_I \le \Delta K_{th}\}$, поэтому ему соответствует горизонтальная прямая $v = C_1^* \Delta K_{th}^n$. На втором участке $\{a_{sh} < a < s_2\} \wedge \{\Delta\tilde{K}_I \le \Delta K_{th}\}$, т.е. описывается кинетика протяженной трещины в припороговой области КДУР, а скорость такой трещины принимается равной нулю. На третьем участке $\Delta\tilde{K}_I > \Delta K_{th}$, скорость такой трещины описывается уравнением Периса, участку соответствует наклонная линия в осях $v-a$. Построение диаграммы окончено.

В завершении построим диаграмму роста короткой усталостной трещины в случае нагружения образца сложным циклом нагружения с двумя подциклами с размахами $\Delta\sigma_2 < \sigma_{-1}$ и $\Delta\sigma_3 > \sigma_{-1}$. Построение диаграммы начинаем в осях $\Delta\tilde{K}_I - a$ (рис.4). Для этого строим прямую $\Delta\tilde{K}_I = \Delta K_{th}$ и три кривых: кривую 1 - $\Delta\sigma = \sigma_{-1}$, кривую 2 - $\Delta\sigma_2 < \sigma_{-1}$ и кривая 3 - $\Delta\sigma_3 > \sigma_{-1}$. Точки пересечения указанных кривых с горизонталью $\Delta\tilde{K}_I = \Delta K_{th}$ обозначаем a_{sh}, s_2, s_3 соответственно. В осях $v-a$ диаграмма состоит из четырех участков.

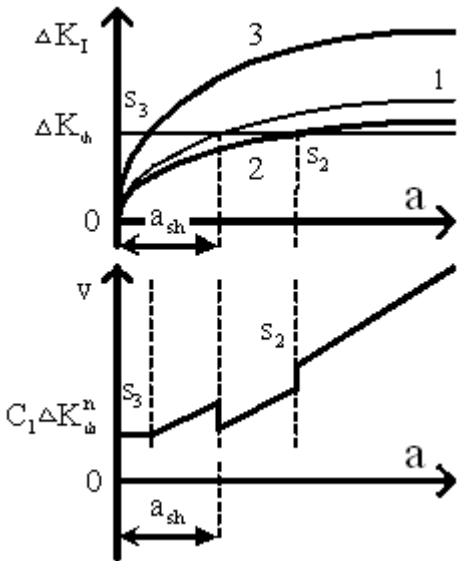


Рис. 4. Диаграмма роста усталостной трещины при сложном нагружении

Первый участок $\{a < s_3 < a_{sh}\} \wedge \{\Delta\tilde{K}_I < \Delta K_{th}\}$, в соответствии с (9) скорость роста трещины $v = 2C_1^*\Delta K_{th}^n$. Второй участок: для цикла нагружения с $\Delta\sigma_3 > \sigma_{-1}$ скорость роста трещины $v = C_1^*\Delta\tilde{K}_I^n$, для цикла с $\Delta\sigma_2 < \sigma_{-1}$ скорость роста трещины $v = C_1^*\Delta K_{th}^n$; общая скорость роста равна $v = C_1^*\left(\Delta K_{th}^n + \Delta\tilde{K}_I^n\right)$. Третий участок: для цикла с $\Delta\sigma_3 > \sigma_{-1}$ скорость роста трещины $v = C_1^*\Delta\tilde{K}_I^n$, для цикла с $\Delta\sigma_2 < \sigma_{-1}$ справедливо $\{a_{sh} < a < s_2\} \wedge \{\Delta\tilde{K}_I \le \Delta K_{th}\}$ и скорость равна нулю: общая скорость $v = C_1^*\Delta\tilde{K}_I^n$. Четвертый участок: для обоих циклов нагружения скорость роста трещины описывается уравнением Периса; общая скорость $v = C_1^*\left(\Delta\tilde{K}_I^n\{\Delta\sigma_1\} + \Delta\tilde{K}_I^n\{\Delta\sigma_2\}\right)$. Диаграмма роста усталостной трещины при сложном нагружении циклом из двух подциклов построена.

Таким образом, показаны общие принципы построения диаграмм роста коротких усталостных трещин при сложном режиме нагружения. Указанные диаграммы могут быть использованы как эффективное средство учета отличий в кинетике коротких и протяженных усталостных трещин при прогнозировании ресурса элементов конструкций из гранулируемых никелевых сплавов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект 05-08-33649-а.

Литература

1. Файнброн А.С., Перцовский В.Н., Савин В.Н. Особенности зарождения разрушения гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП при испытаниях на малоцикловую усталость. // Металловедение и термическая обработка металлов. №6. 1993. С. 32 – 34.
2. Фишгойт А.В., Демидов А.Г., Розанов М.А., Шашурин Г.В. Механизм и кинетика разрушения гранульного сплава, содержащего неметаллические включения. // Тезисы XV Международной конференции «Физика прочности и пластичности материалов». Тольятти: ТГУ. 2003. С.22.
3. Шашурин Г.В. Модель роста трещин в элементах энергетических установок, изготовленных методами порошковой металлургии. // Тезисы докладов XII конференции «Современные проблемы машиноведения». М.: ИМАШ РАН. 2000. С. 12.
4. Демидов А.Г., Розанов М.А., Фишгойт А.В., Черкасова С.А. Разработка моделей коротких и длинных трещин в металлических материалах при циклическом нагружении. // Вопросы материаловедения №1. 2001. С. 63 –76.

МЕТОДИКА І РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАРОДЖЕННЯ ТРІЩИНИ В УМОВАХ ФРЕТИНГ-УТОМИ

Г.В. Цибаньов, Ю.П. Кураш

PROCEDURE AND RESULTS OF INVESTIGATION OF CRACK INITIATION UNDER FRETTING FATIGUE

G.V. Tsyban'ov, Yu.P. Kurash

Інститут проблем міцності ім.. Г.С.Писаренко Національної академії наук України, Україна

Abstract Technique for determination of crack initiation lifetime under fretting fatigue has developed. It represents a combination of the French's method and the statistical staircase method. Using this technique, relation between crack initiation and total lifetime for pair of steel 15 kp – steel 45 under fretting fatigue established. Fatigue crack initiation part constitutes about 50 per cent when total lifetime is equal to ~ 10^6 cycles. Lowering stress amplitude down to fretting fatigue limit leads to increasing the fatigue crack initiation part.

Вступ. При дослідженні фретинг-утоми матеріалів частіше за все встановлюється зв'язок параметрів фретинга з довговічністю до повного руйнування зразків. В той же час головний ефект фретингу пов'язаний з дією на поверхневий шар матеріалу сил тертя та контакту у першому періоді циклічного навантаження, коли від цих сил зароджується поверхнева тріщина, так як на подальший її ріст ці сили впливають мало. Тому при встановленні критеріїв граничного стану матеріалу в зоні фретингу, їх слід пов'язувати з зародженням тріщини фретинг-утоми, а не з повною довговічністю.

У більшості випадків ці підходи пов'язані з необхідністю вимірювання розміру тріщини, в той час як сам розмір може вибиратися виходячи з технічних можливостей експериментатора. Можна вважати фізично обґрунтованим розміром дефекту, утвореного за рахунок циклічного навантаження і який може бути прийнятим за розмір тріщини, що зародилася, є такий, що приводить до подальшого росту цього дефекту як тріщини при циклічних напруженнях, які відповідають початковій границі витривалості досліджуваного матеріалу. Розмір такого дефекту важко визначити безпосередньо, але довговічність до його утворення може бути визначена за методом Френча [1]. В роботах [2,3] було запропоновано вважати лінію Френча такою, що відповідає кривій втоми за критерієм зародження тріщини. Така ж ідеологія була закладена у дослідженнях стадії зародження тріщини в умовах фретинг-утоми, коли доступ для оптичного визначення наявності та довжини тріщини утруднений. Довговічність до зародження тріщини фретинг-утоми визначалась напрацюванням, за якого у зразку розвивався дефект який знижує початкову границю витривалості, визначену в умовах „чистої" втоми [4,5].

Подібна методика визначення довговічності до зародження тріщини в умовах фретинг–утоми використана також в роботі [6]. Для цього застосовували метод "драбини ", відомий в математичній статистиці як метод "догори-вниз". Такий же шлях вибрано і у цьому дослідженні і нижче описані методичні особливості цих досліджень та одержані результати.

Методика визначення довговічності до зародження тріщини фретинг-утоми. Для реалізації методу приймаємо наступні припущення. Вважаємо, по-перше, що розподіл довговічностей до зародження тріщини фретинг-утоми досить точно можна апроксимувати логарифмічно-нормальним законом розподілу. По-друге, що кожний індивідуальний зразок має визначену довговічність до зародження тріщини фретинг-

утоми за даних умов навантаження таку, що тріщина фретинґ-утоми буде виникати в зразку, якщо зразок зазнає дії фретинґ-утоми впродовж кількості циклів більшої або рівної довговічності до зародження тріщини фретинґ-утоми, та не буде виникати якщо зразок зазнає дії фретингу впродовж кількості циклів меншої ніж довговічність до зародження тріщини фретинґ-утоми. Таким чином, генеральна сукупність довговічностей усіх зразків, де виникла тріщина фретинґ-утоми, характеризується за допомогою випадкової змінної – довговічності до зародження тріщини фретинґ-утоми. Але цю випадкову змінну неможливо визначити безпосередньо, так як результати експериментів тільки встановлюють для кожного зразка перевищує чи ні кількість циклів дії фретингу довговічність до зародження тріщини фретинґ-утоми. Тому була розроблена методика визначення цієї випадкової змінної, яка приведена нижче.

Зразки досліджували при циклічному навантажені на двох рівнях осьового напруження, що перевищує границю фретинґ-витривалості, за постійних значень площі контакту та номінального контактного тиску. Перший зразок зазнає дії фретингу впродовж очікуваної кількості циклів до зародження тріщини N_{ifr}, попередню оцінку якої можна зробити виходячи з закону росту тріщини Париса для напів-еліптичної тріщини [7].

Після напрацювання кількості циклів n_{fr} пристрій для ініціювання фретингу демонтується і досліджується наявність тріщини методом циклічного долому. За цим методом зразок після напрацювання n_{fr} навантажували при "чистій" втомі на рівні границі витривалості σ_r, яка була визначена попередньо, до руйнування або напрацювання базової кількості циклів. Оскільки рівень циклічного навантаження при напрацюванні нижчий за межу початку розвитку тріщини в умовах "чистої" утоми, то вважаємо, що за зародження тріщини відповідають процеси фретингу. Якщо зразок зруйнувався при напруженні σ_r, то фретинґ-утомне навантаження призвело до пошкодження матеріалу і зародження тріщини. Якщо зразок не зруйнувався, то попереднє фретинґ-утомне навантаження не викликало пошкодження матеріалу, яке знижує початкову границю витривалості при "чистій" втомі.

Якщо наявність тріщини таким методом не виявлено (зразок не зруйнувався), то кількість циклів навантаження в умовах фретингу для наступного зразка збільшували, а якщо виявлено - то навпаки, зменшували. В загальному випадку наступний зразок напрацьовували в умовах дії фретингу впродовж кількості циклів, визначених залежністю:

$$(n_{fr})_j = (n_{fr})_{j-1} \pm d, \qquad (1)$$

де d – інтервал між рівнями напрацювання в умовах фретингу; j – номер досліду.

У формулі (1) знак “+” береться у випадку якщо у попередньому j -1 зразку тріщина фретинґ-утоми не виявлена, а знак “-” у випадку наявності тріщини фретинґ-утоми. Вважається [8], що аналіз даних буде достатньо надійним, якщо інтервал між рівнями напрацювання в умовах фретингу буде дорівнювати стандартному відхиленню розподілу довговічностей до зародження тріщини в умовах фретинґ-утоми. Оскільки ця величина на початку досліджень невідома, то згідно з [9] вважаємо, що до розсіювання довговічності до руйнування зразка призводить розсіювання довговічності до зародження тріщини. Отже, використовували стандартне відхилення розподілу довговічності до руйнування в умовах фретинґ-утоми, яке визначено за результатами попередніх одностадійних досліджень. Згідно з Браунли (Brownlee) [10] використовували по 5 – 10 зразків на кожному рівні осьового навантаження. При цьому знаходили мінімальне значення кількості циклів для зародження тріщини фретинґ-утоми N_{ifr}, після напрацювання якого починається її розвиток.

Для статистичного аналізу результатів досліджень використовували метод максимальної правдоподібності [8]. При аналізі статистичних характеристик перевага надається менш частій події з відсутності або наявності тріщини. У відповідності до

цього методу оцінку параметрів середнього значення $M\{N_{ifr}\}$ та середньоквадратичного відхилення $D\{N_{ifr}\}$ визначали з рівнянь

$$\sum_{i=-\infty}^{+\infty} n_i \left[\frac{\varphi(z_{i-1})}{q_{i-1}} - \frac{\varphi(z_i)}{P_{i-1}} \right] = 0 ; \tag{3}$$

$$\sum_{i=-\infty}^{+\infty} n_i \left[\frac{(z_{i-1})\varphi(z_{i-1})}{q_{i-1}} - \frac{(z_i)\varphi(z_i)}{P_{i-1}} \right] = 0 , \tag{4}$$

де n_i – кількість досліджених зразків, в яких виявлено наявність тріщини на j-тому рівні фретинг-напрацювання (вважаємо, що кількість зразків, де тріщина виявлена, менша кількості зразків де тріщина не виявлена); $\varphi(z_i)$ – деяка функція від z_i; $Z_i = \frac{(n_{fr})_i - M\{N_{ifr}\}}{\sqrt{D\{N_{ifr}\}}}$ - нормована нормально розподілена величина; $(n_{fr})_i$ - рівень фретинг-напрацювання при дослідженнях; $P_i=1-q_i$- вирогідність виявлення тріщини на і-тому рівні фретинг-напрацювання.

Безпосереднє вирішення цих рівнянь ускладнене, тому використовуємо лінійну апроксимацію цих рівнянь [8], яка справедлива при $d < 2\sqrt{D\{N_{ifr}\}}$ та дає можливість визначити характеристики розсіяння довговічностей N_{ifr} (середнє значення та середньоквадратичне відхилення) за формулами [11,12,13]:

$$M\{N_{ifr}\} = (n_{fr})_{\min} \pm d\left(\frac{A}{C} - \frac{1}{2}\right); \tag{5}$$

$$D\{N_{ifr}\} = 1.62\, d\left(\frac{CB - A^2}{C^2} + 0.029\right), \tag{6}$$

де $$A = \sum_{i=0}^{R} i r_i ,\ B = \sum_{i=0}^{R} i^2 r_i ,\ C = \sum_{i=0}^{R} r_i ;$$

$(n_{fr})_{min}$ – найменша кількість циклів напрацювання n_{fr} при якому відсутня або наявна тріщина фретинг-утоми;

r_i - кількість однакових подій на і-й сходинці;

R - кількість сходинок;

$i = 0,1,2,\ldots, R$ – порядковий номер рівня.

В формулі (6) береться знак "+", якщо загальна кількість зразків де виявлена тріщина, більша за кількість зразків, де тріщина не виявлена, тобто аналізується відсутність тріщини, а знак "-" – якщо загальна кількість зразків, де виявлена тріщина менша за кількість зразків, де тріщина не виявлена, тобто аналізується наявність тріщини.

Використана апроксимація рівнянь (1, 2) справедлива, якщо виконується умова [11,12,13]:

$$(C \cdot B - A^2)/C > 0{,}3 , \tag{7}$$

що відповідає вимозі $d < 2\sqrt{D\{N_{ifr}\}}$.

Для підрахунку середньоквадратичних похибок оцінки параметрів стандартного відхилення вибіркового середнього $S_{M\{N_{ifr}\}}$ та стандартного відхилення вибіркового значення $S_{N_{ifr}}$, що позначено S_S, застосовували формули [11,12,13].

$$S_{M\{N_{ifr}\}} = \frac{G \cdot D\left\{N_{ifr}\right\}}{\sqrt{C}}; \tag{8}$$

$$S_S = \frac{H \cdot D\left\{N_{ifr}\right\}}{\sqrt{C}}; \tag{9}$$

$$G = \frac{\sum\limits_{i=-\infty}^{+\infty} \varpi_i}{\sum\limits_{i=-\infty}^{+\infty} \varpi_i \left[\frac{\varphi^2(z_{i-1})}{q_{i-1}^2} + \frac{\varphi^2(z_i)}{P_{i-1}^2} \right]}; \tag{10}$$

$$H = \frac{\sum\limits_{i=-\infty}^{+\infty} \varpi_i}{\sum\limits_{i=-\infty}^{+\infty} \varpi_i \left[\frac{(z_{i-1})^2 \varphi^2(z_{i-1})}{q_{i-1}^2} + \frac{(z_i)^2 \varphi^2(z_i)}{P_{i-1}^2} \right]}, \tag{11}$$

де $\frac{\varpi_i}{\sum\limits_{i=-\infty}^{+\infty} \varpi_i}$ - відносний об’єм випробувань на і-тому рівні напрацювання (для зразків в яких виявлено тріщину).

Залежності функцій G та H від співвідношення $\frac{d}{D\left\{N_{ifr}\right\}}$ та положення середнього значення напрацювання до зародження тріщини $M\{N_{ifr}\}$ відносно рівнів напрацювання можуть бути побудовані згідно з [11].

Оцінка розміру зародженої тріщини. У зв’язку з наявністю в літературних джерелах значної кількості пропозицій з визначення довговічності при фретинг-утомі на основі використання підходів механіки руйнування важливим подальшим кроком у дослідженнях є оцінка довговічності до моменту зародження тріщини, після якого вже можна використовувати методи механіки руйнування. Вище була викладена методика експериментального визначення довговічності до зародження тріщини (дефекту) фретинг-утоми такої величини, яка (який) може розвиватися в умовах „чистої” втоми (без наявності дії фретинга) при навантаженні на рівні границі витривалості. У відповідності з літературними даними [14] лінія втоми за зародженням тріщини побудована таким методом і яка відповідає лінії Френча [1], свідчить про коалесценцію субмікроскопічних тріщин і утворення мікротріщин, які не зникають при термообробці, і тому матеріал досягнув стадії незворотної пошкодженості [14]. Результати досліджень сталі з 0,11% вуглецю показують, що лінія Френча відповідає наявності поверхневої тріщини довжиною 0,1 мм [3,15] . Результати робіт [16, 17] свідчать, що для більш міцних сталей довжина тріщини дещо зменшується. Виходячи з того, що точка на кривій втоми (по кінцевому руйнування зразка) з координатами N_o, σ_r (N_o - абсциса точки зламу кривої втоми, σ_r – границя витривалості) також належить лінії Френча [14], приймемо до уваги, що для сталей 45 і 12ХН3А при циклічному розтязі – стиску були зафіксовані довжини поверхневої тріщини на границі витривалості на рівні 0,04...0,07 і 0,02...0,036 мкм відповідно [16,17].

Враховуючи розмір структурного елементу (зерна) сталей феритно-перлитного класу, до яких належать названі вище сталі, в тому числі сталь 15кп, яка досліджується,

можна сказати, що довжина поверхневої тріщини, яка відповідає лінії Френча і циклічне напрацювання до зародження якої можна вважати моментом зародження тріщини, становить близько 2...3 розмірів зерна, тобто, для нашого випадку – це поверхнева тріщини довжиною 0,05-0,1 мм.

Результати експериментальних досліджень. Дані були одержані для фретинг-пари сталь 15кп – сталь 45 при контактному напруженні $P_к$ = 90 МПа.

На рисунках 1 і 2 наведені дані випробувань двостадійним методом „драбини" (за циклічних напружень 190 МПа (рис. 1) і 150 МПа (рис. 2)). Досліджено два рівні амплітуди напруження, на яких одержано значення циклічних напрацювань, що ведуть до зародження тріщини втоми і які дозволяють побудувати криву за критерієм зародження тріщини, що буде проаналізовано далі.

У відповідності з непрямою методикою визначення довговічності до зародження тріщини фретинг-втоми, викладеною вище, і експериментальними даними, одержаними за цією методикою, на рис. 3 приведені ці результати у вигляді кривих втоми по зародженню тріщини і по повному руйнуванню зразків. Для подальшого аналізу запишемо криві втоми у вигляді рівнянь лінійної регресії:

$$lgN_{ifr} = 10{,}2308 - 0{,}02917\ \sigma_a; \tag{12}$$

$$lgN_{fr} = 9{,}6963 - 0{,}02373\ \sigma_a\ , \tag{13}$$

де N_{ifr}- довговічність до зародження тріщини фретинг-утоми, визначена за прийнятою методикою; N_{fr} - довговічність до повного руйнування зразка при фретинг-утомі.

Виходячи з цих рівнянь регресії, виконані розрахунки відносної довговічності до зародження тріщини фретинг-утоми для різних значень амплітуд напружень і повних довговічностей. Ці результати приведені в таблиці.

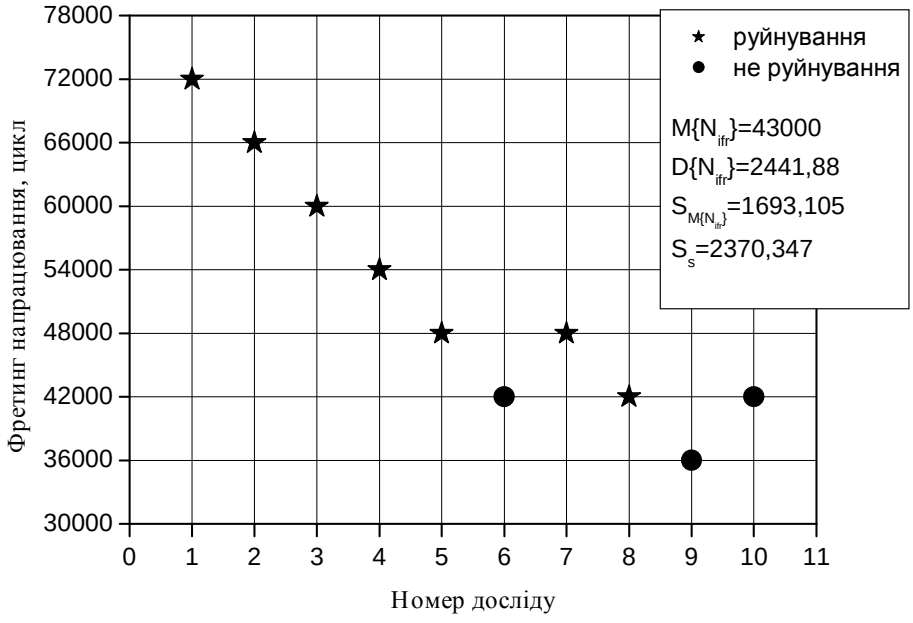


Рис. 1. Результати досліджень методом "драбини" пари сталь 15кп – сталь 45; контртіло розміром А = 1 мм; σ_a = 190 МПа; $P_к$ = 90 МПа.

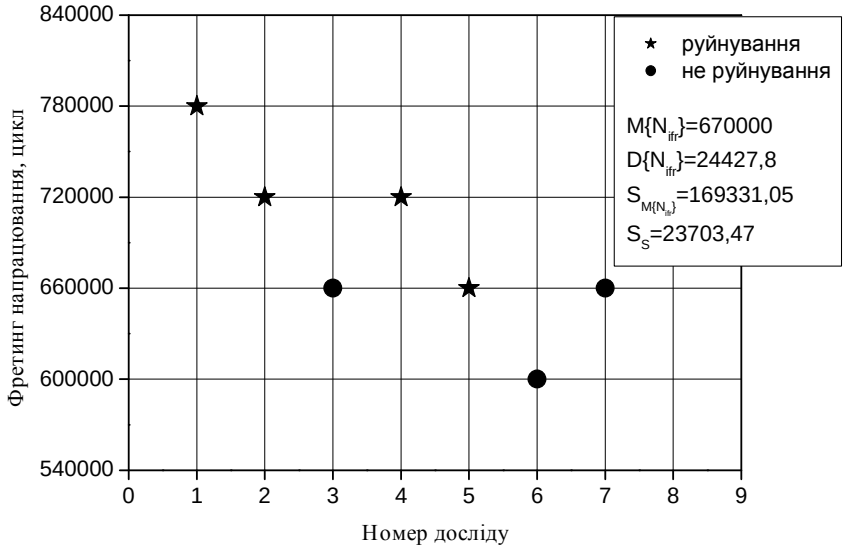


Рис. 2. Результати досліджень методом "драбини" пари сталь 15кп – сталь 45; контртіло розміром A = 1 мм; σ_a = 150 МПа; $P_к$ = 90 МПа

Таблиця. Результати розрахунку відносної довговічності до зародження тріщини фретинг-утоми в контакті сталь 15кп- сталь 45 при контактному напруженні 90 МПа

Амплітуда напружень, МПа	Довговічність, відносна довговічність				
	$N_{fr}\cdot10^4$,цикл	$N_{ifr}\cdot10^4$,цикл	$N_{ifr}/N_{fr}\cdot100\%$	$N'_{fr}\cdot10^4$,цикл	$N'_{ifr}/N_{fr}\cdot100\%$
240,0	1	0,17	17,0	0,25	25
197,9	10	2,88	28,8	4,27	42,7
155,74	100	48,76	48,76	72,49	72,49
143,06	200	114,26	57,13	169,9	84,95
130,0	408,32	274,7	67,28	408,3	100

Надалі була виконана ще одна оцінка тривалості стадії зародження тріщини фретинг-утоми. Враховуючи прийняту методику, перевірка тривалості стадії зародження тріщини проводили на рівні границі витривалості одержаної за „чистої" утоми, то при цьому знаходиться довговічність до зародження такої тріщини фретинг-утоми, яка не знижує границю витривалості гладкого зразка. Так як для гладкого зразка σ_{-1}= 190 МПа, а границя витривалості при фретинг-утомі становить σ_{-1fr} =130 МПа, то для зниження σ_{-1fr} повинна зародитися тріщина більшої довжини, ніж це відбувається за визначеної експериментальної довговічності до зародження тріщини фретинг-утоми N_{ifr}, коли долом зразка виконувався на рівні σ_r. Для оцінки довговічності до зародження такої тріщини прийнято до уваги той факт, що за числа циклів навантаження N_o, що відповідає абсцисі злому кривої фретинг-утоми на рівні границі витривалості при фретинг-утомі, у матеріалі зароджується тріщина фретинг-утоми. Для її подальшого розвитку необхідно незначно перевищити границю витривалості σ_{-1fr}, тобто напрацювання до кількості циклів N_o на границі витривалості σ_{-1fr} приводить до зародження тріщини граничної довжини, коли вона ще не розповсюджується. Такі тріщини на границі витривалості σ_{-1fr} в експериментах на фретинг-утому спостерігалися у дослідах [18]. Виходячи з цього, а також припускаючи, що вся крива втоми за критерієм зародження тріщини фретинг-утоми, коли долом зразків проводити на рівні границі витривалості σ_{-fr} зміщується паралельно собі у бік більших довговічностей і при цьому проходить через точку з координатами (N_o, σ_{-1fr}), була побудована крива

втоми за критерієм зародження тріщини фретинг-утоми, яка описується наступним рівнянням:

$$lgN'_{ifr} = 10{,}4029 - 0{,}02917\sigma_a \qquad (14)$$

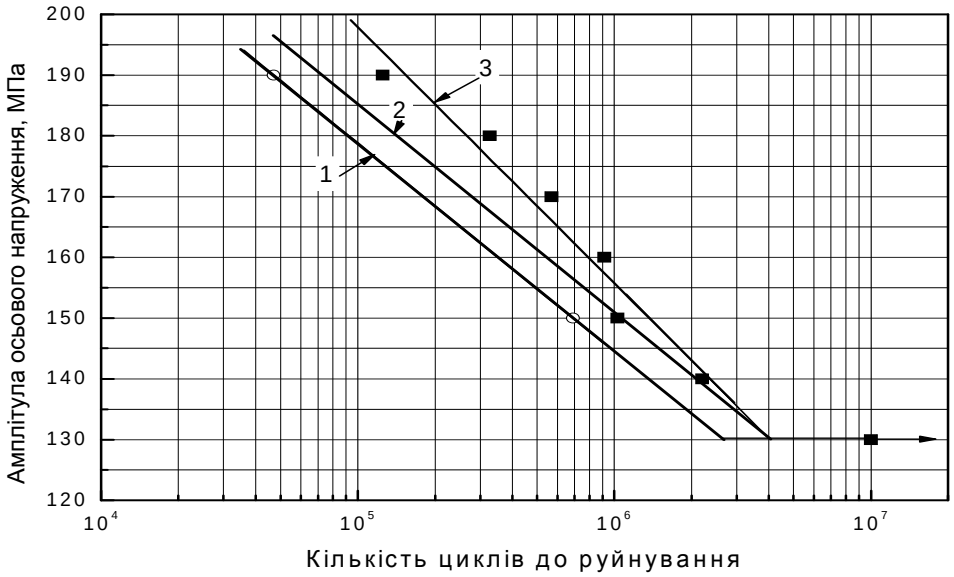


Рис. 3. Криві фретинг-утоми пари сталь 15кп – сталь 45 по зародженню тріщини (1, 2) і по кінцевому руйнуванню (3).

З цих даних витікає (рис.3, таблиця), що у відповідності з першою (експериментальною) кривою фретинг-втоми за критерієм зародження тріщини відносна довговічність N_{ifr}/N_{fr} змінюється в діапазоні значень 0,17...0,67 при зміні значень довговічності до повного руйнування в межах $1{\cdot}10^4$...$4{,}08{\cdot}10^6$ циклів. Використовуючи рівняння кривої фретинг-утоми за зародженням тріщини у вигляді $N'_{ifr} = f(\sigma_a)$ одержані відносні довговічності до зародження тріщини фретинг-утоми у діапазоні значень 0,265...1,0, що відповідає приведеному вище діапазону зміни довговічності за критерієм повного руйнування зразка. З цих даних витікає, що стадія зародження тріщини фретинг-утоми займає значну частину повної довговічності у багатоцикловій області і повинна бути врахованою у розрахункових методиках.

Висновки

1. Показана необхідність установлення зв'язку силових параметрів фретинг утоми з довговічністю до зародження тріщини, а не з повною довговічністю.

2. Запропонована методика експериментального визначення довговічності до зародження тріщини фретинг-утоми, яка є комбінацією модифікованого методу Френча і статистичного методу «вгору-вниз».

3. Виконана методична розробка застосована для визначення співвідношень між стадією зародження тріщини фретинг-утоми і повною довговічністю у парі сталь 15 кп – сталь 45. При повній довговічності ~ 10^6 циклів стадія зародження тріщини фретинг-утоми становить біля 50% цієї довговічності. Ця частка збільшується при подальшому пониженні амплітуди напруження до границі фретинг-утоми.

4. Проведені дослідження свідчать про необхідність першочергового врахування стадії зародження тріщини у процесі визначення довговічності при фретинг-утомі у області багато циклової утоми.

Література

1. French H. Fatigue and hardening of steel //Trans. Amer. Soc. Steel Treat. – 1933. – 21. – P. 899.
2. Цыбанев Г.В. Энергетическая трактовка результатов усталостных испытаний и ее использование для определения стадии зарождения трещины //Пробл.прочности. – 1994. – № 2. – С. 19-27.
3. Klesnil M. The degree of damage at the French curve and of the fatigue limit during oscilating bend loading //Metal Treatment and Drop Forging.–1965.- № 32.– P. 55-63.
4. Цыбанев Г.В., Кураш Ю.П. Экспериментальное и расчетное определение зарождения трещины при фретинг-усталости //Вибрации в технике и технологиях. – 2004. - № 5 (37). – С. 33-37.
5. Цыбаньов Г.В., Кураш Ю.П. Взаємозв'язок напруженого стану в зоні фретингу з довговічністю до зародження тріщини утоми //Трибофатика. Праці симпозіуму. Тернопіль 23-27 вересня 2002. Том 1. – Тернопіль: тернопільський державний технічний університет ім. І.Пулюя, 2001. – С. 301-305.
6. Sato K. Damage formation during dretting fatigue //Wear. – 1988. – 125. – P. 163-174.
7. Szolwinski M., Farris T. Mechanics of Fretting Fatigue Crack Formation //Wear 1996. – N 198. – p. 93-107.
8. Dixon W.J., Mood A.M. A method for obtaining and analyzing sensitivity data. – Journal Amer. Statist. Ass. – 1948. - Vol. 43. P. 109 –126.
9. Вейбул В. Усталостные испытания и анализ их результатов. Пер с англ. Ред С.В.Серенсен – М.: Машиностроение, 1964. - 275 с. JSME Standard. Standard method of statistical fatigue testing. JSME S 002, 1981.
10. Brownlee K.A., Hodyes J.L., Rozenblatt M. The up-and-down method with small samples// J.Amer.Statist.Ass. 1953.- 48. - С. 262-277. Когаев В.П., Расчеты на прочность при напряжениях, переменных во времени. - М.: Машиностроение, 1977. - 232 с.
11. Когаев В.П., Расчеты на прочность при напряжениях, переменных во времени. - М.: Машиностроение, 1977. - 232 с.
12. 13 Когаев В.П., Усталость и несущая способность узлов и деталей машин при стационарном и нестационарном переменном нагружении. - М.: Машиностроение, 1968. - 134 с.
13. Степнов М.Н. Статистическая обработка результатов механических испытаний. - М.: Машиностроение, 1972. - 232 с.
14. Иванова В.С.,Марьяновская Т.С. и Терентьев В.Ф. Ускоренный метод построения линии Френча с применением энергетических критериев усталости //Зав. лаб. – 1966. – № 2. – С. 225-228.
15. Klesnil M., Lukas P. Fatigue of metallic materials. – Prague: Academia, 1980.–222 p.
16. Трощенко В.Т., Драган В.И. Исследование влияния концентрации напряжений на характеристики сопротивления усталостному разрушению сталей по критерию зарождения трещины //Пробл. прочности. – 1986. - № 12. – С. 3-8.
17. Трощенко В.Т., Драган В.И. Исследование деформационного гистерезиса при циклическом растяжении-сжатии и кручении //Пробл. прочности. – 1985. - № 4. – С. 21-26.
18. Hills D.A., Nowell D., and O'Connor J.J. On the mechanics of fretting fatigue //Wear. – 1988. – N 125. – P. 129-146.

ОЦЕНКА ДОЛГОВЕЧНОСТИ СТАЛИ НА ОСНОВАНИИ НЕЛИНЕЙНОЙ МОДЕЛИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ

В.П. Багмутов, А.Н. Савкин

ESTIMATION OF THE FATIGUE LIFE OF STEEL ON THE BASIS OF NONLINEAR MODEL OF DAMAGE ACCUMULATION

V.P. Bagmutov, A.N. Savkin

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

Abstract. В работе приводится сравнительный анализ расчетных методов оценки долговечности стали на основе линейной и нелинейной гипотез суммирования повреждений при случайном внешнем нагружении по нормальному закону распределения, аппроксимированном блоковой нагрузкой.

Воздействие напряжений в конструкциях и деталях при эксплуатации носит, как правило, случайный характер. Оценка эксплуатационной долговечности предполагает экспериментальное ее определение на основании моделирования случайной функции внешнего нагружения, характеризующей основные этапы эксплуатации, и испытания конструкций блоковой нагрузкой. Блоковая нагрузка, как правило, описывает характерный вид нагружения детали или конструкции в период нормальной эксплуатации за определенный промежуток времени. Это также предполагает использование расчетных методов прогнозирования долговечности и надежности исследуемых деталей и конструкций при стохастическом или блоковом нагружении на основании выдвинутых гипотез суммирования повреждений.

Существующие аналитические модели в той или иной мере отражают процесс накопления повреждений, протекающих в материале под циклической нагрузкой. Поэтому большое значение представляет определение областей применяемости тех или иных гипотез суммирования. Это особенно касается линейного подхода к расчету повреждения, который является наиболее простым и упрощенным описанием накопления повреждаемости.

В данной статье проводится сравнительный анализ наиболее известной гипотезы суммирования повреждаемости, учитывающей линейный характер усталостной повреждаемости и корректированной по предельному состоянию на основании подхода Когаева [1] и нелинейной модели, предлагаемой авторами.

1. Рассмотрим более подробно модель Когаева В.П. с детализацией схемы программного нагружения. Условие повреждаемости по этой гипотезе выглядит как

$$\sum_{i=1}^{r} \overline{n}_i = a_p , \qquad (1)$$

где $i = 1...r$ - число ступеней в блоке нагружения, $\overline{n}_i = n_i / N_i$ - относительная долговечность работы материала на i-ой ступени нагружения; a_p - коэффициент нестационарности.

Обратимся к схеме на рис.1, описывающей принцип учета нестационарного нагружения по предложению Когаева В.П. По оси ординат отложим величину амплитуды напряжения σ_a, отнесенную к максимальному её значению в блоке нагружения $\sigma_{a\,max}$, а по оси абсцисс относительную продолжительность i-ой ступени нагружения v_{ai} по отношению к продолжительности всего блока нагружения $v_б$. Если материал испытывается при одноступенчатом циклическом нагружении $\sigma_a = \sigma_{a\,max}$ и

долговечность его работы равна $v_a = v_б$, то повреждаемость материала в блоке нагружения можно оценить площадью $S_1 = 1$. При программном нагружении ступенчатой нагрузкой, аппроксимирующей случайное нагружение, повреждаемость материала можно оценить площадью S_2, расположенной под ступенчатой нагрузкой. Поскольку $S_2 < S_1$, то такое программное нагружение должно вносить меньше повреждения. Однако не при всех амплитудах переменного напряжения происходит повреждение материала.

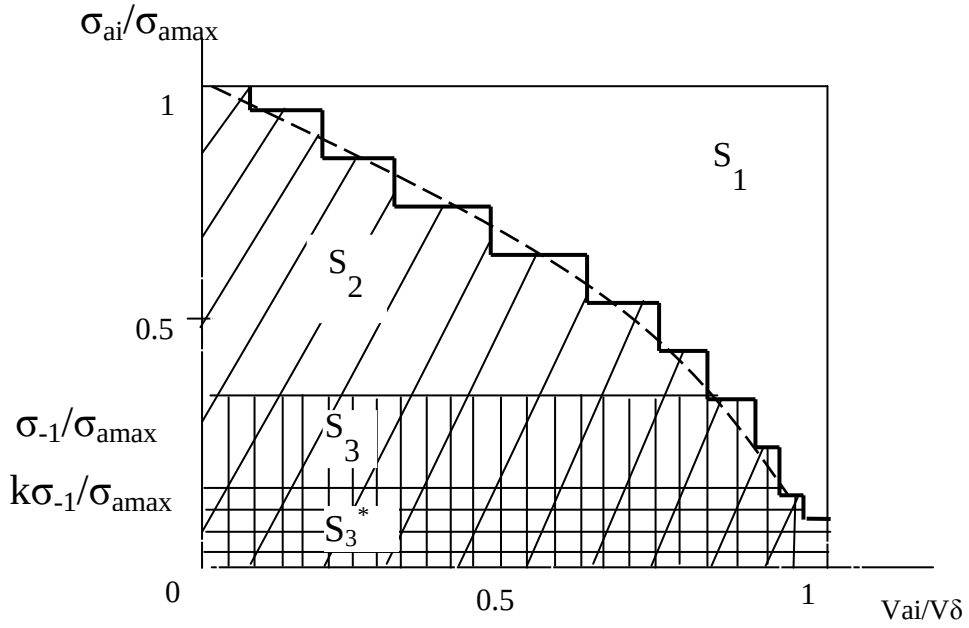


Рис. 1. Схема учета программного нагружения по корректированной гипотезе суммирования Когаева В.П.

$S_1 = 1$ - площадь, соответствующая стационарному нагружению при $\sigma_{ai} = \sigma_{a\,max}$ и долговечности $v_{ai} = v_б$; S_2 - площадь под ступенчатой нагрузкой, аппроксимирующей случайные нагружения; S_3 - площадь, соответствующей блоковой нагрузки не вносящей повреждения материала $\sigma_{ai} \le \sigma_{-1}$; S_3^* - площадь, соответствующая блоковой нагрузке с $\sigma_{ai} \le \kappa\sigma_{-1}$, не вносящей повреждения при программном нагружении.

При $\sigma_{ai} < \sigma_{-1}$ можно предполагать, что повреждающего воздействия нет. Такую «безопасную» долю повреждаемости можно описать площадью S_3. Имеющиеся в литературе данные свидетельствуют, что повреждаемость вносит изменения в параметры базовой кривой Веллера, в частности, она приводит к уменьшению предела выносливости, которое можно представить функцией [2] или конечной величиной κ, соответствующей данному базовому числу циклов. Второй подход более прост и, как показывают исследования, вполне приемлемые результаты при оценке долговечности металлов дает величина $\kappa = 0{,}5 \div 0{,}56$ [1]. Площадь, соответствующей блоковой нагрузки, связанной с «безопасной» долей повреждаемости $\sigma_{ai} < \kappa\sigma_{-1}$, будет равно S_3^*. Тогда коэффициент нестационарности по Когаеву будет равен

$$a_p = \frac{S_2 - S_3^*}{S_1 - S_3^*}. \qquad (2)$$

После подстановки значений S_1, S_2, S_3^*, получим

$$a_p = \frac{\sum_{i=1}^{r^*} \frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a\,max}} \frac{\nu_{ai}}{\nu_б} - \kappa \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{a\,max}} \sum_{i=1}^{r^*} \frac{\nu^*_{ai}}{\nu^*_б}}{1 - \kappa \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{a\,max}} \sum_{i=1}^{r} \frac{\nu_{ai}}{\nu_б}}. \qquad (3)$$

Учитывая, что $\sum_{i=1}^{r} \frac{\nu_{ai}}{\nu_б} = 1$, $\sum_{i=1}^{r^*} \frac{\nu^*_{ai}}{\nu^*_б} = 1$ окончательно будет иметь

$$a_p = \frac{\sigma_{a\,max} \sum_{i=1}^{r^*} \frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a\,max}} \frac{\nu^*_{ai}}{\nu^*_б} - \kappa\sigma_{-1}}{\sigma_{a\,max} - \kappa\sigma_{-1}}, \qquad (4)$$

где r, r^* - число ступеней в блоках нагружения $\nu_б, \nu^*_б$; $\nu^*_б$ - число циклов в блоке нагружения при отбрасывании ступеней с $\sigma_{ai} < \kappa\sigma_{-1}$.

Из опыта следует, что многие наблюдаемые функции нагружения можно приближенно аппроксимировать известными статистическими законами распределения [3,4]. На этой основе определялись единые совокупности с нормированной максимальной амплитудой $\sigma_{ai}/\sigma_{a\,max}$ равной единицы, и блоком нагружения $\nu_б = 10^6$ циклов [5]. Представление этих зависимостей в виде схемы на рис.1 позволяет сравнивать результаты многих эксплуатационных испытаний. Совокупность амплитуд, соответствующих различным видам случайного распределения показана на рис.2, при возможном математическом распределении в виде уравнения:

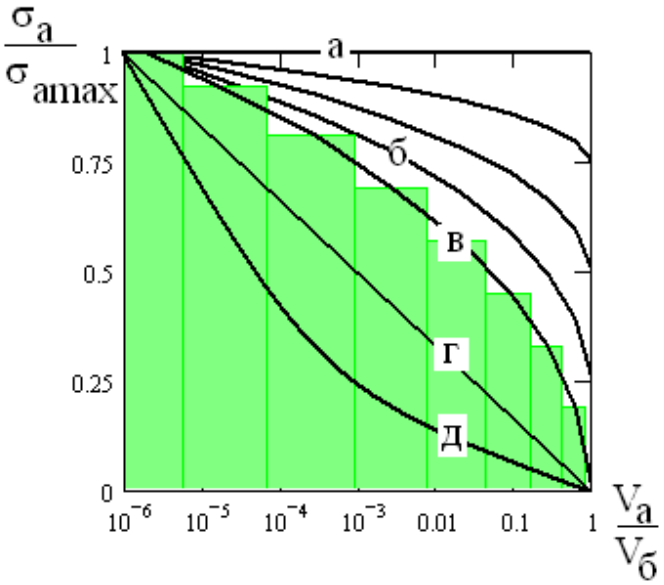


Рис 2 Схематизация различных видов случайного распределения внешнего нагружения

$$\frac{\nu_a}{\nu_б} = exp\left(-\sigma_a / 2б\right)^n \qquad (5)$$

где $б$ - дисперсия распределения при $n \to \infty$ предельный случай (одноступенчатое нагружение) $(а)$; при $n > 2$ - приближенно нормальное распределение $(б)$, при $n = 2$ - нормальное распределение $(в)$; $n = 1$ - линейное распределение $(г)$, при $n < 1$ приближенно логарифмически нормальное распределение. Для испытания и расчета спектр эксплуатационных нагрузок заменяют эквивалентными промежуточными спектрами при стационарных испытаниях (программным блоком).

Такой подход к описанию случайного внешнего эксплуатационного нагружения позволяет получать сопоставимые экспериментальные результаты по определению

долговечности материала и проводить сравнительные расчеты по прогнозированию долговечности по разным гипотезам суммирования.

Повреждаемость материала в блоке нагружения по линейной гипотезе суммирования определяется как

$$D_{гл} = \sum_{i=1}^{r^*} \overline{n}_i \,, \tag{6}$$

2. По нелинейной гипотезе суммирования усталостных повреждений мера повреждения в блоке нагружения будет [2]

$$D_{гн} = \left\{ \left[\left(\overline{n}_1^{\alpha_1} + \overline{n}_2 \right)^{\alpha_2} + \overline{n}_3 \right]^{\alpha_3} + \ldots \overline{n}_{r^*} \right\}^{\alpha_r^*} \tag{7}$$

где коэффициент влияния на повреждаемость истории нагружения и наследственных свойств определяется как [6]

$$\alpha_i = \frac{\frac{\sigma_{ai+1}}{\sigma_{-1}} - 1}{\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{-1}} - 1} \left(\frac{\sigma_{ai+1}}{\sigma_{ai}} \right) \tag{8}$$

Коэффициент α зависит от соотношения двух следующих друг за другом амплитуд нагружения. β - структурно-чувствительный параметр материала, характеризующий его наследственные свойства (последствия). Последний показатель степени α_r^* зависит только от одного значения напряжения последней ступени в блоке нагрузки. Для упрощения дальнейших математических расчетов можно исключить последнюю ступень в блоке нагружения с напряжением $\sigma_{ai} > \sigma_{-1}$. Тогда для блока нагружения коэффициент нелинейности может быть представлен

$$a_н = \frac{D_{гн}}{D_{гл}} = \frac{\left\{ \left[\left(\overline{n}_1^{\alpha_1} + \overline{n}_2 \right)^{\alpha_2} + \overline{n}_3 \right]^{\alpha_3} + \ldots \overline{n}_{r^*-1} \right\}^{\alpha_{r^*-1}}}{\sum_{i=1}^{r^*-1} \overline{n}_i} \tag{9}$$

Условие разрушения при программном нагружении с учетом нелинейности, истории нагружения и наследственных свойств материала будет выглядеть как

$$\sum_{i=1}^{N_\Sigma} \overline{n}_i = a_н a_p \tag{10}$$

Общее число циклов нагружения с учетом нелинейного характера накопления повреждений и линейного описания базовой кривой усталости в двойных логарифмических координатах [4] при представлении функции нагружения блоковой нагрузкой будет:

$$N_\Sigma = \frac{N_o a_н \sigma_{-1}^m}{\sigma_{a\,max}^m \sum_{i=1}^{r^*} \frac{\sigma_{ai}^m}{\sigma_{a\,max}^m} \frac{\nu_{ai}}{\nu_б^*}} = \frac{N_o a_н}{n_p^m \sum_{i=1}^{r^*} \left(\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a\,max}} \right)^m \frac{\nu_{ai}}{\nu_б^*}} \,, \tag{11}$$

где N_o, σ_{-1}, m - параметры базовой кривой Веллера в двойных логарифмических координатах при симметричном циклическом нагружении. $n_p = \frac{\sigma_{a\,max}}{\sigma_{-1}}$ - коэффициент относительного уровня нагруженности металла.

Вычисляя для каждого значения n_p коэффициенты

$$n = \frac{\overline{\sigma}_{a\,max}}{\sigma_{-1}};\ \tilde{n} = \frac{n_p}{n}, \qquad (12)$$

можно определить квантиль нормального распределения u_p, соответствующий вероятности разрушения P по формуле

$$u_p = \frac{1-\tilde{n}}{\sqrt{\tilde{n}^2 \vartheta_{\sigma_{-1}}^2 + \vartheta_{\sigma a}^2}}. \qquad (13)$$

В формулах (12), (13) $\overline{\sigma}_{a\,max}$, $v_{\sigma a}$ - среднее значение и коэффициент вариации максимальной амплитуды блока нагружения; $\overline{\sigma}_{-1}$; $\vartheta_{\sigma_{-1}}$ - среднее значение и коэффициент вариации предела выносливости металла.

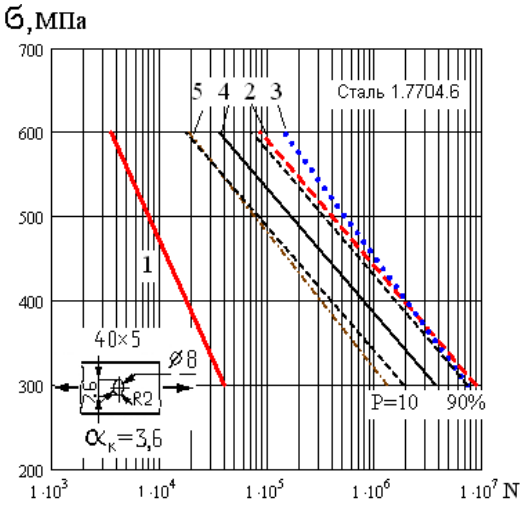


Рис.3 Регрессионные кривые долговечности стали 1.7704.6 в условиях концентрации напряжений.
1 – базовая кривая выносливости;
2 – экспериментальная кривая выносливости, соответствующая случайному внешнему нагружению по нормальному закону распределения.
Результаты расчета по линейной (кривая 3, зависимость (6)), нелинейной (кривая 4, зависимость (10)) и корректированной (кривая 5, зависимость (1)) гипотезам суммирования

Проверка полученных зависимостей проводилась по экспериментальным данным из литературных источников [7]. На рис.3 представлены регрессионные кривые результатов испытания на растяжение-сжатие образцов из стали 1.7704.6 с концентраторами напряжений при одноступенчатом нагружении (базовые кривые Веллера 1) и испытания случайной нагрузкой, распределенной по нормальному закону (кривая 2). Расчет долговечности до разрушения при случайном спектре нагружения проводился по линейной гипотезе суммирования (кривая 3), по нелинейной гипотезе с учетом истории нагружения и наследственных свойств (кривая 4) и корректированной гипотезе суммирования Когаева В.П. (кривая 5).

Результаты показывают, что наиболее близкое соответствие расчетных и экспериментальных данных нагружения для программного нагружения по нормальному распределению (аналогичную проверку при схожих условиях проводили для сталей 4/Cr4 и Ni-Co-Mo 18/7/5), для всех марок конструкционных сталей имеет место для линейной гипотезы суммирования усталостных повреждений (кривые 2 и 3). Фактически регрессионные кривые расчета (3) и эксперимента (2) совпадают. Результаты расчета по нелинейной гипотезе суммирования с учетом истории нагружения и наследственных свойств дают несколько заниженные результаты по долговечности (кривая 4), а по корректированной гипотезе суммирования Когаева значения расчетной долговечности еще ниже.

По всей видимости, наличие концентрации напряжений локализует место повреждаемости материала и история нагружения и наследственные свойства материала, связанные с развитием в нем неупругих процессов, на накопление повреждаемости оказывают незначительное влияние.

Литература

1. Когаев В.П. Расчеты на прочность при напряжениях, переменных во времени. – М.: Машиностроение, 1977, 232с.
2. Гусев А.С. Сопротивление усталости и живучесть конструкций при случайных нагрузках. – М.: Машиностроение, 1989, 248с.
3. Б.В.Бойцов Прогнозирование долговечности напряженных конструкций: комплексное исследование шасси самолета. М.: Машиностроение, 1985, 232с.
4. Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность: Справочник – М.: Машиностроение, 1985, 224с.
5. Gaβher, E., u W.Schütz: Assessment of the allowable design stresses and corresponding fatigue life. Jn. Fatigue design procedures. Proceedings of the 4 International Committee on Aeronautical Fatigue Symposium, München 1965, Ed. by E.Gaβner, u W.Schütz, Oxford/New Jork 1969.
6. Багмутов В.П., Савкин А.Н. Моделирование усталостной повреждаемости углеродистых сталей при случайном внешнем воздействии. Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности конструкций и методы их решения: Труды VI Междунар.конф. СПб.: Изд-во Политехн.ун-та, 2005, С.51-60.
7. Остерман Х., Грубинич В. Влияние материала на допустимую величину циклической нагрузки. В сб.: Поведение стали при циклических нагрузках. М.: Металлургия, 1982, С.405-441.

УТОМНЕ РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ ІЗ ЗАПОВНЕНИМИ ТРІЩИНАМИ

В.В. Панасюк, В.П. Силованюк, В.І. Маруха

FATIGUE FRACTURE OF MATERIALS WITH FILLED UP CRACKS

V.V. Panasyuk, V.P. Sylovanyuk, V.I. Marukha

Фізико-механічний інститут ім. Г.В.Карпенка НАНУ, Львів, Україна

Abstract The formula for calculation of the damages accumulation under cyclic loading in the material has been proposed. The processes of cyclic elasto-plastic deformation at the filled crack tip have been investigated using the above formula. New kinetic dependences of fatigue crack propagation have been obtained. It was established that macrocrack growth rate in a cyclically deformed body is related, apart of the loading parameters and known strength characteristics of the material, with the parameters that account the intensity of damages accumulation and nonstability of the hysteresis loop width with the increase in the loading cycles number.

Матеріали із заповненими тріщинами часто зустрічаються на практиці. Заповненими тріщинами можна вважати графітові включення в чавунах, неметалічні включення в сталях, зварні шви в металах та „заліковані" ін'єкційними технологіями тріщини в будівельних матеріалах. Експлуатація матеріалів з такими дефектами в умовах циклічних навантажень носить певні особливості, пов'язані з деформуванням та локальним руйнуванням матеріалів в околі дефектів. Нижче пропонується модель втоми матеріалу із заповненими тріщинами.

Виходимо з класичного деформаційного критерію міцності, згідно з яким руйнування матеріалу в локальному об'ємі настає тоді, коли максимальна розтягова деформація $\acute{\varepsilon}_{max}$ досягає граничного значення $\acute{\varepsilon}_c$

$$\varepsilon_{\max} = \varepsilon_c \tag{1}$$

Деформація матеріалу ε_{max} складається з двох частин: пружної (ε_e) і непружної (ε_p). Складова ε_e пов'язана зі зворотними змінами міжатомних відстаней і не характеризує процеси накопичення дефектів. Складова ε_p пов'язана з незворотніми процесами на мікрорівні (локальною пластичною деформацією – рухом дислокацій і генерацією вакансій, мікророзтріскуванням тощо) і, очевидно, може бути мірою накопичення мікродефектів у матеріалі.

Утомне руйнування під циклічним навантаженням матеріалу розглянемо як акт утворення нової поверхні тіла після N_f циклів навантаження. Це означає, що за вказану кількість циклічних деформацій у заданому об'ємі матеріалу нагромаджується таке його пошкодження, що спричинить руйнування (утворення нової поверхні) в результаті короткотривалого прикладання зусиль інтенсивності σ_a (σ_a – амплітуда навантаження в N_f циклі). Враховуючи сказане, умову (1) можна записати так:

$$\varepsilon_{N_f} + \varepsilon_e = \varepsilon_c - \left(\sum_{N-1}^{N_f - 1} \varepsilon_N^m \right)^{1/m}. \tag{2}$$

Тут ε_e – пружна складова деформації в останньому циклі навантаження ($\varepsilon_e = \sigma_a / E$), а величина ε_p замінена сумуванням по встановленому закону компонентів пластичних деформацій за кожен цикл навантаження до $N = N_f$; m – характеристика матеріалу, яку визначають експериментально (чисельно її прирівнюють до аналогічного параметра в рівнянні Коффіна-Менсона за умов жорсткого навантаження тіла).

Для великих значень N_f величини ε_N^m можна розглядати як певну неперервну функцію ($\varepsilon_N^m = F(N)$) від кількості циклів N і умову (2) записати в інтегральній формі:

$$\left(\int_1^{N_f} F(N)dN \right)^{\frac{1}{m}} + \varepsilon_e = \varepsilon_c . \tag{3}$$

Критеріальні співвідношення (2) і (3) дають можливість визначати кількість циклів до руйнування для довільних режимів циклічного навантаження, в тому числі з випадковою та запрограмованою змінами його амплітуди.

Використаємо співвідношення (3) як критеріальну умову росту тріщини біля заповненого дефекту.

Під час розтягу тіла біля дефекту формується зона передруйнування, в якій матеріал деформований за межі пружності. В рамках розрахункової схеми δ_c – моделі [1] цю зону пружно-пластичних деформацій моделюємо розрізом (Δl), до берегів якого прикладені напруження σ_0, які характеризують тут дію пружно–пластичного матеріалу (рис.1).

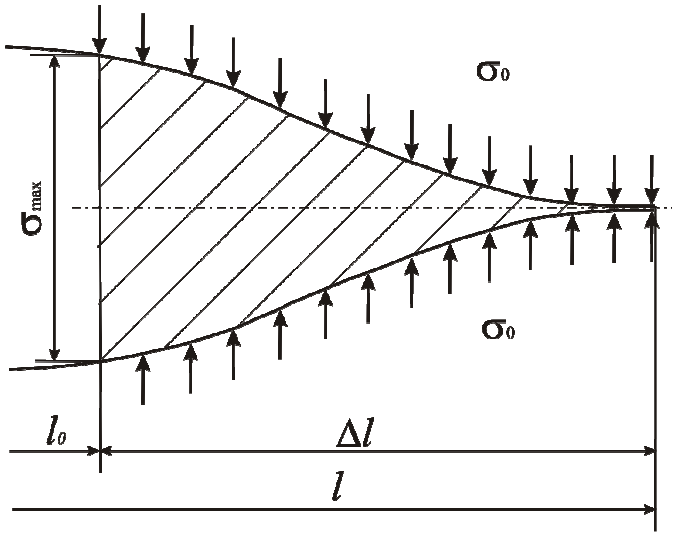


Рис.1 Зона передруйнування у півциклі навантаження.

Під час навантаження тіла елемент матеріалу висотою h, що знаходився біля вершини дефекту видовжується на величину δ. Його деформацію можна визначити, враховуючи велике видовження, за формулою:

$$\varepsilon = \ln\left(1 + \frac{\delta}{h}\right). \tag{4}$$

Пружна складова деформації ε_e, очевидно, $\varepsilon_e = \sigma_o / E$.

Тоді для непружної складової ε_p деформації матеріалу біля вершини дефекту у півциклі навантаження маємо таку формулу(OAB, рис.2a):

$$\varepsilon_p = \ln\left(1 + \frac{\delta}{h}\right) - \frac{\sigma_o}{E} \tag{5}$$

Під короткотривалим статичним навантаженням тріщина, згідно з δ_c – моделлю, росте за умови $\delta=\delta_c$. Тоді рівність (1) набуває вигляду

$$\ln\left(1+\frac{\delta_c}{h}\right)=\varepsilon_c. \tag{6}$$

Із співвідношення (6) величину h можна визначити через характеристики матеріалу δ_c, ε_c,:

$$h=\frac{\delta_c}{\exp\varepsilon_c-1}. \tag{7}$$

У півциклі розвантаження (рис.2*a*; лінія *BCDE*), коли зовнішнє зусилля p змінюється від p_{max} до p_{min}, в зоні передруйнування спостерігається реверсивна пружно–пластична деформація елемента h (рис.2*c*).

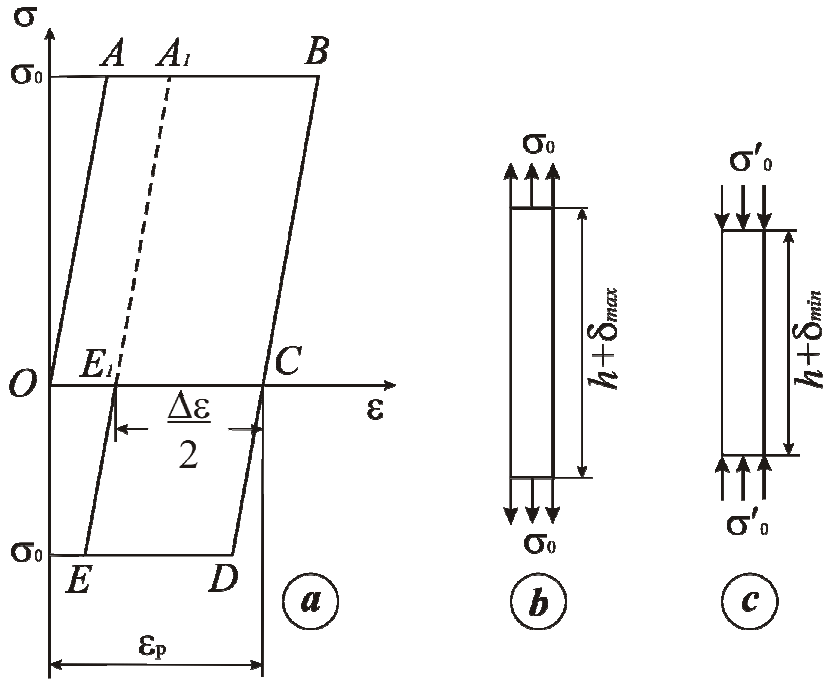


Рис.2. Схема навантаження-розвантаження елемента h матеріалу біля вершини дефекту: *a* – діаграма деформування в першому циклі; *b* – розтяг елемента h на величину δ_{max}; *c* – стиск елемента ($h+\delta_{max}$) до величини ($h+\delta_{min}$).

Елемент h, що видовжився під дією навантаження p_{max} на величину δ_{max} і став рівним ($h+\delta_{max}$), під час розвантаження тіла до величини p_{min} (перебуває під дією стискаючих напружень σ_o') скорочується до величини ($h+\delta_{min}$). Враховуючи це, а також користуючись формулою (4), одержимо такий вираз для величини деформації цього елемента за півцикл розвантаження:

$$\varepsilon_1=\ln\frac{h+\delta_{\min}}{h+\delta_{\max}}. \tag{8}$$

Тоді величина непружної деформації (ε_p) елемента h у півциклі розвантаження

$$\bar{\varepsilon}_p=\ln\frac{h+\delta_{\min}}{h+\delta_{\max}}+\frac{\sigma_o'}{E}+\frac{\sigma_o}{E}. \tag{9}$$

Аналогічно, для наступного півциклу навантаження (лінія EE_1A_1B рис.2а) можна записати непружну складову деформації

$$\varepsilon'_p = \ln\frac{h+\delta_{\max}}{h+\delta_{\min}} - \frac{\sigma'_o}{E} - \frac{\sigma_o}{E}. \tag{10}$$

Таким чином, за допомогою формул (9), (10) для непружних складових деформації у півциклах навантаження і розвантаження можна визначити розмах $\Delta\varepsilon$ непружної деформації:

$$\Delta\varepsilon = \varepsilon'_p - \bar{\varepsilon}_p = 2\ln\frac{h+\delta_{\max}}{h+\delta_{\min}} - \frac{2(\sigma'_o+\sigma_o)}{E}. \tag{11}$$

Із збільшенням кількості циклів N непружна деформація в циклі може змінюватись внаслідок ефекту циклічного зміцнення чи знеміцнення матеріалу. Приймемо, що залежність розмаху $\Delta\varepsilon_N$ непружної деформації в циклі від кількості циклів N виражається степеневою функцією

$$\Delta\varepsilon_N = \Delta\varepsilon N^{-k}, \tag{12}$$

де k – параметр, що характеризує здатність матеріалу до циклічного зміцнення або знеміцнення; $\Delta\varepsilon$ – розмах непружної деформації в першому циклі (задається співвідношенням (11)). Тоді функція

$$F(N) = (\Delta\varepsilon)^m N^{-mk}. \tag{13}$$

З урахуванням апроксимації (12) і (13) критеріальне рівняння (3) можна записати так:

$$\Delta\varepsilon\left(\frac{N_f^{1-mk}-1}{1-mk}\right)^{\frac{1}{m}} + \varepsilon_e = \varepsilon_c. \tag{14}$$

Із співвідношення (14) як частковий випадок отримується відома залежність Коффіна-Менсона [2,3], якщо покласти k=0 та знехтувати пружною складовою деформації ε_e.

Із рівності (14) одержимо такий вираз для обчислення кількості циклів (N_f) необхідних для зародження тріщини в околі дефекту:

$$N_f = \left[\frac{(\varepsilon_c-\varepsilon_e)^m}{\Delta\varepsilon^m}(1-mk)+1\right]^{\frac{1}{1-mk}}. \tag{15}$$

Матеріал, що заповнює тріщину, перебуває в умовах циклічного навантаження. Амплітуду цього навантаження встановимо в рамках пружного розв'язку задачі про включення, припустивши, що пластична зона в околі дефекту мало змінює напружений стан всередині цього дефекту. Тоді в процесі циклічного навантаження напруження у дефекті еліптичної форми будуть однорідними і змінюватимуться від

$$\sigma_{\min} = \frac{p_{\min}(1+2\beta)\eta}{1+2\beta\eta} \tag{16}$$

за мінімальних навантажень, до

$$\sigma_{\max} = \frac{p_{\max}(1+2\beta)\eta}{1+2\beta\eta} \tag{17}$$

за максимальних [4]. $\beta = a/c$; $\eta = E_1/E$; a, c –півосі еліпса; E_1, E – модулі Юнга включення та основного матеріалу відповідно.

Опір втомі матеріалу, що перебуває в умовах циклічно змінного однорідного напруженого стану, характеризується кривими втоми, рівняння яких записується у вигляді [5]

$$N_* \sigma_a^m = C_0, \tag{18}$$

Тут $\sigma_a = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$; N_*-число циклів до руйнування; m, C_0 -константи матеріалу.

На основі співвідношень (16)-(18) знаходиться число циклів до руйнування матеріалу заповнення

$$N_* = \frac{C_0 (1+2\beta\eta)^m}{(p_{\max} - p_{\min})^m (1+2\beta)^m \eta^m}. \tag{19}$$

Із порівняння кількості циклів отриманих із співвідношень (15), (19) встановлюємо місце початкового локального руйнування в матеріалі. Можливі два варіанти. Якщо $N_f > N_*$, то спочатку зруйнується включення, утвориться тріщина довжиною $l_0 = a$. Кінетика її росту буде визначатися згідно моделі втомного руйнування, запропонованої в роботі [6]. Зазначимо, що модель застосовна як до коротких тріщин, де пластична зона співмірна з розміром тріщини, так і для довгих, де правомірна концепція коефіцієнтів інтенсивності напружень.

В рамках моделі швидкість росту тріщини визначається як

$$v = \frac{\Delta l_f}{N_f} = l_0 \left(\sec\alpha \cos\frac{\alpha\sigma_0'}{\sigma_0' + \sigma_0} - 1 \right) \left[1 + \frac{(\varepsilon_c - \varepsilon_e)^m (1 - mk)}{\left(2\ln\frac{h+\delta_{\max}}{h+\delta_{\min}} - \frac{\sigma_0 + \sigma_0'}{2} \right)^{1/m}} \right]^{-\frac{1}{mk-1}}, \tag{20}$$

$$\alpha = \frac{\pi p_{\max}}{2\sigma_0}.$$

В умовах маломасштабної пластичності та циклічно стабільних матеріалів залежність (20) набере вигляду

$$v = \frac{\pi K_{1\max}^2}{8\sigma_0^2} \left(1 - \frac{(K_{1\max} + K_{1\min})^2}{4K_{1\max}^2} \right) \left(\frac{2\pi (K_{1\max} + K_{1\min})^3 - 16\pi K_{1\max}^2 K_{1\min}}{4K_c^2 K_{1\max}} \right)^m \tag{21}$$

Для конструкційних матеріалів параметр m змінюється в межах від 1 до 5, тому показник степеня при $K_{1\max}$ у співвідношенні (21) може набувати значень від 4 до 12.

Розглянемо другий варіант, коли $N_f < N_*$. В цьому випадку в околі включення після N_f циклів навантаження зародиться тріщина довжиною Δl_f. Як розрахункову схему для обчислення розмаху деформацій $\Delta\varepsilon$ та розміру тріщини Δl_f розглянемо заповнену тріщину довжини $2l_o$ в безмежній пластинці, що піддана дії циклічних навантажень, які змінюються від p_{min} до p_{max}. Під дією цих зусиль в околі дефекту формується зона передруйнування, де матеріал деформований за межі пружності.

Під максимальним навантаженням у першому циклі, згідно з положенням δ_c-моделі пружно-пластичних тіл [1], ця зона моделюється розрізом на продовженні дефекту, береги якого притягуються напруженнями σ_o (рис.1). Для ідеального пружно-пластичного матеріалу σ_o прирівнюється до границі текучості σ_T під час

розтягу матеріалу. Для матеріалу, що зміцнюється, σ_o можна визначати, наприклад, як середнє арифметичне між σ_T і $\sigma_в$ – границею міцності матеріалу під час розтягу.

Зі зменшенням навантаження від p_{max} до p_{min} відбувається зворотнє переміщення границь пружного матеріалу. Цим переміщенням протидіє залишкова деформація пластичного ядра. В результаті в зоні передруйнування напруження перерозподіляються. В частині цієї зони, $l_0<x<l_f$ прилеглій до вершини дефекту, напруження змінюються на стискальні інтенсивністю σ_o' (σ_o' може відрізнятися від σ_o). В решті зони $l_{0f}<x<l_f$ вони залишаються розтяговими і рівними σ_o, що забезпечує плавність змикання берегів в кінці зони передруйнування (рис.3).

Внаслідок такого модельного подання ситуації в зоні передруйнування за максимальних та мінімальних зусиль у циклі навантаження формуються дві крайові задачі теорії пружності для математичного розрізу довжини 2l:

1)
$$\sigma_y(x,0)=\begin{cases}-p_{\max}+\dfrac{u_y E_1\beta}{\sqrt{a^2-x^2}}, & |x|\le l_0\\ -p_{\max}+\sigma_0 & l_0\prec|x|\le l\end{cases} \qquad (22)$$

$$\tau_{xy}(x,0)=0, \qquad |x|\le l$$

2)
$$\sigma_y(x,0)=\begin{cases}-p_{\min}+\dfrac{u_y E_1\beta}{\sqrt{a^2-x^2}}, & |x|\le l_0\\ -p_{\min}-\sigma_0', & l_0\prec|x|\le l_f\\ -p_{\min}+\sigma_0', & l_f\prec|x|\le l\end{cases} \qquad (23)$$

$$\tau_{xy}(x,0)=0, \qquad |x|\le l.$$

Тут u_y – переміщення поверхні заповненої тріщини.

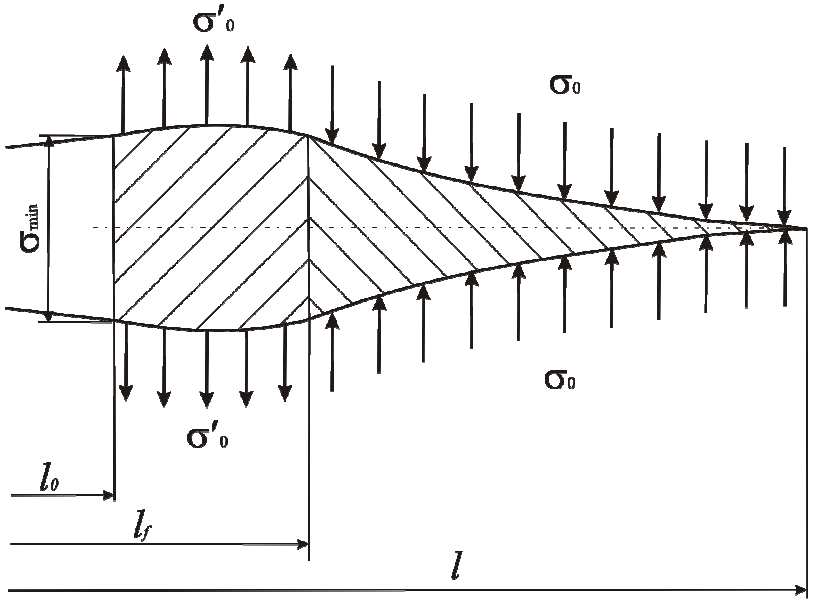


Рис.3. Схематичне зображення зон стиску та розтягу біля вершини дефекту.

В результаті розв'язку крайових задач (22), (23) за допомогою апарату сингулярних інтегральних рівнянь, отримуються співвідношення для обчислення розміру циклічної пластичної зони Δl_f, який ототожнюється з розміром тріщини, що виникає біля дефекту в результаті циклічних навантажень

$$\Delta l_f = l_0 f(\alpha, \beta, \eta, R), \quad R = \frac{p_{\min}}{p_{\max}} \tag{24}$$

та величини розкриття δ_{max}, δ_{min} у схемах, що зображені на рис. 2, 3:

$$\begin{aligned} \delta_{\max} &= g_{\max}(l_0, p_{\max}, \beta, \eta, \nu, E, \sigma_0) \\ \delta_{\min} &= g_{\min}(l_0, p_{\max}, p_{\min} \beta, \eta, \nu, E, \sigma_0, \sigma_0') \end{aligned} \tag{25}$$

Тоді розмах пластичної деформації може бути обчислений згідно (11), (24), (25) і кількість циклів до зародження тріщини встановлюється із співвідношення (15).

Кінетика росту тріщини розміром Δl_f, що зародилася в околі заповненої тріщини, встановлюється згідно схем пластичної деформації в околі дефектного ансамблю включення – тріщина – пластична зона, подібних до зображених на рис. 1, 3.

Література

1. Панасюк В.В. Предельное равновесие хрупких тел с трещинами. –К.: Наук. думка, 1968. – 246 с.
2. Coffin L.E. A study of the effects of cycle thermal stresses in ductile metals.// Trans. ASME.- 1954, №76. –P. 794–807.
3. Manson S.S. Thermal stress and low cycle fatigue. – New York: Mc Gran-Hill,
4. Панасюк В.В., Стадник М.М., Силованюк В.П. Концентрация напряжений в трехмерных телах с тонкими включениями. –К.: Наук. думка, 1986. –216с.
5. Серенсен С.В. Сопротивление материалов усталостному и хрупкому разрушению. –М.: Атомиздат, 1975. –190с.
6. Панасюк В.В., Силованюк В.П. Розрахункова модель утомного руйнування матеріалів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. –2003. –№3, –С.44-54

ПРАКТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДОПУСТИМОЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТНОСТИ БАЗОВЫХ ДЕТАЛЕЙ

А.В. Корнилова

PRACTICAL ASPECTS OF THE DETERMINATION OF THE ALLOWABLE TECHNOLOGICAL DEFECTIVENESS

A.V. Kornilova

ЗАО «Прочность», Москва, Россия

Abstract. Предлагается при оценке технологической дефектности и составлении карты допускаемых дефектов с целью снижения консервативности расчетных схем и подходов разработать базу математических моделей, максимально приближенных к реальным дефектам, присущим результату применения каждой конкретной технологии. Определение долговечности предлагается проводить с учетом прогнозируемой истории нагружения. Окончательное решение о выбраковке детали по обнаруженной технологической дефектности принимать только после проведения расчетного краш - теста детали с выявленными в реальной конструкции и введенными в модель дефектами.

Технологическая дефектность имеет преимущественно металлургическое и сварочное происхождения и характеризуется случайными факторами – размерами, физическими свойствами, характером распределения, которые в свою очередь определяются особенностями технологических процессов. Эксплуатационная дефектность характеризуются как начальным распределением дефектности, так и эксплуатационными факторами. Установлено, что параметры технологической дефектности распределены преимущественно по закону Вейбулла, в отличие от эксплуатационных дефектов, распределение которых подчиняется логарифмическому нормальному закону распределения [1].

В настоящее время практикуется 3 подхода к определению влияния начальной дефектности на усталостную долговечность крупногабаритных ответственных деталей [1]. В соответствии с этими подходами в потенциально опасные зоны вводится одиночный дефект (минимального размера, поддающегося выявлению существующими методами неразрушающего контроля), вводится случайный одиночный дефект, размер которого принимается по закону Вейбула и анализируется множественная дефектность (в качестве случайных чисел рассматривается глубина залегания, размер дефектов и расстояние между дефектами). Эти подходы представляют несомненный научный интерес. Однако для практических целей (выявления параметров выбраковки крупногабаритных деталей) требуется карта допустимых дефектов, построенная с учетом прогнозируемой истории нагружения и реальных механических свойств детали. Такая карта накладывается на карту обнаруженных дефектов, и с вероятностью, зависящей от надежности методов неразрушающего контроля, принятых методов расчета напряженно-деформированного состояния (НДС) и определения механических свойств, делается вывод о возможности эксплуатации исследуемого объекта в предполагаемых режимах. Кроме того, из-за несовершенства существующих методов неразрушающего контроля полезно составить карты возможной дефектности по имеющимся опытным данным для конкретных заводов-изготовителей по всем применяемым технологиям (группам технологий).

При составлении карты допустимых дефектов возможно принять посылки работы [2] и виртуально разбить всю рассматриваемую конструкцию на зоны по уровню математического ожидания напряжений с присвоением им ранга по потенциальной опасности развития усталостных трещин и последующего разрушения. Распределение по конструкции технологической дефектности может привести к перераспределению классов опасности разрушения и существенно снизить планируемое на этапе проектирования значение долговечности. Это связано с тем, что появление дефектов в рассматриваемых потенциально опасных зонах приводит к непропорциональному изменению уровня НДС. Для каждой ранжированной зоны крупногабаритных деталей допустимым является технологический дефект, размер которого определяется по критерию образования усталостных трещин критического размера. Для более адекватной оценки повреждаемости рассматриваемый виртуальный дефект по своим характеристикам должен максимально приближаться к реальным дефектам, неизбежно присущим результату применения любой технологии. В соответствии с этим каждому типу технологического дефекта должна быть разработана своя математическая модель.

Основным способом получения крупногабаритных базовых деталей является литье, характеризующееся множеством разновидностей технологической дефектности. На рис. 1 показана поверхность литой крупногабаритной детали с дефектами (фотография сделана при выполнении экспертизы технического состояния объекта специалистами ЗАО «Прочность»).

Рис. 1. Зачищенная поверхность литой крупногабаритной детали с дефектами типа подкорковый пузырь (1), усадочная раковина (2) и трещина (3)

Доказано (например, [3]), что наибольшее влияние оказывает одиночный случайный дефект. Поэтому в опасные зоны виртуально вводим одиночный объемный дефект и определяем его допустимые габариты. Объемный виртуальный дефект является математической моделью следующих внутренних дефектов отливки:

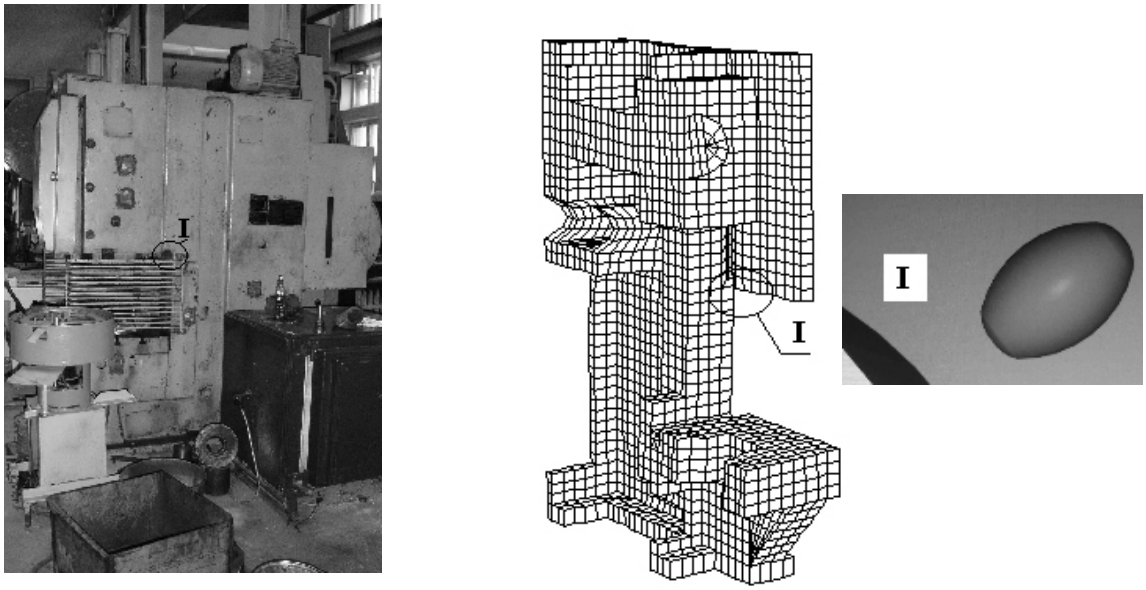
– Усадочная раковина. Внутренняя усадочная раковина может содержать неметаллические включения. Часто зона, прилегающая к усадочной раковине, обогащена углеродом и ликвирующими примесями (серой) и фосфором.

– Пузырь в виде полости (округлой или продолговатой), образующийся в результате выделения газов при кристаллизации. В пузырях так же могут встречаться неметаллические фазы, заполняющие определенные участки пузыря и отлагающиеся на

его стенках.

– U - образная ликвация (усадочная полость).

В качестве математической модели этих дефектов принимается полость в виде эллипсоида вращения, расположенная наиболее неблагоприятным с точки зрения усталостной прочности образом (большая полуось перпендикулярна максимальному растягивающему напряжению – эквивалентному или 1- ому главному). Такой дефект вводится во все ранжированные по уровню математического ожидания НДС зоны конечно-элементной модели с наложением граничных условий по равенству нулю нормальных и касательных напряжений на внутренней поверхности дефекта. На рис. 2 показана кривошипный пресс силой 1 МН, конечно-элементная модель сварно-литой станины в деформированном состоянии и объемный дефект в зоне потенциально опасной по зарождению усталостных трещин – верхнем переходе (I).



а) б)

Рис. 2 *а* – кривошипный пресс силой 1 МН, *б* – конечно-элементная модель половины симметричной конструкции станины пресса с главным валом, *в* – объемный дефект в наиболее опасной зоне (верхнем переходе) - увеличено, для удобства восприятия не показана конечно-элементная сетка и удалена из визуализации часть стойки станины со 2-ой половиной дефекта

Дефект такого типа является опасным по критерию роста усталостных трещин. При зарождении у его поверхности трещины размера l, эффективная длина трещины будет составлять $l_э = l + d + r_p$ (м), где d – длина большой полуоси эллипсоида, r_p – радиус пластической зоны в вершине трещины. Для экспресс – оценки дефектов такого типа допустимо применять графики коэффициентов концентрации напряжений по брутто-сечению. Коэффициент концентрация напряжений по брутто-сечению позволяет комплексно учесть концентрацию напряжений относительно сопротивляющейся части дефектной зоны (нетто-сечение) и рост напряжений из-за эффекта ослабление сечения в результате внедренного дефекта. Таким образом, при прочих равных условиях недопустимыми дефектами могут оказаться дефекты относительно малого размера (например, при изгибе $d / H < 0{,}2$, H – наименьший габарит ранжированной зоны) из-за большой концентрации и большого градиента напряжений и дефекты относительно большого размера ($d / H > 0{,}4$) из-за ослабления сечения. Кроме того, как показывает практика усталостные характеристики в районе дефекта снижаются еще и из-за плохого качества внутренней поверхности самого дефекта. Согласно [4] для коэффициента,

снижающего предел выносливости и зависящего от качества поверхности можно записать

$$\varepsilon_{мо} = 1 - 0{,}22\, lg\, R_z (lg \frac{\sigma_в}{20} - 1),$$

где R_Z - параметр шероховатости внутренней поверхности дефекта (принимается 100 мкм); $\sigma_В$ - предел выносливости материала, МПа.

В связи с вышесказанным, величину допустимого единичного дефекта будем определять по условию не зарождения магистрального дефекта:

$$\sigma_{-1д} \geq \sigma_{а\ пр}, \qquad (1)$$

где $\sigma_{-1д}$ - предел выносливости детали с учетом и всех понижающих факторов (в том числе масштабного) при коэффициенте асимметрии цикла R = -1, $\sigma_{а\ пр}$ - амплитудное значение напряжения, приведенное к симметричному циклу, с учетом влияния постоянных нормальных напряжений, МПа.

Наиболее сложно выявляемой дефектностью отливок является пористость. Только радиационный и вихретоковый методы позволяют с 60 - 80 % вероятностью определить наличие и дислокацию пористой зоны. Пористая зона представляется случаем среды с различающимися свойствами составляющих фаз – твердого каркаса и поровой фазы. В работе [5] предлагаются следующее соотношение для изолированных пор

$$S(P,r) = \frac{S_{eff}}{S} = \frac{1 - f^2(P)}{1 - f^2(P) + f^3(P) + f^3(P)\frac{x}{r}},$$

где S_{eff} - эффективное поперечное сечение твердой фазы, характеризующее реально нагруженную поверхность твердого тела, S – площадь номинального сечения, P- пористость $P = 1 - \frac{\rho}{\rho_К}$ ($\rho, \rho_К$ - плотность пористого и компактного материала соответственно), $f(P) = P^{1/3}$, для изолированных пор (для металлов средний размер пор колеблется от 15 до 30 мкм, пористость соответственно от 0,05 до 0,35), r – радиус изолированной поры, мкм , x – величина компактной области, определяемая радиусом пор и расстоянием между ними, мкм.

При определении величины x принималось допущение, что существует некоторая критическая величина компактной области, определяемая параметрами акустической волны, при которой при прохождении ультразвука между порами теряется четкость отраженного сигнала. Окончательно [5]:

$$x \begin{cases} \frac{2\pi}{\lambda} & r > \frac{2\pi}{\lambda}\left(f^{-1} - 1\right)^{-1}, \\ r\left(f^{-1} - 1\right) & r \leq \frac{2\pi}{\lambda}\left(f^{-1} - 1\right)^{-1}, \end{cases}$$

где λ - длина волны, мкм (задается прибором).

Для соотношения модулей упругости дефектного E и модуля упругости компактного материала E_k по [5] принимается следующее выражение

$$\frac{E}{E_k} = \left(\frac{S_{eff}}{S}\right)(1 - P)$$

До конца невыясненной является проблема поведения коэффициента Пуассона μ в зависимости от пористости и среднего размера пор. Экспериментальные данные различных исследователей говорят о некотором уменьшении этого параметра с ростом пористости. Для практических расчетов и в всязи с тем, что пористость присуща не всему объему исследуемой детали принимаем допущение $\mu = \mu_k$. В результате можно определить во сколько раз увеличатся амплитудные напряжения для участка пористой среды (для растяжения-сжатия). В работе [6] пористость связывается с технологическим локальным параметром затвердевания $G\left(\frac{1}{\text{м}}\right)$:

$$G = \frac{\Delta\tau}{\Delta l \tau_1},$$

где $\Delta\tau = \tau_2 - \tau_1$, τ_2, τ_1 - продолжительность затвердевания металла отливки соответственно в исследуемой зоне отливки и в точке, отстоящей на расстоянии Δl в направлении питания отливки. При соблюдении условия G >0,1 возможно исключение в структуре металла дефектов в виде пор. При равновесной ферритно-перлитной структуре стальных отливок предел прочности слабо зависит от показателей пористости, а вязкость разрушения предлагается [6] связать с локальным параметром затвердевания следующей зависимостью:

$$K_{IC} = K_{IC\,max}\sqrt{9G},$$

где $K_{\text{IC max}}$ - максимальное значение вязкости разрушения по отливке (МПа$\sqrt{\text{м}}$).

Кроме объемных технологических дефектов крупногабаритным деталям присущи и двумерные дефекты (внутренние и наружные). Самые распространеннные:

- Угловая трещина. Дефект в виде разрыва, который может быть внутри слитка или выходит на поверхность по углам слитка. Возникает в слитках (отливках) большой массы.
- Межкристаллитные трещины. Дефект в виде нарушения сплошности, образующихся по границам кристаллов вследствие усадочных, термических и структурных напряжений.
- Скворечник. Дефект представляет собой раскрывшуюся при деформации поперечную термическую трещину.

Математической моделью таких дефектов может являться несквозные поверхностные (рис. 3) и приповерхностные полуэллиптические трещины, исследованные А.В. Овчинниковым [7, 8]. Обозначив через c длину большей полуоси эллипса и примем, что глубина l дефекта составляет $\frac{2}{3}c$ (рис.3).

Согласно [7], коэффициент интенсивности напряжений для поверхностной трещины составит:

$$K_{\text{I}} = \frac{2 - 0{,}82\frac{l}{c}}{\left[1 - \left(0{,}89 - 0{,}57\sqrt{\frac{l}{c}}\right)^3 \left(\frac{l}{t}\right)^{1{,}5}\right]^{3{,}25}} \Phi\sigma^*\sqrt{l}.$$

Это выражение справедливо при $l \le c$ и $l \le 0{,}7t$. В точке A: $\Phi = \left[1{,}1 + 0{,}35\left(\frac{l}{t}\right)^2\right]\sqrt{\frac{l}{c}}$;

$\sigma^* = 0{,}64\sigma_A + 0{,}36\sigma_B$. В точке B: $\Phi = 1$; $\sigma^* = 0{,}111(\sigma_A + 5\sigma_B + 3\sigma_D) - 0{,}4\frac{l}{c}\times$

$\times(0{,}17\sigma_A + 0{,}21\sigma_B - 0{,}38\sigma_D) + 0{,}28\frac{l}{t}\left(1 - \sqrt{\frac{l}{c}}\right)(\sigma_A - \sigma_D)$.

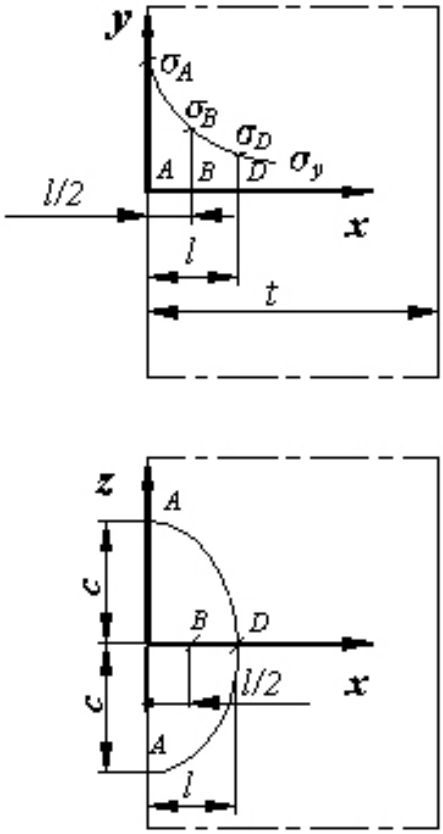


Рис. 3. Схема приповерхностной полуэллиптической трещины

Критерий выбраковки крупногабаритных деталей по технологической дефектности типа трещина принимается:

$$K_{\mathrm{I}} \le K_{th}.$$

где K_{th} - пороговое значение коэффициента интенсивности напряжений, при значениях ниже которого трещина не распространяется.

Для окончательного решения вопроса о выбраковке исследуемой детали предлагается проводить краш-тест, т.е. виртуальное моделирование возможных аварийных режимов происходящих за малый период времени. Такой краш - тест возможно провести с помощью LS-DYNA.

Литература

1. Лепихин А.М., Москвичев В.В., Шокин Ю.И. Моделирование прочности и разрушения несущих конструкций технических систем. Новосибирск.: Наука. 2005. 250 с.
2. Доронин С.В., Бабушкин А.В. Исследование напряженного состояния в области технологической дефектности // Сборник трудов Первой конференции пользователей программного обеспечения CAD – FEM GmbH (Москва, 25-26 апр. 2001 г.) Под ред. Шадского А.С. – М.: Изд-во «Барс», 2002. – С. 101-107.
3. Доронин С.В., Чурсина Т.А. Влияние распределения начальной дефектности на сценарий развития аварийной ситуации // Проблемы машиностроения и надежности машин, 2004, № 6, С. 99- 104.
4. Когаев В.П. Расчеты на прочность при напряжениях переменных во времени. М.: Машиностроение, 1993. 356 с.
5. Головин А.В. Влияние пористости на упругие свойства металлов. Автореферат диссер. на соискание ученой степени к.ф.-м.н. Барнаул. 1996. 18 с.
6. Ольховик Е.О. Исследование влияния усадочной пористости и параметров структуры на изменение механических свойств в отливках ответственного назначения. из углеродистой стали. Автореферат на соискание ученой степени к.т.н. СПб. 2005. 19 с.
7. Овчиннников А.В. Приближенная формула определения коэффициентов интенсивности напряжений K_{I} для тел с поверхностными трещинами // Проблемы прочности. 1986. № 11. С. 44 – 47.
8. Овчиннников А.В. Приближенная формула определения коэффициентов интенсивности напряжений K_{I} для тел с подповерхностными трещинами // Проблемы прочности. 1986. № 11. С. 41 – 43.

БАГАТОЦИКЛОВЕ ВТОМНЕ РУЙНУВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ПРИ ЇХ ПРУЖНО-ПЛАСТИЧНОМУ ДЕФОРМУВАННІ

І.С. Піняк

HIGH-CYCLE FATIGUE FRACTURE OF STRUCTURAL MATERIALS UNDER ELASTIC-PLASTIC DEFORMATION

I.S. Pinyak

Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України, Київ, Україна

Abstract The developed method of recording current values of crack tip opening displacement made it possible to reliably establish the instant when the "material" contact between the borders of a fatigue crack near its tip in a tension half-cycle ceases and the upper time limit after which the phenomenon of contact does not occur again, as well as to develop experimentally fatigue crack growth criteria. The phenomenon of "material" contact is evidenced by the presence of residual compressive stresses on the fatigue crack borders near the tip during fracture, which impede the crack propagation in the passive part of the stress cycle. Analysis of the revealed regularities in the fatigue crack propagation, changes in its kinetic diagrams and the upper time limits of the contact phenomena due to various factors, and existing formulas for crack growth rate calculations combined with the criteria and approaches developed enabled reliable description of the fatigue crack propagation kinetics and determination of the crack growth rate, life, and fracture types, as well as establishing the relation between time-dependent local parameters of stress- and strain-based fracture criteria, which accounts for the effect of any factors, their values lying in a wide range, which cause elastic-plastic deformation of structural materials, on the fracture process.

Вступ. Відомо, що до 80% конструкцій, споруд та деталей машин руйнуються внаслідок втоми конструкцйних матеріалів (металів). Втомне руйнування може протікати в умовах пружного, пружно-пластичного чи пластичного деформування металів. Однак, на практиці, найбільш чільне місце посідає багатоциклове втомне руйнування конструкційних матеріалів при їх пружно-пластичному деформуванні. Розглянемо, як приклад, руйнування сталей Ст.30Л-1 і D9H [1], що використовуються при виготовленні промислових тракторів "Катерпілер", Т-330 (відповідно виробництва США та Росія), які експлуатуються в умовах Півночі. Метою роботи є достовірна оцінка кінетики поширення втомної тріщини в сталях Ст.30Л-1 і D9H, їх довговічності за реальних умов експлуатації тракторів.

Результати досліджень та їх обговорення. В роботі [2] приведено схему тензометрування ходової частини промислового трактора Т-330 в кліматичних умовах близьких до Півночі (м.Челябінськ, Росія) та зруйновану її боковину в умовах Півночі (м.Сінегор′є, Магаданська обл., Росія). Опрацьовані результати тензометрування дозволили описати напружено-деформівний стан ходової частини і зробити наступні висновки по зруйнуваних поверхнях боковини при експлуатації трактора в умовах Півночі. Руйнування боковини протікало в небезпечно напруженій макрозоні А [2] з максимальними розтягуючими нормальними напруженнями σ_A (датчик №32). Зона А лімітує ресурс ходової частини трактора, а в ній конструкційний матеріал – сталь30Л-1 має квазікрихкий, багатоцикловий характер втомного руйнування.

Найбільш небезпечно напружені макрозони (датчики №10,32,56) від дії різного роду напружень і для різних конструкційних матеріалів, з яких виготовлена ходова частина, за результатами її тензометрування при різних режимах навантаження трактора Т-330 зведені в таблицю. При допомозі датчика №10 визначено напруження у

відповідній макрозоні ходової частини, що виготовлена з прокату, датчика №32 – зі сталі Ст.30Л-1 і датчика №56 – за дії тангенсіальних напружень.

Таблиця

№ п/п тензо датчика	Параметри навантаженості трактора	Режими			Транспортне переміщення трактора	Вивішування трактора	Режими		Круті повороти трактора
		Розпушування скали	Переміщення скали	Переміщення глини			Розпушування щебня	Переміщення щебня	
10	σ_{max}, МПа	109,84	95,13	49,04	109,84	-	-	-	-
32	σ_{max}, МПа	82,38	68,65	31,38	64,73	71,59	81,4	77,48	97,09
	σ_m, МПа	37,27	31,38	18,63	28,44	-	58,84	48,05	57,86
	R	-0,09	-0,08	0,19	-0,11	-	0,45	0,24	0,19
56	τ_{max}, МПа	-	-	-	24,03	-	-	-	-

Зведені в таблицю екстремальні дані тензометрування ходової частини трактора вказують на те, що зразки зі сталей Ст.30Л-1 і D9H [1] необхідно випробувати при асиметріях циклу -0,08<R<0,45 за максимальних напружень σ_a=97,09МПа, що характеризують найбільш небезпечно напружену зону А при найбільш жорсткому режимі навантаження трактора.

Випробували зразки: “локалізований” прямокутний типу III [3] для вивчення закономірностей накопичення пошкоджень (поширення нанотріщин), росту мікро- і короткої тріщини та прямокутний компактний з крайовою тріщиною [4] – поширення довгої наскрізної тріщини.

Силу Pmax=4,55кН, яку потрібно прикласти до компактного зразка розміром 62×60×12,5мм вирахували згідно [5]. Плече прикладуваної сили Pmax від вістря початкової тріщини до лінії її дії становило 20мм. Вирахувана сила Pmax є меншою ніж визначені експериментально максимальні порогові сили при циклічному навантаженні Pmax.th досліджуваних сталей. Для сталі Ст.30Л-1 величина максимальної порогової сили дорівнювала Pmax.th =4,8кН, а сталі D9H – Pmax.th =5,59кН.

Напруження в найбільш небезпечно напруженій зоні А σ_a=97,09МПа [2] є меншими напружень границі витривалості сталі Ст.30Л-1 σ_a=250 МПа [6] за випробувань “локалізованого” прямокутного зразка товщиною 6,25мм відповідно до методик [3,4].

Дані росту втомної тріщини в сталі Ст.30Л-1 за широкого діапазону дії різних чинників X, що спричинюють її пружно-пластичне деформування, відображені у вигляді кінетичних діаграм втомного руйнування (КДВР) в [6] і узагальнені з урахуванням [7-9] на рис.1. В роботах [6,8] досліджено, що до величини зусилля розкриття вістря тріщини P_{op} нано і мікротріщина повністю оповиті залишковими стискувальними напруженнями, а макротріщина – лише у її вістрі. Експериментально визначено в часі зусилля P_{op} вздовж всього фронту мікро- та макротріщини. Окрім цього, на відміну від [6], позначення на рис.1 для короткої тріщини прийняті згідно роботи [9], а не [4]. Такі рішення дозволили з допомогою методу реєстрації поточного розкриття вістря тріщини достовірно виміряти зусилля $P_{op.I,A,B}$ розкриття короткої тріщини в точках A,B [8] і при допомозі формул роботи [9] визначати в них ефективний $\Delta K_{eff,A,B}$ і номінальний $\Delta K_{I,A,B}$ розмахи коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН).

Таким чином, приведена на рис.1 кінетика поширення втомної тріщини в сталі Ст.30Л-1 за широкого діапазону дії різних чинників, які породжують пружно-пластичне деформування конструкційного матеріалу елемента дозволяє записати критерій росту втомної тріщини (за поширення нано-, мікро-, короткої та довгої наскрізної тріщин)

$$\Delta\sigma_{eff}^{ncr} \le \Delta\sigma_{eff}^{cr,el-pl} \le \Delta\sigma_{fcl,X}^{a}. \qquad (1)$$

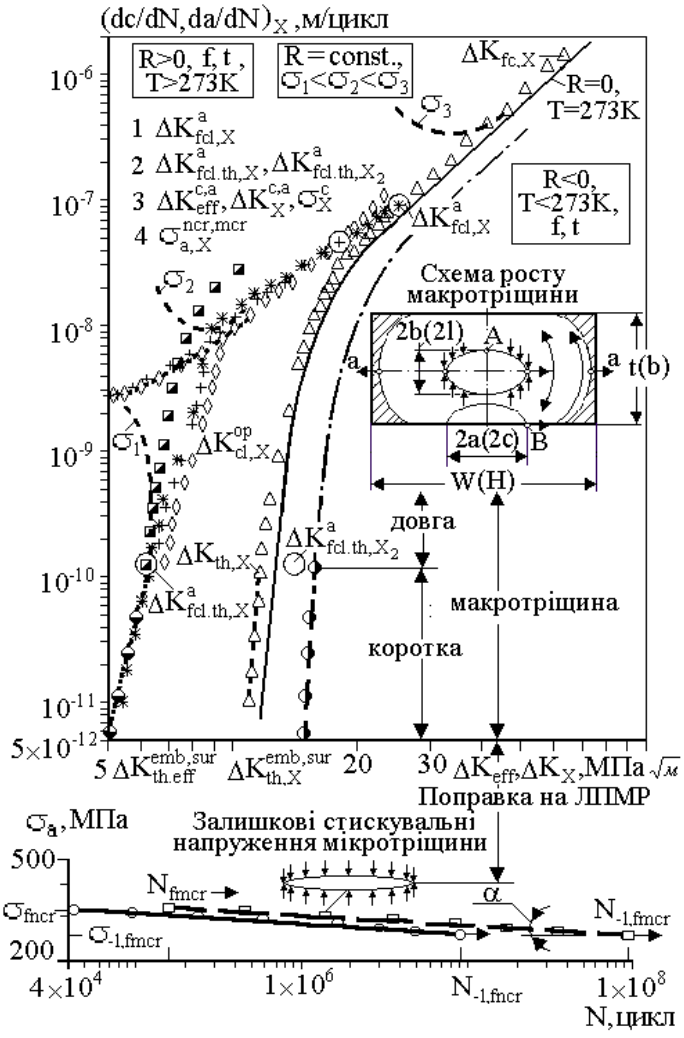


Рис. 1 Залежності кількості циклів N_i до появи втомної нано-, мікротріщини від амплітудних напружень σ_a та швидкості поширення макротріщини *dc,da/dN* від ефективного ΔK_{eff} і номінального ΔK розмахів КІН [6] з урахуванням [7-9] для сталі Ст.30Л-1; 1 – верхня межа критерія росту втомної тріщини при пружно-пластичному деформуванні сталі, 2 – критичні порогові розмахи КІН довгої тріщини, 3 – ефективний і номінальний розмахи КІН та напружень макротріщини, 4 – амплітудні напруження нано-, мікротріщини.

Дія чинників X, що спричинюють перехід від пружно-пластичного до пружного деформування елемента з тріщиною – його крихкого руйнування (низькі температури) зумовлюють пониження верхньої межі критерія росту втомної тріщини $\Delta\sigma^a_{fcl,X}$ ($\Delta K^a_{fcl,X}$) до критичного порогового розмаху КІН $\Delta K^a_{fcl.th,X_2}$. Чинники, які впливають на наявність залишкових стискувальних напружень на берегах поблизу вістря тріщини (частота, асиметрія циклу навантаження, товщина зразка та ін.) зумовлюють пониження верхньої межі $\Delta K^a_{fcl,X}$ критерія до критичного порогового розмаху КІН $\Delta K^a_{fcl.th,X}$. Чинники, що розвивають пластичність при переході від пружно-пластичного до пластичного деформування елемента з тріщиною спочатку підвищують верхню межу $\Delta K^a_{fcl,X}$ критерія росту втомної тріщини (підвищені температури), а потім розвивають *пластичність* (високі температури), *яка* не дозволяє застосовувати експериментально розроблений критерій (1). Нижня межа $\Delta\sigma^{ncr}_{eff}$ критерія обмежена *розвитком* нанотріщини, *який* неможливо достовірно вивчати сучасними засобами і принципами механіки руйнування.

Формули для визначення швидкості поширення втомної макротріщини dc,da/dN за наявності та відсутності залишкових стискувальних напружень на берегах поблизу її вістря приведені в [2].

Кінетика, типи руйнування конструкційного матеріалу, швидкість росту довгої наскрізної da/dN втомної тріщини і її зв'язок з мікрошвидкістю за дії різних чинників X при пружно-пластичному деформуванні елемента вивчалися в [6,10-13].

Довговічність N_x конструкційного матеріалу елемента в умовах його пружно-пластичного деформування і за широкого діапазону дії різних чинників X (наявності залишкових стискувальних напружень на берегах поблизу вістря втомної тріщини, присутності явища змикання-розмикання вістря втомної тріщини) на основі формули (6) роботи [6] та з урахуванням [8,9] записується у наступному виді

$$N_X = N_0^{mcr} \cdot \left(\frac{\sigma_{eff,0}^{mcr}}{\sigma_{-1,eff}^{mcr}} \right)^{ctg\alpha, mcr} + \frac{\Delta c_X^{sur}}{(dc/dN)_{th,X}^{sur}} +$$

$$+ \int_{c_{th,X}^{sur}}^{a_{th,X}} \frac{dc_X}{\dfrac{C_1 \cdot \left(\Delta K_{th,X} \cdot \Delta K_{fc,X}\right)^{\frac{n_2}{2}}}{\Delta K_{fcl,X}^{n_2 - n_1}} - \left(\sqrt{\Delta K_{th,X}^{sur} \cdot \Delta K_{fc,X}} - \Delta\sigma_{t,X}^{sur} \sqrt{\pi b}(M/\Phi)S \right)^{q_{2,\mathrm{I}}}} +$$

$$+ \int_{a_{th,X}}^{a_{1-2,X}} \frac{da_X}{\dfrac{C_1 \cdot \left(\Delta K_{th,X} \cdot \Delta K_{fc,X}\right)^{\frac{n_2}{2}}}{\Delta K_{fcl,X}^{n_2 - n_1}} - \left(\sqrt{\Delta K_{th,X} \cdot \Delta K_{fc,X}} - \dfrac{\Delta P_X \cdot \sqrt{\lambda}}{t \cdot \sqrt{b}} \cdot Y \right)^{q_{2,\mathrm{I}}}} + \tag{2}$$

$$+ \frac{\Delta K_{fcl,X}^{n_2 - n_1}}{C_1} \cdot \int_{a_{1-2,X}}^{a_{2-3,X}} \frac{da_X}{\left(\dfrac{\Delta P_X \cdot \sqrt{\lambda}}{t \cdot \sqrt{b}} \cdot Y \right)^{n_2}} +$$

$$+ \int_{a_{2-3,X}}^{a_{fc,X}} \frac{da_X}{\dfrac{C_1 \cdot \left(\Delta K_{th,X} \cdot \Delta K_{fc,X}\right)^{\frac{n_2}{2}}}{\Delta K_{fcl,X}^{n_2 - n_1}} + \left(\dfrac{\Delta P_X \cdot \sqrt{\lambda}}{t \cdot \sqrt{b}} \cdot Y - \sqrt{\Delta K_{th,X} \cdot \Delta K_{fc,X}} \right)^{q_{2,\mathrm{III}}}}.$$

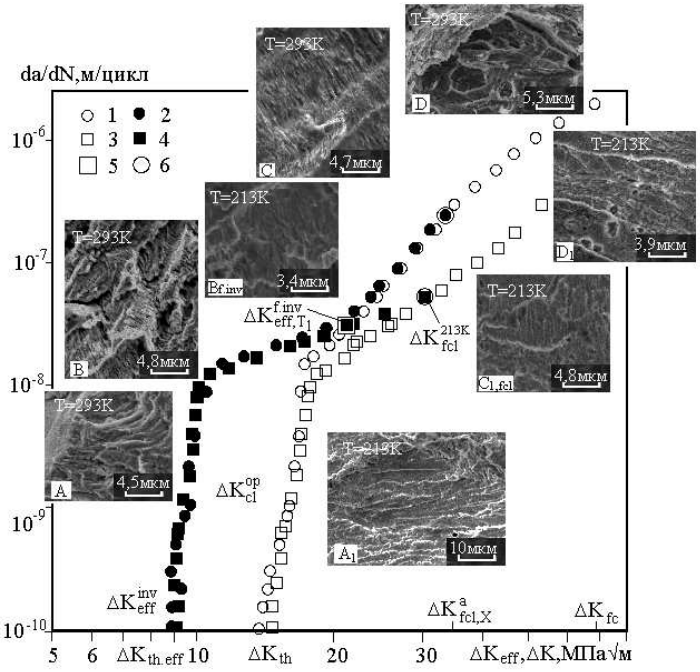
Позначення, що застосовуються в формулі (2) приведені на рис.1 і в [6,9,11].

Відомо, що залежність швидкості поширення довгої наскрізної втомної тріщини da/dN від розмаху КІН ΔK_I графічно зображується кінетичною діаграмою втомного руйнування. КДВР по вісі абсцис обмежена знизу пороговим розмахом КІН ΔK_{th}, а зверху – критичним значенням розмаху КІН ΔK_{fc}. Складовими КДВР по вісі ординат є три ділянки, а саме: дві криволінійні (низьких $da/dN<10^{-8}$м/цикл та високих $da/dN>10^{-6}$ м/цикл швидкостей росту тріщини) і середня апроксимована прямолінійна (діапазон середніх 10^{-8}м/цикл≤da/dN≤10^{-6}м/цикл швидкостей). Мікрофрактографічний аналіз побудови зломів на ділянках КДВР вказує на еволюцію мікромеханізма втомного руйнування, тобто різноманітність рельєфу (мікробудова) злому (поверхня руйнування) [14,15]

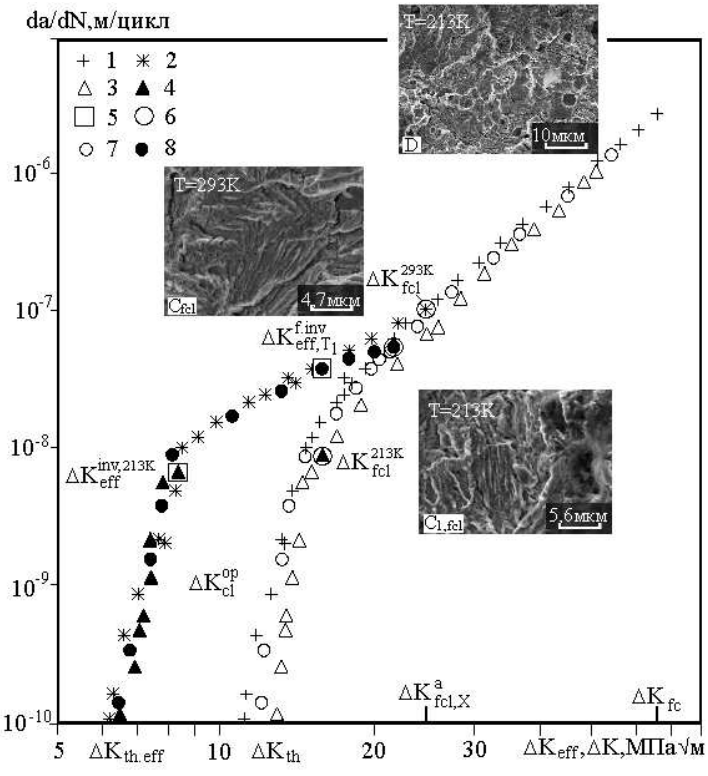
В роботі [16] показано, що на першій ділянці КДВР в зломі зразка переважає рядковий рельєф поверхні руйнування, який сповільнює ріст тріщини, другій – боріздки, а третій – скол. Фрактографічний аналіз зразків вказує на те, що приведені механізми руйнування присутні в досліджуваному діапазоні температур.

Розглянемо вплив низьких температур на еволюцію рельєфа поверхні злому при втомному руйнуванні сталі Ст. 30Л-1 і сталі D9H. Еволюцію мікромеханізма руйнування проілюструємо на сімействі КДВР досліджуваних сталей, що отримані за

різних кліматичних температур [13], шляхом розташування на них фрактограм вибіркових ділянок зломів прямокутних компактних зразків.



а)



б)

Рис.2 КДВР сталі D9H (а) і сталі Ст. 30Л-1 (б), що отримані за різних температур [13]: 1,2 – T=293K, 3,4 – T=213K, 5 – межа інваріантності КДВР за дії різних чинників, 6 – верхня межа критерія (1) та інваріантності КДВР за комплексної дії чинників, 7,8 – T=253K; A,A_1(ΔK=17,2 і 18,1МПа√м) – рядковість зі струмковими та хвильовими візерунками, B,$B_{f.inv}$(ΔK=20,3 і 21,8МПа√м) – квазіборіздки, C,C_{fcl},$C_{1,fcl}$(ΔK=52,6 і 30,68; 25,7 і 15,4МПа√м) – борізди, D,D_1(ΔK=70,1 і 52,6; 51,3МПа√м) – фасетки скола, ямки з борізджками.

Елетронні фрактограми надають можливість досліджувати мікропроцеси руйнування. Мікробудову поверхні руйнування зразка в напрямку поширення довгої тріщини досліджували на растровому електронному мікроскопі “CamScan-4DV” (чутливість 50…60^{0}А). З метою отримання достовірної мікрофрактографічної інформації поверхню руйнування ретельно очищали від твердих частинок, вуглеводів та оксидів заліза в наступній послідовності. Спочатку її промивали ацетоном і спиртом, а потім наносили на неї 30% розчин ортофосфорної кислоти і видержували в ньому протягом 40…45 с. Після витримки старанно промивали поверхню дистильованою водою та ректифікованим спиртом і просушували теплим повітрям.

Руйнування сталей Ст. 30Л-1 і D9H за різних температур протікало наступним чином: на першій ділянці КДВР в зломі зразка переважає рядковий рельєф зі струмковими та хвильвими візерунками, другій – квазіборіздки та борізди і третій – скол.

Установлено зв'язок між локальними параметрами деформаційного $\Delta\delta_{\text{eff,i}}$ (ефективний розмах розкриття у вістрі тріщини) та силового $\Delta K_{\text{eff,i}}$ (ефективний розмах КІН) критеріїв у виді залежності $\Delta K_{\text{eff,i}}=f(\Delta\delta_{\text{eff,i}})$, що отримана за плинності процесу руйнування в часі з урахуванням впливу на нього в широкому діапазоні дії різних температур T та асиметрій R циклу навантаження, які зумовлюють пружно-пластичне деформування сталі D9H (рис.3). Залежність має пряме практичне застосування. Вимірявши параметри розкриття вістря тріщини вираховуємо ефективний розмах КІН $\Delta K_{\text{eff,i}}$ за формулою, що виведена емпірично із залежності $\Delta K_{\text{eff,i}}=f(\Delta\delta_{\text{eff,i}})$.

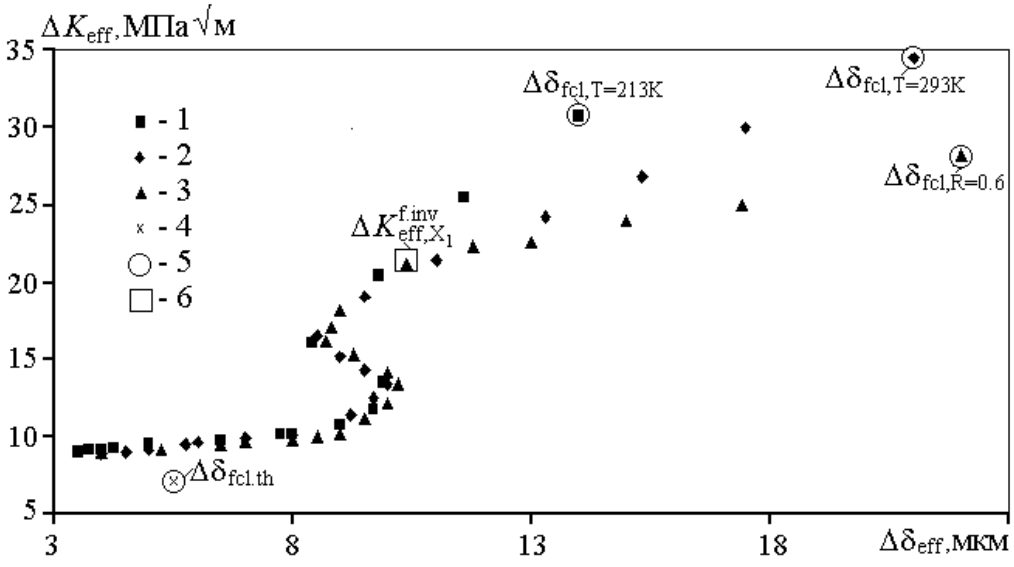


Рис.3 Залежності ефективного розмаху КІН $\Delta K_{\text{eff,i}}$ від ефективного розмаху розкриття вістря втомної тріщини $\Delta\delta_{\text{eff,i}}$ для сталі D9H при частоті навантаження 15Гц за різних температур та асиметрій циклу: 1-T=213K, R=0.1; 2-T=293K, R=0,1; 3-T=293K, R=0.6; 4-T=293K, R=0.75; 5-верхня межа закриття вістря тріщини; 6-величина ефективго розмаху КІН до зачення якого руйнування матеріалу в часі за широкого діапазону дії багатьох чинників X (температури і асиметрії циклу) протікає адекватно та незмінно.

Висновок Достовірно оцінено стан конструкційного матеріалу елемента за плинності в часі процесу багатоциклового втомного руйнування з урахуванням впливу на нього в широкому діапазоні дії будь-яких чинників, що спричинюють пружно-пластичне деформування елемента.

Література

1. Пиняк И.С. Влияние закрытия трещины на определяемые характеристики циклической трещиностойкости сталей // Пробл. прочности - 1998. - №2. - С.161-171.
2. Піняк І.С. Оцінка граничного стану боковин тракторів на основі двохпараметричного підходу при розрахунку на міцність // Вісник Тернопільського державного технічного університету. – 2005. №1. – С.115-121.
3. ГОСТ 25.502-79. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. – М.: Изд-во стандартов, 1986. – 34с.
4. Методы механических испытаний материалов. Определение характеристик трещиностойкости при циклическом нагружении. Методические указания. Сер.: Проблемы прочности, долговечности и надежности продукции машиностроения. – М.: МНТК “Надежность машин”, 1993. - 56с.
5. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 61с.
6. Піняк І.С. Оцінка стану елемента з тріщиною на основі двохпараметричного підходу до його розрахунку на міцність в умовах пружнопластичного руйнування // Праці 3 Міжнар. конф. “Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій”. – Львів : 2004. – С.159-165.
7. Красовский А.Я., Пиняк И.С. Аналитическое описание скорости роста усталостной макротрещины в металлах при различных условиях их эксплуатации // Праці IV Міжнар. симп. з трибофатики (ISTF 4). – Тернопіль, 2002. – Т.1. – С.284-289.
8. Піняк І.С. Оцінка стану конструкційного елемента в умовах пружно-пластичного деформкування // Надійність і довговічність машин і споруд. - 2006. - Вип.27. - С.28-33.
9. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений: В 2 т. Пер. с англ. / Под ред. Ю. Мураками. – М.: Мир, 1990. – 1016с.
10. Пиняк И.С. Двухпараметрический подход к расчету на прочность конструктивного элемента с трещиной // Надійність і довговічність машин і споруд. – 2004. – №2. - С.99-105.
11. Пиняк И.С. К оценке кинетики упругопластического роста сквозной усталостной макротрещины в металлах при экстремальных и естественных условиях эксплуатации // Пробл. прочности. - 2004. - № 2. - С.130–143.
12. Пиняк И.С. Микро- и макроскорость роста усталостной трещины в сталях и сплавах под влиянием закрытия трещины //Там же . – 2002. – №1. - С.88-101.
13. Пиняк И.С. Вязкохрупкий переход в хладноломких металлах при многоцикловом нагружении // Там же. – №5. - С.53-69.
14. Стандартизация фрактографического метода оценки скорости усталостного разрушения металлов. – М.: Изд-во стандартов, вып.5, 1984. – 96с.
15. Расчеты и испытания на прочность. Метод оценки сопротивления металлических материалов усталостному разрушению по шагу усталостных бороздок. Методические рекомендации МР-189-86. – М.: ВНИИНМАШ, 1986. – 36с.
16. Красовский А. Я. Хрупкость металлов при низких температурах. - Киев: Наук. думка, 1980. - 340с.

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ДЕФОРМУВАННЯ ПЛАСТИЧНИХ МАТЕРІАЛІВ З УРАХУВАННЯМ РАПТОВИХ ЗМІН В РЕЖИМІ НАВАНТАЖЕННЯ

М.Г. Чаусов, А.П.Пилипенко, В.М. Параца

EXPERIMENTAL RESEARCH OF PLASTIC STEELS DEFORMATION FROM THE POINT OF VIEW OF SUDDENLY CHANGES IN THE LOADING MODE

M.G. Chausov, A.P. Pylypenko, V.M. Paratsa

Національний аграрний університет, Україна

Abstract. The common laws of fracture kinetics in different classes materials under influence of suddenly changes in the loading mode at different stages of deformation it is established.

Вступ. В останні роки авторами отримані нові дані про короткочасне розміцнення пластичних матеріалів під час процесу раптових змін у режимі навантаження статично невизначених конструкцій [1…3]. Експериментально встановлено, що раптові зміни в режимі навантаження, які здійснюються на будь-якій стадії деформування, починаючи з пружної, помітно змінюють процеси деформування будь-якого пластичного матеріалу. Зокрема, при раптовій зміні навантаження на пружній ділянці, пружні властивості матеріалу можуть короткочасно зменшитись у сотні разів. На процеси, що відбуваються, помітно впливає і сама величина підвищення швидкості деформації. Процес короткочасного розміцнення пластичного матеріалу пов'язаний, в першу чергу, з короткочасною зміною структури матеріалу на мезорівні і з ймовірним адіабатичним розігрівом матеріалу в так званих смугах адіабатичного зсуву (САЗ) і реалізується, навіть, у найпростішій статично невизначеній конструкції, коли одночасно навантажуються три паралельні елементи в різних структурних станах і один із цих елементів (із крихкого матеріалу) зненацька раптово руйнується. Цей процес надзвичайно небезпечний, так як може визвати "лавиноподібне" руйнування в кожній статично невизначеній конструкції.

Нажаль, поки що не існує достовірних методів кількісної оцінки впливу раптових змін у режимі навантаження статично невизначеної системи на короткочасне розміцнення пластичного матеріалу. Не зрозуміло також, які параметри процесу деформування пластичного матеріалу підчас таких раптових змін у режимі навантаження статично невизначених систем необхідно приймати в якості базових, щоб однозначно описати таку складну поведінку пластичнго матеріалу.

Методи досліджень і результати експериментів

У роботі експериментально досліджується вплив зростаючих раптових змін у режимі навантаження статично невизначеної системи на короткочасне розміцнення пластичного матеріалу.

Методика випробувань реалізована на базі модернізованої випробувальної гідравлічної машини ZD-100Pu. Машина обладнана пристосуванням, що дозволяє реалізувати складний режим навантаження (статичний розтяг – раптове підвищення швидкості деформації – статичний розтяг) із записом повних діаграм деформування. Ще одною перевагою створеної установки є те, що вона обладнана комп'ютеризованою вимірювальною системою з програмним забезпеченням для проведення і обробки результатів випробувань [4]. Практична реалізація запропонованої методики

заключається в тому, що серію однакових зразків досліджуваного матеріалу статично розтягують до заданих ступенів деформації за зростаючою, раптово підвищують швидкість навантаження в системі, фіксують середні значення швидкості деформації матеріалу $\dot{\varepsilon}_{ср}^{змін}$ *в* процесі різних імпульсів деформації, що викликані відповідними раптовими змінами в режимі навантаження статично невизначеної системи, і оцінюють вплив раптових змін в режимі навантаження статично невизначеної системи на рівень падіння опору матеріалу деформуванню $\Delta\sigma$ в процесі короткочасного розміцнення пластичного матеріалу за залежністю:

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma_i} = f\left(\frac{\dot{\varepsilon}_{ср}^{змін}}{\dot{\varepsilon}^{стат}}\right),$$

де σ_i - поточне значення опору матеріалу деформуванню при статичному розтягу за заданого ступеня деформації, при якому здійснювалась раптова зміна в режимі навантаження статично невизначеної системи.

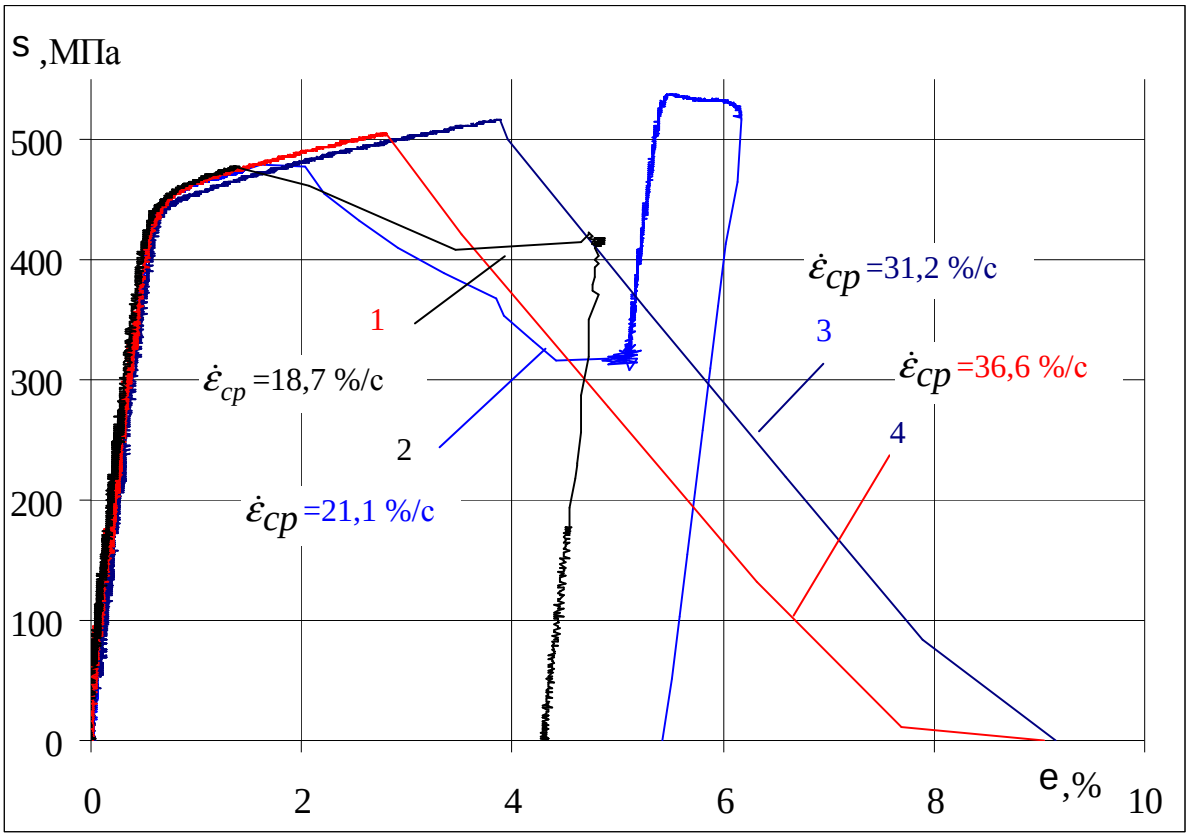
Експериментально обґрунтований кількісний параметр процесу $\dot{\varepsilon}_{ср}^{змін}$, однозначно описує поведінку пластичного матеріалу в процесі раптових змін і режимі навантаження статично невизначеної системи. Введення ж процедури послідовного раптового підвищення швидкості деформації пластичного матеріалу за одної і тієї ж величини деформації пластичного матеріалу дозволяє встановити кількісні залежності короткочасного розміцнення пластичних матеріалів різних класів у залежності від співвідношення швидкостей деформації, що реалізуються в процесі раптових змін у режимі навантаження статично невизначеної системи в порівнянні з статичним розтягом. За величину $\Delta\sigma$ приймають максимальний рівень зниження напружень у процесі стрибка деформацій.

Експериментально також встановлено, що ключову роль при такому складному режимі навантаження пластичного матеріалу відіграє час процесу, тобто швидкість наростання процесу переходу від однієї швидкості деформації матеріалу до іншої. Час процесу раптових змін у режимі навантаження зафіксовано в проведених дослідах у діапазоні $\tau = 0{,}2...2$ сек, а середні швидкості деформації при таких змінах у діапазоні $\dot{\varepsilon}_{ср}^{змін} = 1...100$ %/с.

Проведені експерименти на різних матеріалах: сталі 3, 20, ВНС-25, 12Х2МФА, мідь, алюмінієвий сплав Д16, титановий сплав ВТ12 показали, що при швидкостях деформацій $\dot{\varepsilon}_{ср}^{змін}$ <1%/с досліджувані ефекти короткочасного розміцнення пластичних матеріалів незначні, чи не проявляються зовсім, а збільшення швидкості деформації $\dot{\varepsilon}_{ср}^{змін}$ вище 100%/с призводить до практично поділу зразків із пластичного матеріалу на частини в процесі раптових змін у режимі навантаження за всіх рівнів деформації.

На рис.1 подано результати випробування алюмінієвого сплаву Д16 і міді. Діаграми деформацій записували при 60 вимірювань за секунду без будь-якого усереднення експериментальних точок. Така процедура подання експериментальних даних підвищує достовірність отриманих результатів.

Аналіз результатів представлених на рис. 1, 2 показує, що для кожного пластичного матеріалу є критична швидкість деформації $\dot{\varepsilon}_{ср.крит.}^{змін}$, за якої зразок матеріалу в процесі раптових змін у режимі навантаження практично розділяється на дві частини, тобто $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_i} = 1$ і падіння напруження досягає 100 %.



а

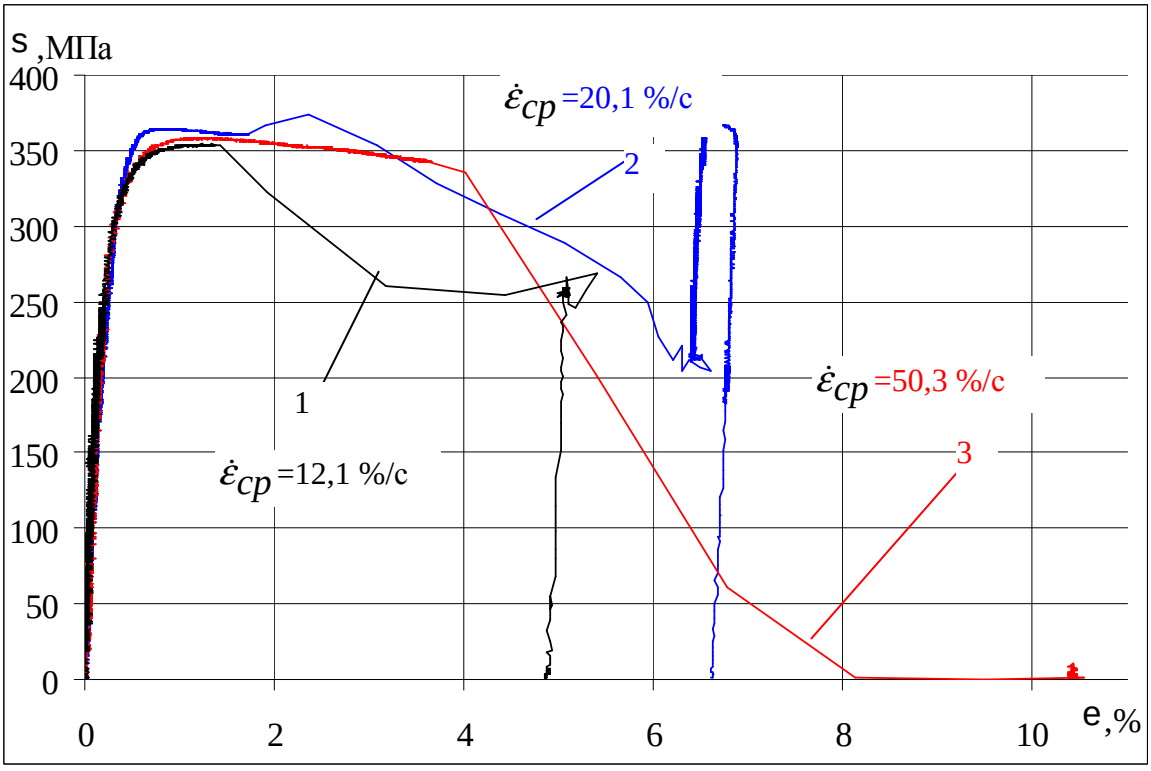


Рис.1. Результати випробувань алюмінієвого сплаву Д16 (а) і міді (б)

Така середня критична швидкість $\dot{\varepsilon}^{змін}_{ср.крит.}$ для кожного матеріалу має своє значення, причому, наприклад, для сплаву Д16 - $\dot{\varepsilon}^{змін}_{ср.крит.}$ досягає значення 36,6 %/с, а для міді – 50,3 5/с.

На рис.2 представлені залежності $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_i} = f\left(\frac{\dot{\varepsilon}_{cp}^{змін}}{\dot{\varepsilon}^{стат}}\right)$ для досліджених матеріалів.

Цікаво зауважити, що за нахилами цих кривих можна по осі абсцис встановити діапазони відношення швидкості деформації $\frac{\dot{\varepsilon}_{cp}^{змін}}{\dot{\varepsilon}^{стат}}$ для кожного матеріалу, за яких ефекти короткочасного розміцнення пластичного матеріалу при раптових змінах у режимі навантаження статично невизначеної системи істотно суттєві.

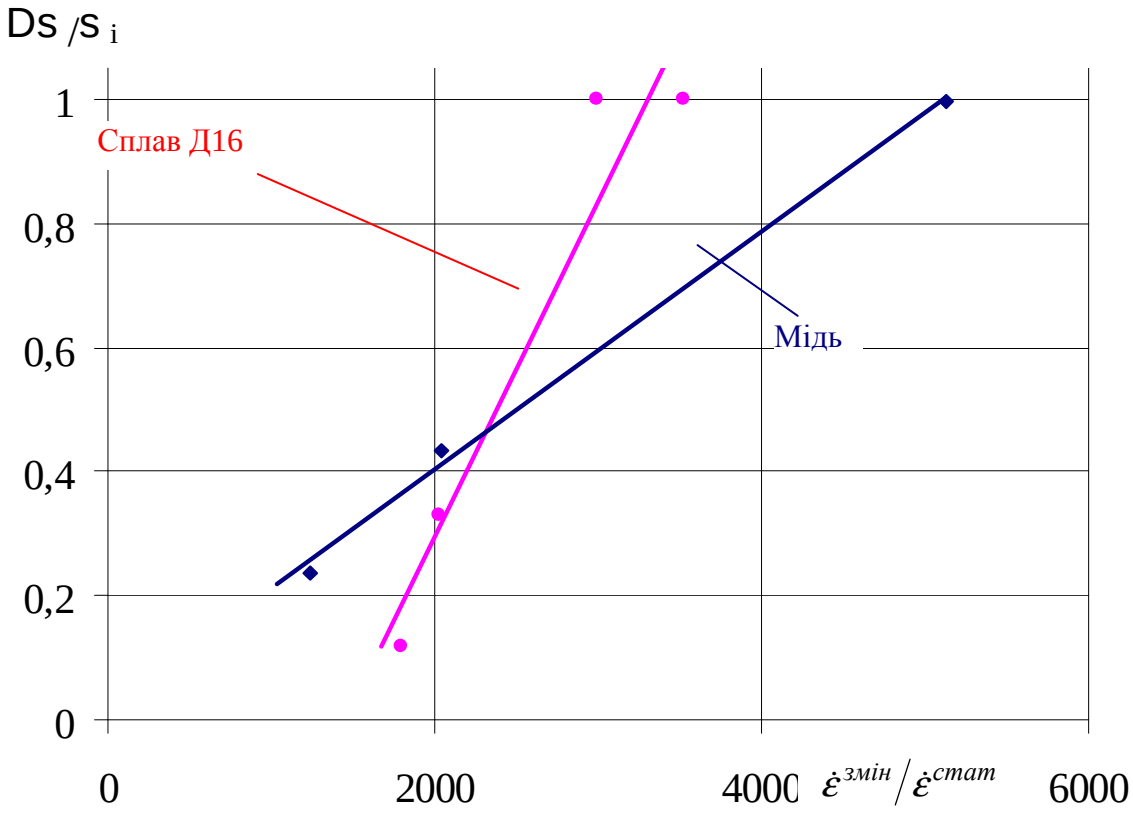


Рис.2. Залежності $\frac{\Delta\sigma}{\sigma_i} = f\left(\frac{\dot{\varepsilon}_{cp}^{змін}}{\dot{\varepsilon}^{стат}}\right)$ для досліджених матеріалів

Література

1. Чаусов Н.Г., Недосека С.А., Пилипенко А.П. Комплексная оценка поврежденности пластичных материалов при различных режимах нагружения // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 2004. - № 3. С. 16 – 21.
2. Чаусов Н.Г., Пилипенко А.П. Кинетика разрушения металлов при сложных режимах нагружения // Вестник Уральского государственного технического университета (УПИ). – 2004. - № 22(52). – С. 118-124.
3. Chausov M.G., Pylypenko A.P. Laws of Deformation Processes and Fracture of Plastic Steel From the Point of View of Dynamic Overloading. - Mechanika. – 2005.- Nr. 4 (54) - P. 24-29.
4. Чаусов Н.Г., Войтюк Д.Г., Пилипенко А.П., Кузьменко А.М. Установка для испытания материалов с построением полных диаграмм деформирования. // Пробл. прочности. – 2004. - № 5. - С. 117-123.

МЕТОДИКА БАГАТОФУНЦІОНАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ ВПЛИВУ ФІЗИЧНИХ І ХІМІЧННИХ ЧИННИКІВ НА КОМПЛЕКС ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ТА МЕХАНІЧНУ ВТОМУ МЕТАЛЕВИХ СИСТЕМ

А.Г. Медвідь, В.Ю. Остаф, І.Ю. Остаф

TECHNIQUE OF MULTIFUNCTIONAL INVESTIGATIONS OF THE PHYSICAL AND CHEMICAL FACTORS INFLUENCE ON A COMPLEX OF PHYSICO-MECHANICAL PROPERTIES AND MECHANICAL FATIGUE OF METAL SYSTEMS

A.G. Medvid', V.Yu. Ostaf, I.Yu. Ostaf

Тернопільський національний педагогічний університет ім. Володимира Гнатюка

Abstract. The experimental plant and technique for complex research of influence of the several physical and chemical factors, which operate simultaneously or in certain sequence, on a number of physical properties of samples as plates with thickness 0,5-2 mm, width of 2-15 mm and length of 8-12 mm or cylinder with diameter of 1-5 mm and length of 8-12 mm. The plant allows to investigate influence of corrosion environments, temperatures, a kind of cyclic loadings and character of cracks on endurance of metals and module Jung's, thermo elastic coefficient, factor of thermo-EMF and electroresistance. Measurement can be spent as during influence of the certain factors on separate samples, and it is more reliable comparative measurements on two identical samples of various influences, or identical conditions on samples of one alloy, but with different initial phase-structural conditions. Influences of crystal-structural factors on a complex of physical-mechanical properties of alloys on an iron - nickel basis are analyzed.

Всі відомі методики і установки для дослідження механічних і фізичних властивостей металевих систем, які використовуються в сучасній фізиці металів та практичному металознавстві, не позбавлені цілого ряду недоліків, зокрема таких як: недостатня кореляція та складність співставлення даних вимірювань механічних і фізичних характеристик одних і тих металевих систем, одержаних на різних зразках за різними методиками; залежність результатів вимірювання механічних характеристик матеріалів від виду зразків та методики вимірювань зі значною складністю врахування масштабного фактора; залежність результатів вимірювання деяки з характеристик від стану тільки поверхні зразків, роль якої при зразках малих розмірів може бути домінуючою, і мала їх інформативність про структуру та властивості внутрішніх шарів масивних деталей; неможливість вимірювання кількох фізичних і механічних характеристик в процесі одночасного впливу кількох фізичних та хімічних факторів на структуру зразків; коректно оцінити вплив різних вихідних фазово-структурних станів або відмінних фізико-хімічних умов випробувань зразків на комплекс їх фізико-механічних властивостей; складність оптимального вибору методів неруйнівної фізичної діагностики кристалоструктурних станів зразків та виробів на основі розрізнених даних вимірювань механічних і фізичних властивостей на різних зразках і за різними методиками. Значної кількості названих недоліків можна уникнути, якщо використати модернізований варіант методики комплексного дослідження впливу катодного наводнення на формозміну та властивості масивних металевих зразків, яка описана нами в роботі [1].

Установка, додатково обладнана призматичним затискачем зразків на їх середині, дозволяє від валу електродвигуна передавати на них через кривошипно-шатунний механізм знакозмінні деформації прогину регульовної величини і частоти. Зразки циліндричної форми з невеликим поперечним переріом можна піддавати в установці деформації кручення на заданий кут за допомогою відповідної важільної цапфи або циклічній знакозмінній деформації такого характеру за допомогою того ж кривошипно-шатунного пристрою, який використовується для циклічної деформації прогину пластинчатих зразків. Для зразків малого поперечного перерізу можна забезпечити нагрівання до заданої температури (порядку 400^0 С), з певною витримкою при ній, шляхом пропускання електричного струму через притискні контакти, що дозволяє стимулювати дифузійні процеси в зразках і досліджувати вплив низькотемпературних фазово-структурних перетворень на комплекс фізико-механічних властивостей металевих систем.

Таким чином, за допомогою запропонованої установки можна проводити комплексні дослідження впливу кількох фізичних і хімічних факторів, які діють одночасно або в певній послідовності, на ряд фізичних властивостей зразків пластинчатої форми (товщиною 0,5 ÷ 2 мм, шириною 2 ÷ 15 мм, довжиною 8 ÷ 12 мм), або циліндричної (діаметром 1÷ 5 мм, довжиною 8 ÷ 12 мм). Вимірювання можна проводити як в процесі впливу певних факторів на окремі зразки, так і більш надійно порівняльні вимірювання на двох однакових зразках різних впливів, або однакових умов на зразки одного сплаву, але з різними вихідними фахово-структурними станами. Зокрема, розроблена установка і методика дозволяють досліджувати:

1. Вплив катодного наводнення та інших корозійних середовищ на модуль Юнга і його низькотемпературний термічний коефіцієнт ($e_T = dE/(E\cdot dT$), виміряні статичним методом прогину зразків і динамічним методом за частотою власних коливань, коефіцієнт термо-ЕРС і питомий електричний опір. За межами установки можна на масивних зразках вимірювати густину методом електролітичного зважування, магнітну індукцію насичення, мікротвердість та твердість зразків за методикою, яка описана нами в праці [2], в кристалоструктурних станах металевих систем, які виникають після відповідних фізичних і хімічних впливів.
2. Вплив механічних напруг (пружних деформацій прогину, кручення, розтягу) на процеси катодного наводнення та взаємодію зразків з агресивними середовищами і відображення дії таких комплексних факторів на фазово-структурних станах зразків та відповідному рівні перерахованих вище характеристик.
3. Вплив корозійних середовищ, температури, виду циклічних навантажень і характеру тріщин на втомну міцність металів.
4. Анізотропію сплавів і вплив текстури на властивості полікристалічного стану металевих систем. Для цього можна використати методику виготовлення монокристалічних зразків, запропоновану авторами [3] В основу цієї методики вирощування і гомогенізації великих монокристалів зі сплавів на основі заліза і нікелю [3] покладено використання поліморфних $\alpha\leftrightarrow\gamma$ – перетворень. Стимулювати посилення текстурованості зразків можна їх пластичною деформацією розтягом і високотемпературними відпалами.

Серед відомих сплавів, які знайшли широке практичне використання, найбільш різноманітними комплексами фізичних, механічних і технологічних властивостей характеризуються сплави на Fe-Ni – основі. Не зупиняючись на відомих інварних і елінварних властивостях сплавів на цій основі, слід відзначити унікальні співвідношення фізико-механічних і технологічних властивостей мартенситно-старіючих сталей з концентрацією 25 – 27 % Ni. Леговані в кількості 1÷3 % Ti та Al сплави зазнають старіння як в мартенситному, так і в аустенітному станах і мають мартенситну точку близьку до кімнатної температури, або нижчу за неї. Такі сплави можуть перебувати при кімнатній температурі в чисто мартенситному, чисто аустенітному або змішаному аустенітно – мартенситному з різним співвідношенням

мартенситу і аустеніту залишкового та реверсивного , отриманого частковим $\alpha \rightarrow \gamma$ – перетворенням, станах. Завдяки різноманітності фазових і структурних станів таких сплавів, їх фізичні, механічні, хімічні і технологічні властивості можуть змінюватись в надзвичайно широких межах. Певні комплекси таких властивостей можуть мати значну практичну цінність. Тому пошуки коректних зв'язків між фазово-структурними станами та комплексами фізико-механічних властивостей таких сплавів залишаються нетривіальною задачею фізики металів та практичного металознавства, в розв'язанні якої важлива роль належить комплексним дослідженням фізичних і механічних властивостей таких систем на масивних зразках [4, 5]. Розвитку такої методики комплексного дослідження і присвячена запропонована нами установка.

Дослідження сплавів системи Fe-Ni-Al-Ti [4,5] показали, що найбільш високий рівень механічних властивостей і цікаву технологічність проявляють сплови типу Н26ЮТ2Б. Зокрема сплав, що містив 26,4 мас. % Ni, 2,1 % Ti, 1% Al, 0,16% Nb, 0,02 % C, 0,024 % Si, 0,002 % P, 0,001 S, характеризується наступними комплексами механічних і фізичних властивостей. В стані з мінімальною пластичністю (крихкого руйнування) сплав перебуває після гартування від температури 1373 К у воді кімнатної температури з наступним переохолодженням в рідкому азоті і відпуском в інтервалі температур 742 – 753 К протягом 0,5 год. В цьому стані його характеристики мали такі значення: відносне звуження ψ = 4%, відносне видовження δ = 3 %, границя міцності $\sigma_в$=1815 МПа, границя пластичності $\sigma_{0,2}$ =1668 МПа, критичний коефіцієнт інтенсивності напруг при вершині тріщини K_{1c} = 40,33 МПа·м$^{1/2}$, питома поверхнева енергія руйнування $\alpha_н$ = 100 КДж·м^2, кількість циклів до руйнування при знакозмінному навантаженні 450 МПа $N = 7 \cdot 10^4$.

В мартенситно-аустенітному стані з найкращим поєднанням міцності і пластичності. який формується після відпуску при 793 – 798 К, сплав характеризується таким комплексом механічних і фізичних властивостей при кімнатній температурі: твердість HV =590 МПа, границя міцності $\sigma_в$=1962 МПа, границя пластичності $\sigma_{0,2}$ =1805 МПа, відносне видовження δ = 12 %, відносне звуження ψ = 40 %, критичний коефіцієнт інтенсивності напруг при вершині тріщини K_{1c} = 88 МПа · м$^{1/2}$, питома поверхнева енергія руйнування $\alpha_н$ = 800 КДж·м^2, кількість циклів до руйнування при знакозмінному навантаженні 450 МПа $N = 10^6$, модуль Юнга E = 178 ГПа, коефіцієнт термо-ЕРС в парі з міддю S = 0,93 мкВ/К і густина D = 7,88 г/см^3.

Оптимальному комплексу властивостей сплаву відповідають мінімальне значення коефіцієнта термо-ЕРС (0,93 мкВ/К) і близьке до максимального значення модуля Юнга (178 ГПа), при якому та густині в 7,88 г/см^3 швидкість поширення звукових хвиль становить 4753 м/с. Отже, для неруйнівного контролю такого стану деталей з сталей типу Н26ЮТ2Б крім магнітометричних методів можна рекомендувати метод термоелектричних вимірювань та вимірювання швидкості поширення звукових або ультразвукових хвиль, які найкраще корелюють між собою.

Отже, сплави залізо-нікель, леговані титаном і алюмінієм, в мартенситно-аустенітному стані, що містить близько 20 % реверсивного аустеніту по об'єму, характеризуються поєднанням високої міцності з достатньо високими пластичністю та пружністю і можуть успішно використовуватися як інструментальні та конструкційні матеріали, які можуть працювати без суттєвих фазово-структурних змін при нагріванні до температур близько 800 К. Зокрема, досліди показали [6], що сплави типу Н26ЮТ2Б можуть бути успішно використані для виготовлення пресформ для лиття під тиском алюмінійових сплавів та гарячого штампування пластмас, сильно навантажених шестерень та інструментів для холодпої деформації. Експлуатаційна стійкість названих деталей з такого сплаву перевищує стійкість традиційних стандартних хромо-вольфрамових інструментальних сталей не менше ніж в два рази.

Для сплавів на залізо-нікелевій основах відкритим залишається питання про концентраційні залежності фізичних властивостей і кристалоструктурних станів та роль

в цих залежностях процесів атомного впорядкування. Огляд літератури, в якій дискутуються питання типів впорядкування та фазово-структурних низькотемпературних станів в сплавах системи Fe – Ni, приводиться в праці [7], де шляхом наводненням вдавалось отримати додаткові підтвердження на користь точки зору про можливість атомного впорядкування типу Fe_3Ni. Незважаючи на обширні рентгеноструктурні, електронографічні, нейтронографічні дослідження та використання ядерного магнітного резонансу і рентгенівської фотоемісійної спектроскопії, що фіксують структурні неоднорідності, але справжня природа її до цього часу чітко не встановлена. Це можна віднести і до ще менш вивченої області концентрації 15 - 30 % Ni. Комплексне вивчення нами пружних і термопружних властивостей сплавів системи Fe – Ni [8] показало цікаві результати, які дають можливість зробити висновки про причини обширних змін комплексів фізико-механічних властивостей сплавів на цій основі. Зокрема, причинами аномальної поведінки модуля Юнга і низькотемпературного термопружного коефіцієнта залізонікелевих сплавів як в області концентрації нікелю 15-30 %, так і в інварній області (31 – 50 %) найвірогідніше є утворення за певних умов невеликих когерентних з матрицею структурно і магнітно впорядкованих областей, які розміщені на великих відстанях в переважно невпорядкованому твердому розчині. Когерентні напруження на межі таких мікро областей, спонтанна магнітострикція, утворення і розсмоктування областей ближнього атомного впорядкування, структурне і концентраційне розшарування з наявністю “феромагнітних частинок” в ”парамагнітній матриці” та навпаки та релаксація по границях зерен – сукупність таких факторів, які можуть чинити на модуль Юнга та термопружний коефіцієнт паралельний або конкуруючий вплив, і є відповідальними за аномальну поведінку цих характеристик в зазначених концентраційних областях. Вказати конкретно, які з названих можливих кристалоструктурних змін є домінуючими за своїм впливом на концентраційні пружні ефекти і яким є детальний механізм цих впливів в даній концентраційній області полікристалічних сплавів важко. Тому можна лише припустити, що саме регулярна заміна атомів Fe в ГЦК- структурі Fe-Ni – сплавів атомами Ni в напрямку [110], якому характерна найбільша анізотропія пружних властивостей, відповідає за аномальні зміни модуля Юнга і НТКЕ в області концентрації Ni 31 – 45 %. Цілком вірогідно, що зміна характеру таких регулярних атомних заміщень відповідає за аномалії концентраційних залежностей пружних властивостей сплавів в інших структурних станах та концентраційних областях. Кристалостуктурний аналіз можливих регулярних замін атомів заліза атомами нікелю саме в напрямках [110] в гратці ОЦК (α - стан) дає значення атомних концентрацій Ni в 6,25; 12,5; 18,75; 25; 31,3 %, а в гратці ГЦК (аустенітному γ – стані) - 25; 37,5; 50; 62,5; 68,75; 75; 81,25; 87,5 %. Саме близько таких концентрацій сплавів проявляються аномалії концентраційних залежностей досліджуваних пружних властивостей, а також інших фізичних та механічних характеристик, у вигляді перегинів, різких змін темпу або екстремумів.

Слід зауважити, що широке практичне застосування знайшли сплави з цікавими комплексами властивостей на основі системи Fe-Ni з концентрацією нікелю близько 5 %, 18 і 25-27 % (мартенситностаріючі сталі), 31, 37, 50 % (інварні та елінварні сплави), 75 % (жаростійкі сплави на нікелевій основі). Не виключена можливість одержання сплавів з важливими комплексами властивотей в інших областях зазначених вище концентрацій, якщо гіпотеза про домінуючу роль напрямленості сил міжатомних зв’язків і анізотропії пружних властивостей знайде переконливе підтвердження. Тому перспективними можуть бути дослідження запропонованим методом на монокристалічних і полікристалічних зразках саме таких концентраційних складів.

Література

1. Медведь А.И., Горбач В.Г., Остаф В.Ю. Взаимосвязь механических напряжений и формоизменения при наводороживании с упругими и электрофизическими свойствами металлических систем // Водородная обработка металлов: Труды Четвертой Международной конференции «ВОМ-2004», Донецк: ДонНТУ, ДонИФЦ ИАУ, 17-21 мая 2004 г. - Донецк, 2004.- С. 210-215.
2. Медвідь А.Г. Комплексний підхід до вибору методів неруйнівного контролю оптимальних станів мартенситностаріючих сталей // Збірник наук. праць." Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів" Львів, Вид-во ФМІ НАН України, Київ-Львів. – 2002. – Вип. 7. – С. 92-97.
3. Сидоров Е. В., Алексеев Н.А. Изготовление монокристаллических отливок из сплавов на основе железа и никеля //Литейное производство. – 1990. - №6. - С. 29-30.
4. Медведь А.И., Горбач В.Г. Физические и механические свойства сплавов Fe-Ni-Al-Ti в мартенситно-аустенитных состояниях //Металлофиз. новейшие технол. – 1997. – 19, №11. – С. 67-72.
5. Медведь А.И. Зависимость комплекса физических и механических свойств сплавов Fe-Ni-Al-Ti от содержания аустенита //Металлофиз. новейшие технол. – 2001. – 23, №2. – С. 205-214.
6. Горбач В.Г., Сидорук И.В., Измайлов В.А. Мартенситно-аустенитные стали как эффективный инстументальный и конструкционный материал //МиТОМ. – 1988. - № 3 – С. 9 – 12.
7. Медведь А.И., Бачинский Ю.Г., Горбач В.Г., Василькив О.В. Влияние обработки водородом на физические свойства железоникелевых сплавов // Металлофиз. новейшие технол. – 2002. – 24, № 6. – С. 857-873.
8. Балицький О.І., Медвідь А.Г., Остаф В.Ю., Костюк І. Ф., Остаф І.Ю., Вплив водню і температури на термопружний коефіцієнт, модуль Юнга та характер пошкоджень сплавів системи Fe-Ni, Fe-N та зварних з'єднань // Машинознавство – 2005. - № 6. – С. 39 – 44.

МОДЕЛЮВАННЯ ТА ЕСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИКИ ВТОМНИХ ТРІЩИН ДРАБИННИХ РАМ НАПІВПРИЧЕПІВ

І.Г. Грабар, В.Є. Титаренко

MODELLING AND EXPERIMENTAL INVESTIGATION OF THE FATIGUE CRACK KINETICS IN SEMITRAILER UNDERFRAME LONGERONS

I.G. Grabar, V.E. Tytarenko

Житомирський державний технологічний університет, Україна

Abstract It was developed a system of cyclic trials for investigation of vitality of critic zones of langeron frame ladder constructions and shown the results of tests on low-cycle fatigue of its natural elements in the work.

Прогнозування ресурсу рам напівпричепів з врахуванням технологічних та експлуатаційних дефектів конструкцій, а також кінетики сітки тріщин недостатньо вивчено.

В області циклічних випробувань несучих систем автотранспортних засобів (АТЗ) для вирішення задачі прогнозування ресурсу виконано відносно мало робіт. Недоліком запронованих методів оцінки ресурсу є не врахування технологічних та експлуатаційних тріщин, з якими конструкція рами може працювати довгий час, що займає значну долю ресурсу.

Для обгрунтування ресурсу зварних рам важливим є врахування таких факторів як вид зварного з'єднання, вид механічної обробки, вплив корозії, масштабного фактору та інших.

Тріщиностійкість великорозмірних лонжеронних рам напівпричепів при їх експлуатації залежить від багатьох факторів, основними з яких є характеристики циклічних навантажень з асиметрією, що можуть стохастично змінюватись від нерівностей шляху. Для прогнозування характеристик кінетики втомних трвщин вузлових зон рамних конструкцій вибраний силовий критерій та віднульовий цикл навантажень від усереднених середньостатистичних нерівностей шляху.

Для розробки системи випробувань на циклічну витривалість було використано гіпотези:

1) про визначальний вплив на розвиток тріщин того або іншого виду навантажень, що приймалася за головне [4];

2) про можливість визначення НДС при статичних або циклічних навантаженнях рам через випробування їх частин на натурних елементах конструкцій [4 - 6], а також було побудовано (рис.1, рис.2):

1) енергетичні спектри навантажень від нерівностей шляху для середньостатистичних значень величин висот нерівностей q_0 = 2 см та їх кількості n = 300 на 1 км шляху;

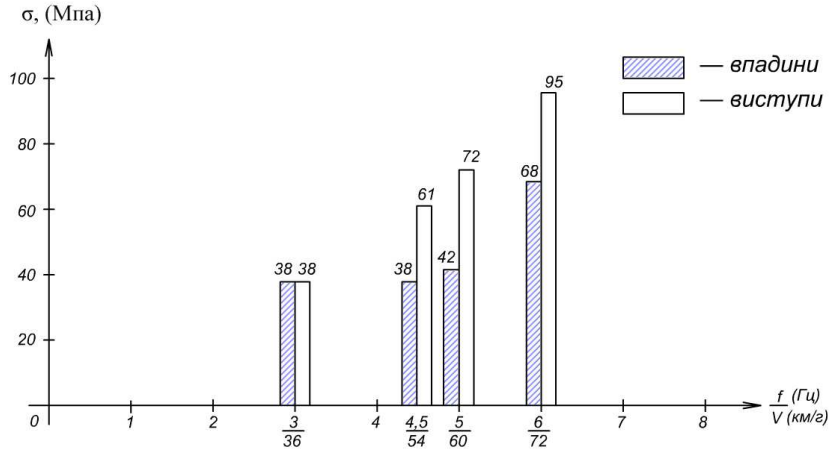


Рис.1. Енергетичні спектри навантажень в критичних точках рами від нерівностей шляху.

2) експериментальну установку для циклічних випробувань Н-подібного фрагменту рами.

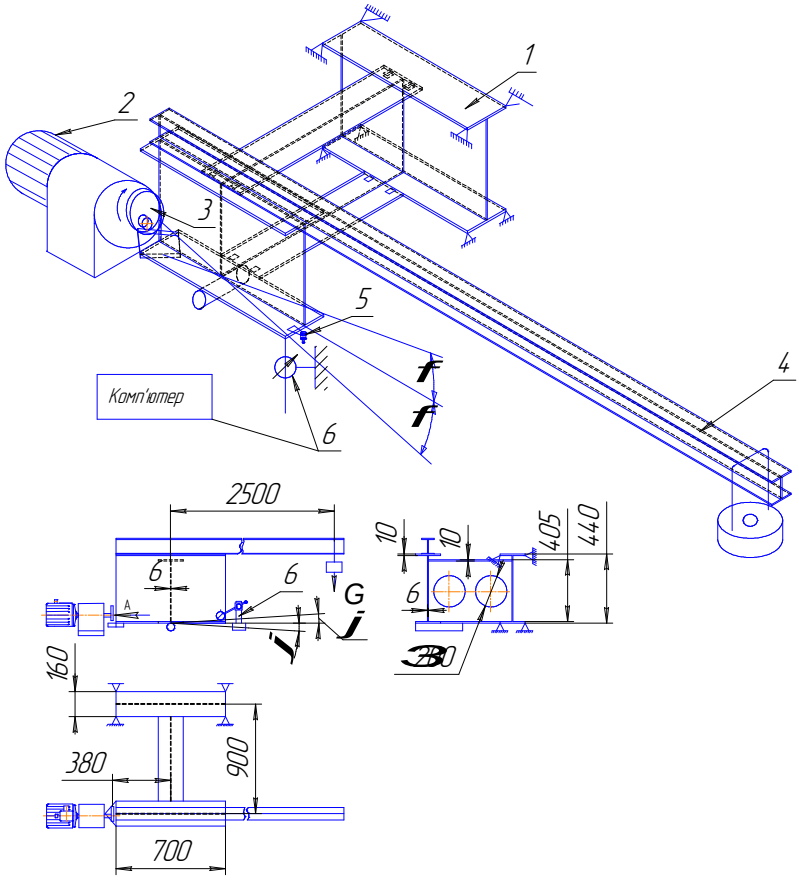


Рис.2. Стенд для циклічних випробувань натурних елементів рами.

Експериментальна установка дозволяє створювати широкий спектр циклічного кручення поперечини Н-подібного натурного зразка рами.

Вперше показана руйнуюча дія напружень зневоленого кручення поперечини на вертикальну стінку лонжерона. В результаті проведених малоциклових випробувань досліджено кінетику розвитку тріщин у вузловому з'єднанні рамного контуру. На рис. 3 показані кінетичні залежності швидкості розвитку втомних тріщин від числа циклів навантажень в реальних координатах. Всі тріщини починали розвиватись із зварного шва вузлового з'єднання поперечини з лонжероном і поширювались в площині вертикальної стінки лонжерона.

Особливості отриманої картини сітки тріщин вузлового з'єднання рами від циклічного зневоленого кручення поперечини в жорсткому режимі навантаження полягають у сповільненні швидкості їх розвитку в порівнянні з початковою. Це пояснюється зменшенням жорсткості кручення вузла рами та перерозподілом НДС від впливу накопичення пошкоджень.

Для визначення безпечності розвитку втомних тріщин побудовано КДВР зразка матеріалу конструкції та визначена функція змінного НДС від картини тріщиноутворення через зміну градієнтів швидкості та податливості вертикальної стінки лонжерону (жорсткості кручення вузлового з'єднання рами). Відповідність КДВР зразка матеріалу сталі Ст.3 доведена через порівняння напружень брутто при визначенні їх за КДВР та кінцевоелементним ліцензованим програмним забезпеченням АРМ "Winmashin".

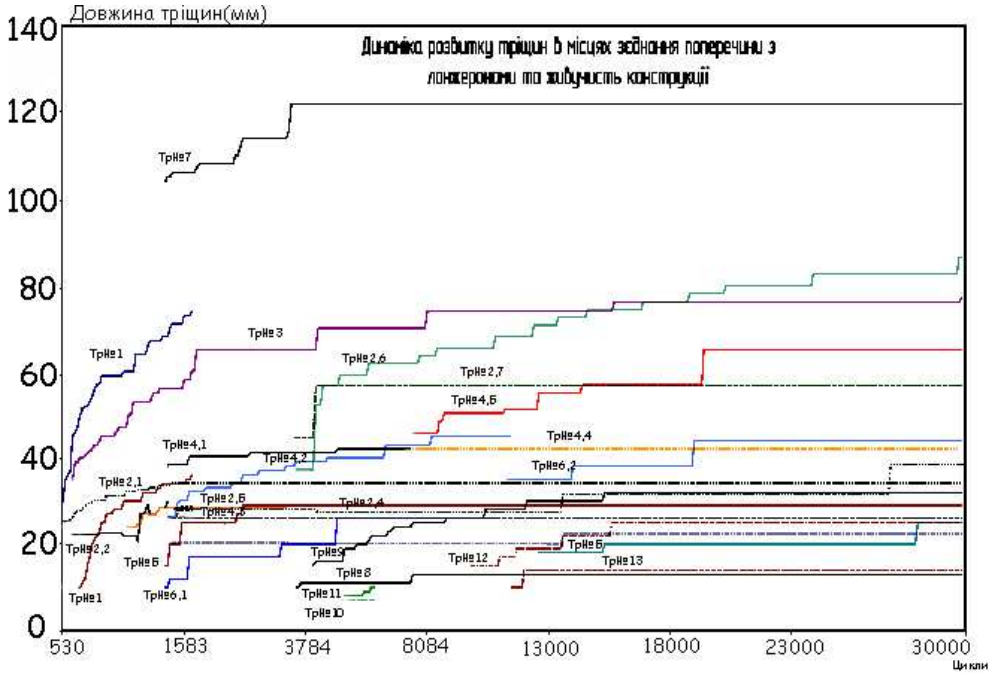


Рис.3. Кінетичні залежності розвитку втомних тріщин вузлового з'єднання рами.

В результаті проведеного експерименту малоциклових випробувань критичних зон встановлена важлива залежність кута закручування поперечини рами від числа циклів навантаження, що показана на рис. 4, дозволяє оцінити податливість конструкції з тріщинами та функцію змінного НДС від накопичення пошкоджень.

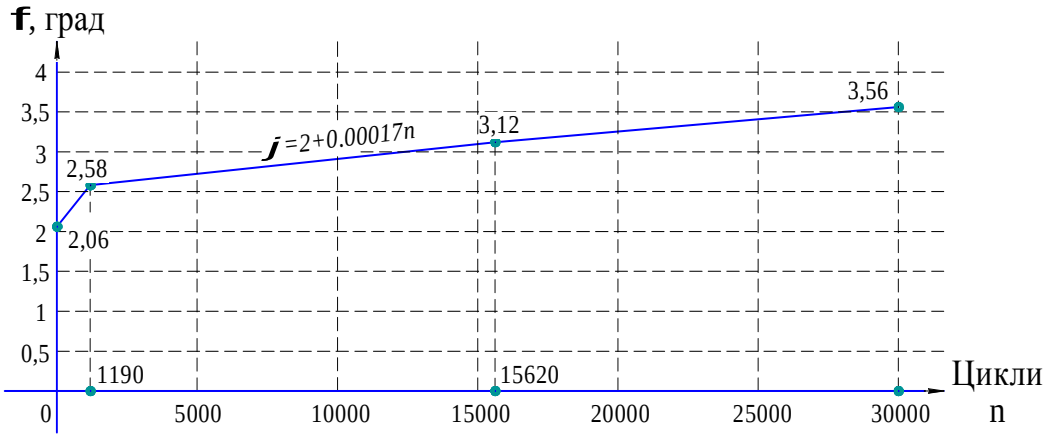


Рис.4. Зміна кута закручування поперечини рами від числа циклів навантажень.

Прогнозування ресурсу рами виконано з врахуванням змінного НДС на основі уявлень термоактиваційного руйнування С.М.Журкова з наближеннями проф. І.Г. Грабара для оцінки енергії активації та активаційного об'єму [2,3]:

$$\tau_p = \tau_0 \exp\frac{U_0 - \gamma\sigma Y}{RT}$$

де: $U_{оц} = \frac{5}{3} RT \ln\frac{[1]}{\tau_0}$ - енергія активації при циклічних навантаженнях, $\gamma_ц = \gamma_{ст}\left(\frac{U_{оц}}{U_{ост}}\right)^n, n = 1...2$ активаційний об'єм при циклічному навантаженні, R – універсальна газова стала, τ_0 - період теплових коливань атомів.

Значення n=1,6 визначено з експерименту. Методика визначення ресурсу конструкцій рам враховує матеріал конструкції, вид навантажень: статичні або циклічні та зміну НДС від накопичення пошкоджень у вузловому з'єднанні.

Висновки

Розроблено методику оцінки податливості пошкодженої конструкції та прогнозування ресурсу.

Запропоновано методологію визначення безпечності тріщин у вузлових з'єднаннях рам.

Встановлено закономірності впливу на швидкість розвитку втомних тріщин накопичення пошкоджень в критичній зоні конструкції.

Визначено критичну тріщину через зведення сітки тріщин до однієї еквівалентної, що є важливим для оцінки граничного стану конструкції.

Література

1. Трощенко В.Т., Покровский В.В., Прокопенко А.В. Трещиностойкость металлов при циклическом нагружении. – К.: Наукова думка, 1987. – 251с.
2. Грабар І.Г. Основи надійності машин. – Житомир: ЖІТІ, 1999. – 296 с.
3. Грабар І.Г. Термоактиваційний аналіз та синергетика руйнування. – Житомир: ЖІТІ, 2002 р. – 305 с.
4. Проскуряков В.Б. Динамика и прочность рам и корпусов транспортных машин. „Машиностроение". – Л.,1972. – 229с.
5. Лельчук Л.М., Сархошьян Г.Н., Кобрин М.М., Гурман В.С. Испытание и ремонт автомобильных рам. – М.: „Таврия", 1974. -224с.
6. Прогнозирование ресурса несущих элементов рам автомобилей. Оперативно-информационные материалы Института проблем надёжности и долговечности машин. – Минск. 1991. – 55 с.

ДВОПЕРІДИЧНА ЗАДАЧА ПРО ПЛАСТИЧНЕ ВІДШАРОВУВАННЯ ЗА ПОЗДОВЖНЬОГО ЗСУВУ ЖОРСТКИХ РОМБІЧНИХ ПРИЗМАТИЧНИХ ВКЛЮЧЕНЬ У СЕРЕДОВИЩІ З ЗАТРИМКОЮ ТЕКУЧОСТІ

Г.Т. Сулим, М.В. Кривень

DOUBLE-PERIODIC PROBLEM ABOUT INTERFACIAL SLIP OF RIGID RHOMBIC PRISMATIC INCLUSIONS IN THE MEDIUM WITH YIELDING DECAY UNDER THE CONDITIONS OF LONGITUDINAL SHEAR

H.T. Sulym, M.V. Kryven

Львівський національний університет імені Івана Франка, Україна

Abstract Plastic interfacial slip of double-periodic system of rigid rhombic fibers under the conditions of shear load of composite is investigated. The medium material is elasto-plastic with yielding delay. Conditions of localizations of plastic deformations only on the inclusion-medium boundary are considered. Dependences of plastic bands lengths on the load level are determined.

Вступ. Пластичні деформації в місцях великої концентрації напружень доволі часто мають вигляд окремих смуг чи ліній ковзання [1]. Одною з причин тонкосмугової локалізації пластичних деформацій, є затримка текучості: у деяких матеріалах пластичні деформації зароджуються при вищій інтенсивності напружень (верхній поріг текучості), ніж та, за якої вони далі вже розвиваються (нижній поріг текучості) [2, 3]. На діаграмі деформування матеріалу цьому явищу відповідає так званий «зуб текучості». Різниця згаданих порогів називається величиною затримки текучості. Врахування затримки дає змогу не тільки пояснити саме явище локалізації, але й визначити кількість пластичних ліній ковзання поблизу концентратора напружень.

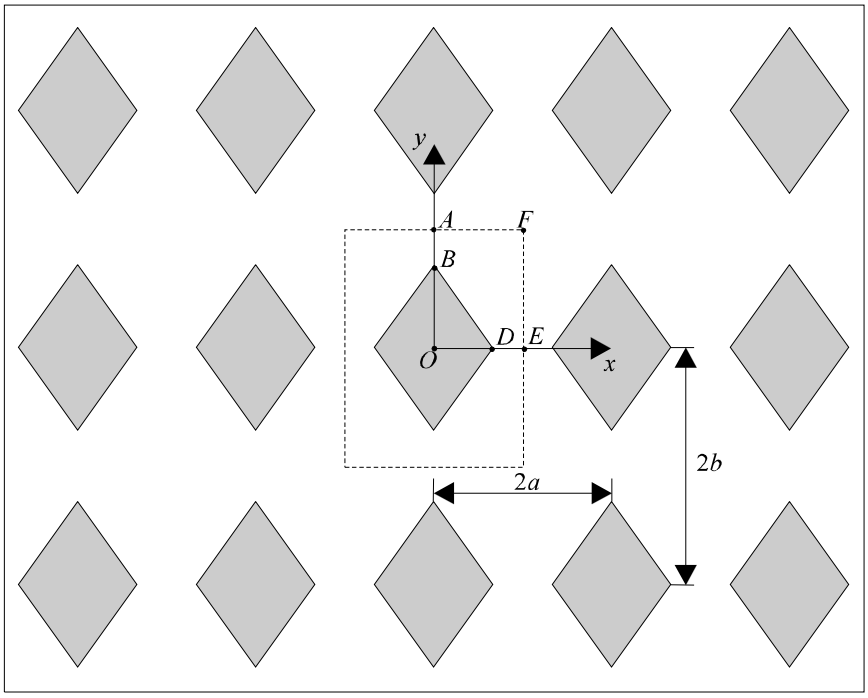


Рис. 1. Загальна схема двоперіодичної задачі

1. Формулювання задачі. Розглянемо задачу визначення напружено деформованого стану необмеженого середовища $-\infty < x, y, z < +\infty$ із затримкою текучості, яке містить двоперіодичну систему жорстких ромбічних включень

$|x - nh\,\mathrm{ctg}\,\alpha| \le a, |y - mh| \le b, |z| < \infty$ ($n, m \in \mathbb{Z}$, рис. 1), де $2a$ і $2b$ – горизонтальні і вертикальні діагоналі включень; 2α – кут при одній парі вершин включень. З огляду на симетрію задачі на рис. 2 зображено четвертину прямокутної комірки періодичності задачі. Вважатимемо, що середовище здеформовано поздовжніми зсувними навантаженнями, які викликали поле переміщень w, симетричне відносно вертикальних діагоналей включень і антисиметричне відносно горизонтальних. Всередині усіх включень кожного ряду переміщення w однакові; від ряду до ряду вони змінюються на однакову величину. Поле напружень у кожному прямокутному представницькому елементі однакове.

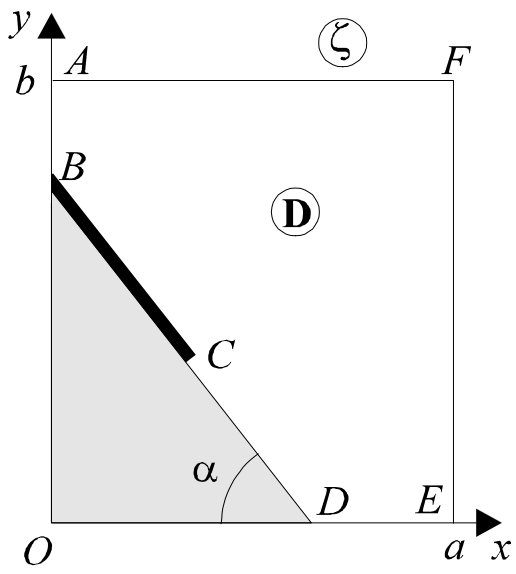


Рис. 2. Четвертина періоду площини *Oxy*. Потовщений відрізок – пластична смуга

Пружний розв'язок цієї задачі зовні включень дає необмежені напруження при вершинах, належних вертикальним діагоналям, і нульові біля вершин, які належать ліагоналям горизонтальним [4]. Тому, незалежно від рівня навантаження та величини затримки текучості (хоч би і як завгодно великої) від вертикальних вершин ромбів розвиватимуться пластичні дефор-мації. Вважатимемо, що до навантажування тіла включення перебували в ідеальному механічному контакті з середовищем, а перші лінії пластичного ковзання після прикладання навантаження до композиту зосереджені на межі включення-середовище.

2. Математична формалізація задачі. Нехай k і k_1 відповідно нижній і верхній пороги текучості. Внаслідок симетрії і періодичності розв'язок задачі досить визначити в п'ятикутнику *ABDEFA* (область **D**). В результаті сформульованих вище умов симетричності поля переміщень відносно ліній $x = 0$ і $x = a$ ($w(x, y) = w(-x, y)$ і $w(x - a, y) = w(a - x, y)$) напруження $\tau_{xz}(x, y)$ нульові на відрізках DE, EF, FA, AB області **D**. На ділянці CD межі області **D** виконуються умови ідеального механічного контакту і тому переміщення вздовж цієї ділянки дорівнюють сталій, яку, не зменшуючи загальності, можна вважати нульовою. А, отже, $\partial w/\partial \mathbf{l} = 0$ ($\mathbf{l} = -\mathbf{i}\cos\alpha + \mathbf{j}\sin\alpha$) на відрізку CD межі області **D**.

Умова текучості в пластичних смугах, де пластичне дефомування вже набуло розвитку, означає, що там зсувні напруження $\tau_{nz} = k$, де $\mathbf{n} = \mathbf{i}\sin\alpha + \mathbf{j}\cos\alpha$ – одинична нормаль до відрізка BC. Для задання рівня навантаження можна припускати відомим напружений стан в якійсь одній точці області **D**. Вважатимемо відомими напруження у вершинах прямокутника періода (у точці F області **D**, $\tau_{xz}(a, b) = 0, \tau_{yz}(a, b) = \tau_0$ ($\tau_0 < k_1$)).

Щодо аналітичної в області **D** функції $\tau(\zeta) = \tau_{yz}(x, y) + i\tau_{xz}(x, y)$ ($\zeta = x + iy$) сформульовані вище умови стосовно компонент тензора напружень приводять до такої крайової задачі:

$$\begin{aligned} &\mathrm{Im}\,\tau(\zeta) = 0 \quad (\zeta \in DE \cup EF \cup FA \cup AB), \\ &\arg\tau(\zeta) = \alpha \quad (\zeta \in CD), \\ &\mathrm{Im}\,\tau(\zeta)e^{i\alpha} = k \quad (\zeta \in BC), \\ &\tau(a + ib) = \tau_0. \end{aligned} \tag{1}$$

Пластичні деформації розвиватимуться за схемою пластичного відшаровування, тобто будуть локалізованими тільки на межі включення-середовище, якщо ніде в області **D** не досягається верхній поріг текучості, тобто поки виконується умова, шо

$$\max_m \tau_{mz}(x,y) = |\tau(\zeta)| < k_1 \quad ((x,y) \in \mathbf{D}). \tag{2}$$

3. Розв'язування задачі. Умови (1) визначають геометричний образ **G** області **D** у площині τ. Ділянці $DEFAB$ її межі відповідає відрізок $D'B'$ дійсної осі з початком у початку координат. Образом відрізка $CD \in \mathbf{D}$ є відрізок $C'D'$ променя, який також з починається у початку координат. Пластична смуга BC відображається у відрізок $B'C'$ прямої, нахиленої до дійсної осі під кутом $\pi - \alpha$, яка проходить на відсталі k від початку координат. Таким чином область **D** відображається у трикутник (область **G** на рис. 3) площини τ.

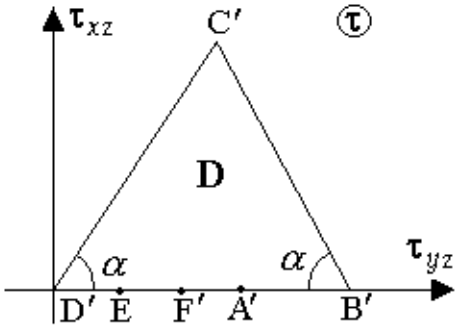


Рис. 3.

Оскільки здійснюване функцією $\tau(\zeta)$ конформне відображення є цілком визначене, то розв'язування крайової задачі (1) звелося до побудови відображення області **D** на область **G**.

Для його побудови запровадимо допоміжну площину t, у якій відповідні точки меж областей **D** і **G** відображаються в одні і ті ж точки дійсної осі: $A, A' \to A''$, $B, B' \to B''$, $C, C' \to C''$, $D, D' \to D''$, $E, E' \to E''$, $F, F' \to F''$ (рис. 4). Точка D'' знаходиться на нескінченності. Тоді пара функцій $\zeta = \zeta(t)$ і $\tau = \tau_1(t)$, які здійснюють це відображення, визначатиме шукану функцію $\tau(\zeta)$ у параметричній формі. Відображення $\zeta = \zeta(t)$ і $\tau = \tau_1(t)$ можна побудувати за допомогою перетворення Крістофеля–Шварца [5].

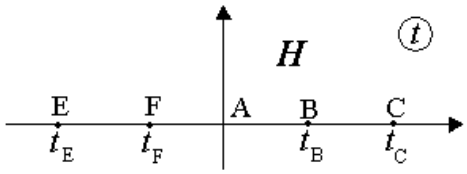


Рис. 4.

$$\zeta(t) = ib + \frac{b-h}{M}\int_0^t F_\zeta(\eta)\,d\eta, \tag{3}$$

де

$$F_\zeta(\eta) = (\eta - 1)^{\frac{\alpha}{\pi} - \frac{1}{2}}((\eta - t_E)(\eta - t_F)\eta)^{-\frac{1}{2}},$$

$$M = \int_0^1 |F_\zeta(\eta)|\,d\eta.$$

Тут і далі під нецілим степенем комплексної змінної розумітимемо аналітичну функцію, що набуває дійсних додатних значень при дійсних додатних значеннях аргументу. У загальному випадку відображення (3) забезпечує тільки потрібну величину кутів фігури **D**. Метричні співвідношення у ній будуть сповнені, якщо виконуватимуться рівності

$$a\int_{t_E}^{t_F} |F_\zeta(\eta)|\,d\eta = b\int_{t_F}^{0} |F_\zeta(\eta)|\,d\eta, \quad (b-h)\int_{t_F}^{0} |F_\zeta(\eta)|\,d\eta = a\int_0^1 |F_\zeta(\eta)|\,d\eta, \tag{4}$$

чого можна досягти вибором параметрів $-\infty < t_E < t_F < 0$.

Можна довести, що стосовно вказаних параметрів система рівнянь (4) має єдиний розв'язок, який можна отримати за допомогою такого алгоритму:

$$t_F^{(j+1)} = t_F^{(j)}\left(1+\lambda_1\frac{b}{h}\frac{EF^{(j)}-AB^{(j)}}{EF^{(j)}}\right),\ t_E^{(j+1)} = t_E^{(j)}\left(1+\lambda_2\frac{b}{a}\frac{AF^{(j)}}{EF^{(j)}}\right), \tag{5}$$

збіжного для достатньо малих чисел $\lambda_1 > 0$ і $\lambda_2 > 0$, якщо нульові наближення $t_F^{(0)}$, $t_E^{(0)}$ достатньо близькі до розв'язків цієї системи. Тут

$$EF^{(j)} = \int_{t_E}^{t_F}\left|F_\zeta^{(j)}(\eta)\right|d\eta,\ AB^{(j)} = \int_0^1\left|F_\zeta^{(j)}(\eta)\right|d\eta,\ AF^{(j)} = \int_{t_F}^0\left|F_\zeta^{(j)}(\eta)\right|d\eta.$$

Функції $F_\zeta^{(j)}(\eta)$ відрізняються від $F_\zeta(\eta)$ тільки заміною t_F і t_E на $t_F^{(j)}$, $t_E^{(j)}$.

Як засвідчив числовий експеримент, область збіжності розв'язку системи та параметри λ_1, λ_2, які визначають швидкість збіжності, суттєво залежать від форми області. Для випадку $a = b$, $\alpha = 45^\circ$ можна вважати $t_E^{(0)} = -2$, $t_F^{(0)} = -1$, $\lambda_1 = \lambda_2 = 1$. Для інших випадків нульові наближення її розв'язку можна знайти методом підбору, або покладаючи їх такими, як у вже побудованих у розв'язку для фігури, не надто відмінної форми.

Кількість параметрів підінтегральної функції перетворення Крістофеля–Шварца на три одиниці менша за кількість вершин многокутника. Тому відображення $\tau_1(t)$ єдине з точністю до гомотетії:

$$\tau_1(t) = \frac{k}{\sin\alpha} - \frac{2e^{i\alpha}k\operatorname{ctg}\alpha}{K}\int_1^t F_\tau(\eta)d\eta, \tag{6}$$

де

$$F_\tau(\eta) = (\eta-1)^{\frac{\alpha}{\pi}-1}(\eta-t_C)^{-\frac{2\alpha}{\pi}},\ K = \int_1^{t_C}\left|F_\tau(\eta)\right|d\eta.$$

Остання з умов (1) буде виконаною, якщо $\tau_1(t_C) = \tau_0$, тобто коли

$$\frac{k}{\sin\alpha} - \frac{2k\operatorname{ctg}\alpha}{K}\int_{t_F}^1\left|F_\tau(\eta)\right|d\eta = \tau_0. \tag{7}$$

Розв'язавши рівняння (7) стосовно t_C, знайдемо довжину d пластичної смуги, яка відповідає заданим у вершинах прямокутника періода напруженням:

$$d = \int_1^{t_C}\left|F_\zeta(\eta)\right|d\eta. \tag{8}$$

4. Числовий аналіз прикладу. Волокна відшаровуватимуться без появи пластичних деформації де інде за винятком межі включення-середовище при достатньо великій затримці текучості

$$k_1 \geq k\sec\frac{\alpha}{2},$$

що слідує із умови (2), яку ми вважаємо виконаною.

Зрозуміло, що для побудови графічної залежності довжини смуги від навантаження τ_0 немає необхідності у безпосередньому розв'язуванні рівняння (7). Зручніше вважати систему (7), (8) параметричним рівнянням довжини смуги від τ_0. Визначені у такий спосіб залежності безрозмірної довжини d/l смуги пластичного відшарування включень від параметра навантаження τ_0/k для двох форм ромбічних включень подані на рис. 5. Для першої з них пластичні деформації розвиватимуться за схемою пластичного відшаровування, коли $k_1 \geq 1{,}42k$, для другої - $k_1 \geq 2k$.

Виявлено такі особливості пластичного відшаровування ромбічних включень. Підростання смуг інтенсифікується зі збільшенням відстані між включеннями у горизонтальному напрямку. Але коли вона вдвоє перевищує відстань між ними у вертикальному напрямку, то подальше збільшення горизонтальних відстаней практично вже не відбивається на процесі пластичного відшаровування. Пластичне відшаровування перебігає тим інтенсивніше, що менший кут при вертикальних діагоналях включень – так само, як і у ідеально пружно-пластичному середовищі [4].

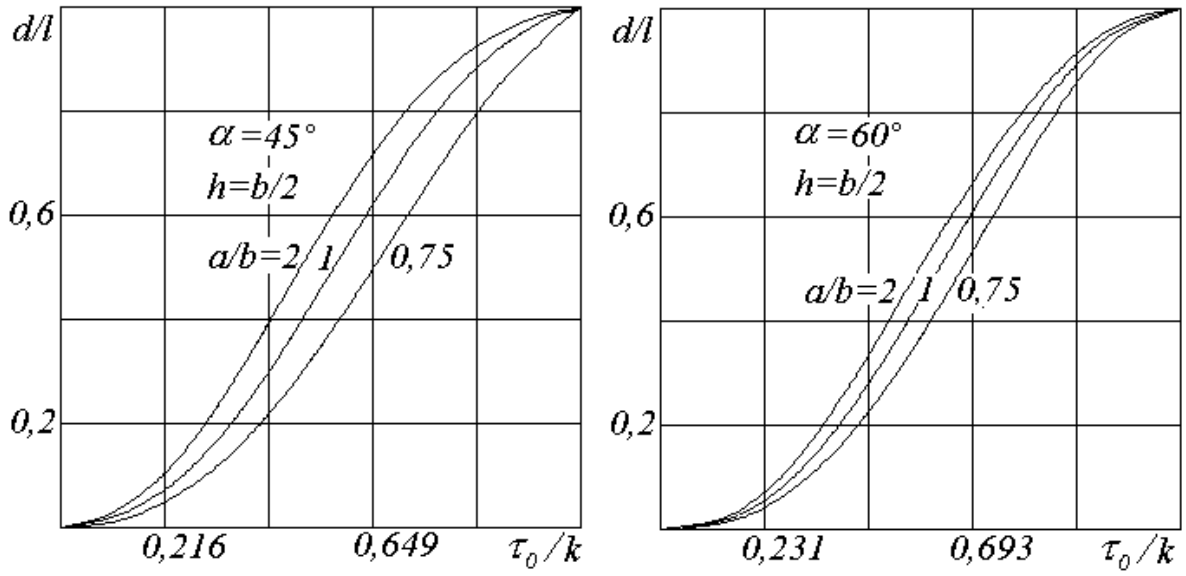


Рис. 5.

Спостерігається зменшення впливу на пластичне відшаровування віддалі між включеннями зі зменшенням кута при їх горизонтальних діагоналях. Для матеріалів із затримкою текучості становить інтерес дослідження впливу закругленості вертикальних вершин включень, за якої включення можуть не відшаровуватися зовсім.

5. Оцінка наближення розв'язку для ромбічного включення у прямокутній призмі. Знайдений розв'язок може слугувати наближеним для визначення пластичного відшаровування жорсткого ромбічного тунельного включення в необмеженій призмі прямокутного перерізу, здеформованій сталими зсувними напруженнями $\tau_{yz} = \tau_0$, діючими на горизонтальних гранях призми [6]. Похибка наближення визначається мірою неоднорідності напруження τ_{yz} в горизонтальних площинах рівновіддалених від сусідніх рядів включень. Найбільше значення напруження τ_{yz} у цих площинах досягається посередині між парою сусідніх вертикально розташованих включень і дорівнює $\tau_1(0)$. Таким чином, відносна похибка в напруженнях, яку дає знайдений розв'язок двоперіодичної задачі стосовно дослідження пластичного відшаровування ромбічного включення у призмі скінченого поперечного перерізу, не перевищує $\theta = (\tau_1(0) - \tau_1(t_C))/\tau_1(0)$. Неоднорідність напружень уздовж горизонтальних сторін прямокутника-періода зростає зі збільшенням віддалі між включеннями у горизонтальному напрямку. Для відображених на рис. 5 випадків, коли $\tau_0 = k$ неоднорідність напружень дорівнювала 10%, 16,2%, 23,2% для $\alpha = 45^\circ$ та 3%, 5%, 6% для $\alpha = 60^\circ$.

Література

1. Надаи А. Пластичность и разрушение твердых тел. – М.: Изд-во ИЛ. – 1954. –647 с.
2. Поль Б. Макроскопические критерии пластического течения и хрупкого разрушения // Разрушение. Т.2. – М.: Мир, 1975. – С. 336–520.
3. Криштал М.М. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации (аналитический обзор) Часть 1. Феноменология зуба текучести и прерывистой текучости // ФММ. – 2004. – Т.7. – Вып. 5. – С.5–29.
4. Кривень В.А. Двоперіодична пружнопластична задача поздовжнього зсуву тіла з жорсткими ромбічними включеннями // Математичні методи і фіз.- мех. поля. – 2001. – Т. 44, №1. – С. 109–113.
5. Иванов В.И., Попов В.Ю. Конформные отображения и их приложения. – М.: Едиротиал УРСС, 2002 – 324 с.
6. Кривень В.А., Сулим Г.Т., Яворська М.І. Пластичне відшаровування при зсуві періодичних систем жорстких тонких включень // Вісник Дон. ун-ту, Сер. А: Природничі науки, 2003. – Вип. 1. – С. 66–71.

ЕРГОДИНАМІКА ВТОМИ

В.Г. Байло

ERGODYNAMICS OF FATIGUE

V.G. Baylo

Вінницький національний технічний університет, Україна

Abstract The main task of the work is development of the analytical means to approximation and forecasting of limiting properties of materials at cyclic deformation. The analysis of the equation accumulation of energy and the equation of durability for a case of cyclic loading is carried out. The received results have allowed to offer a method of forecasting of fatigue strength and durability at cyclic loading and plotting of fatigue curves.

Найбільш загальним підходом при розгляді задач циклічної міцності є підхід на основі термодинамічних уявлень про характер перетворень, що відбуваються у матеріалі та призводять до його руйнування. При цьому можливі два рівноцінних варіанти побудови визначальних співвідношень – ентропійний та енергетичний.

У результаті проведеного [3] аналізу наявних моделей накопичення пошкоджень і руйнування матеріалів було визнано доцільним віддати перевагу енергетичному підходові, а саме ергодинамічному його різновиду [1, 2], котрий дозволяє описувати кінетику накопичення пошкоджень у матеріалах у вигляді зміни (росту) прихованої потенційної енергії дефектів, причому багато параметрів вихідних рівнянь ергодинаміки можна отримати за результатами звичайних статичних випробувань на розтяг. Ці параметри визначаються, по-перше, просто, а по-друге, незалежно від процесу циклічного руйнування, що підтверджує їх обґрунтованість.

У даній роботі розглядаються приклади розрахунку втомних характеристик матеріалів на базі ергодинамічного підходу.

Прогнозування закономірностей утомного руйнування металів. Розглянемо задачу руйнування твердого тіла, підданого дії складного напруженого стану, постійного в часі й за ізотермічних умов, тобто

$$\sigma_0 = const; \qquad \sigma_i = const; \qquad T = const; \tag{1}$$

Для спрощення покладемо також, що потік прихованої енергії відсутній. Тоді кінетичне рівняння набуде вигляду [1]:

$$\dot{u}_e = A \cdot sh\left(\frac{\alpha\sigma_i^2 - \nu u_e}{2kT} \right). \tag{2}$$

Тут

$$A = \frac{2kT}{h} U(\sigma_0, T) \exp\left[-\frac{U(\sigma_0, T)}{kT} \right]; \tag{3}$$

$$U\left(\sigma_0, T\right) = U_0 - \Delta U\left(T\right) \pm \beta\sigma_0^2; \tag{4}$$

$$\alpha = k_\sigma^2 V_0 / 6G; \qquad \beta = k_\sigma^2 V / 2K; \tag{5}$$

де U_0 - початкове значення енергії активації досліджуваного процесу при $T = 0$ і $\sigma_0 = 0$; σ_0 і σ_i - гідростатичне напруження та інтенсивність напружень відповідно; T - абсолютна температура; k - постійна Больцмана; h - постійна Планка; V_o - атомний об'єм; G і K - модуль зсуву й модуль об'ємної пружності відповідно; k_σ - коефіцієнт перенапруження міжатомних зв'язків; ν - коефіцієнт нерівномірності розподілення прихованої енергії по об'єму; $\Delta U\left(T\right)$ - зміна вільної енергії активації процесу при підвищенні температури.

Умову руйнування для цього випадку можна подати у вигляді

$$u_{e_*} = \frac{1}{K_2}\left[\ln\frac{\exp K_3 t_* - C_1}{\exp K_3 t_* + C_1} + K_1\right], \tag{6}$$

де $u_{e_*} = u_* - u_{T_0} - w_0$.

Розв'язуючи (6) щодо часу, одержимо час до руйнування

$$t_* = \frac{1}{K_3}\left[\ln\frac{1-\exp\left(K_2 u_{e_0} - K_1\right)}{1+\exp\left(K_2 u_{e_0} - K_1\right)} - \ln\frac{1-\exp\left(K_2 u_{e_*} - K_1\right)}{1+\exp\left(K_2 u_{e_*} - K_1\right)}\right]. \tag{7}$$

Аналіз рівняння довговічності. З ергодинамічної точки зору процесові накопичення у матеріалі дефектів і ушкоджень відповідає поступове зростання унаслідок деформування тіла внутрішньої енергії u, інтенсивність накопичення котрої в окремих об'ємах є функцією часу і жорсткості навантаження. Руйнування твердого тіла настає, коли у локальних об'ємах матеріалу, відповідальних за руйнування, накопичується внутрішня енергія критичної густини u_*.

Фізичною границею витривалості (чи безпечним напруженням) із ергодинамічної точки зору є така величина напружень σ_R, при не перевищенні якої густина накопичуваної у деформованих об'ємах матеріалу внутрішньої енергії не досягає критичного значення u_* незалежно від часу деформування ($t \to \infty$).

Відповідно до цього величина безпечного напруження

$$\sigma_R = \left(\frac{\nu u_{e_*}}{\alpha}\right)^{1/2}. \tag{8}$$

Ураховуючи еквівалентність між статичними і циклічними напруженнями, значення безпечного напруження (границі витривалості) при циклічному навантаженні може бути визначена за формулою

$$\sigma_R = \frac{1}{M_R}\left(\frac{\nu u_{e_*}}{\alpha}\right)^{1/2}. \tag{9}$$

Коефіцієнт нерівномірності розподілу прихованої енергії по об'єму

Урахування гетерогенності полікристалічного матеріалу дозволяє розкрити причини втомного руйнування й пояснити фізичну сутність уведеного раніше [1] коефіцієнта ν нерівномірності розподілу прихованої енергії по об'єму.

Для оцінки величини коефіцієнта ν і його залежності від амплітуд циклічних напружень треба мати експериментальні результати, що характеризують залежність швидкості накопичення прихованої енергії від зміни густини прихованої енергії матеріалу (його пошкоджуваності).

Було проведено дослідження залежності швидкості накопичення пошкоджуваності від збільшення рівня прихованої енергії, результати яких представлені в [3]. Обробка отриманих результатів дозволила отримати наступну залежність ν від амплітуди циклічних напружень:

$$\nu = \frac{\sigma_s}{S_{0_*}} - \frac{\sigma_a^2}{\sigma_s S_{0_*}}, \tag{10}$$

тобто ν є функцією границі текучості σ_s (чи $\sigma_{0,.2)}$ та істинного опору зсувові S_{0_*}.

Енергія активації процесу накопичення пошкоджень при втомі

Розробка фізично обґрунтованих методів прогнозування характеристик втоми матеріалів на основі ергодинамічного підходу вимагає знання не лише механічних властивостей і структурних параметрів, але й величини енергії активації U та її залежності від амплітуди діючих напружень.

Відповідно до ергодинамічної теорії міцності [3] вираз для довговічності можна подати у вигляді

$$t_* = \frac{2kT}{\nu A} \ln \frac{\left(\exp a\sigma_i^2 + \exp b\nu\right)\left(\exp a\sigma_i^2 - \exp bn\nu\right)}{\left(\exp a\sigma_i^2 - \exp b\nu\right)\left(\exp a\sigma_i^2 + \exp bn\nu\right)}. \tag{11}$$

Тут
$$a = \frac{u_{e*} V_0}{2kTS_{0_*}^2}; \quad b = aS_{0_*}^2; \quad n = \left(\sigma_s / S_{0_*}\right)^2. \tag{12}$$

Значний інтерес становить виявлення залежності енергії активації від температури локальних розігрівів.

У результаті проведених розрахунків (рисунок 1) з'ясувалося, що залежність енергії активації втомного руйнування від локальної температури є лінійною і може бути апроксимована формулою

$$U' \cdot 10^{19} = 0,006 \cdot T_*, \quad \text{Дж}. \tag{13}$$

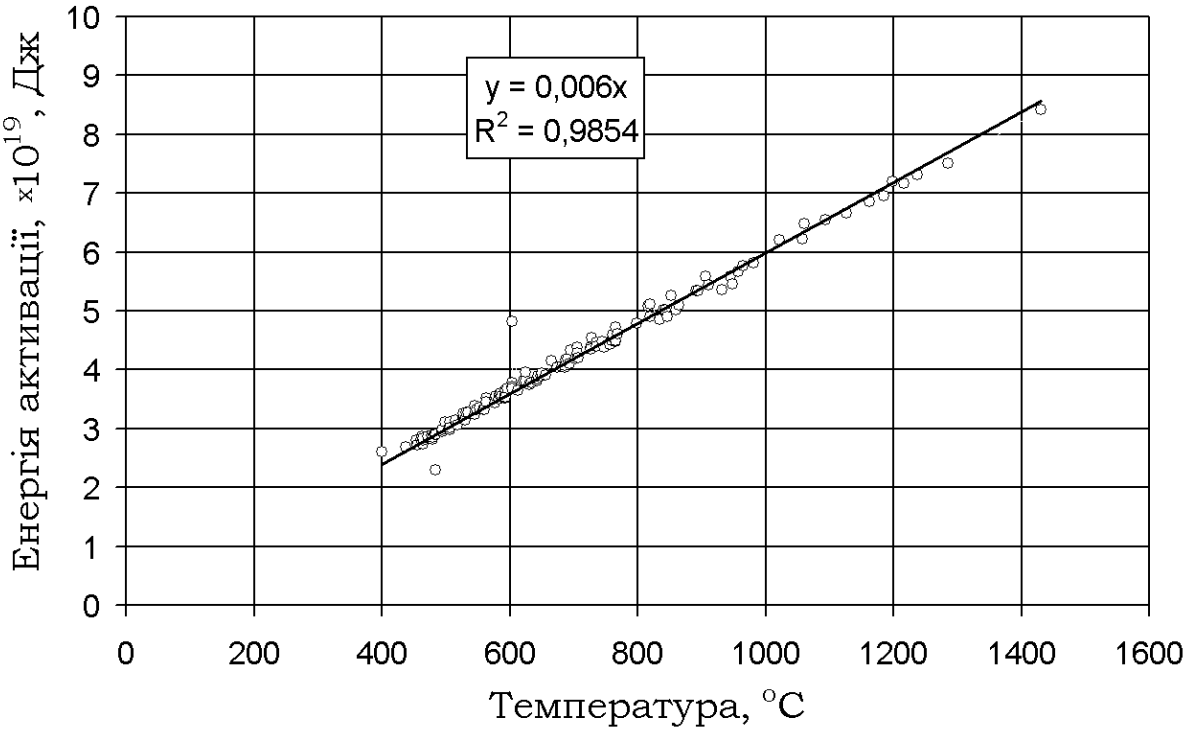


Рис. 1. Залежність енергії активації накопичення втомних пошкоджень від величини температур локальних розігрівів

Побудова кривих утоми

Описані вище результати дозволяють будувати криві утоми матеріалів по їхніх механічних характеристиках, отриманих при статичних випробуваннях на розтяг.

Попередні оцінки показали, що результати виходять більш точними при врахуванні гіпотези локальних розігрівів. Рівняння (11) для зручності розрахунків можна записати у вигляді

$$N_* = f \cdot F_1\left(U', T_*\right) \cdot F_2\left(\nu_0, \sigma_a, T_*\right). \tag{14}$$

Тут f – частота навантаження зразка, Гц;

$$F_1 = \frac{h\exp\left(U'/kT_*\right)}{U'}; \tag{15}$$

$$F_2 = \frac{1}{\nu}\ln\frac{\left(P+Q\right)\left(P-Q^n\right)}{\left(P-Q\right)\left(P+Q^n\right)}; \tag{16}$$

де $$\nu_0 = \sigma_{0,2}\Big/S_{0_*}; \quad n = \left(\sigma_{0,2}\Big/S_{0_*}\right)^2; \tag{17}$$

$$P = \exp\frac{u_{e_*}V_0M_R^2}{2kS_{0_*}^2}\frac{\sigma_a^2}{T_*}; \tag{18}$$

$$Q = \exp\frac{\nu u_* V_0}{2kT} \tag{19}$$

Для ілюстрації були розраховані криві втоми для сталей 30ХГСНА й ЭИ643 та сплавів титану ВТ22 і ОТ4 (експериментальні дані узяті з роботи [4]). Отримані результати показані на рисунку 2 та в таблиці 1.

Визначення величини коефіцієнтів еквівалентності статичних і циклічних навантажень і уточнення коефіцієнтів температурної залежності енергії активації процесів накопичення втомних пошкоджень виконувалось за результатами втомних випробувань на двох рівнях циклічних навантажень.

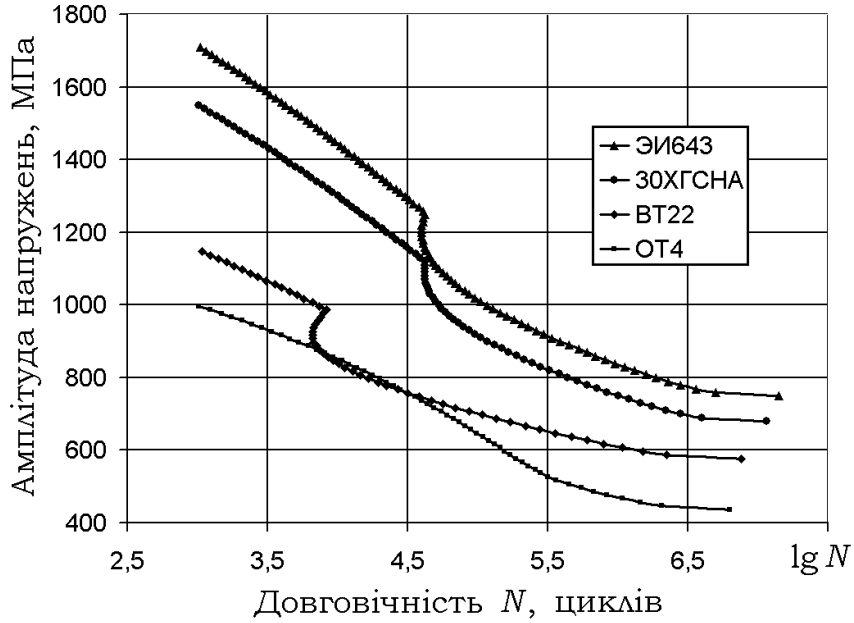


Рис. 2. Розрахункові криві втоми для сталей і титанових сплавів

Розрахунки виконувались за допомогою розробленої програми, криві будувались в MS Excel за імпортованими результатами розрахунків.

Таблиця 1. Експериментальні і розрахункові дані для сталей і сплавів титану

Матеріал	Експериментальні дані							Розрахункові дані		
	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	σ_a, МПа	lg$N$	σ_{-1}, МПа	S_{0*}, МПа	lg$N$	σ_{-1}, МПа
30ХГСНА	1665	1250	12	62	720	6,41	696	2316	6,24	684
					820	5,34			5,51	
ЭИ643	1930	1400	8	44	820	6,37	785	2542	6,12	762
					875	5,83			5,75	
ВТ22	1173	1100	17	58	600	6,36	580	1599	6,16	577
					680	5,00			5,20	
ОТ4	785	580	23	45	490	5,60	431	1121	5,80	437
					570	4,85			5,2	

Видно, що в цьому випадку дається досить гарний опис експериментальних даних.

Висновки

Визначення описаних у статті параметрів дало можливість запропонувати методику розрахунку довговічності при циклічних навантаженнях.

Запропонований метод побудови кривих утоми дозволяє будувати їх із достатньою точністю, якщо відомі механічні властивості при розтягуванні й результати випробувань на втому серії зразків хоча б на одному рівні напружень. Точність розрахунків значно підвищується, коли наявні результати втомних випробувань на двох рівнях напружень. При цьому забезпечується також можливість прискореного встановлення границі витривалості.

Література

1. Федоров В.В. Кинетика повреждаемости и разрушения твердых тел. – Ташкент : Фан, 1985. – 168 с.
2. Федоров В.В, Термодинамические аспекты прочности и разрушения твердых тел. – Ташкент : Фан, 1979. – 186 с.
3. Байло В.Г. Разработка методов прогнозирования характеристик усталости конструкционных сталей и титановых сплавов на основе эргодинамического подхода. Дисс. …канд. техн. наук. – Ташкент, 1986. – 394 с.
4. Бойцов Б.В. Прогнозирование долговечности напряженных конструкций : Комплексное исследование шасси самолета. – М. : Машиностроение, 1985. – 232 с.

СТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА ПРИ СОВМЕСТНОМ ДЕЙСТВИИ ВИБРАЦИИ И КОРРОЗИИ

А.Н. Кузюков, А.Г. Архипов, Д.А. Куликов, Г.В. Липко

STRENGTH OF AUSTENITE STEELS AT THE COMBINED ACTION OF VIBRATION AND CORROSION

A.M. Kuzukov, O.G. Arhipov, D.A. Kulikov, G.V. Lipko

Северодонецкий технологический институт, Северодонецк, Украина

Abstract The results of investigations of influence the vibration on the rate of increasing the intercrystallite corrosion of steel 12X18H10T is shown in given article. Given investigations show that the vibration gives a great influence on the rate of increasing the intercrystallite corrosion.

Одним из серьезных недостатков коррозионностойких нержавеющих сталей аустенитного класса является их склонность к появлению межкристаллитной коррозии (МКК). Исследований в области анализа причин появления такой склонности накопилось большое количество, которые рассматривают различные гипотезы этого явления: механическая, электрохимическая, включающая в себя теорию обеднения приграничных и межфазовых зон обеднения хрома. Эта теория имеет наибольшее экспериментальное подтверждение и находит наибольших сторонников. Основная масса исследований направлена на выявление причин МКК, и разработку способов защиты сталей от этого вида коррозии, считая его совершенно не допустимым. Однако, практика показывает, что хотя разработанные способы защиты от МКК являются эффективными, избежать полностью этого вида коррозии в оборудовании химических и нефтехимических производств не удается. Подвержено это оборудование и сосредоточенной МКК в зоне сплавления сварных соединений, то есть ножевой коррозии. Это особенно часто наблюдается в колоннах синтеза карбамида, трубопроводах плава карбамида, аппаратах дистилляции этого производства.

Такое положение вызвало необходимость проведения исследования с целью выявления влияния различных факторов на скорость МКК. Ранее вопрос о скорости МКК вообще не рассматривался. Теперь возникла необходимость определить интегральную скорость, то есть глубину проникновения МКК в сталь за определенное время. Определение дифференциальной скорости задача более сложная, требующая специальной методической разработки.

Проведенные одним из авторов исследования по влиянию технологических факторов изготовления оборудования на склонность к МКК нержавеющих сталей и других конструкционных металлических материалов показали, что они весьма значительны. Особенно это факторы, связанные с влиянием статических механических напряжений и деформаций [1,2]. Однако многое оборудование химических и нефтехимических производств эксплуатируется при циклических и пульсирующих нагрузках, что возможно еще в большей степени оказывает влияние на скорость МКК.

Для исследований была создана установка, на которой цилиндрические образцы подвергались изгибу при циклических нагрузках с различной амплитудой. Образцы в центральной части имели концентратор, выполненный с радиусом 1,5 мм.

Образец в центральной части подвергали воздействию агрессивной среды. Установка позволяет замерять потенциал стали, а также задавать потенциал на образец с помощью потенциостата. Схема установки приведена на рис. 1.

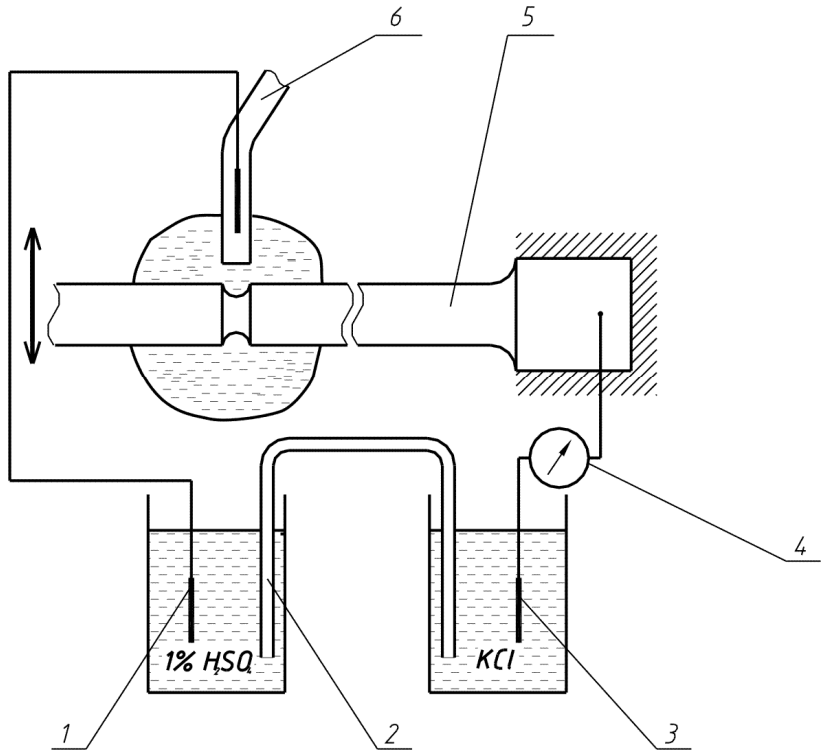


Рис. 1. Схема установки: 1 – рабочий электрод; 2 – электролитический ключ; 3 – электрод сравнения; 4 – катодный вольтметр; 5 – образец; 6 – трубка подачи среды

Образцы были изготовлены из стали 12Х18Н10Т. После изготовления образцы подвергались закалке при температуре 1200 °С и часть из них сенсибилизировали при 650 °С в течении 6 ч.

Среда, которую подавали в центральную часть образцов, представляла из себя 1% раствор серной кислоты. Температура раствора 60 °С. Слабая серная кислота (кипящий 0,5% раствор H_2SO_4) вызывает МКК сталей типа 18-10 [3]. Так как установка не позволяла использовать кипящий раствор, то его концентрацию увеличили до 1%.

Анализ реальных поляризационных кривых закаленной и сенсибилизированной сталей в 1% H_2SO_4 при 60 °С показал, что в области активно-пассивного перехода анодная плотность тока сенсибилизированной стали выше, чем закаленной. Следует отметить, что на истинных поляризационных кривых построенных по закону Фарадея это увеличение было бы более заметно.

При проведении эксперимента были получены зависимости потенциалов во времени от амплитуды колебаний для закаленных и сенсибилизированных образцов.

Из полученных кривых видно, что со временем потенциал коррозии смещается в сторону отрицательных потенциалов. Это смещение характеризуется переходом стали из области устойчивой пассивности в область активно-пассивного перехода, то есть в область, в которой наблюдается МКК сенсибилизированной стали.

Влияние вибрации на скорость коррозии, выразившуюся в глубине МКК и во времени до разрушения образца при одинаковой амплитуде (для несенсибилизированных и сенсибилизированных образцов) весьма заметно. Действие среды резко сокращает число циклов до разрушения в сравнении с испытаниями образцов на воздухе.

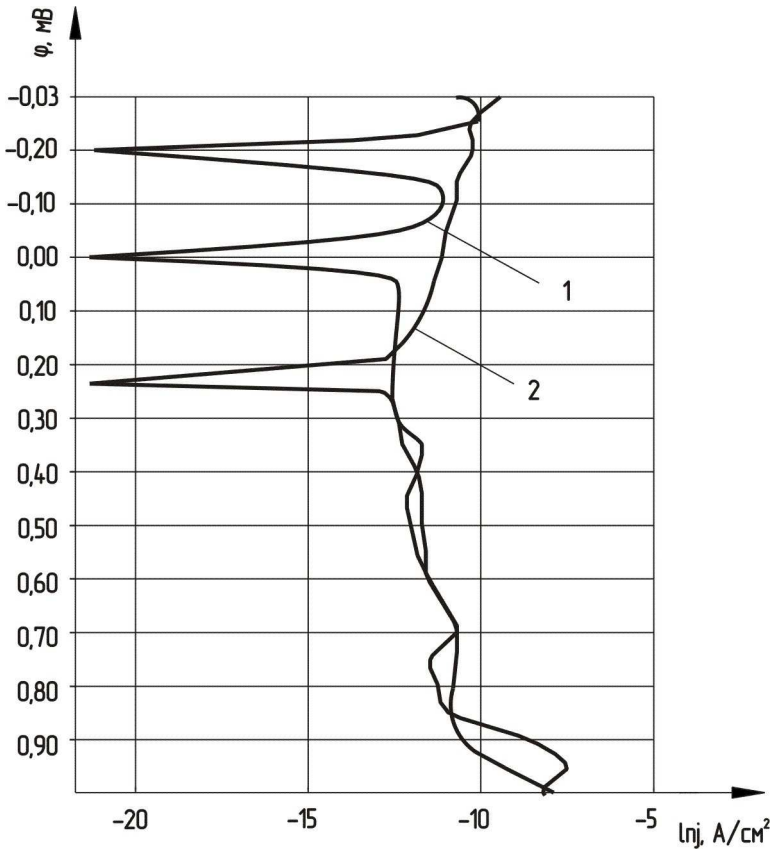


Рис. 2. Характер разрушения образцов: а – испытания на воздухе, б – испытания в коррозионной среде.

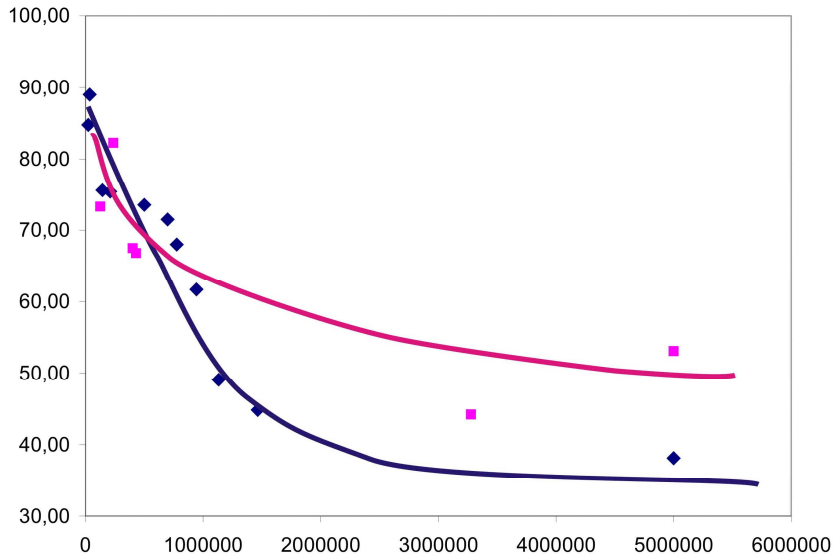
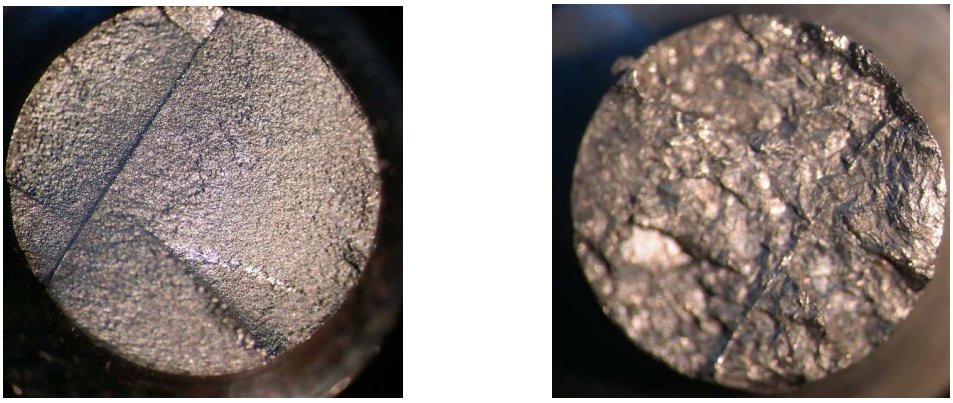


Рис. 3. Характер разрушения образцов: а – испытания на воздухе, б – испытания в коррозионной среде

Под влиянием среды меняется характер фрактографии изломов, показанных на рис 4.



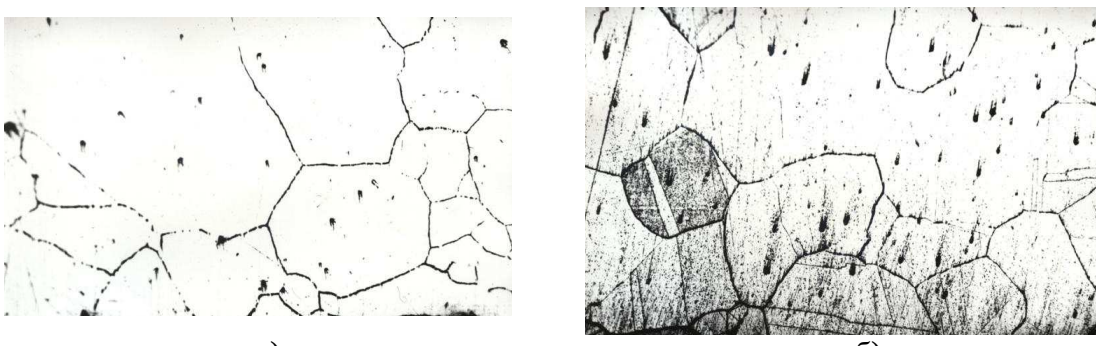
а) б)

Рис. 4. Характер разрушения образцов: а – испытания на воздухе, б – испытания в коррозионной среде.

Фрактография показала, что участок зарождения трещины в образце, испытанном на воздухе, как правило один. От него распространяется складчатая зона усталостного излома и видна зона долома.

Среда способствует образованию нескольких зон зарождения трещин, далее трещины распространяются в различных плоскостях и затем имеются зоны долома. Вибрация может вызывать перерождение МКК в межкристаллитное коррозионное растрескивание. Вибрация может ускорять разрушение не только образцов подверженных МКК, но и образцов, подверженных межкристаллитному травлению. Обычно межкристаллитное травление допустимо при эксплуатации аппаратов. Согласно ГОСТ 6032-89 допускается межкристаллитное травление закаленных сталей в стандартном растворе метода АМУ глубиной до 40 мкм. Это коррозия несенсибилизированных сталей [4]. Однако даже эти 40 мкм могут явиться концентраторами и вследствие этого скорость коррозии под действием вибрации резко увеличится. Из рисунка рис.3 видно, что при больших напряжениях сенсибилизированные образцы разрушаются медленнее, чем закаленные. Это может объясняться тем, что при этих напряжениях нарушается цепочка карбидов по границам зерен и происходит своеобразная защита стали от МКК.

Металлографические исследования показали, что глубина МКК в образцах, подверженных вибрации равна 0,25 мм. Кроме того, чем больше амплитуда вибрации тем больше скорость коррозии МКК. Под скоростью МКК в данном случае имеется ввиду глубина МКК отнесенная ко времени до разрушения образца. При этом возможна ошибка, связанная с потерей массы образца (вывалившиеся кристаллы), то есть база от которой отсчитывается глубина МКК не одинаковая. Однако в первом приближении можно считать, что эта ошибка систематическая. Характер МКК образцов показан на рис. 5.



а) б)

Рис. 5. Характер коррозии образцов (×100): а – минимальная амплитуда вибрации, б – максимальная амплитуда вибрации

Выводы

Основное влияние вибрации заключается в способствовании подвода среды к границам зерен внутри стали и отводе растворенных продуктов коррозии. При этом знакопеременные нагрузки способствуют еще расклинивающему эффекту Ребиндера. В этом случае межкристаллитное коррозионное растрескивание способствует развитию межкристаллитной коррозионной усталости.

Проведенные исследования показали, что вибрация может ускорять межкристаллитную коррозию стали 12Х18Н10Т. Особенно опасно то, что вибрация может вызывать межкристаллитное разрушение даже тогда, когда сталь подвержена обычно допустимому межкристаллитному травлению. В связи с этим явно недопустимыми являются напряжения от вибрации достигающие величины равной 68 МПа.

Литература

1. Кузюков А.Н. Защита металлов, 1978, т. XIV, №4, С. 430-433
2. Кузюков А.Н. Влияние статических растягивающих напряжений на межкристаллитную коррозию аустенитных сталей. ФХММ, 1981, №2, С.107-108.
3. Кузюков А.Н., Левин И.А. Влияние антрахинона и его производных на межкристаллитную коррозию стали типа 18-8 в растворах серной кислоты./ Сб. НИИХИММАШ, №58, 1972, С. 73-77.
4. Кузюков А.Н. О видах межкристаллитного коррозионного разрушения металлов. ФХММ, 1993, №6, С.55-59.

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНОВИХ СПЛАВОВ С PVD-ПОКРЫТИЯМИ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОЧАСТОТНОГО НАГРУЖЕНИЯ ПРИ НОРМАЛЬНЫХ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Б.А. Ляшенко, А.Г. Трапезон, В.И. Мирненко, А.В. Рутковский

THE CYCLE STRENGTH OF TITANIUM ALLOYS WITH PVD-COATINGS UNDER HIGH-FREQUENCY LOADING AT NORMAL AND HIGH TEMPERATURES

B.A.Lyashenko, A.G. Trapezon, V.I. Mirnenko, A.V. Rutkovsky

Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины

Abstract Research influence Ti, (TiAl)N, and (Ti)N PVD-coatings on cycle strength of titanium alloy (VT1-0 and VT-20) underby temperature of 350…640^{0}C and frequency loading of 10 кHz are studyed.

При эксплуатации газотурбинных двигателей (ГТД) одна из основных причин возможного разрушения лопаток компрессора связана с циклической прочностью конструкционного материала, а именно термомеханической усталостью.

Одним из перспективных путей, направленных на повышение сопротивления термомеханической усталости элементов конструкций ГТД, является использование вакуум-плазменного метода нанесения защитных покрытий [1]. Тем не менее, несмотря на одновременное действие циклических напряжений и температуры (390...640 ^{0}C), как разрушительного фактора, влияние вакуум-плазменных покрытий на сопротивление термомеханической высокочастотной усталости титановых сплавов не изучено полностью. На основании анализа исследований и публикаций установлено отсутствие обобщающих выводов и рекомендаций, используемых для их практического применения [2]. Так, некоторые авторы ограничиваются констатацией влияния покрытий на σ_{-1} [3], другие отмечают снижения этой характеристики в одном случае или ее неизменности во втором [4], третьи указывают на повышение сопротивления усталости за счет покрытия или “существенное его улучшение” [5]. Сложившееся положение, с одной стороны, представляется естественным из-за существующих расхождениях в целях и концепциях, методиках, условиях и способах интерпретации экспериментальных результатов разными авторами, но и с другой стороны, эти обстоятельства подтверждают актуальность проблемы и необходимость ее дальнейшего изучения [6].

Целью настоящей работы является разработка технологического процесса нанесения вакуум-плазменных покрытий и исследование их влияния на циклическую прочность титановых сплавов в условиях повышенных температур (300…640^{0}C). Для достижения этой цели проведено многокритериальную оптимизацию технологического процесса Критериями оптимизации служили: предел выносливости, микротвердость и шероховатость поверхности.

В качестве технологии покрытий выбран метод PVD (физическое осаждение из парогазовой фазы). Технология нанесения включает три этапа: ионную очистку поверхности в импульсном режиме, плазмохимический синтез испаряемого материала в объеме камеры и на поверхности, а также конденсацию покрытия на детали. Использована и модернизированная установка ННВ-6,6-И1 типа «Булат» с одновременным распылением материалов из двух катодов (мишеней).

На образцы из титанового сплава ВТ20 для испытания на многоцикловую усталость наносили покрытия TiN, (TiAl)N и (TiC)N (всего 16 модификаций).

Шероховатость и микротвердость поверхности покрытия исследовали с помощью профилографа-профиломметра и микротвердомера ПМТ-3. Рентгеноструктурное исследование вакуум-плазмовых покрытий TiN, (TiC)N и (TiAl)N проводилось на рентгеновском дифрактрометре ДРОН в фильтрованном медном Cu-K_α излучении с последующим расчетом и расшифровкой дифрактограм. Остаточные напряжения рассчитывались за кривизной прямоугольного образца. Некоторые свойства покрытий представлены в табл. 1.

Таблица 1 - Свойства вакуум-плазменных покрытий

Тип покрытия	Свойства PVD – покритий			
	R_a, мкм	H_μ, МПа	Период решетки	Упрочняющая фаза
ВТ20	0,68	4650	-	-
TiN	0,3	8030	$0,425_2$	TiN, твердый раствор внедрения N в Ti
(TiAl)N	0,28	19844	$0,422_6$	TiN, твердый раствор замещения Ti Al и твердый раствор внедрения N в Ti
(TiC)N	0,37	13496	$0,432_2$/ $0,424_4$	TiC, TiCN, TiN и твердый раствор внедрения N в Ti

Микроструктурные исследования PVD-покрытий проводились с помощью метода растровой электронной микроскопии на электронном микроскопе-микроанализаторе «Camscan-4DV». Определение химического состава и распределения легирующих элементов по поверхности и глубине покрытий проводился на основе методики количественного микрорентгеноспектрального анализа ZAF-4/FLS с помощью дисперсного энергетического спектрометра LZ-5 и обработкой полученных результатов в компьютере системы «Link-860». В результате исследований установлено равномерное распределение по поверхности Ti, N, Al и C, а также упрочняющих фаз на основе соединений тугоплавких материалов Ti, Al, Ti, (TiAl)N и (Ti)N.

Сравнительные ускоренные термомеханические усталостные испытания титанового сплава ВТ20 с вакуум-плазменными покрытиями TiN, (TiC)N и (TiAl)N проводили на модернизированной магнитострикционной высокочастотной установке У-10. На базе существующей установки создан испытательный комплекс, который кроме известных элементов содержит камеру нагрева в виде полого эллиптического цилиндра, внутренняя поверхность которого зеркальная. В одном из фокусов цилиндра параллельно его образующей установлен источник инфракрасного излучения, который нагревает испытываемый образец, расположенный во втором фокусе эллипса. Данный комплекс обеспечен аппаратурой управления, контроля и регистрации результатов испытаний и позволяет исследовать материалы с покрытиями на усталость при температурах до 1000^0C и частотой нагружения до 10 кГц.

Результаты экспериментальных исследований титанового сплава как без так с покрытиями TiN, (TiAl)N и (TiC)N термомеханическими высокочастотными испытаниями на усталость представлено на рис. 1, 2, 3 и 4.

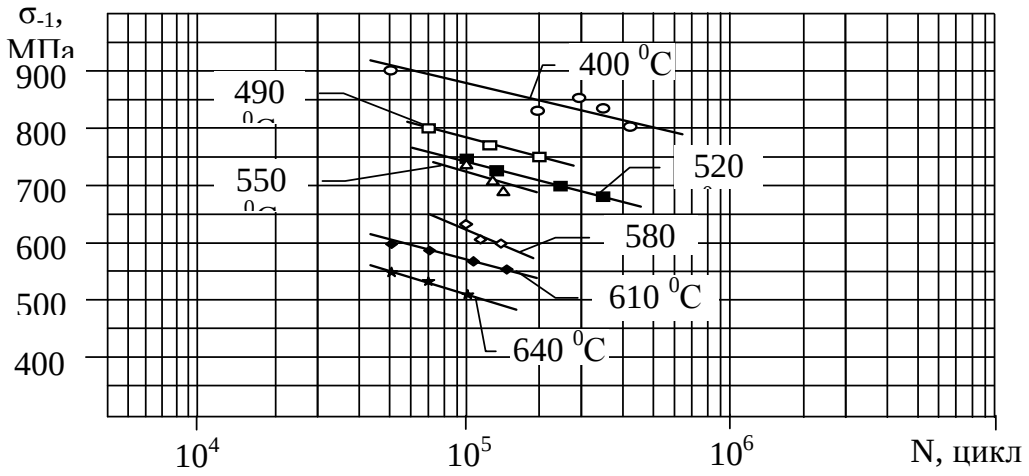


Рис. 1. Кривые усталости титанового сплава ВТ20 без покрытия.

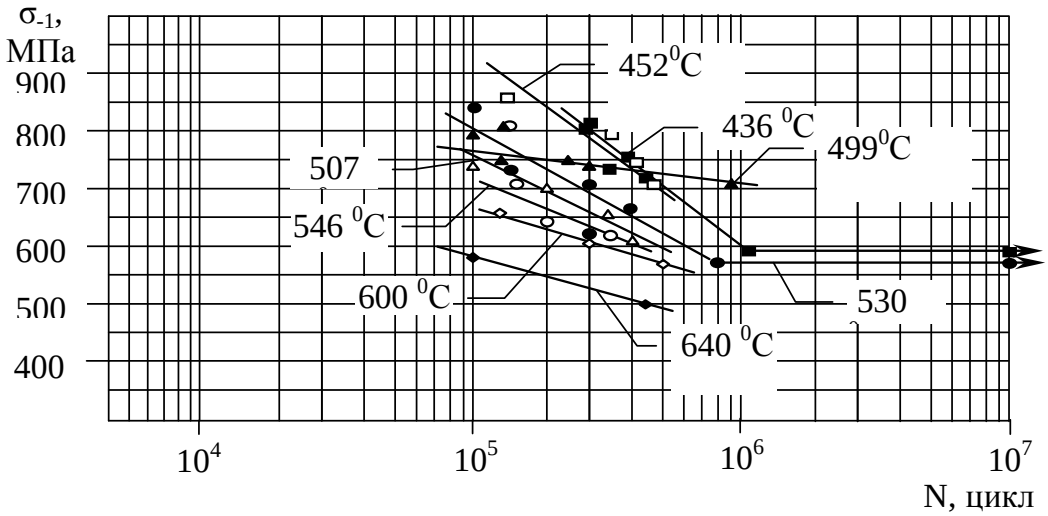


Рис. 2. Кривые усталости титанового сплава ВТ20 с покрытием TiN

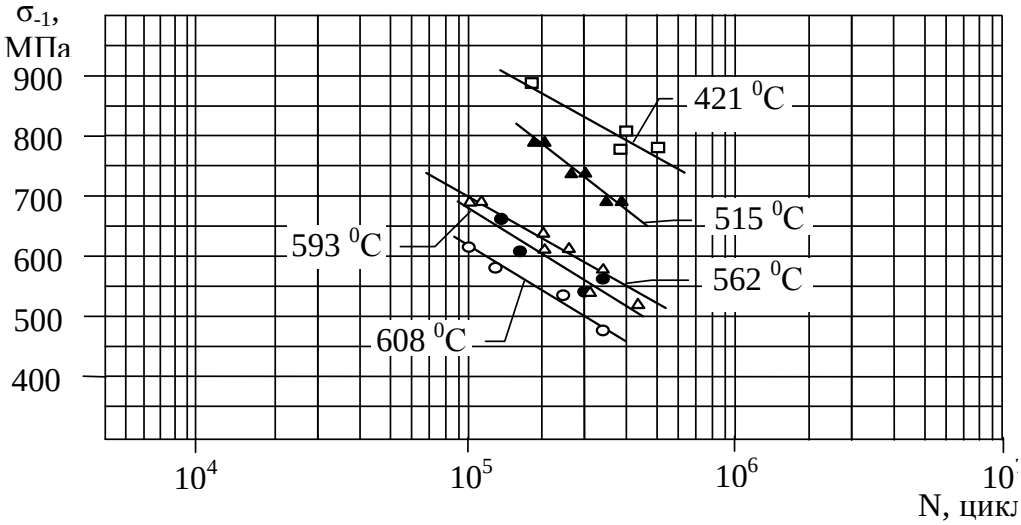


Рис. 3. Кривые усталости титанового сплава ВТ20 с покрытием (TiAl)N.

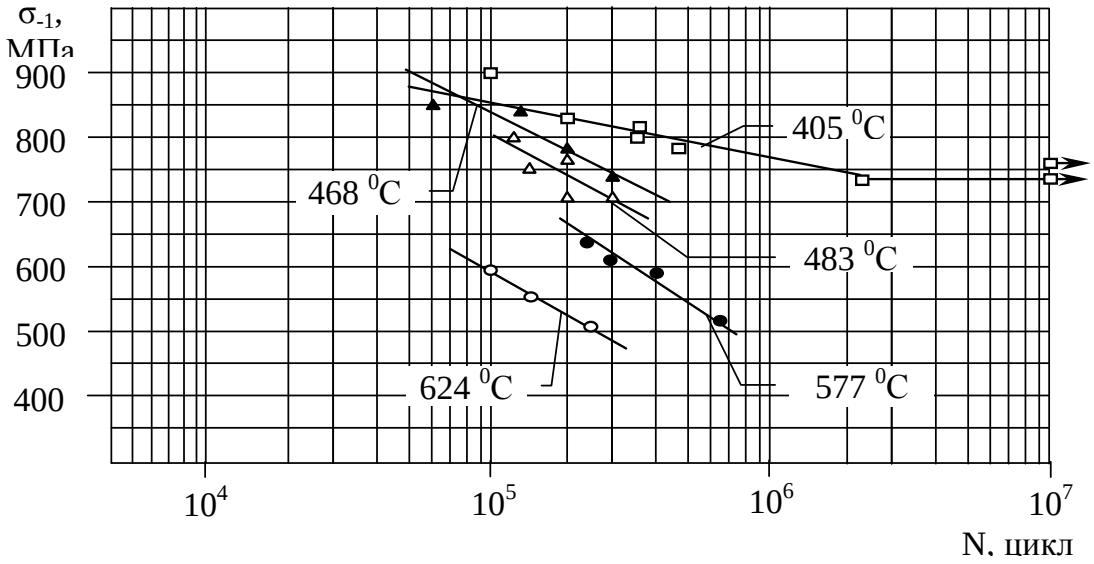


Рис. 4. Кривые усталости титанового сплава ВТ20 с покрытием (TiC)N.

Из графиков видно, что на количественные характеристики и вид кривой усталости титанового сплава ВТ20 сильно влияет температура окружающей среды. С повышением температуры испытания, начиная с 400^0C, предел выносливости существенным образом уменьшается, причем горизонтальный участок на кривых усталости исчезает. Это обусловлено не только снижением характеристик статической прочности, но также и снижением прочности кристаллической решетки титанового сплава, переходом структуры в менее стабильное состояние и усиления отрицательного влияния окружающей среды. Активизируются диффузные процессы на поверхности титанового сплава под одновременным воздействием температуры и внешней среды, приводящая к появлению микроскопических поверхностных трещин, которые являются началом разрушения от усталости. На сопротивление усталости оказывает влияние, как количество циклов нагружения, так и время нахождения образца при высоких температурах в условиях циклического нагружения. Наличие вакуум-плазменных покрытий ограничивает скорость прохождения диффузных процессов и значительно влияет на повышение предела выносливости титанового сплава.

Кроме того, под влиянием температуры увеличивается угол наклона кривой. Дальнейшее повышение температуры приводит к еще большему наклону. Это вызвано усилением влияния ползучести титановых сплавов при высоких температурах. Пластические деформации, вызванные ползучестью, ускоряют процесс развития трещины от усталости и уменьшают число циклов, приводящих к разрушению. Так на рис. 1 наблюдаем, что кривые усталости титанового сплава без покрытия находятся в пределах $N=5 \cdot 10^4 ... 4 \cdot 10^5$ циклов, а кривые усталости титанового сплава с покрытиями – $10^5 ... 10^6$ циклов. При этом на рис. 2 и рис. 4 – до 10^7 циклов. Смещение кривых усталости титанового сплава с покрытиями можно объяснить увеличением сопротивления изотермической и термоциклической ползучести.

Известно, что остаточные напряжения сжатия осуществляют положительное влияние на повышение предела выносливости конструктивных материалов. Для подтверждения и определения такого влияния были проведены дополнительные экспериментальные исследования образцов из титанового сплава ВТ1-0 с покрытиями TiN, (TiAl)N и (TiC)N при комнатной температуре. Так, например, на рис. 5 представлены результаты испытаний в виде кривых усталости титанового сплава ВТ1-0 с покрытием (TiAl)N.

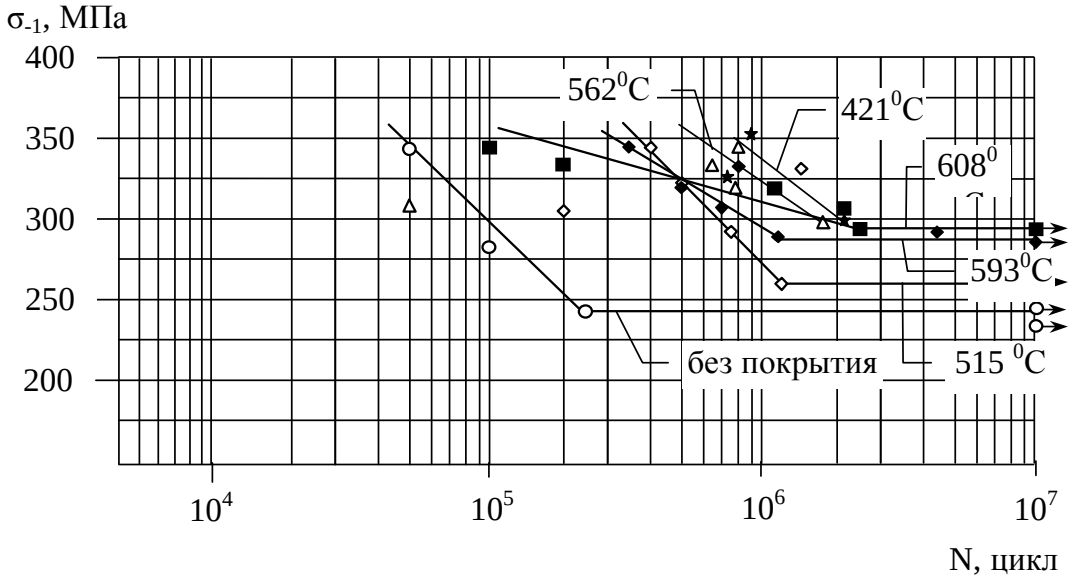


Рис. 5. Кривые усталости титанового сплава ВТ1-0 с покрытием (TiAl)N.

Сравнивая результаты определения остаточных напряжений и пределов выносливости установлено, что покрытие с большими сжимающими $\sigma_{ост}$ имеет σ_{-1} = 300 МПа, а покрытие с меньшими в 2 раза $\sigma_{ост} - \sigma_{-1}$ = 270 МПа. Общее повышение σ_{-1} титанового сплава ВТ1-0 с покрытием (TiAl)N, в сравнении с Ti-сплавом ВТ1-0 без покрытия составляет 25%.

Анализируя усталостный излом титанового сплава ВТ20 как с покрытием, так и без покрытия, наблюдается три характерные зоны: гладкая притертая зона распространения трещины; зона кристаллического излома, возникающая при хрупком доламывании детали; промежуточный поясок “пористого строения”, разделяющий две предшествующие зоны. Наличие на поверхности образца покрытия уменьшает зону кристаллического излома и увеличивает толщину гладкой притертой зоны при увеличении температуры.

Анализ характера развития усталостной трещины показывает, что усталостная трещина на титановом сплаве без покрытия начинается с поверхностного слоя и распространяется в глубину материала. При разрушении образцов из титанового сплава с покрытиями усталостная трещина возникает в приповерхностном слое и для своего развития ей необходимо разорвать междуатомные связи в покрытии. Кроме этого, покрытия препятствуют прямолинейному развитию усталостной трещины.

Таким образом, благодаря технологическому процессу нанесения вакуум-плазменных покрытий удалось повысить предел выносливости при повышенных температурах – титана ВТ1-0 до 25%, а сплава ВТ20 на 15...20%.

Литература

1. Ляшенко Б.А., Клименко С.А. Тенденции развития упрочняющей поверхностной обработки // Сучасне машинобудування - 1999. - № 1. – С. 126-135.
2. Третьяченко Г.Н., Кравчук Л.В., Куриат Р.И. Термическая усталость материалов в условиях неоднородного термонапряженного состояния. – К.: Наукова думка, 1985. – 266 с.
3. Серенсен С.В., Гарф М.Э., Кузьменко В.А. Динамика машин для испытаний на усталость. - М.: Машиностроение, 1967. – 457 с.
4. Григорьев Ю.П. Сопротивление материалов и строительная механика авиационных конструкций. – М.: Воен. издат., 1977. – 508 с.
5. Школьник Л.М. Скорость роста трещин и живучесть металла. – М.: «Металлургия», 1973. – 211 с.
6. Трощенко В.Т. Прочность материалов при переменных нагрузках. – К.: Наукова думка, 1978. – 176 с.

МЕТОДИ ВИЗНАЧЕННЯ КІН ДЛЯ ДЕФЕКТНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ЗАМКНУТОГО ПРОФІЛЮ

Т.І. Рибак, М.І. Підгурський, М.Я. Сташків

METHODS FOR DETERMINATION OF THE STRESS INTENSITY FACTORS (SIF) FOR DEFECTIVE ELEMENTS WITH A CLOSED PROFILE

T.I. Rybak, M.I. Pidgursky, M.Ya. Stashkiv

Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна

Abstract. The bases of engineering methods of determination of stress intensity factors (SIF) are considered for the elements with cracks of the closed type. Mathematical models are built and SIF is are explored using two methods – through nominal tensions in netto-section and through the change of moment of inertia of the transversal crossing of elements. Correctional functions for thin-walled profiles are given. The analytical and experimental results of SIF's are compared.

Важливою областю розрахунків є прогнозування живучості конструкцій машин із втомними тріщинами, застосовуючи методи механіки втомного руйнування. Ці методи знаходять практичне застосування в машинобудуванні, у т.ч. сільськогосподарському, стосовно до елементів конструкцій, на які діють змінні в часі навантаження і стадія роботи яких після утворення тріщини важлива для оцінки залишкового ресурсу машини.

Одним з перспективних напрямків зниження металомісткості і вартості несучих стрижневих систем є застосування прямокутних замкнутих гнутозварних профілів. При дослідженні елементів конструкцій, в яких розвиваються тріщини, необхідно сформувати таку розрахункову модель, яка, з одного боку, враховувала б основні особливості реального об'єкта та фактори, що впливають на результати розрахунку, а з іншого боку, запропонована модель повинна забезпечувати виконання розрахунку існуючими на сьогоднішній день методами і засобами.

Аналіз експлуатації рамних конструкцій мобільних машин показує, що одним із основних видів їх навантаження є циклічно змінні навантаження згину, в результаті яких можуть виникати втомні поперечні тріщини наступних типів:

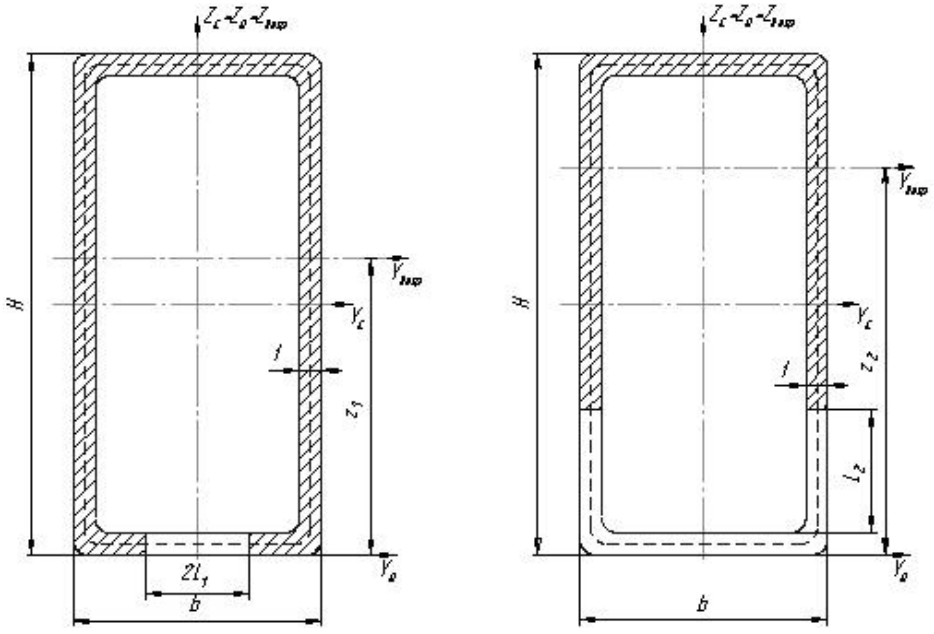
1. Симетрична наскрізна тріщина, що розвивається з горизонтальної стінки профілю, переходячи далі на бокові стінки елемента.
2. Кутова наскрізна тріщина, що виходить з кута профілю і розповсюджується одночасно вздовж горизонтальної і вертикальної стінок, далі розвиваючись вертикальними стінками.

У рамках лінійної механіки руйнування матеріалів дослідження напружено-деформівного стану (НДС) рамної структури з тріщиною в елементі конструкції зводиться до визначення коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН).

Аналіз методів визначення КІН для складних за геометрією конструктивних елементів наведено в [1, 2]. Відзначено, що подібні задачі з врахуванням реального навантаження та геометрії структури досить складні в математичному плані. Для розв'язку таких задач застосовують розрахунково-експериментальні [3], які застосовуються для кожного окремого випадку розрахунку, або наближені інженерні методи [1], суть яких полягає в прийнятному спрощені задач і приведенні їх до типових розрахункових схем, для яких розв'язки вже відомі, а формули для розрахунку КІН наведено в довідниках [4, 5].

Таким методом визначено наближене значення КІН для симетричної наскрізної тріщини в тонкостінному прямокутному елементі [1]. Авторами запропонована наступна математична модель розвитку симетричної тріщини. Ріст тріщини в елементі розбито на кілька етапів (рис. 1): розповсюдження напівеліптичної тріщини в горизонтальній стінці, що поступово переходить у наскрізну, яка розвивається уздовж горизонтальної стінки (рис. 1, а) (в цьому випадку НДС в околі тріщини близький до стану, що виникає при розтягу смуги з центральною тріщиною, тому розглядається одновісний розтяг смуги, ширина якої рівна довжині горизонтальної стінки); розповсюдження тріщини у бокових стінках (рис. 1, б) (в цьому випадку НДС в околі тріщини близький до стану, що виникає при згинанні смуги з крайовою тріщиною, тому розглядається згин смуги товщиною, рівною сумарній товщині бокових стінок). Таким чином, розвиток наскрізної тріщини в замкнутому профілі розглядається як дві окремі задачі, не пов'язані між собою. Фактично КІН на початку розвитку тріщини у бокових стінках рівний нулю, і не оцінюється вплив попередньої стадії розвитку тріщини на наступну. При цьому отримано наближені значення КІН, що дозволяють прогнозувати розміри тріщини і встановити допустимі розміри дефектів для випадку симетричної тріщини у елементах рами.

У зв'язку з цим, розглянемо визначення КІН для гнутозварних замкнутих профілів наступними методами: через номінальні напруження та через зміну моменту інерції дефектного профілю з тріщиною, що розвивається в ньому. Із застосуванням вказаних методів отримано розв'язки задачі з визначення КІН у відкритих профілях з тріщиною, які добре збігаються з результатами експериментальних випробувань [2]. Крім того, застосування відзначених методів дозволяє побудувати математичну модель розвитку дефекту у тонкостінному елементі з врахуванням впливу попередньої стадії росту тріщини на наступну.



а) б)

Рис. 1. Стадії росту симетричної тріщини у замкнутому коробчастому профілі:
а – тріщина розвивається в горизонтальні стінці;
б – тріщина розповсюджується вертикальними стінками

Метод розрахунку через номінальні напруження (коробчастий профіль)

Нехай в замкнутому коробчастому профілі в нижній полиці розвивається центральна тріщина довжиною $2L_1$.

Номінальні напруження у вершині тріщини визначатимуться зміною моменту інерції та координат центру мас нетто-перетину коробчастого профілю. Суттєвий вплив

матиме вертикальна координата *Z*, тоді як координата *Y* центру мас впливу на номінальні напруження не чинить, оскільки вона буде змінюватись вздовж осі *Z*.

Для першої стадії розвитку тріщини номінальні напруження визначаються залежностями:

$$\sigma_1 = \frac{M\left(z_1 - t/2\right)}{I_{Y1}}, \tag{1}$$

$$z_1 = \frac{(b-2t-2L_1)t\frac{t}{2} + (b-2t)t\left(H-\frac{t}{2}\right) + 2\left((H-2t)t\frac{H}{2}\right)}{(b-2t-2L_1)t + (b-2t)t + 2t(H-2t)}, \tag{2}$$

$$I_{Y1} = \frac{(b-2t-2L_1)t^3}{12} + (b-2t-2L_1)t\left(z_1-\frac{t}{2}\right)^2 + \frac{(b-2t)t^3}{12} + (b-2t)t\left(H-z_1-\frac{t}{2}\right)^2 + 2\left(\frac{t(H-2t)^3}{12} + t\{H-2t\}\left(z_1-\frac{H}{2}\right)^2\right), \tag{3}$$

де z_1 - відстань від нижнього краю профілю (вісь Y_0) до центру мас нетто-перетину (біжуча вісь $Y_{деф}$), м;

I_{Y1} - момент інерції поперечного перетину замкнутого профілю з тріщиною, м^4.

Решта позначень вказані на рис. 1.

При визначенні КІН задача зводиться до розтягу смуги, ослабленої центральною тріщиною довжиною $2L_1$ [4, 5]:

$$K_I^{роз} = \sigma_1(1-\varepsilon_1)\sqrt{\pi L_1}\cdot\left(1+0.128\varepsilon_1 - 0.288\varepsilon_1^{\,2} + 1.525\varepsilon_1^{\,3}\right), \tag{4}$$

де $\varepsilon_1 = \frac{2L_1 t}{2(H-2t)t + 2(b-2t)t} = \frac{L_1}{(H-2t)+(b-2t)}$ - відношення площі тріщини до площі брутто-перетину профілю.

Підставляючи у (4) залежності (1-3) та здійснюючи перетворення отримаємо:

$$K_I^{(1)} = M\frac{H}{2}\frac{1}{I_Y}\sqrt{\pi L_1}F_1(\varepsilon_1), \tag{5}$$

де L_1 - визначається із залежності ε_1 : $L_1 = \varepsilon_1\left((H-2t)+(b-2t)\right)$;

$M\frac{H}{2}\frac{1}{I_Y} = \sigma$ – нормальні напруження у бездефектному перетині профілю, МПа;

I_Y - момент інерції бездефектного замкнутого коробчастого профілю, м^4:

$$I_Y = 2\left(\frac{(b-2t)t^3}{12} + (b-2t)t\left(\frac{H}{2}-\frac{t}{2}\right)^2\right) + 2\frac{t(H-2t)^3}{12}. \tag{6}$$

За аналогічними міркуваннями для другої стадії (рис. 1, б) номінальні напруження визначаються залежностями:

$$\sigma_2 = \frac{M\left(z_2 - \delta_1 - L2\right)}{I_{Y2}}, \tag{7}$$

$$z_2 = \frac{(b-2t)t\left(H-\frac{t}{2}\right) + 2\left((H-2t-L_2)t\cdot\left(H-\left(\frac{H-2t-L_2}{2}+t\right)\right)\right)}{(b-2t)t + 2\left((H-2t-L_2)t\right)}, \tag{8}$$

$$I_{Y2} = \frac{(b-2t)t^3}{12} + (b-2t)t\left(H - z_2 - \frac{t}{2}\right)^2 + 2\left(\frac{t(H-2t-L_2)^3}{12}\right) + \\ + 2(t(H-2t-L_2))\left(z_2 - \left(H - \left(\frac{H-2t-L_2}{2} + t\right)\right)\right)^2. \quad (9)$$

При визначенні КІН для тріщини, що розповсюджується в стінці профілю, задача зводиться до згину смуги, ослабленої крайовою тріщиною L_2 [4, 5]:

$$K_I^{3c} = \sigma_2(1-\varepsilon_1)^2\sqrt{\pi\left(L_2 + \frac{b-2t}{2}\right)}\left(1.122 - 1.40\varepsilon_2 + 7.33{\varepsilon_2}^2 - 13.08{\varepsilon_2}^3 + 14{\varepsilon_2}^4\right), \quad (10)$$

де
$$\varepsilon_2 = \frac{L_2 + \frac{b-2t}{2}}{(H-2t)+(b-2t)}. \quad (11)$$

Підставляючи у (10) вирази (7-9) та здійснюючи перетворення отримаємо:

$$K_I^{(2)} = M\frac{H}{2}\frac{1}{I_Y}\sqrt{\pi\left(L_2 + \frac{b-2t}{2}\right)}F_2(\varepsilon_2), \quad (12)$$

де L_2 визначається із залежності (11).

Для апроксимації поправкових функцій $F_1(\varepsilon_1)$ (перша стадія) та $F_2(\varepsilon_2)$ (друга стадія) і отримання узагальненої функції $F_{1,2}^{(\sigma)}$ розглянемо сортамент гнутозварних профілів згідно ГОСТ 12336-66 [6]. Як показали розрахунки, гнутозварні профілі можна розділити на три групи за співвідношенням висоти і ширини їх поперечного перетину: прямокутні профілі із співвідношенням сторін 2:1 і (1,375…1,475):1 та квадратні профілі. Поправкові функції $F_{1,2}^{(\sigma)}$ апроксимуються узагальненими кривими:

– прямокутні профілі із співвідношенням сторін 2:1:

$$F_{1,2}^{(\sigma)} = 1 + 4.131\varepsilon - 508.952\varepsilon^2 + 29523.311\varepsilon^3 - 864650.909\varepsilon^4 + 1.561\cdot10^7\varepsilon^5 - \\ - 1.891\cdot10^8\varepsilon^6 + 1.609\cdot10^9\varepsilon^7 - 9.902\cdot10^9\varepsilon^8 + 4.509\cdot10^{10}\varepsilon^9 - 1.540\cdot10^{11}\varepsilon^{10} + \\ + 3.972\cdot10^{11}\varepsilon^{11} - 7.746\cdot10^{11}\varepsilon^{12} + 1.134\cdot10^{12}\varepsilon^{13} - 1.226\cdot10^{12}\varepsilon^{14} + 9.483\cdot10^{11}\varepsilon^{15} - \\ - 4.966\cdot10^{11}\varepsilon^{16} + 1.576\cdot10^{11}\varepsilon^{17} - 2.290\cdot10^{10}\varepsilon^{18} \quad (13)$$

(відносна похибка $F_{1,2}^{(\sigma)}$ при $0 < \varepsilon \le 0.55$ не перевищує 2% для профілів висотою 63–250 мм в усьому діапазоні їх товщин);

– прямокутні профілі із співвідношенням сторін (1,375…1,475):1:

$$F_{1,2}^{(\sigma)} = 0.671 + 17.404\varepsilon - 257.773\varepsilon^2 + 2009.491\varepsilon^3 - 7759.120\varepsilon^4 + 14052.424\varepsilon^5 - \\ - 7366.370\varepsilon^6 - 8583.184\varepsilon^7 + 8859.089\varepsilon^8 \quad (14)$$

(відносна похибка $F_{1,2}^{(\sigma)}$ при $0 < \varepsilon \le 0.6$ не перевищує 4% для профілів висотою 63–250 мм в усьому діапазоні їх товщин);

– квадратні профілі:

$$F_{1,2}^{(\sigma)} = 0.975 + 4.249\varepsilon - 121.681\varepsilon^2 + 1686.699\varepsilon^3 - 9730.664\varepsilon^4 + 27366.606\varepsilon^5 - \\ - 37796.230\varepsilon^6 + 22037.075\varepsilon^7 - 2292.681\varepsilon^8 \quad (15)$$

(відносна похибка $F_{1,2}^{(\sigma)}$ при $0 < \varepsilon \le 0.6$ не перевищує 10% для профілів висотою 63–200 мм в усьому діапазоні їх товщин).

Узагальнені поправкові функції $F_{1,2}^{(\sigma)}$ для гнутозварних профілів представлено на рис. 2.

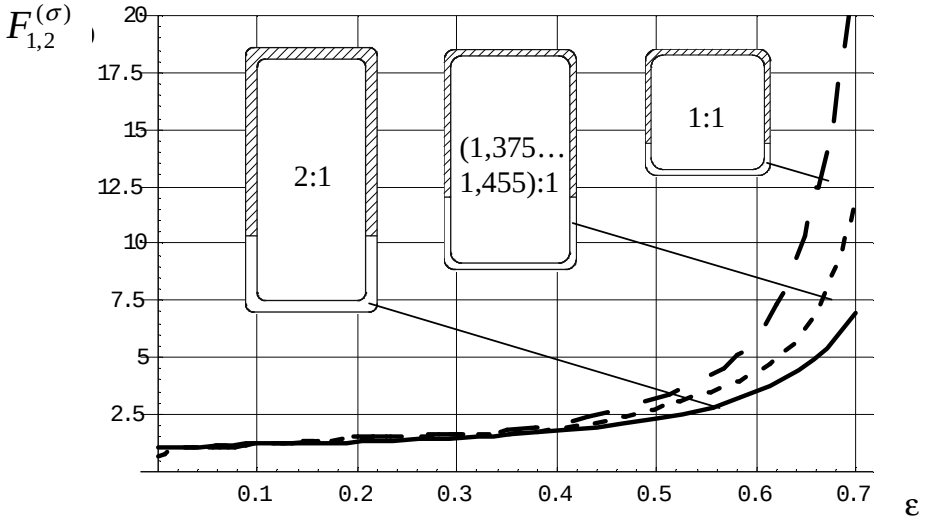


Рис. 2. Узагальнені поправкові функції $F_{1,2}^{(\sigma)}$ для ряду стандартних коробчастих профілів

Вираз для визначення КІН для тріщини довжиною $0 < L < \left(\frac{b}{2} + H\right)$ матиме вигляд:

$$K_I^{(\sigma)} = M \frac{H}{2} \frac{1}{I_Y} \sqrt{\pi \cdot L} \cdot F_{1,2}^{(\sigma)}. \qquad (16)$$

Метод розрахунку через зміну моменту інерції (замкнутий коробчатий профіль)

Розглядаючи енергетичні показники при просуванні тріщини, а саме швидкість вивільнення енергії при розповсюдженні тріщини та здійснюючи перехід від енергетичних характеристик до силових – критерій Ірвіна, отримано залежність КІН для тріщин, що розвиваються в простих балочних зразках [7, 2].

$$K_I = M \sqrt{\frac{1}{t}\left(\frac{1}{I_{Y\partial e\phi}} - \frac{1}{I_Y}\right)}, \qquad (17)$$

де M – згинний момент, Н·м;

t – товщина балки, м;

$I_{Y\partial e\phi}, I_Y$ – відповідно моменти інерції дефектної та бездефектної балки, м^4.

Розглянемо визначення КІН для тріщини, що розвивається в тонкостінному замкнутому профілі. При розвитку тріщини в полиці замкнутого профілю (перша стадія) (рис. 1, а) момент інерції дефектного профілю визначається залежностями (1-3), а бездефектного профілю – за формулою (6).

Тоді КІН при розвитку тріщини в полиці замкнутого профілю визначатиметься за формулою:

$$K_I^{(1)} = M \sqrt{\frac{1}{t}\left(\frac{1}{I_{Y1}} - \frac{1}{I_Y}\right)}. \qquad (18)$$

Приводячи запис КІН до стандартного виду, отримаємо залежність:

$$K_I^{(1M)} = \sigma \sqrt{\pi L_1} F_{1M} = M \frac{H}{2} \frac{1}{I_Y} \sqrt{\pi L_1} F_{1M}. \qquad (19)$$

Аналогічно, для другої стадії момент інерції дефектного профілю визначатиметься залежностями (7-9), а КІН для тріщини:

$$K_I^{(2)} = M \sqrt{\frac{1}{t}\left(\frac{1}{I_{Y2}} - \frac{1}{I_Y}\right)}. \qquad (20)$$

Приводячи запис КІН до стандартного виду, отримаємо залежність:

$$K_I^{(2M)} = M\,\frac{H}{2}\,\frac{1}{I_Y}\sqrt{\pi\left(L_2+\frac{b-2t}{2}\right)}F_{2M}\,. \tag{21}$$

Вирази функцій F_{1M} та F_{2M} не наводяться через їх громіздкість.

Визначаючи поправкові функції F_{1M} та F_{2M} для ряду стандартних профілів, знайдемо узагальнені функції $F_{1,2}^{(M)}$ за аналогією, описаною вище. Отже:

– для прямокутних профілів із співвідношенням сторін 2:1:

$$\begin{aligned}F_{1,2}^{(M)} &= 0.877-8.567\varepsilon+211.646\varepsilon^2+4755.803\varepsilon^3-310552.056\varepsilon^4+6.829\cdot10^6\varepsilon^5-\\&-8.767\cdot10^7\varepsilon^6+7.515\cdot10^8\varepsilon^7-4.572\cdot10^9\varepsilon^8+2.043\cdot10^{10}\varepsilon^9-6.833\cdot10^{10}\varepsilon^{10}+\\&+1.727\cdot10^{11}\varepsilon^{11}-3.305\cdot10^{11}\varepsilon^{12}+4.754\cdot10^{11}\varepsilon^{13}-5.055\cdot10^{11}\varepsilon^{14}+3.852\cdot10^{11}\varepsilon^{15}-\\&-1.989\cdot10^{11}\varepsilon^{16}+6.230\cdot10^{10}\varepsilon^{17}-8.931\cdot10^9\varepsilon^{18}\end{aligned} \tag{22}$$

(відносна похибка $F_{1,2}^{(M)}$ при $0<\varepsilon\le0.6$ не перевищує 6% для профілів висотою 63–250 мм в усьому діапазоні їх товщин);

– для прямокутних профілів із співвідношенням сторін (1,375…1,475):1:

$$\begin{aligned}F_{1,2}^{(M)} &= 0.598+11.516\varepsilon-71.371\varepsilon^2-5574.037\varepsilon^3+115501.304\varepsilon^4+13100.877\varepsilon^5-\\&-2.681\cdot10^7\varepsilon^6+4.341\cdot10^8\varepsilon^7-3.791\cdot10^9\varepsilon^8+2.177\cdot10^{10}\varepsilon^9-8.819\cdot10^{10}\varepsilon^{10}+\\&+2.603\cdot10^{11}\varepsilon^{11}-5.674\cdot10^{11}\varepsilon^{12}+9.140\cdot10^{11}\varepsilon^{13}-1.075\cdot10^{12}\varepsilon^{14}+8.970\cdot10^{11}\varepsilon^{15}-\\&-5.035\cdot10^{11}\varepsilon^{16}+1.705\cdot10^{11}\varepsilon^{17}-2.630\cdot10^{10}\varepsilon^{18};\end{aligned} \tag{23}$$

(відносна похибка $F_{1,2}^{(M)}$ при $0<\varepsilon\le0.6$ не перевищує 7% для профілів висотою 63–250 мм в усьому діапазоні їх товщин);

– для квадратних профілів:

$$\begin{aligned}F_{1,2}^{(M)} &= 0.206+20.198\varepsilon+654.377\varepsilon^2-34866.314\varepsilon^3+387097.794\varepsilon^4+4.590\cdot10^6\varepsilon^5-\\&-1.775\cdot10^8\varepsilon^6+2.397\cdot10^9\varepsilon^7-1.959\cdot10^{10}\varepsilon^8+1.096\cdot10^{11}\varepsilon^9-4.417\cdot10^{11}\varepsilon^{10}+\\&+1.314\cdot10^{12}\varepsilon^{11}-2.912\cdot10^{12}\varepsilon^{12}+4.801\cdot10^{12}\varepsilon^{13}-5.807\cdot10^{12}\varepsilon^{14}+5.006\cdot10^{12}\varepsilon^{15}-\\&-2.911\cdot10^{12}\varepsilon^{16}+1.023\cdot10^{12}\varepsilon^{17}-1.643\cdot10^{11}\varepsilon^{18}.\end{aligned} \tag{24}$$

(відносна похибка $F_{1,2}^{(M)}$ при $0<\varepsilon\le0.5$ не перевищує 8% для профілів висотою 70–200 мм в усьому діапазоні їх товщин; для квадратного профілю 63×63 мм похибка складає 9.7 %).

Узагальнені поправкові функції $F_{1,2}^{(M)}$ для гнутозварних профілів, отримані через зміну моменту інерції дефектного і бездефектного перетину, представлено на рис. 3.

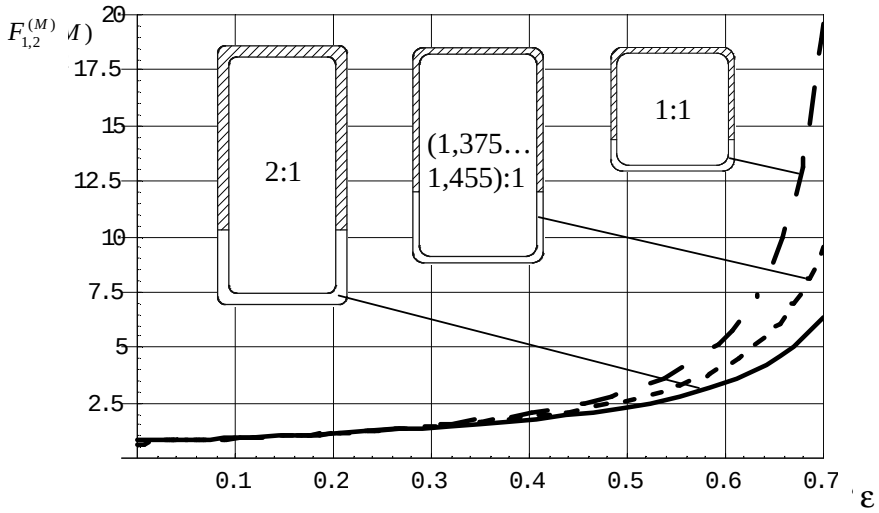


Рис. 3. Узагальнені поправкові функції $F_{1,2}^{(M)}$ для ряду стандартних коробчастих профілів

Вираз для визначення КІН для тріщини довжиною $0 < L < \left(\frac{b}{2} + H\right)$ матиме вигляд:

$$K_I^{(M)} = M \frac{H}{2} \frac{1}{I_Y} \sqrt{\pi \cdot L} \cdot F_{1,2}^{(M)}. \qquad (25)$$

Для порівняння на рис. 4 приведено узагальнені поправкові функції $F_{1,2}^{(\sigma)}$ та $F_{1,2}^{(M)}$ для ряду стандартних коробчастих профілів (рис. 4), що отримані двома методами: через номінальні напруження та через зміну моменту інерції дефектного елемента. Аналіз показує, що для всіх трьох груп тонкостінних гнутозварних профілів існує задовільна збіжність між поправковими функціями, визначеними запропонованими методами. Похибка в межах $0 < \varepsilon \le 0.6$ не перевищує 2% для прямокутних профілів із співвідношенням сторін 2:1, 4% – при співвідношенні сторін (1,375…1,455):1 та 8,5% – для квадратних профілів. Відзначимо також, що у всіх випадках $F_{1,2}^{(\sigma)}$ є більшим за $F_{1,2}^{(M)}$.

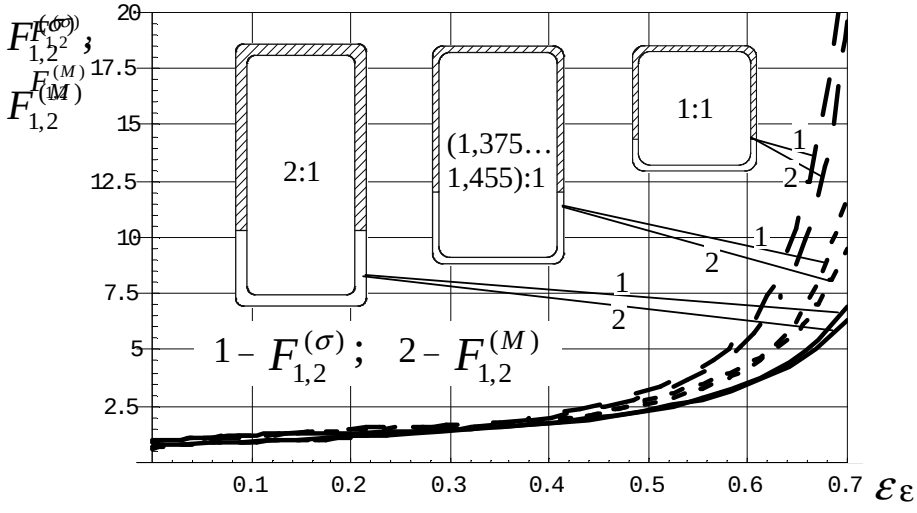


Рис. 4. Узагальнені функції $F_{1,2}^{(\sigma)}$ та $F_{1,2}^{(M)}$ для стандартних гнутозварних коробчастих профілів з тріщиною

Аналіз поправкових функцій (рис. 2 – рис. 4) показує, що можна підібрати загальні поправкові функції $F_{1,2}^{(\sigma)}$ та $F_{1,2}^{(M)}$ для всього сортаменту гнутозварних замкнутих профілів при $0 < \varepsilon \le 0.4$:

$$F^{(\sigma)} = 0.939 + 3.734\varepsilon - 14.115\varepsilon^2 + 35.856\varepsilon^3 - 21.447\varepsilon^4, \qquad (26)$$

$$F^{(M)} = 0.769 + 1.219\varepsilon - 0.047\varepsilon^2 + 18.606\varepsilon^3 - 21.929\varepsilon^4. \qquad (27)$$

Поправкові функції (26) та (27) підставляються у вирази для визначення КІН (16) і (25) відповідно.

З метою експериментальної перевірки основних положень запропонованих методик визначення КІН проведемо їх порівняння з результатами напівнатурних випробувань елементів несучих вузлів рам сільськогосподарських машин [8, 9].

Випробовували на поперечний згин бруси культиватора УСМК-5,4Б квадратного перетину 140×140×5 мм, які виготовлені із низьколегованих сталей 12ГС (рис. 5, а) та 09Г2С (рис. 5, б) з ініційованими наскрізними тріщинами посередині горизонтальної стінки. Дослідження проводили з частотою 8 Гц і коефіцієнтом асиметрії R=0,1 в першому випадку та R=-1 - в другому. Авторами [8, 9] отримані залежності швидкості росту тріщин від числа циклів навантаження для ряду напружень циклу.

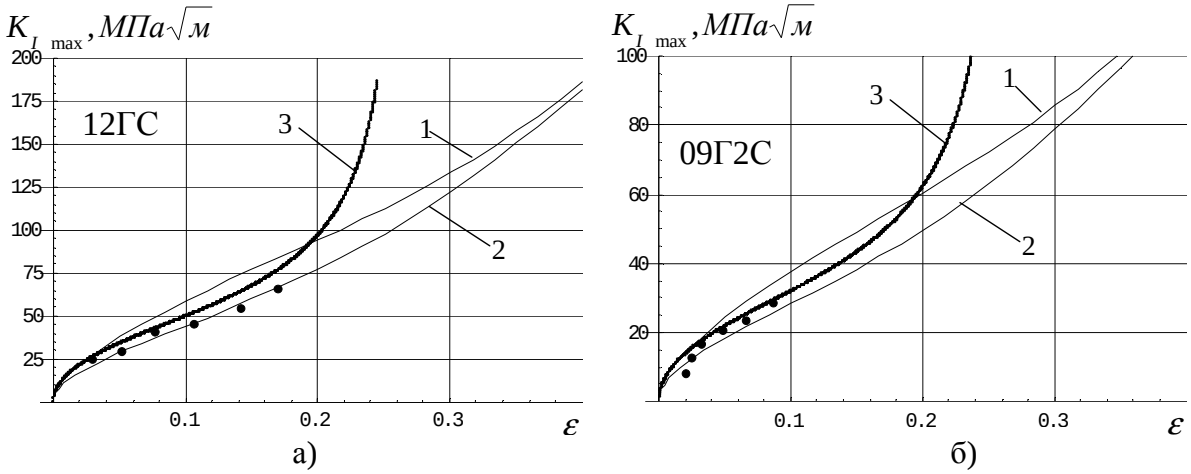


Рис. 5. Порівняння теоретичних та експериментальних значень КІН для центральних тріщин в брусах квадратного перетину 140×140×7 мм (а – σ=170МПа; б – σ=109МПа):

1 – розрахунок через номінальні напруження;

2 – розрахунок через зміну моменту інерції;

3 – розрахунок за [1];

● – експериментальні дані [8, 9]

Здійснюючи обробку результатів на основі припущення про інваріантність характеристик матеріалу зразків та елементів конструкції, за кінетичними діаграмами втомного руйнування сталей 12ГС та 09Г2С, що побудовані в координатах (V=dl/dN; ΔK) визначали КІН для певної довжини тріщини за методикою [10]. Отримані результати КІН K_{max} (рис. 5, а, б), що визначались із залежностей $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ при додатніх асиметріях циклу ($R = K_{min}/K_{max} \geq 0$) і $\Delta K = K_{max}$ при від'ємних асиметріях циклу ($R = K_{min}/K_{max} < 0$) [11] порівняні з аналітичними залежностями КІН, визначеними через номінальні напруження і через зміну моменту інерції дефектного профілю при розвитку в ньому тріщини, а також при розрахунку за [1]. Спостерігаємо добру збіжність результатів, отриманих аналітично, з експериментальними даними. Порівнюючи отримані теоретичні дані з даними [1], відзначимо, що при $\varepsilon > 0.2$, КІН в [1] швидко зростає, оскільки математична модель описує центральну тріщину в горизонтальній пластині для випадку $0 < \varepsilon < 1$. Відзначимо, що для співставлення аналітичних результатів, проведено трансформацію ε в [1] через порівняння довжин тріщин у кожному з випадків.

Висновки. Наближеними інженерними методами – через номінальні напруження та зміну моменту інерції в дефектному перетині, – визначено поправкові функції для центральної тріщини при згинанні гнутозварних тонкостінних замкнутих профілів.

Проведено порівняння отриманих результатів з відомими теоретичними та експериментальними даними, відзначено їх добру збіжність. Отримані результати є основою для подальшої побудови математичних моделей з визначення КІН у кутових тріщинах гнутозварних коробчастих профілів.

Література

1. Андрейкив А.Е., Дарчук А.И. Усталостное разрушение и долговечность конструкций. – К.: Наук. думка, 1992. – 184 с.
2. Підгурський М., Сташків М. Методи визначення КІН для дефектних елементів відкритого профілю // Вісник ТДТУ, 2006. – Т. 11. - № 2. – С. 92 –108.
3. Дмитриченко С.С., Архипов Н.Н. Программный комплекс для оценки циклической трещиностойкости // Вестник машиностроения, 1991. – № 7. – С. 12 – 16.
4. Механика разрушения и прочность материалов / Под ред. Панасюка В.В. – Т.2: Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещинами. – К.: Наук. думка, 1988. – 620 с.
5. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений / Под ред. Мураками Ю. – М.: Мир, 1990. – Т. 1, 2. – 1016 с.
6. Васильченко В.Т., Рутман А.Н., Лукьяненко Е.П. Справочник конструктора металлических конструкций. – К.: Будівельник, 1980. – 288 с.
7. Kienzler R., Hermann G. An Elementary Theory of Defective Beams // Acta Mecanica, 1986. – V 62. – p. 37-46.
8. Кинетика усталостного разрушения несущего бруса культиватора УСМК-5.4Б / В.А. Трофимов, А.И. Семин, А.Н. Чирков и др. // Тракторы и с/х машины, 1987. - №8. – С. 30–31.
9. Характеристики выносливости и живучести несущего бруса культиватора УСМК-5.4Б / В.А. Трофимов, А.Н. Чирков, А.И. Семин и др. // Тракторы и с/х машины, 1979. - №4. – С. 28 – 29.
10. Прокопенко А.В. Экспериментальное определение коэффициентов интенсивности напряжений для трещин с криволинейным фронтом в сложных деталях (лопатках ГТД) // Проблемы прочности, 1981. - № 4. – С. 105 – 111.
11. Андрейків О. Дарчук О. До оцінки довговічності мобільних сільськогосподарських машин на основі механіки втомного руйнування // Вісник ТДТУ, 1998. – Т. 3. - №4. – С. 101 – 106.

ЗГИН ПЛАСТИНИ З ДВОМА РІВНИМИ СИМЕТРИЧНИМИ ТРІЩИНАМИ ПО ДУЗІ КОЛА З УРАХУВАННЯМ КОНТАКТУ ЇХ БЕРЕГІВ

В.В. Божидарнік[1], В.К. Опанасович[2], П.В. Герасимчук[1]

BENDING OF A PLATE WITH TWO EQUAL SYMMETRIC CRACKS ALONG A CIRCULAR ARCH WITH ALLOWANCE FOR THE CONTACT OF THEIR FLANKS

V.V. Bozhidarnik, V.K. Opanasovych, P.V. Gerasymchuk

[1]Луцький державний технічний університет, Луцьк, Україна
[2]Львівський національний університет ім. Івана Франка, Львів, Україна

Abstract *In this paper the problem of one-sided bend of a plate with two symmetric cracks along the arc of circle by bend moments on infinity including a contact of their sides in the presence of geometric and physical symmetry of a sum has been investigated. By virtue of contact of crack's sides a task solution is given in the form of solution of two tasks: plane problem and bend (classical theory). Using complex potentials and methods of the theory complex variable quantity function, task solution has been reduced to linear conjugation, on the base of which the equation for finding the contact effort between crack's sides is got. Evident forms for complex potentials, contact efforts between crack's sides, coefficients of intensity efforts, moments are got for carrying out the numerical analysis, results of which are shown graphically.*

Якщо пластину з тріщинами згинати розподіленими моментами на нескінченності, то їх береги будуть контактувати, врахування цього явища приводить до ускладнення побудови розв'язку задачі у математичному плані і особливо, коли тріщини криволінійні, цим пояснюється, що в літературі існує порівняно мало досліджень такого типу задач. Зауважимо, що в останній час згину пластини з прямолінійними тріщинами з урахуванням контакту їх берегів присвячено достатньо публікацій. Згин пластин з криволінійною тріщиною вперше досліджено у праці [1], коли пластина з тріщиною по дузі кола перебуває під дією одностороннього згину на нескінченності. У публікації [2], цей результат узагальнюється на випадок двостороннього згину пластини. В даній роботі досліджено односторонній згин пластини з двома симетричними тріщинами по дузі кола згинальними моментами на нескінченності з урахуванням контакту їх берегів.

Формулювання задачі. Дослідимо односторонній згин ізотропної пластини завтовшки $2h$ рівномірно розподіленими моментами на нескінченності M з двома симетричними наскрізними тріщинами по дузі кола радіуса R із кутом розкриття 2φ. Вважаємо, що береги тріщини були вільні від зовнішнього навантаження, а вектор розподіленого згинального моменту на нескінченності перпендикулярний до однієї з осей симетрії тріщин, береги яких приходять у гладкий контакт по всій їх довжинах на верхній основі пластини.

Виберемо в серединній площині пластини декартову систему координат $Oxy\tilde{z}$ з початком в центрі кола, вздовж дуг якого розміщені тріщини. Направимо вісь Ox через середини дуг тріщин, які позначимо через L. Кінці тріщин в серединній площині позначимо через a_j і b_j $(j=1,2)$, причому $a_j=(-1)^{j+1}\operatorname{Re}^{-i\varphi}$, $b_j=\overline{a}_j$, де $i^2=-1$. Область координатної площини Oxy, яка розміщена в середині кола, позначимо через S^+, зовні – через S^-.

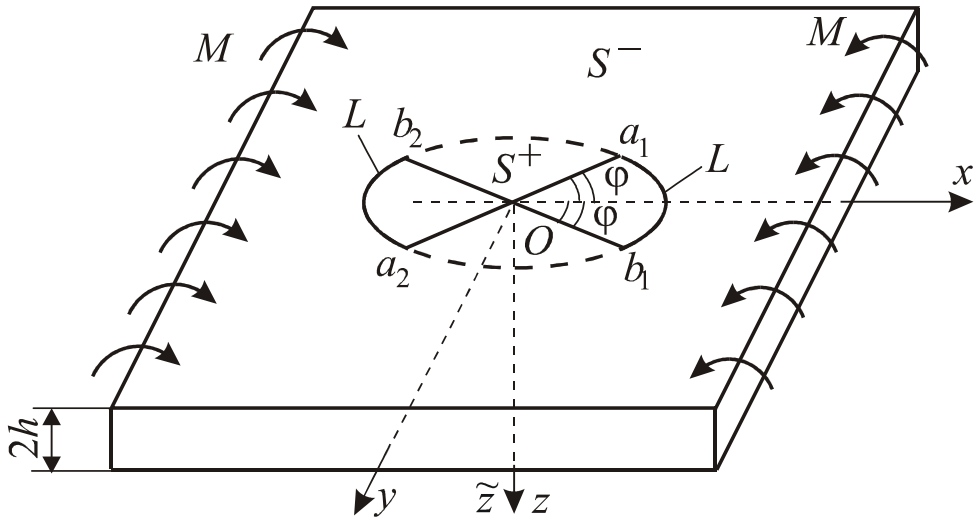


Рис. 1. Схема навантаження пластини та розміщення тріщин

Подібно до роботи [3] розв'язок задачі подамо у вигляді розв'язку двох задач: плоскої задачі та задачі згину, причому для опису згину використаємо класичну теорію. Отже, будемо мати крайові умови

$$\sigma_{rr}^{\pm} = -N_r/(2h),\ \sigma_{r\theta}^{\pm} = 0,\ M_r^{\pm} = hN_r,\ P_r^{\pm} = 0,\ [v_r] + h[\partial w/\partial r] = 0,\ \text{на } L, \qquad (1)$$

де N_r – контактне зусилля між берегами тріщин; σ_{rr} і $\sigma_{r\theta}$ та v_r і v_θ – компоненти тензора напружень та компоненти вектора переміщень в полярній системі координат r і θ з полюсом в точці O і полярною віссю Ox для плоскої задачі, M_r і P_r – згинальний момент та узагальнена в сенсі Кірхгофа перерізувальна сила в тій же полярній системі координат; w – прогин пластини; $[f] = f^+ - f^-$, тут значками "+" і "–" позначені граничні значення відповідних величин при прямуванні точки площини до лінії L із областей S^+ і S^- відповідно.

Побудова розв'язку задачі. Для розв'язку плоскої задачі теорії пружності введемо комплексні потенціали $\Phi(z)$ і $\Psi(z)$ та функцію $\Omega(z)$, тоді для визначення напружено-деформованого стану пластини будемо мати такі формули

$$\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta} = 4\,\mathrm{Re}\,\Phi(z),$$
$$\sigma_{rr} + i\sigma_{r\theta} = \Phi(z) - R^2 r^{-2}\Omega\left(R^2/\bar{z}\right) + f(r)\left(\overline{\Phi(z)} - \bar{z}\overline{\Phi'(z)}\right), \qquad (2)$$
$$2\mu r\left(v_r + iv_\theta\right) = \bar{z}\left[\kappa\varphi(z) + \omega\left(R^2/\bar{z}\right) - zf(r)\overline{\Phi(z)}\right],$$

де μ і υ – відповідно модуль зсуву і коефіцієнт Пуассона матеріалу пластини; $\kappa = (3-\upsilon)/(1+\upsilon)$; $z = x + iy$, x і y – координати точки, для якої знаходимо шукані величини; $r = |z|$, $f(r) = 1 - R^2 r^{-2}$, $\overline{\Phi}\left(R^2/z\right) = \overline{\Phi\left(R^2/\bar{z}\right)}$,

$$\omega'(z) = \Omega(z) = -\overline{\Phi}\left(R^2/z\right) + R^2 z^{-1}\overline{\Phi}'\left(R^2/z\right) + R^2 z^{-2}\overline{\Psi}\left(R^2/z\right).$$

Якщо для функцій $\Phi(z)$ і $\Omega(z)$ мають місце розвинення

$$\Phi(z) = \begin{cases} \dfrac{a_1}{z^2} + \dfrac{a_2}{z^3} + \ldots,\ z \to \infty, \\ A_0 + A_1 z + A_2 z^2 + \ldots,\ z \to 0, \end{cases} \qquad \Omega(z) = \begin{cases} B_0 + \dfrac{B_1}{z} + \dfrac{B_2}{z^2} + \ldots,\ z \to \infty, \\ b_0 + b_1 z + b_2 z^2 + \ldots,\ z \to 0, \end{cases} \qquad (3)$$

то мають виконуватись умови [4]

$$B_1 = 0,\ B_0 = -\overline{A}_0, \qquad (4)$$

де A_j, B_j, a_j, b_j – невідомі коефіцієнти.

Для розв'язку задачі згину пластини введемо комплексні потенціали $\Phi_3(z)$ і $\Psi_3(z)$ та функцію $\Omega_3(z)$ [5], в результаті будемо мати такі залежності

$$M_r + M_\theta = 4\,\mathrm{Re}\,\Phi_3(z),$$

$$m(M_r + ic' + iP_r) = \tilde{\kappa}\Phi_3(z) + R^2 r^{-2}\Omega_3\left(R^2/\bar{z}\right) - f(r)\left[\overline{\Phi_3(z)} - \bar{z}\overline{\Phi_3'(z)}\right],$$

$$r(\partial w/\partial r + i\,\partial w/\partial s) = \bar{z}\left[\varphi_3(z) - \omega\left(R^2/\bar{z}\right) + zf(r)\overline{\Phi_3(z)}\right],$$

де s – дугова координата, c' – дійсна стала,

$$\tilde{\kappa} = (3+\nu)/(1-\nu),\ m = -[D(1-\nu)]^{-1},\ D = 2Eh^3/\left(3\left(1-\nu^2\right)\right),$$

$$\omega_3'(z) = \Omega_3(z) = -\overline{\Phi}_3\left(R^2/z\right) + R^2 z^{-1}\overline{\Phi}_3'\left(R^2/z\right) + R^2 z^{-2}\overline{\Psi}_3\left(R^2/z\right).$$

Функції $\Phi_3(z)$ і $\Omega_3(z)$ можна подати у вигляді [5]

$$\Phi_3(z) = \begin{cases} \Gamma + \dfrac{a_1'}{z^2} + \dfrac{a_2'}{z^3} + \ldots,\ z \to \infty, \\ A_0' + A_1' z + A_2' z^2 + \ldots,\ z \to 0, \end{cases} \qquad \Omega_3(z) = \begin{cases} B_0' + \dfrac{B_1'}{z} + \dfrac{B_2'}{z^2} + \ldots,\ z \to \infty, \\ \dfrac{\Gamma' R^2}{z^2} + b_0' + b_1' z + \ldots,\ z \to 0, \end{cases} \tag{6}$$

де

$$\Gamma = nM,\ \Gamma' = mM/2,\ n = -[4D(1+\upsilon)]^{-1},\ B_1' = 0,\ B_0' = -\overline{A}_0'. \tag{7}$$

A_j', B_j', a_j', b_j' – невідомі коефіцієнти.

Зауважимо, що в силу симетрії задачі сталі c' на берегах тріщин можна покласти рівними нулю.

Врахувавши (2) і (5), на основі крайових умов (1) отримаємо такі задачі лінійного спряження

$$\left[\tilde{\kappa}\Phi_3(t) - \Omega_3(t)\right]^+ - \left[\tilde{\kappa}\Phi_3(t) - \Omega_3(t)\right]^- = 0,\ t \in L,$$

$$\left[\Phi(t) + \Omega(t)\right]^+ - \left[\Phi(t) + \Omega(t)\right]^- = 0,\ t \in L,$$

розв'язавши які та взявши до уваги (3) і (6), отримаємо

$$\Omega(z) = -\overline{A}_0 - \Phi(z),\ \Omega_3(z) = \tilde{\kappa}\Phi_3(z) - D_0' - 0.5P/z^2, \tag{8}$$

де

$$D_0' = \tilde{\kappa}\Gamma + \overline{A}_0',\ P = -2\Gamma' R^2.$$

На основі останньої крайової умови (1) отримаємо таку задачу лінійного спряження

$$F^+(t) - F^-(t) = 0,\ t \in L, \tag{9}$$

де

$$F(z) = \Phi(z) - z\Phi'(z) - \overline{\Phi}\left(R^2/z\right) + R^2/z\,\overline{\Phi}'\left(R^2/z\right) + \beta\left(\Phi_3(z) - z\Phi_3'(z) - \overline{\Phi}_3\left(R^2/z\right) + \right.$$

$$\left. + R^2/z\,\overline{\Phi}_3'\left(R^2/z\right)\right),\ \beta = 2h(1+\tilde{\kappa})\mu/(1+\kappa). \tag{10}$$

Розв'язавши задачу лінійного спряження (9), одержимо

$$F(z) = -\overline{A}_0 + \beta\left(\Gamma - \overline{A}_0'\right). \tag{11}$$

Врахувавши (8), (2) і (5), на основі крайових умов (1) отримаємо

$$\Phi^+(t) + \Phi^-(t) = -N_r/(2h) - \overline{A}_0,\ t \in L,$$

$$\Phi_3^+(t) + \Phi_3^-(t) = \left(mhN_r + D_0' + 0.5P/t^2\right)/\tilde{\kappa},\ t \in L. \tag{12}$$

Додавши граничні значення функції $\Phi(z)$ на L та врахувавши (12), після перетворень отримаємо рівняння для знаходження контактного зусилля між берегами тріщин

$$\frac{\partial N_r}{\partial \theta} = -3i\delta_1\left(t^2/R^2 - R^2/t^2\right),\ t \in L,$$

розв'язок якого матиме вигляд

$$N_r = A - 1.5\delta_1\left(R^2/t^2 + t^2/R^2\right),\ t \in L, \tag{13}$$

і умову

$$\operatorname{Re} A_0 + \beta \operatorname{Re} A_0' = \beta\Gamma, \tag{14}$$

де A – невідома дійсна стала; $\delta_1 = -\Gamma'\beta h/\left(2m\beta h^2 - \tilde{\kappa}\right)$.

Підставляючи (13) у (12) та розв'язуючи відповідні задачі лінійного спряження, отримаємо

$$\Phi_3(z) = 0.5\left(q_3 + q_4/z^2 + q_5 z^2\right) - 0.5\left[q_3\left(z^2 + \gamma_{15}\right) + q_5\left(z^2 + \gamma_{15}z^2 + \gamma_{17}\right) + q_4\left(1 - R^2/z^2\right) - 2c_2 - 2\Gamma z^2\right]/X(z), \tag{15}$$

$$\Phi(z) = 0.5\left(\delta_4 + 0.75\delta_1\left(R^2/z^2 + z^2/R^2\right)/h\right) - 0.5\left\{\delta_4\left(z^2 + \gamma_{15}\right) - 2c_1 + 0.75\delta_1\left[\left(z^4 + \gamma_{15}z^2 + \gamma_{17}\right)/R^2 + R^2 - R^4/z^2\right]/h\right\},$$

де c_1 і c_2 – невідомі сталі,

$$\delta_4 = -\overline{A}_0 - 0.5A/h,\ q_3 = \left(mAh + \tilde{\kappa}\Gamma + A_0'\right)/\tilde{\kappa},\ q_5 = -3mh\delta_1/\left(2\tilde{\kappa}R^2\right),$$

$$q_4 = -1.5hm\delta_1 R^2/\tilde{\kappa} + 0.5P/\tilde{\kappa},\ \gamma_{15} = -R^2\cos 2\varphi.\ \gamma_{17} = 0.5R^4\sin^2 2\varphi.$$

Для визначення невідомих сталих введемо позначення

$$x_1 = A_0,\ x_2 = A_0',\ x_3 = A/R,\ x_4 = c_1/R^2,\ x_5 = c_2,$$

і для їх знаходження скористаємося співвідношенням (14), на основі (15) знайдемо залежності

$$\Phi_3(0) = A_0',\ \Phi(0) = A_0,$$

а також умовами однозначності прогину, кутів повороту, переміщень у плоскій задачі при обході контурів тріщин. Після перетворень приходимо до такої системи лінійних алгебраїчних рівнянь

$$\sum_{j=1}^{5} a_{ij}x_j = b_i,\ i = \overline{1,5},$$

де

$$a_{11} = 2\int_0^{\varphi}\rho(\theta,\varphi)d\theta,\ a_{12} = 0,\ a_{13} = 0.5a_{11}R/h,\ a_{14} = 4\int_0^{\varphi}\rho^{-1}(\theta,\varphi)d\theta,\ a_{15} = 0,$$

$$\rho(\theta,\varphi) = \sqrt{\cos 2\theta - \cos 2\varphi},$$

$$b_1 = \left(1.5\delta_1/h\right)\int_0^{\varphi}\left(\cos 4\theta - \cos 2\varphi\cos 2\theta + 0.5\sin^2 2\varphi - \cos 2\theta + 1\right)/\rho(\theta,\varphi)d\theta,$$

$$a_{21} = 1,\ a_{22} = \beta,\ a_{23} = a_{24} = a_{25} = 0,\ b_2 = \beta\Gamma,\ a_{31} = 1 + \sin^2\varphi,\ a_{32} = 0,$$

$$a_{33} = 0.5R\sin^2\varphi/h,\ a_{34} = 1,\ a_{35} = 0,\ b_3 = 0.75\delta_1\sin^2\varphi\left(1 + \cos^2\varphi\right)/h,$$

$$a_{41} = 0,\ a_{42} = a_{11}R^2/\tilde{\kappa},\ a_{43} = R^3 mha_{11}/\tilde{\kappa},\ a_{44} = 0,\ a_{45} = -a_{14},$$

$$b_4 = -2\int_0^{\varphi}\left[\Gamma R^2\rho^2(\theta,\varphi) + q_5R^4\left(\cos 4\theta - \cos 2\varphi\cos 2\theta + 0.5\sin^2 2\varphi\right) - \left(q_4 + 2\Gamma R^2\right)\cos 2\theta + q_4\right]/\rho(\theta,\varphi)d\theta,$$

$$a_{51} = 0,\ a_{52} = 1 - \sin^2\varphi/\tilde{\kappa},\ a_{53} = -\sin^2\varphi mhR/\tilde{\kappa},$$

$$a_{54} = 0,\ a_{55} = R^{-2},\ b_5 = \left[\left(\Gamma R^2 + q_4\right)\sin^2\varphi + 0.25q_5R^4\sin^2 2\varphi\right]/R^2.$$

Коефіцієнти інтенсивності моментів K_j (КІМ) і зусиль k_j (КІЗ) знайдемо за формулами

$$K_{13}-iK_{23}=\frac{iD}{b_1\sqrt{2R\sin 2\varphi}}\left[2\left(\Gamma b_1^2+c_2\right)-q_3\left(b_1^2+\gamma_{15}\right)-q_4\left(b_1^4+\gamma_{15}b_1^2+\gamma_{17}+1-\frac{R^2}{b_1^2}\right)\right], \quad (15)$$

$$k_1-ik_2=-\frac{2hi}{b_1\sqrt{2R\sin 2\varphi}}\left[2c_1-\delta_4\left(b_1^2+\gamma_{15}\right)-\frac{3\delta_1}{4h}\left\{\frac{b_1^4+\gamma_{15}b_1^2+\gamma_{17}}{R^2}+R^2\left(1-\frac{a_1^2}{R^2}\right)\right\}\right].$$

Наведемо розв'язок цієї задачі без врахування контакту берегів тріщин. На основі формул (5), повторивши подібні викладки, приходимо до таких виразів для функцій $\Phi_3(z)$ і $\Omega_3(z)$

$$\Phi_3(z)=\frac{1}{2}\left(r_0+\frac{r_1}{z^2}\right)-\frac{1}{2X(z)}\left[r_0\left(z^2-R^2\cos 2\varphi\right)-\frac{r_1R^2}{z^2}+2c_5-2\Gamma z^2+r_1\right],$$

$$\Omega_3(z)=\tilde{\varkappa}\Phi_3(z)-\tilde{\varkappa}\Gamma-\frac{P}{2z^2}-\tilde{A}_0',$$

де c_5 – невідома стала,

$$\tilde{A}_0'=\Phi_3(0),\ r_1=0.5P/\tilde{\varkappa},\ r_0=\Gamma+\tilde{A}_0'/\tilde{\varkappa}. \quad (17)$$

Беручи до уваги умову однозначності кутів повороту при обході контурів тріщин, а також (17), отримаємо систему рівнянь для знаходження невідомих сталих c_5 і $\tilde{A}_0'$

$$\tilde{A}_0'a_{42}-c_5a_{14}=b_7,\ \tilde{A}_0'a_{52}+c_5R^{-2}=b_8,$$

де

$$b_8=\left(r_1R^{-2}+\Gamma\right)\sin^2\varphi,\ b_7=2\int_0^{\varphi}\left[\Gamma R^2\left(\cos 2\theta+\cos 2\varphi\right)-2r_1\sin^2\theta\right]/\rho(\theta,\varphi)\,d\theta.$$

Коефіцієнти інтенсивності моментів $K_{j3}^{б}$ в цьому випадку знайдемо за формулами

$$K_{13}^{б}-iK_{23}^{б}=\frac{iD(3+\upsilon)}{b_1\sqrt{2R\sin 2\varphi}}\left[2\left(\Gamma b_1^2+c_5\right)-r_0\left(b_1^2+\gamma_{15}\right)-r_1\left(1-\frac{a_1^2}{R^2}\right)\right].$$

Числовий аналіз задачі та висновки. Був проведений числовий аналіз задачі, який подано на рис. 2-4. Рис 3 і 4 побудовані при коефіцієнті Пуассона $\upsilon=0.3$ матеріалу пластини.

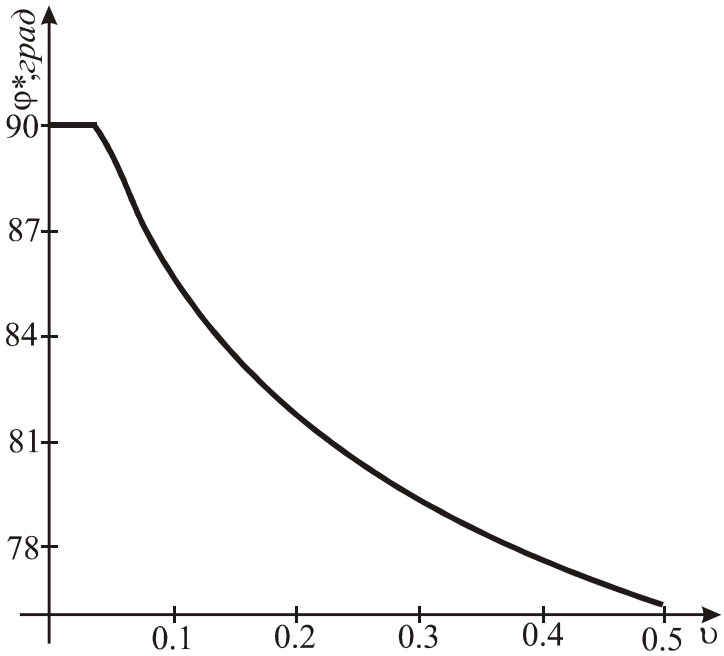


Рис. 2. Залежність граничного кута розкриття тріщин φ^*, коли контакт відбувається по всій їх довжині, від коефіцієнта Пуассона υ матеріалу пластини.

Як видно з рис. 2 із збільшенням коефіцієнта Пуассона υ граничний кут розкриття тріщин φ^*, коли контакт відбувається по всій довжині тріщин, спадає, причому для $\upsilon < \upsilon_* = 0.0389$ контакт берегів тріщин буде проходити при любому їх куті розкриття.

На основі рис. 3 можна зробити висновок, що при $\varphi > \varphi^* = 79{,}35^0$ буде проходити відставання берегів тріщин поблизу їх кінців, а при $\varphi < \varphi^*$ завжди проходить контакт берегів тріщин по всій довжині.

З рис. 4 видно, що приведені КІС k_1^* і КІМ K_1^* з ростом кута розкриття тріщин φ спадають і при кутах близьких до граничного φ^* вони міняють знак, в той час як k_2^* і K_2^* з ростом φ зростають, а потім спадають. Крім того, КІМ з врахуванням контакту берегів тріщин є менші ніж КІМ без врахування цього явища. Врахування контакту берегів тріщин спричиняє появу КІС k_1^* і k_2^*, причому $k_1^*/K_1^* = 3(1+\upsilon)/(3+\upsilon)$.

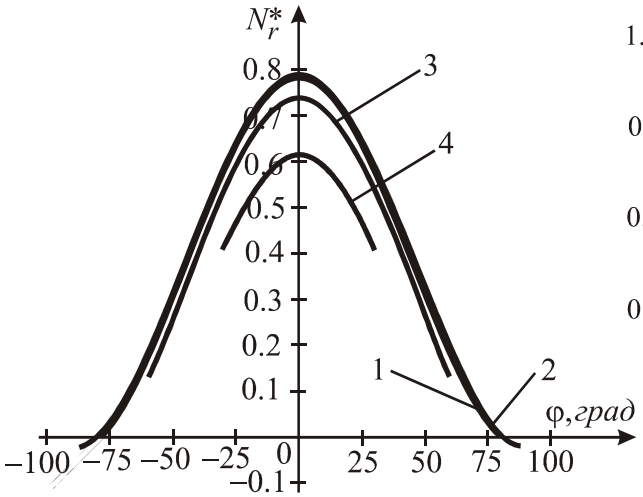


Рис. 3. Розподіл контактного зусилля між берегами тріщин при різних їх кутах розкриття φ. Крива 1 побудована при $\varphi = \varphi^* = 79.35^0$, крива 2 – при $\varphi = 88^0$, крива 3 – при $\varphi = 60^0$, крива 4 – при $\varphi = 30^0$.

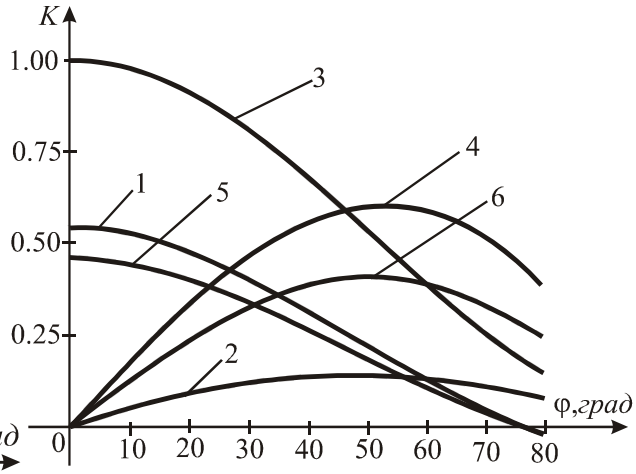


Рис. 4. Залежність приведених коефіцієнтів інтенсивності зусиль $k_i^* = k_i h/\left(M\sqrt{R\varphi}\right)$ і моментів $K_i^* = K_i h/\left(M\sqrt{R\varphi}\right)$ від кута розкриття тріщини φ при $\varphi^* = 79.35^0$. Криві 1 і 2 відповідають k_1^* і k_2^*, криві 5 і 6 – K_1^* і K_2^*, криві 3 і 4 – $K_1^{б*}$ і $K_2^{б*}$ тільки при відсутності контакту берегів тріщин.

Література

1. Герасимчук П. В., Божидарнік В. В., Опанасович В. К. Односторонній згин пластини з тріщиною по дузі кола з урахуванням контакту її берегів // Наукові нотатки Луцького технічного університету. – 2003. – с.57-63.
2. Божидарнік В. В., Опанасович В. К., Герасимчук П. В. Двосторонній згин ізотропної пластини з наскрізною тріщиною по дузі кола з урахуванням контакту її берегів // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій. Під гол. ред. В. В. Панасюка. – Львів, Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України. – 2004. – с. 213-218.
3. Шацький І. П. Згин пластини, ослабленої розрізом з контактуючими берегами // Доп. НАН УРСР. Сер. А. Фіз.-мат. та техн. науки. – 1988, № 7. – с. 49-51.
4. Прусов И. А. Некоторые задачи термоупругости. – Минск, Изд-во Белорус. ун-та. – 1972. – 200 с.
5. Прусов И. А. Метод сопряжения в теории плит. – Минск, Изд-во Белорус. ун-та. – 1975. – 256 с.

АЛГОРИТМ ТА КОМПЛЕКСИ ПРОГРАМ ДЛЯ РОЗРАХУНКУ ТРАЄКТОРІЙ ТА ШВИДКОСТІ РОЗПОВСЮДЖЕННЯ ВТОМНИХ ТРІЩИН В ПЛАСТИНКАХ

В.В. Божидарнік, О.В. Максимович, Я.В. Максимович

FATIGUE CRACK PATH AND CRACK GROWTH RATE IN PLATES: ALGORITHM AND PROGRAM

V.V. Bozhidarnik, O.V. Maksymovych, Ya.V. Maksymovych

Луцький державний технічний університет, Україна

Abstract Developed approach to finding of form of cracks and rate of distribution of tops of crack depending on the amount of cycles of loading, that is built on the method of surveillance, method of the integral evening and upshots to the type Grina. Influencing of size and directions of action of the external distributed loading or concentrated forces, placing, form of initial cracks is explored on the path of distribution of cracks and the rates fatigue cracks growth are expected.

Постановка задачі та огляд літератури. Відомо, що в елементах конструкцій, що перебувають в умовах циклічних навантажень виникають та поширюються втомні тріщини. Розрахунковим методам дослідження задач про розповсюдження тріщин у літературі присвячено відносно невелику кількість робіт. В роботах М.П. Саврука [3] приймалось, що поширюється тільки одна з вершин тріщини або обидві вершини розповсюджуються симетрично. В роботах Панасюка В.В., Дацишин О.П. [2] задача руйнування розглянута стосовно до поширення крайової тріщини в півплощині в процесі циклічного навантаження – рухалась тільки одна вершина. В даній роботі запропоновано загальний підхід дослідження процесу руйнування, коли обидві вершини тріщини розповсюджуються з різними швидкостями і несиметрично.

Методика розрахунку швидкості підростання втомних тріщин. Для знаходження форми тріщин в процесі руйнування залежно від кількості циклів використано метод прослідковування. В цьому методі процес поширення тріщин розбивають на окремі етапи так, щоби прирости дуг тріщин на них були малими. Прийнято, що рівень навантаження описується параметром, який будемо позначати через p, причому на n – ому етапі $p = p_n$, а початковій тріщині відповідає номер 0.

На кожному з етапів розв'язуються окремо задачі: описується форма, яку в кінці попереднього етапу набула тріщина; визначаються КІН для цієї тріщини; знаходиться приріст тріщини за рахунок руху обох вершин.

В розробленому алгоритмі рівняння тріщини, що багаторазово змінює свою форму в процесі руйнування, описувалось у параметричному вигляді. На n – ому кроці рівняння тріщини зображали у вигляді $x = \varphi_n(t),\ y = \psi_n(t)$, де t параметр, який змінюється в межах $-1 \le t \le 1$. Для побудови цих функцій задавались координати точок на ній $(x_1^{(n)}, y_1^{(n)}), (x_2^{(n)}, y_2^{(n)}), \ldots, (x_{N_n}^{(n)}, y_{N_n}^{(n)})$ (перша і остання точки відповідають вершинам A_n, B_n) та значення кутів нахилу дотичних у вершинах тріщини до осі Ox, які позначали через φ_n^A, φ_n^B. На основі цих даних рівняння тріщини описувались за допомогою кубічного сплайну, який є неперервним разом з двома першими похідними та має задані нахили дотичної у вершинах. За допомогою побудованого сплайну визначались також похідні від параметричних функцій, які входять в алгоритм визначення напружень.

В другому етапі методики розглядались задана пластинка, яка послаблена системою тріщин, що розміщені вздовж кривих L_j (j=1,…,I). Приймалось, що пластинка навантажена на нескінченності (для нескінченних пластинок), зосередженими силами (X_j, Y_j), які діють у внутрішніх точках області (a_j,b_j) (j=1,…,J), та зусиллями q_T, що прикладені до берегів тріщин, які приймаються однаковими на протилежних берегах тріщини.

Для визначення НДС пластинки використано алгоритм, який побудований на методі інтегральних рівнянь, ядра в яких є розв'язками типу Гріна. За такі розв'язки вибрано комплексні потенціали Мусхелішвілі $\Phi_S(z), \Psi_S(z)$ для області S, яким відповідає вільна від навантаження межа пластинки та ці потенціали мають особливості

$$\Phi_S(z) \sim \frac{A_0}{a-z}, \quad \Psi_S(z) \sim \frac{\gamma \bar{A}_0}{a-z} - \frac{\bar{a} A_0}{(a-z)^2},$$

де A_0 – довільні комплексні сталі, aєS , γ - дійсна стала, яка в основному алгоритмі рівна 1. Тут S – область, яку займає пластинка без тріщин. На основі таких функцій при $\gamma = -\chi$ може бути розглянутий також випадок дії зосереджених сил, тому далі розглядаються випадки, коли стала γ може приймати два вказаних значення, де $\chi = (3-\nu)/(1+\nu)$, ν – коефіцієнт Пуассона. Такі потенціали, можуть бути записані у вигляді

$$\Phi_S(z;a,\gamma) = A_0\Phi_0(z;a,\gamma) + \bar{A}_0\Phi_1(z;a,\gamma), \Psi_S(z;a,\gamma) = A_0\Psi_0(z;a,\gamma) + \bar{A}_0\Psi_1(z;a,\gamma) . \quad (1)$$

Тоді комплексні потенціали для області D з тріщинами запишуться

$$\Phi(z) = \Phi_c(z) + \int_L \left[Q(t)\Phi_0(z;t,1) + \overline{Q(t)}\Phi_1(z;t,1) \right] ds,$$
$$\Psi(z) = \Psi_c(z) + \int_L \left[Q(t)\Psi_0(z;t,1) + \overline{Q(t)}\Psi_1(z;t,1) \right] ds, \quad (2)$$

$\Phi_c(z)$, $\Psi_c(z)$ – комплексні потенціали для області S, що відповідають зосередженим силам та прикладеному навантаженню на нескінченності (для нескінченних пластинок) при вільній від навантаження межі пластинки, $L = L_1 + L_2 + ... + L_I$. Введена невідома функція Q визначається через стрибки вектора переміщень на тріщині. Для забезпечення умови однозначності переміщень необхідно, щоби $\int_L Q ds = 0$ на кожній з тріщин.

Підставивши потенціали (2) в умову для знаходження вектора напружень на берегах тріщини при zєL**,** отримано інтегральне рівняння для визначення функції Q. Для чисельного розв'язування цього рівняння використано метод механічних квадратур. Вводиться параметричний опис тріщини у вигляді $x = \alpha(\xi)$, $y = \beta(\xi)$, $-1 \le \xi \le 1$. Після заміни змінних та введення зображення $Q = U(\xi)/\sqrt{1-\xi^2}$, для знаходження нової функції отримано систему алгебраїчних рівнянь вигляду

$$\sum_{n=1}^{M} A_n s_n' \left(U_n \alpha_{\nu n} + \overline{U_n} \beta_{\nu n} \right) = q_\nu - q_\nu^{(c)}, \nu = 1,\ldots,\text{N-1}, \quad (3)$$

де $\alpha_{\nu n} = \frac{q_{\nu n}^{(1,0)} - i q_{\nu n}^{(0,1)}}{2}$, $\beta_{\nu n} = \frac{q_{\nu n}^{(1,0)} + i q_{\nu n}^{(0,1)}}{2}$, $U_n = U(\xi_n)$; $\xi_n = -\cos\left(\pi_N (n-1)\right)$,

$\pi_N = \pi/(N-1)$; $A_n = \pi_N$, при $n \ne 1, n \ne N$; $A_1 = A_N = 0{,}5\pi_N$; N - вибрана кількість вузлових точок, $q_\nu = q_T(z_\nu)$. Тут $q_{\nu n}^{(1,0)}$, $q_{\nu n}^{(0,1)}$ - вектори зусиль на контурі L, що відповідають комплексним потенціалам $\Phi_S(z), \Psi_S(z)$ в точці $z = z_\nu$ при $t = t_n$ на площинці, що нахилена під кутом θ_ν до вісі Ox, які визначаються за формулами

$q_{\nu n}^{(1,0)} = q(z_\nu, t_n, \theta_\nu)$, при A_0=1 ; $q_{\nu n}^{(0,1)} = q(z_\nu, t_n, \theta_\nu)$, при A_0=i,

$q_\nu^{(c)}$ - вектор напружень в точці z_ν, який відповідає потенціалам $\Phi_c(z)$, $\Psi_c(z)$,

де $z_\nu = g(\tau_\nu)$, $t_n = g(\xi_n)$, $\tau_\nu = -\cos[\pi_N(\nu - 0{,}5)]$, $g(\xi) = \alpha(\xi) + i\beta(\xi)$,

$$q(z,t,\theta) = \Phi_S(z;t,1) + \overline{\Phi_S(z;t,1)} + \exp(-2i\theta)\left[\bar{z}\Phi_S'(z;t,1) + \Psi_S(z;t,1)\right].$$

Після розв'язування СЛАР КІН визначаються через значення U за формулами $K_I^{\pm} - iK_{II}^{\pm} = \mp 2\pi\sqrt{\pi}\left|g'(\pm 1)\right|U(\pm 1)$, де $U(1) = U_N$, $U(-1) = U_1$, знак (-) відповідає лівій вершині (А), а (+) – правій (В).

Таким чином, для чисельної реалізації запропонованої методики достатньо розробити алгоритм визначення вектора напружень у довільних точках пластинки, що відповідає введеним розв`язкам типу Гріна. Застосовуючи розроблений алгоритм, до задачі, що виникає на кроці, визначаємо значення КІН у вершинах тріщини A_n і B_n, які позначимо через $K_{I,II}^A$, $K_{I,II}^B$ відповідно.

Розв'язування третьої задачі в запропонованому алгоритмі - визначення форми тріщини в кінці n – го кроку, проводилось на основі відомих координат вибраних вище вузлових точок на тріщині на початку кроку, та припущення, що тріщина підростає вздовж прямолінійних відрізків. При цьому виходили з силового критерію руйнування, згідно якого тріщина підростає вздовж прямої, що нахилена під кутом θ до дотичної в її вершині, який визначається за формулою

$$\theta = 2arctg\left[\left(K_I - \sqrt{K_I^2 + 8K_2^2}\right)/4K_{II}\right]. \qquad (4)$$

де K_I, K_{II} – КІН. За допомогою рівняння (4) знаходимо кути нахилу приростів тріщини для обох вершин відносно відповідних дотичних, які позначимо через θ_n^A, θ_n^B.

Відомі в літературі [3] та виконані в роботі розрахунки показують, що в процесі руху при використанні силового критерію біля обох вершин тріщини коефіцієнти $K_{II} \approx 0$. Тобто, можна вважати, що процес руйнування відбувається за механізмом нормального відриву, для якого в літературі записані рівняння для швидкості підростання втомних тріщин вигляду

$$V = F(K_{\max}, K_{\min}, s), \qquad (5)$$

де V– швидкість розповсюдження вершини тріщини, $K_{\max}, K_{\min}$ – рівні найбільшому та найменшому значенням коефіцієнта K_I при циклічних навантаженнях, s –сукупність додаткових параметрів.

Координати вершин тріщини на новому етапі $A_{n+1}(x_{n+1}^A, y_{n+1}^A)$, $B_{n+1}(x_{n+1}^B, y_{n+1}^B)$, та час їх руху знаходимо на основі роботи [1].

Таким чином послідовно встановлюємо вузлові точки на тріщині в кінці n – го кроку, які є одночасно початковими для n+1 – го кроку. Знайдені вузлові точки та кути нахилу дотичних дають можливість за допомогою сплайнів будувати рівняння тріщини, далі знаходити КІН і переходити до знаходження тріщини на наступних етапах.

При розгляді конкретних задач у роботі для опису всієї ДВР використано формулу Яреми і Микитишина

$$\nu = \nu_0\left(\frac{\Delta K_I - \Delta K_{th}}{\Delta K_{fc} - \Delta K_I}\right)^q, \text{ при } \Delta K_{th} \le \Delta K_I < \Delta K_{fc}, \qquad (6)$$

де ΔK_{th}, ΔK_{fc} – відповідно пороговий і критичний розмахи КІН ΔK_I, ν_0 і q – сталі матеріалу.

При прослідковуванні траєкторії тріщини згідно запропонованого підходу необхідно визначати КІН для тріщин, що можуть мати велику кількість зламів. В зв'язку з цим виконано розрахунки КІН для тріщини, точки зламу в якої лежать на дузі кола одиничного радіусу, яка обмежена кутами -45^0 до 315^0. Виберемо на цій дузі рівномірно К+1 вузлових точок. З'єднавши ці точки відрізками прямої отримаємо

ламану, що складається з K відрізків. Для опису цієї ламаної використовувався сплайн так, щоб він практично точно описував тріщину. Крім цього будувався сплайн на основі тільки точок зламу із тими ж кутами нахилу дотичних у вершинах, що і в першої тріщини, якому відповідав гладкий контур. Отримані криві, що відповідають двом сплайнам при K=2, 4, 6, 8, 10, 12 наведені на рис.1. Проведемо тепер розрахунок напружено-деформованого стану (НДС) в пластинці для гладкої або ламаної тріщини, яка перебуває під дією всестороннього розтягу на нескінченності зусиллями p.

В таблиці 1 наведені відносні значення КІН $F_{j,A} = K_{j,A} / p\sqrt{\pi d}$, $j = I, II$, де d – піввідстань між вершинами тріщини. Для кожного з значень K у верхніх рядках наведені дані для ламаної тріщини, а в нижніх – для гладкої тріщини. Із таблиці 1 видно, що незважаючи на достатньо істотну різницю між формами двох тріщин, розраховані КІН для них виявились близькими між собою, якщо кількість зламів була вибрана достатньо великою.

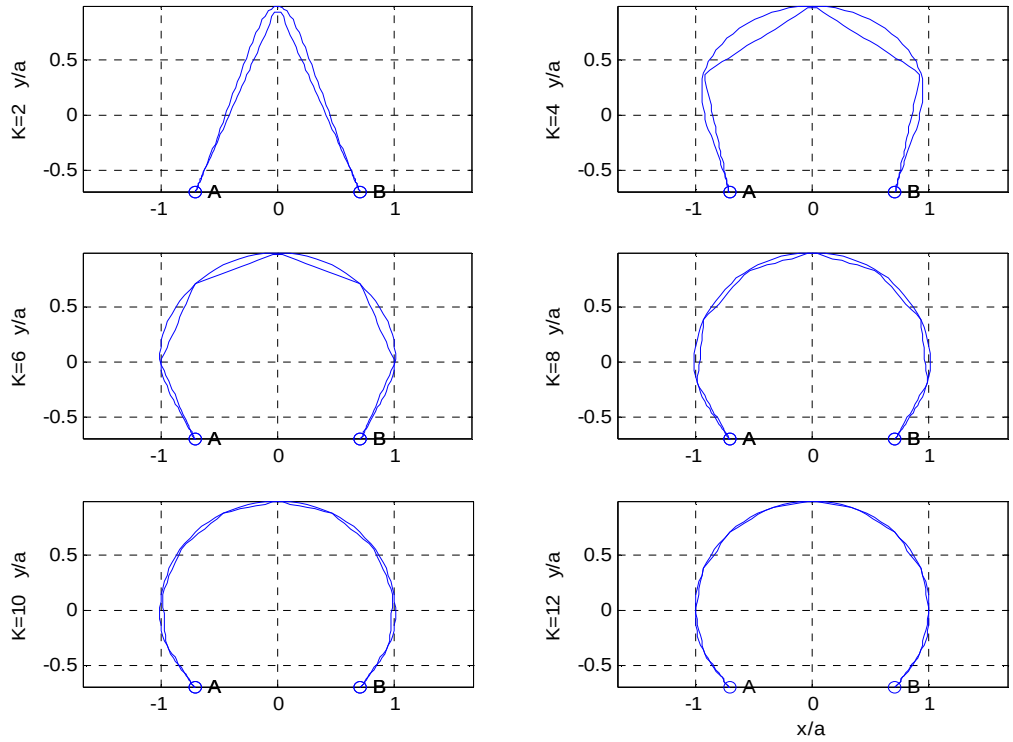


Рис. 1. Вигляд форми ламаної та згладженої тріщин з вузловими точками на дузі кола при $-\pi/4 < \varphi < 5\pi/4$ з 2~12 ланками.

Таблиця 1. Значення безрозмірних КІН для ламаної (верхні рядки) та гладкої (нижні рядки) тріщин.

K	2	4	6	8	10	12
$F_{I,A}$	0.1459	-0.2331	-0.3115	-0.3378	-0.3491	-0.3513
	0.1490	-0.2326	-0.3095	-0.3360	-0.3480	-0.3544
$F_{II,A}$	-0.6333	-0.3114	-0.1953	-0.1420	-0.1138	-0.0930
	-0.6243	-0.2825	-0.1741	-0.1269	-0.1016	-0.0861

Таким чином встановлено, що при розрахунках КІН з тріщинами складної геометрії достатньо забезпечити близькість форми тріщин тільки в околі їх вершин, що істотно спрощує реалізацію методу прослідковування.

Приклади розрахунку траєкторій та швидкості поширення втомних тріщин в пластинках різної форми.

Викладений підхід дозволяє побудувати програми для ЕОМ універсального характеру в тому сенсі, що для розгляду нового класу задач достатньо скласти окрему процедуру для обчислення відповідного розв`язку типу Гріна при незмінних всіх інших підпрограмах. При цьому такі програми вимагають мінімального часу роботи ЕОМ, оскільки граничні умови на границі пластинки задовольняються автоматично. Таким чином складені програми для дослідження пластинок різної форми. Наведемо результати розрахунків для деяких класів задач.

Розглянемо смугу $-H < y < 0$ з прямолінійною, паралельною границям тріщиною півдовжиною a, центр якої розміщений в точці $(0,-0.4H)$, коли сили прикладені в точках границі $(0.2H,0),(0.2H,-H)$ відповідно. Результати розрахунків при 60 кроках в методі прослідковування, a/H=0.2, H=1 м, P/H=10 Мпа наведені на рис. 2. Тут наверху наведено траєкторії руху вершин тріщини, причому міткам 0,1,2,3,4 відповідають значення початкового та 15, 30, 45 і 60 –их кроків. На середньому графіку зображено кількість циклів (τ), які необхідні для поширення тріщини залежно від кроку. На останньому графіку наведено значення КІН K_I залежно від кроку.

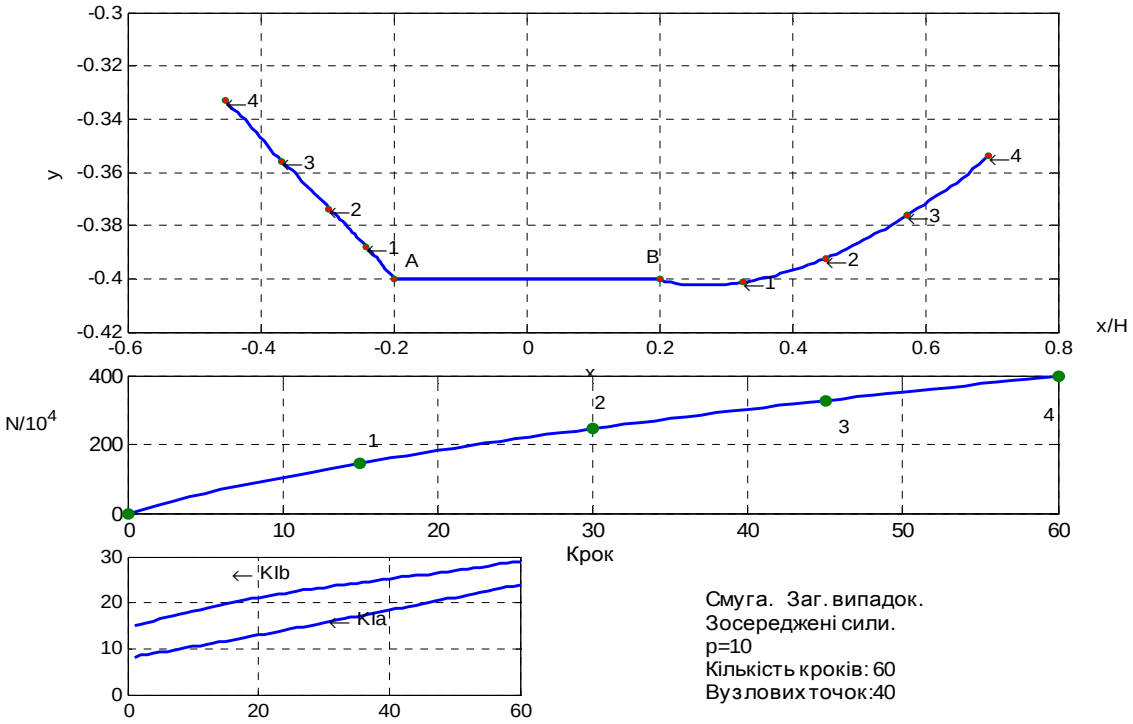


Рис. 2. Підростання втомної тріщини в смузі при несиметричному навантаженні зосередженими силами.

З верхнього рисунка бачимо, що права вершина спочатку віддаляється від ближчої до неї сили, а далі змінює напрямок руху.

Дослідимо вплив отвору на поширення втомних тріщин. Розрахунки проведені для випадку пластинки з круговим отвором з радіусом a=1 м та тріщиною півдовжиною 0.3 a розміщеною паралельною до вісі Ox з центром в точці $(-0.1a,-1.7a)$, пластинка перебуває в умовах всестороннього розтягу зусиллями p=10 МПа, результати яких подано на рис. 3.

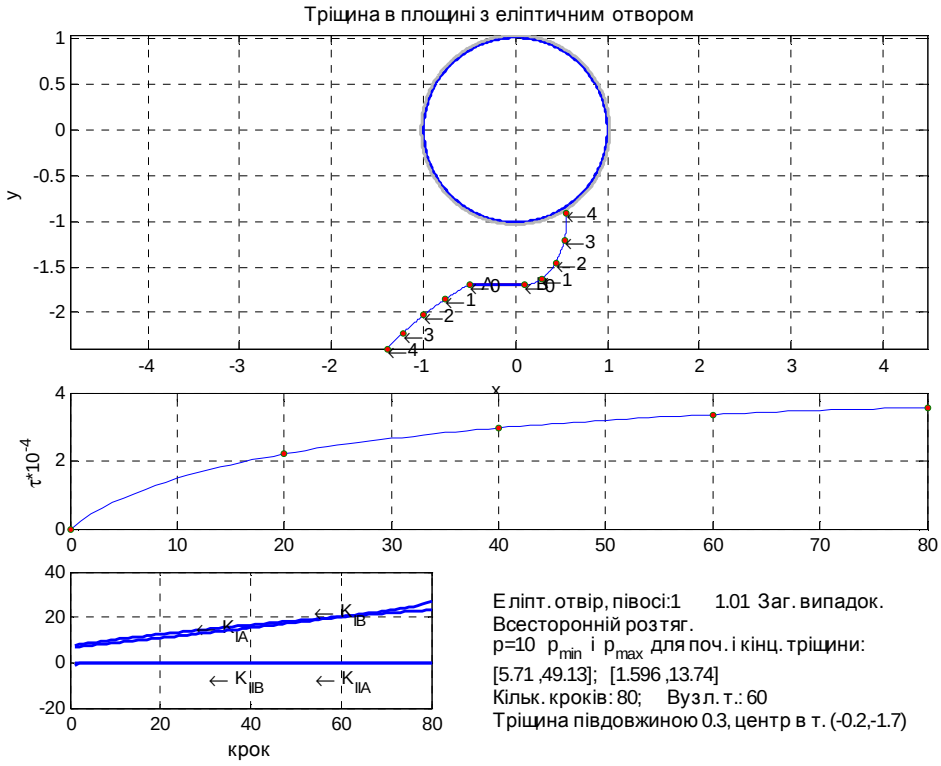


Рис. 3. Прямолінійна горизонтальна зсунута тріщина біля кругового отвору при всесторонньому розтязі.

Видно, що навіть незначна несиметрія істотно впливає на процес руйнування. Так, ближча до отвору вершина тріщина швидко наближається до границі отвору, а протилежна – віддаляється.

Висновки

Розвинено підхід до знаходження форми тріщин та швидкості розповсюдження вершин тріщини залежно від кількості циклів навантаження, що ґрунтується на методі прослідковування, методі інтегральних рівнянь і розв'язках типу Гріна. Досліджено вплив величини та напрямків дії зовнішнього розподіленого навантаження або зосереджених сил, розміщення, форми початкових тріщин і границь на траєкторії розповсюдження тріщин та розраховано швидкості їх руху.

Література

1. Максимович Я.В., Шваб'юк В.І. Розрахунок криволінійних і ламаних траєкторій квазістатичного підростання тріщин в пластинках. Наукові нотатки: Міжвузівський збірник (за напрямом "Інженерна механіка"). –Луцьк: Луцький держ. технічний ун-тет-2004,- Вип. 14-С.176-186.
2. Панасюк В.В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. – К.: Наук. думка, 1991. – 416 с.
3. Саврук М.П., Осив П.Н., Прокопчук И.В. Численный анализ в плоских задачах теории трещин. – К.: Наук.думка, 1989. – 248 с.

УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ТОРМОЗНОГО БАРАБАНА АВТОМОБИЛЯ

Ш.Г. Гейдаров

FATIGUE FRACTURE OF THE BRAKE DRUM OF A CAR

Sh.G. Heidarov

Азербайджанский технический университет, Азербайджан

Abstract The problem of fatigue fracture mechanics for a drum of brake system of the car has been considered. It is assumed that at multifold braking the fatigue fracture of materials caused by a contact interaction and accompanied by action temperature takes place with friction. It is considered that there are cracks near the surface of the brake drum, contact. By the methods of analytical functions theory the problem considered is reduced to the system of singular integral equations and to the infinite system of linear algebraic equations. The procedure of defining stress-intensity factors is shown. It is investigated kinetics of fatique cracks of materials brake drum. Calculation of the period subcritical growth of fatique crack is carried out. In the calculations the function describing the ronghness of the drum surface has been assumed to be a stationary random function with a zero average value and known dispersion.

Введение. При повторно-кратковременном режиме торможения автомобиля тормозной барабан и фрикционная накладка испытывают многократное циклическое нагружение. Поэтому барабан и накладка должны иметь достаточное сопротивление усталостному разрушению при циклических воздействиях.

В связи с этим исследование кинетики усталостного разрушения и расчет периода докритического роста усталостной трещины имеют большое практическое значение, так как позволяют прогнозировать долговечность фрикционной пары в заданных условиях эксплуатации и открывают новые возможности по оптимизации работоспособности тормозной системы автомобиля.

Фрикционная пара барабан – фрикционная накладка работает в условиях сложного напряженного состояния. На пятнах фактического касания происходит сильный нагрев в тонких приповерхностных слоях, что служит причиной образования прижогов, термических пятен и очагов микротрещин.

Расчетная модель. Рассмотрим напряженно-деформированное состояние в барабане при торможении автомобиля. Барабан ослаблен N_0 произвольно размещенными прямолинейными трещинами длиной $2\ell_k$ (k = 1, 2, ..., N_0). В центрах трещин разместим начала локальных систем координат $x_kO_ky_k$, оси x_k которых совпадают с линиями трещин и образуют углы α_k с осью x. Считаем, что внутренний контур барабана близок к круговому. Как известно, реальная поверхность барабана никогда не бывает абсолютно гладкой, а всегда имеет неровности, являющиеся неизбежным следствием процесса обработки. Несмотря на исключительно малые размеры неровностей, проявляющихся в виде шероховатости поверхности, роль их в трении, износе и разрушении очень велика.

Отнесем барабан к полярной системе координат $r\theta$, выбрав начало координат в центре концентрических дуг окружностей L_0 и L с радиусами R_0 и R. Рассмотрим некоторую реализацию шероховатой внутренней поверхности барабана. Считается, что выполняются условия плоской деформации.

Представим границу внутреннего контура L_0' барабана в виде $r = \rho(\theta) = R_0 + \varepsilon H(\theta)$, где $H(\theta) = \sum_{k=0}^{\infty}\left(a_k^0 \cos k\theta + b_k^0 \sin k\theta\right)$; $\varepsilon = R_{z\max}/R_0$ – малый

параметр; $R_{z\max}$ – наибольшая высота выступа неровности внутренней поверхности барабана.

Граничные условия на внутреннем и внешнем контурах барабана и берегах трещин имеют вид:

$$\sigma_n = -g(\theta); \quad \tau_{nt} = -fg(\theta) \quad \text{при} \quad r = \rho(\theta) \quad \text{на контактной площадке} \qquad (1)$$

$$\sigma_n = 0; \qquad \tau_{nt} = 0 \qquad \text{при} \quad r = \rho(\theta) \quad \text{вне площадки контакта}$$

$$\sigma_r = 0; \qquad \tau_{r\theta} = 0 \quad \text{при} \quad r = R$$

на берегах трещин:

$$\sigma_n - i\tau_{nt} = 0 \qquad (2)$$

В (1) принято, что в зоне контакта, кроме давления $g(\theta)$, действует касательное напряжение, связанное с контактным давлением по закону Кулона. Здесь σ_r, σ_θ, $\tau_{r\theta}$ – компоненты тензора напряжений; f – коэффициент трения.

Формально считаем, что контактное давление $g(\theta)$, определяемое из решения контактной задачи о вдавливании накладки в барабан, нам известно [1].

При разработке расчетной методики принимаем следующие общепринятые предположения при оценке усталостной прочности:

1. Размер области пластических деформаций у вершины трещины значительно меньше ее размеров, что позволяет решать поставленную задачу в рамках механики хрупкого разрушения (уровень напряженно-деформированного состояния определяется коэффициентами интенсивности напряжений K_I, K_{II}).

2. Приложенные к барабану нагрузки циклически изменяются во времени, причем частота нагружения не слишком высокая и инерционными эффектами можно пренебречь.

3. Распространение трещины определяется максимальным коэффициентом интенсивности растягивающих напряжений K_p. Трещина будет расти в пределах одного (торможения) цикла нагружения под углом β к своей оси вдоль площадки, на которой возникают максимальные растягивающие напряжения.

4. При проведении расчетов под длиной ℓ понимается эффективная глубина трещины в барабане, равная проекции истинной ее глубины на нормаль к внутренней поверхности барабана.

5. Скорость роста трещины $\upsilon = d\ell/dN$ описывается по модифицированной формуле Ли [2]

$$\frac{d\ell}{dN} = A\left[K_{p_{\max}}(1-R_*)^n - K_{th}\right]^m, \qquad (3)$$

где величины β и K_p определяются по формулам [3, 4]

$$\beta = 2arctg\left[\left(1-\sqrt{1+8k^2}\right)\Big/4k\right], \qquad (4)$$

$$K_p = \cos^2\frac{\beta}{2}\left(K_I\cos\beta/2 - 3K_{II}\sin\beta/2\right); \qquad k = \frac{K_{II}}{K_I}; \qquad K_I > 0;$$

$K_{p_{\max}}$ - максимальное значение K_p; K_{th} - пороговый коэффициент интенсивности напряжений при циклическом нагружении (порог усталости); R_* - коэффициент асимметрии цикла; A, m, n - характеристики материала, устанавливающиеся на основании эксперимента.

Определение коэффициентов интенсивности напряжений.

Задача определения температуры в тормозном барабане рассмотрена нами в [5]. Для распределения избыточной температуры имеем

$$t = t^{(0)} + \varepsilon t^{(1)} + \cdots; \qquad (5)$$

$$t^{(0)}(r,\theta)=\sum_{n=0}^{\infty}\left[F_n^{(0)}(r)\cos n\theta+M_n^{(0)}(r)\sin n\theta\right]=\sum_{k=-\infty}^{\infty}t_k^{(0)}e^{ik\theta};$$

$$t^{(1)}(r,\theta)=\sum_{n=0}^{\infty}\left[F_n^{(1)}(r)\cos n\theta+M_n^{(1)}(r)\sin n\theta\right]=\sum_{k=-\infty}^{\infty}t_k^{(1)}e^{ik\theta};$$

Здесь функции $F_n^{(0)}(r)$, $M_n^{(0)}(r)$, $F_n^{(1)}(r)$ и $M_n^{(1)}(r)$ в виду громоздкости не приводятся.

Напряжения и перемещения ищем [6] в виде разложений по малому параметру.

Граничные условия задачи в нулевом приближении имеют вид

$\sigma_r^{(0)}=-g^{(0)}(\theta);\quad \tau_{r\theta}^{(0)}=-fg^{(0)}(\theta)$ при $r=R_0$ на площадке контакта (6)

$\sigma_r^{(0)}=0;\quad \tau_{r\theta}^{(0)}=0$ при $r=R_0$ вне площадки контакта

$\sigma_r^{(0)}=0;\quad \tau_{r\theta}^{(0)}=0$ при $r=R$

на берегах трещин:

$$\sigma_n^{(0)+}-i\tau_{nt}^{(0)+}=\sigma_n^{(0)-}-i\tau_{nt}^{(0)-}=0 \qquad |x_n|\le \ell_n \qquad (n=1,2,...,N_0) \tag{7}$$

Для первого приближения

$\sigma_r^{(1)}=N-g^{(1)}(\theta);\ \tau_{r\theta}^{(1)}=T-fg^{(1)}(\theta)$ при $r=R_0$ на площадке контакта (8)

$\sigma_r^{(1)}=N;\quad \tau_{r\theta}^{(1)}=T$ при $r=R_0$ вне площадки контакта

$\sigma_r^{(1)}=0;\quad \tau_{r\theta}^{(1)}=0$ при $r=R$

$\sigma_n^{(1)+}-i\tau_{nt}^{(1)+}=\sigma_n^{(1)-}-i\tau_{nt}^{(1)-}=0$ на берегах трещин (9)

Здесь $N=-H(\theta)\dfrac{\partial\sigma_r^{(0)}}{\partial r}+2\tau_{r\theta}^{(0)}\cdot\dfrac{1}{R_0}\dfrac{dH(\theta)}{d\theta}$ при $r=R_0$

$$T=(\sigma_\theta^{(0)}-\sigma_r^{(0)})\cdot\frac{1}{R_0}\frac{dH(\theta)}{d\theta}-H(\theta)\frac{\partial\tau_{r\theta}^{(0)}}{\partial r}.$$

Согласно методу возмущений коэффициенты интенсивности напряжений для окрестности кончика трещины ищутся в виде

$$K_I=K_I^{(0)}+\varepsilon K_I^{(1)}+...;\quad K_{II}=K_{II}^{(0)}+\varepsilon K_{II}^{(1)}+...;$$

Здесь $K_I^{(0)}, K_{II}^{(0)}$ - коэффициенты интенсивности напряжений для нулевого приближения, а $K_I^{(1)}, K_{II}^{(1)}$ - соответственно для первого приближения.

Для получения решения задачи термоупругости в каждом приближении используем термоупругий потенциал перемещений [7].

В рассматриваемой задаче термоупругий потенциал перемещений определяется уравнениями

$$\Delta F^{(0)}=\frac{1+\mu}{1-\mu}\alpha t^{(0)};\qquad \Delta F^{(1)}=\frac{1+\mu}{1-\mu}\alpha t^{(1)}, \tag{10}$$

где μ - коэффициент Пуассона материала барабана; α - коэффициент линейного температурного расширения.

Решение уравнений (10) ищется методом разделения переменных.

$$F^{(i)}=\sum_{n=0}^{\infty}\left[F_n^{(i)}\cos n\theta+F_n^{*(i)}\sin n\theta\right];\qquad (i=0,1)$$

Для функций $F_n^{(i)}$, $F_n^{*(i)}$ получаем обыкновенные дифференциальные уравнения, частные решения которых отыскиваются методом вариации постоянных [6].

По известным формулам (1.32) [7] вычисляем соответствующие напряжения $\overline{\sigma}_r^{(0)}$, $\overline{\sigma}_\theta^{(0)}$, $\overline{\tau}_{r\theta}^{(0)}$ и компоненты перемещений $\overline{v}_r^{(0)}, \overline{v}_\theta^{(0)}$ в нулевом приближении.

Найденные напряжения и перемещения не удовлетворяют граничным условиям (6)-(7). Поэтому необходимо найти второе напряженно-деформированное состояние $\overline{\overline{\sigma}}_r^{(0)}$, $\overline{\overline{\sigma}}_\theta^{(0)}$, $\overline{\overline{\tau}}_{r\theta}^{(0)}$, $\overline{\overline{v}}_r^{(0)}$ и $\overline{\overline{v}}_\theta^{(0)}$.

Граничные условия задачи для отыскания второго напряженно-деформированного состояния примут в нулевом приближении следующий вид

$$\overline{\overline{\sigma}}_r^{(0)} = -g^{(0)}(\theta) - \overline{\sigma}_r^{(0)}; \quad \overline{\overline{\tau}}_{r\theta}^{(0)} = -fg^{(0)}(\theta) - \overline{\tau}_{r\theta}^{(0)} \text{ при } r = R_0 \text{ на площадке контакта} \quad (11)$$

$$\overline{\overline{\sigma}}_r^{(0)} = -\overline{\sigma}_r^{(0)}; \qquad \overline{\overline{\tau}}_{r\theta}^{(0)} = -\overline{\tau}_{r\theta}^{(0)} \quad \text{вне площадки контакта}$$

$$\overline{\overline{\sigma}}_r^{(0)} = -\overline{\sigma}_r^{(0)}; \qquad \overline{\overline{\tau}}_{r\theta}^{(0)} = -\overline{\tau}_{r\theta}^{(0)} \qquad \text{при } r = R$$

на берегах трещин

$$\overline{\overline{\sigma}}_n^{(0)} - i\overline{\overline{\tau}}_{nt}^{(0)} = -\left(\overline{\sigma}_n^{(0)} - i\overline{\tau}_{nt}^{(0)}\right) \quad \text{при} \quad |x_n| \le \ell_n \quad (n = 1, 2, \ldots, N_0) \quad (12)$$

Комплексные потенциалы, описывающие второе напряженно-деформированное состояние ищем в виде [8, 9]

$$\Phi^{(0)}(z) = \Phi_0^{(0)}(z) + \Phi_1^{(0)}(z) + \Phi_2^{(0)}(z); \quad \Psi^{(0)}(z) = \Psi_0^{(0)}(z) + \Psi_1^{(0)}(z) + \Psi_2^{(0)}(z). \quad (13)$$

Здесь $\Phi_0^{(0)}(z) = \sum_{k=-\infty}^{\infty} a_k z^k$; $\Psi_0^{(0)}(z) = \sum_{k=-\infty}^{\infty} a_k' z^k$;

$$\Phi_1^{(0)}(z) = \frac{1}{2\pi}\sum_{k=1}^{N_0}\int_{-\ell_k}^{\ell_k}\frac{g_k^{(0)}(t)\,dt}{t - z_k}; \quad \Psi_1^{(0)}(z) = \frac{1}{2\pi}\sum_{k=1}^{N_0} e^{-2i\alpha_k}\int_{-\ell_k}^{\ell_k}\left[\frac{\overline{g_k^{(0)}(t)}}{t - z_k} - \frac{\overline{T}_k e^{i\alpha_k}}{(t - z_k)^2} g_k^{(0)}(t)\right]dt;$$

$$\Phi_2^{(0)}(z) = \frac{1}{2\pi}\sum_{k=1}^{N_0}\int_{-\ell_k}^{\ell_k}\left[\left(-\frac{1}{z} - \frac{\overline{T}_k}{1 - z\overline{T}_k}\right)e^{i\alpha_k} g_k^{(0)}(t) + \overline{g_k^{(0)}(t)} e^{-i\alpha_k}\frac{1 - T_k\overline{T}_k}{\overline{T}_k(1 - z\overline{T}_k)^2}\right]dt;$$

$$\Psi_2^{(0)}(z) = \frac{1}{2\pi z}\sum_{k=1}^{N_0}\int_{-\ell_k}^{\ell_k}\left\{g_k^{(0)}(t)e^{i\alpha_k}\left[\frac{1}{zT_k} - \frac{2}{z^2} - \frac{\overline{T}_k}{z(1 - z\overline{T}_k)} + \frac{\overline{T}_k^2}{(1 - z\overline{T}_k)^2}\right] + \right.$$

$$\left. + \overline{g_k^{(0)}(t)} e^{-i\alpha_k}\left[\frac{1 - T_k\overline{T}_k}{z\overline{T}_k(1 - z\overline{T}_k)^2} - \frac{1}{1 - zT_k} - \frac{2(1 - T_k\overline{T}_k)}{(1 - z\overline{T}_k)^3}\right]\right\}dt.$$

Сумма (13) комплексных потенциалов описывает второе напряженно-деформированное состояние тормозного барабана с условиями (6) и заданными на N_0 отрезках разрывами смещений $g_k(x_k)$ ($k = 1, 2, \ldots, N_0$).

Удовлетворяя функциями (13) граничным условиям (6) на берегах трещин, получим систему N_0 сингулярных интегральных уравнений относительно неизвестных функций $g_k(x_k)$:

$$\sum_{k=1}^{N_0}\int_{-\ell_k}^{\ell_k}\left[R_{nk}(t,x)g_k^{(0)}(t) + S_{nk}(t,x)\overline{g_k^{(0)}(t)}\right]dt = \pi f_n^0(x) \quad (14)$$

$$f_n^0(x) = -\left(\overline{\sigma}_n^{(0)} - i\overline{\tau}_{nt}^{(0)}\right) - \left[\Phi_0^{(0)}(x) + \overline{\Phi_0^{(0)}(x)} + x\overline{\Phi_0^{(0)'}(x)} + \overline{\Psi_0^{(0)}(x)}\right]$$

Здесь переменные x, t, z_n^0 и ℓ_n - безразмерные величины, отнесенные к R_0; R_{nk}, S_{nk} определяются по соотношениям (VI.61) книги [9].

К системе сингулярных интегральных уравнений для внутренних трещин следует добавить дополнительные соотношения

$$\int_{-\ell_k}^{\ell_k} g_k^{(0)}(t)dt = 0 \qquad (k = 1, 2, \ldots, N_0) \quad (15)$$

Удовлетворяя краевым условиям (5), записанным через комплексные потенциалы функциями (13), получаем после некоторых преобразований бесконечную линейную систему алгебраических уравнений относительно коэффициентов a_k и a_k' потенциалов $\Phi_0^{(0)}(z)$ и $\Psi_0^{(0)}(z)$. Ввиду громоздкости система алгебраических уравнений не приводится.

В правую часть этой системы входят интегралы от искомых функций $g_k^{(0)}(x_k)$. Таким образом, система сингулярных интегральных уравнений и система алгебраических уравнений относительно a_k, a_k' связаны между собой и должны решаться совместно.

Применяя метод механических квадратур [9, 10] система сингулярных интегральных уравнений (14) с дополнительными условиями (15) сводится к системе $N_0 \times M$ линейных алгебраических уравнений относительно значений искомых функций в чебышевских узлах.

После решения объединенной алгебраической системы методом Гаусса с выбором главного элемента вычислялись коэффициенты интенсивности напряжений в нулевом приближении. На основе полученного решения находим компоненты напряжений в барабане в нулевом приближении.

$$\sigma_r^{(0)} = \overline{\sigma}_r^{(0)} + \overline{\overline{\sigma}}_r^{(0)}; \qquad \sigma_\theta^{(0)} = \overline{\sigma}_\theta^{(0)} + \overline{\overline{\sigma}}_\theta^{(0)}; \qquad \tau_{r\theta}^{(0)} = \overline{\tau}_{r\theta}^{(0)} + \overline{\overline{\tau}}_{r\theta}^{(0)}$$

При $r = R_0$ находим функции N и T. С помощью термоупругого потенциала $F^{(1)}(r,\theta)$ по известным формулам [7] находим соответствующие напряжения $\overline{\sigma}_r^{(1)}$, $\overline{\sigma}_\theta^{(1)}$, $\overline{\tau}_{r\theta}^{(1)}$ и компоненты перемещений $\overline{\upsilon}_r^{(1)}$, $\overline{\upsilon}_\theta^{(1)}$ в первом приближении. Найденные напряжения не удовлетворяют граничным условиям (8)-(9). Поэтому необходимо найти второе напряженное деформированное состояние $\overline{\overline{\sigma}}_r^{(1)}, \overline{\overline{\sigma}}_\theta^{(1)}, \overline{\overline{\tau}}_{r\theta}^{(1)}$ $\overline{\overline{\upsilon}}_r^{(1)}$ и $\overline{\overline{\upsilon}}_\theta^{(1)}$. Граничные условия задачи для отыскания второго напряженно-деформированного состояния с помощью формул Колосова-Мусхелишвили можно записать в виде краевых задач для отыскания комплексных потенциалов $\Phi^{(1)}(z)$ и $\Psi^{(1)}(z)$. Комплексные потенциалы $\Phi^{(1)}(z)$ и $\Psi^{(1)}(z)$ ищутся в виде аналогичном (13) с очевидными изменениями.

Дальнейший ход решения такой же как в нулевом приближении.

Расчет долговечности. Для определения долговечности N_g тормозного барабана кроме кинетики роста усталостной трещины необходимо еще знать ее критический размер ℓ_*, при достижение которого наступит предельно-равновесное состояние барабана. Из критерия разрушения $K_{p_{\max}} = K_{fc}$ находим уравнение для определения критического размера ℓ_* трещины

$$\cos^2\frac{\beta}{2}\left(K_I(\ell_*)\cos\frac{\beta}{2} - 3K_{II}(\ell_*)\sin\frac{\beta}{2}\right) = K_{fc} \tag{16}$$

где K_{fc} - критический коэффициент интенсивности напряжений при циклическом нагружении (циклическая вязкость разрушения).

Для определения долговечности тормозного барабана следует проинтегрировать дифференциальное уравнение (3) при начальном условии: $N = 0$ при $\ell = \ell_0$, где ℓ_0 - начальный размер дефекта типа трещины, определяемый методами неразрушающего контроля.

Для определения долговечности тормозного барабана получаем следующую формулу

$$N_g = \int_{\ell_0}^{\ell_*} A^{-1}\left[K_{p_{\max}}(1-R_*)^n - K_{th}\right]^{-m} d\ell \tag{17}$$

Расчет проводился с заданными шагами по фактической глубине трещины. Для этого задаем начальную глубину трещины ℓ_0 и шаг расчета $\Delta\ell$. При выбранной ℓ_0 по формуле (4) рассчитываем для начального цикла величины $K_{p_{\max}}$ и $K_{p_{\min}}$. По формуле (17) определяем приращение циклов торможения (нагружения) ΔN_1. Находим новую эффективную длину трещины $\ell_1 = \ell_0 + \Delta\ell \cdot \cos\beta$. Затем расчет повторяем для второго шага, третьего и т.д. до тех пор, пока коэффициент интенсивности напряжений $K_{p_{\max}}$ не

окажется равным K_{fc} или длина трещины не станет равной критическому значению ℓ_*. По найденным величинам числа циклов торможения до разрушения барабана находим долговечность

$$N_g = \sum_{i=1}^{M} \Delta N_i ; \qquad M = \frac{\ell_* - \ell_0}{\Delta \ell};$$

Расчеты проводились применительно к тормозному механизму грузового автомобиля КамАЗ – 5320.

В расчетах на основе опытных данных [2, 11] было принято:

ℓ_0 = 0,25 мм; $A = 2{,}8 \cdot 10^{-7} \left(МПа\sqrt{м}\right)^{-m}$ м/цикл; m = 2,35; n = 0,9

$K_{fc} = 32\ МПа\sqrt{м}$; K_{th} =7,0 $МПа\sqrt{м}$,

а скорость начала торможения автомобиля считалась V = 11,111 м/сек.

На основании таких расчетов можно найти период безопасной эксплуатации барабана тормозного механизма автомобиля (ее остаточный ресурс) при наличии дефекта заданной формы и размера

$$t_* = \frac{N_g}{t_T},$$

где t_T - средняя частота циклических нагрузок (торможения) в условиях эксплуатации автомобиля. Используя статистические данные о среднем количестве торможений на 1000 км пробега, можно определить срок службы (пробег автомобиля) барабана.

Результаты расчетов для барабана представлены на рисунке.

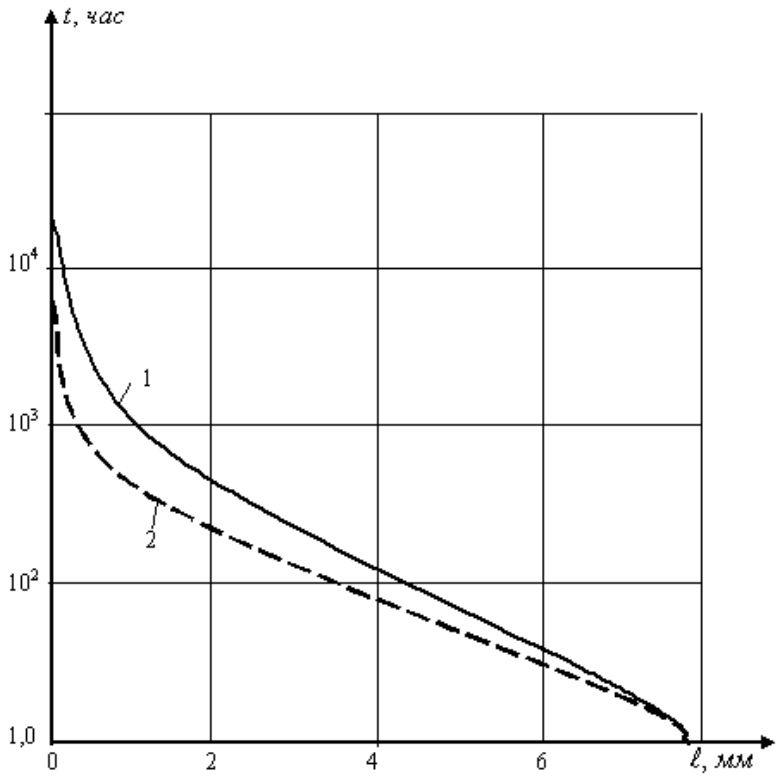


Рис. 1. Зависимость остаточного ресурса от начального размера трещины: 1 – для гладкого контура; 2- для шероховатого контура

Такие расчеты позволяют определять допустимую начальную длину трещины, которая обеспечивала бы заданный ресурс работы автомобиля. Так как тормозной барабан и накладка работают в условиях многоциклового нагружения, то консервативную оценку допустимых размеров трещин можно дать, исходя

непосредственно из условия нераспространения усталостных трещин в рабочем режиме циклического нагружения

$K_{p\max} \le K_{th}$.

Численное исследование роста усталостной трещины показывает, что при небольшом числе циклов нагружения трещина имеет тенденцию к развитию параллельно контактной поверхности на небольшой глубине. С повышением контактного давления на поверхности трения усталостное сопротивление уменьшается. При большом числе циклов нагружения трещина растет в глубину вдоль радиального направления.

Расчет скорости усталостной трещины (3) показывает, что более короткие усталостные трещины растут более быстро. Для роста усталостных трещин можно выделить две стадии. На первой стадии в интервале коротких трещин наблюдаются максимум и минимум скорости роста от длины трещины. Для второй стадии зависимость скорости роста трещины монотонна. На первой стадии проявляется снижение скорости роста трещин при высоких контактных давлениях. Это объясняется, по-видимому, тем, что, начиная с некоторого значения контактного давления, сжимающие напряжения преобладают над растягивающими, и трещина стремится закрыться.

Литература

1. Гейдаров Ш.Г. Ударное взаимодействие фрикционной накладки и барабана при торможении автомобиля // Сб. статей: Динамика и прочность механических систем. Баку: Элм, 1998. с. 3-16.
2. Endo K., Goto H. Initiation and propagation of fretting fatigue cracks // Wear, 1976, v. 38. p. 311-324.
3. Панасюк В.В. Предельное равновесие хрупких тел с трещинами. – Киев: Наукова думка, 1968. – 248 с.
4. Cherepanov G.P. Mechanics of brittle fracture. –N.-Y. Mc Graw Hill, 1979. – 950 p.
5. Гейдаров Ш.Г. Метод расчета температуры фрикционной накладки при торможении автомобиля // Сб. статей: Динамика и прочность механических систем. Баку: Элм, 1998. с. 52 – 62.
6. Гейдаров Ш.Г. Напряженно-деформированное состояние в тормозном барабане при торможении автомобиля // Сб. статей: Динамика и прочность механических систем. Баку: Элм, 1997. с. 5-12.
7. Паркус Г. Неустановившиеся температурные напряжения. –М.: Физматлит, 1963. – 252 с.
8. Мусхелишвили Н.И. Основные задачи математической теории упругости. – М.: Наука, 1966. – 707 с.
9. Панасюк В.В., Саврук М.П., Дацышин А.П. Распределение напряжений около трещин в пластинах и оболочках. – Киев: Наукова думка, 1976. – 443 с.
10. Мирсалимов В.М. Неодномерные упругопластические задачи. – М.: Наука, 1987. – 256 с.
11. Миллер К. Ползучесть и разрушение. –М.: Металлургия. 1986. – 120 с.

ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛИШКОВОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ ТОНКОСТІННИХ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ В УМОВАХ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ ПОВЗУЧОСТІ

О.Є. Андрейків, Н.Б. Сас

DETERMINATION OF THE RESIDUAL LIFE TIME OF THIN-WALLED STRUCTURAL ELEMENTS UNDER HIGH TEMPERATURE CREEP

O.E. Andreykiv, N.B. Sas

Львівський національний університет імені Івана Франка, Україна

Abstract. A calculation model for evaluation of sub critical crack propagation high-temperature creep in metallic plates is proposed. The model is based on the first low of thermodynamics on energy balance and the balance of energy change velocity in a metallic plate, containing a macro crack and subjected to long-term static loading tension under high-temperature field effect, thus providing the process of stable creep in the process zone near the crack tip. On the basis of above mentioned the equation with original and final conditions are obtained that composed the mathematical model for determining the sub critical crack growth period under high-temperature creep in metallic plates.

Дослідженню втрати високотемпературної міцності металевих матеріалів, тобто зародженню і поширенню тріщин високотемпературної повзучості в літературі присвячено ще мало робіт. Спроб побудувати теорію поширення тріщин високотемпературної повзучості відомо, в основному, тільки шляхом опису експериментальних даних (див. напр. [1-3]).

В даній роботі зроблена спроба розробити математичну модель для визначення залишкової довговічності тонкостінних елементів конструкцій в умовах високотемпературної повзучості. Суть підходу у формулюванні такої моделі полягає в наступному.

Математична модель для визначення періоду докритичного росту макротріщини в пластині при високотемпературній повзучості

В основу запропонованої моделі покладений перший закон термодинаміки [4] для випадку руйнування пластини з прямолінійною тріщиною довжини l_0 під дією високої температури T_0 і довготривалого статичного навантаження p (рис.1). Пластина нагріта рівномірно до високої температури T_0 (так звана температура повзучості [5]), тріщина макроскопічна, навантаження розтягу p прикладені довільним чином. Треба визначити час $t = t_*$, коли в результаті високотемпературної повзучості тріщина підросте до критичного розміру l_* і пластина зруйнується.

Енергетичний баланс процесу росту тріщини запишемо так

$$Q + A = W + \Gamma + K, \tag{1}$$

де A – робота зовнішніх сил, яку вважаємо постійною; W – енергія деформування тіла, яку подамо в такому вигляді

$$W = W_{sp} + W_{pl}^{(1)}(l,\theta) - W_{pl}^{(2)}(t,\theta), \tag{2}$$

W_{sp} – пружна складова W; $W_{pl}^{(1)}(l,\theta)$ – частина енергії пластичного деформування, що залежить від довжини тріщини l і кута θ між напрямком поширення тріщини (Δl) і віссю абсцис Ox локальної декартової системи координат Oxy; $W_{pl}^{(2)}(t,\theta)$ – частина енергії пластичного деформування, яка затрачена на пластичне деформування при постійній довжині тріщини під час інкубаційного періоду підготовки її стрибка, залежить від часу t і генерується самим тілом; Γ – енергія руйнування тіла, яка залежить тільки від довжини тріщини; $Q=\text{const}$ – величина теплової енергії, яка створена зовнішніми джерелами тепла; K – кінетична енергія, яка в даному випадку буде малою величиною і нею будемо нехтувати.

Оскільки виконується рівняння енергетичного балансу (1), то і буде виконуватися рівняння балансу швидкостей зміни енергії, тобто

$$\frac{\partial A}{\partial t}=\frac{\partial W}{\partial t}+\frac{\partial \Gamma}{\partial t}. \tag{3}$$

Підставляючи (2) в (3), отримаємо

$$\frac{\partial}{\partial l}\left[\Gamma-\left(A-W_{sp}-W_{pl}^{(1)}\right)\right]\frac{dl}{dt}-\frac{\partial W_{pl}^{(2)}}{\partial t}=0. \tag{4}$$

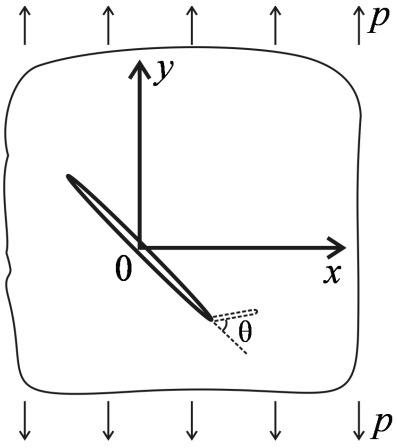


Рис. 1. Схема навантаження пластини з тріщиною.

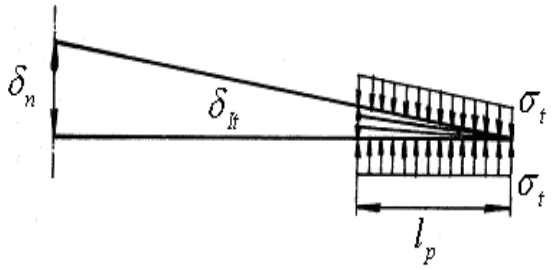


Рис. 2. Схема розкриття вершини тріщини і зони передруйнування біля неї.

Звідси, знайдемо швидкість поширення тріщини повзучості $V=dl/dt$

$$V=\frac{dl}{dt}=\frac{\partial W_{pl}^{(2)}}{\partial t}\Big/\frac{\partial}{\partial l}\left[\Gamma-\left(A-W_{sp}-W_{pl}^{(1)}\right)\right]. \tag{5}$$

На основі результатів робіт [4,6], вираз в квадратних дужках запишемо так:

$$\frac{\partial}{\partial l}\left[\Gamma-\left(A-W_{sp}-W_{pl}^{(1)}\right)\right]=\gamma_f-\gamma_t, \tag{6}$$

де γ_f – питома енергія руйнування при поширенні тріщини повзучості; γ_t –питома енергія пластичного деформування в зоні передруйнування біля вершини тріщини: $\gamma_t=\sigma_t\delta_{It}(0)+\tau_t\delta_{IIt}(0)$; σ_t і τ_t – усереднені нормальні і дотичні напруження в зоні передруйнування; $\delta_{It}(0)$ і $\delta_{IIt}(0)$ – нормальне і дотичне розкриття вершини тріщини.

Підставляючи співвідношення (6) в рівняння (5), отримаємо:

$$V=\frac{\partial W_{pl}^{(2)}}{\partial t}\Big/\left(\gamma_f-\gamma_t\right). \tag{7}$$

Оскільки, далі вважаємо, що тріщина поширюється в напрямку максимально можливої швидкості, тобто $(\partial V/\partial\theta = 0)$, із рівняння (7) отримаємо друге кінетичне рівняння для визначення напрямку поширення тріщини

$$\frac{\partial}{\partial\theta}\left\{\frac{\partial W_{pl}^{(2)}(t,\theta)}{\partial t}\left(\gamma_f - \gamma_t(l,\theta)\right)^{-1}\right\} = 0. \tag{8}$$

Для повноти математичної моделі, до рівнянь (7), (8) додаємо такі початкову і кінцеву умови

$$t = 0, \quad l(0) = l_0, \qquad t = t_*, \quad l(t_*) = l_*, \tag{9}$$

де критична довжина тріщини l_* визначається із енергетичного критерію

$$\gamma_t(l_*) = \gamma_f\,. \tag{10}$$

Тут t_* – час докритичного росту макротріщини.

Отже, кінетичні рівняння (7), (8) та умови (9), (10) утворюють розрахункову модель для визначення періоду докритичного росту в металевих пластинах тріщини високотемпературної повзучості.

Симетричний випадок прямолінійної тріщини. Нехай в металевій пластині прямолінійна тріщина розміщена вздовж осі Ox з початком O у вершині тріщини. Зусилля p прикладені так, що у пластині утворюється напружено-деформований стан симетричний відносно Ox. Тоді рівняння (8) матиме розв'язок $\theta = 0$, тобто тріщина буде поширюватися вздовж осі Ox.

Розглядаючи пластичне деформування зони передруйнування при високій температурі, можна припустити, що під час підготовки стрибка тріщини більшість часу буде займати процес усталеної повзучості, коли $\dot{\varepsilon}_t = \text{const}$ або $\dot{\delta}_{It}(0) = \text{const}$. Тут $\dot{\varepsilon}$ – швидкість зміни деформації в зоні передруйнування; $\dot{\delta}_{It}(0)$ – швидкість розкриття зони передруйнування.

Тоді складники рівняння (7) можна записати так

$$\gamma_t = \sigma_t\delta_{It}(0), \quad \gamma_f = \sigma_t\delta_{Ic}\,; \tag{11}$$

$$W_{pl}^{(2)}(t) = \int_0^{l_{pt}} \sigma_t\left[\delta_{It}(x) + \dot{\delta}_{It}(x)\cdot t\right]dx - \int_0^{l_p} \sigma_t\delta_{It}(x)dx. \tag{12}$$

Тут l_p – довжина початкової пластичної зони біля вершини тріщини (рис. 2); l_{pt} – довжина пластичної зони біля вершини тріщини після інкубаційного періоду перед стрибком тріщини; δ_{Ic} – критичне значення $\delta_{It}(0)$;

$$\sigma_t = \sigma_{0.2} + 0{,}5A\varepsilon_t^n\,; \tag{13}$$

$\sigma_{0.2}$ – границя текучості; A, n – параметри істинної діаграми розтягання розглядуваного матеріалу пластини.

Представимо, як і в роботах [6,7], величину $\delta_{It}(x)$ у зоні передруйнування наближено так:

$$\delta_{It}(x) \approx \delta_{It}(0)\left(1 - x/l_p\right)^2, \tag{14}$$

довжину пластичної зони l_p знайдемо із співвідношень для макротріщини $\delta_{It}(0) = K_{\text{I}}^2/(\sigma_t E), \quad l_p = K_{\text{I}}^2/\sigma_t^2$, у вигляді

$$l_p = \delta_{It}(0)E\sigma_t^{-1}. \tag{15}$$

Тут E – модуль пружності; K_I – коефіцієнт інтенсивності напружень.

На співвідношень (14) і (15), а також відповідних обчислень, рівняння (12) набуде вигляду

$$W_{pl}^{(2)}(t)=\frac{E}{3}\left[\delta_{It}(0)+\dot{\delta}_{It}(0)\cdot t\right]^2-\delta_{It}^2(0). \tag{16}$$

Підставляючи співвідношення (6), (7) і (16) у рівняння (5), а також замінюючи t час t_i інкубаційного періоду, при якому

$$\delta_{It}(0)+\dot{\delta}_{It}(0)t_i=\delta_{Ic},$$

для визначення кінетики поширення тріщини високотемпературної повзучості отримаємо рівняння

$$V=0.6666E\frac{\dot{\delta}_{It}(0)}{\sigma_t-\delta_{Ic}^{-1}\sigma_t\delta_{It}(0)}. \tag{17}$$

Величину у формулі (17) визначаємо, виходячи із таких міркувань. Між деформацією матеріалу біля вершини тріщини ε і її розкриттям $\delta_{It}(0)$ існує залежність [8]

$$\delta_{Ic}^{-1}\delta_{It}(0)=\varepsilon_t\varepsilon_c^{-1}, \tag{18}$$

де ε_c – критичне значення ε_t.

Звідси,

$$\dot{\delta}_{It}(0)=\dot{\varepsilon}_t\cdot\delta_{Ic}\cdot\varepsilon_c^{-1}. \tag{19}$$

Швидкість деформації повзучості $\dot{\varepsilon}_t(0)$ і $\dot{\delta}_{It}(0)$ визначимо так:

$$\dot{\varepsilon}_t=A\varepsilon_t^m,\quad \dot{\delta}_{It}(0)=A_1\left[\delta_{It}(0)\delta_{Ic}^{-1}\right]^m,\quad A_1=A\delta_{Ic}\varepsilon_c^{(m-1)}. \tag{20}$$

Тут A, m – характеристики високотемпературної повзучості матеріалу. На основі співвідношень (13), (18)-(20) рівняння (17) запишемо:

$$V=0.6666EA_1\left[\delta_{It}(0)\delta_{Ic}^{-1}\right]^m\left[\sigma_t-\delta_{Ic}^{-1}\sigma_t\delta_{It}(0)\right]^{-1}. \tag{21}$$

Для повноти математичної моделі до рівняння (21) додамо початкову і кінцеву умови:

$$t=0,\ \ l(0)=l_0,\qquad t=t_*,\ \ l(t_*)=l_*, \tag{22}$$

де критична довжина $l=l_*$ визначається із КРТ критерію [8]

$$\delta_{It}(l_*)=\delta_{Ic}. \tag{23}$$

Таким чином, коли відомі сталі матеріалу $E, \delta_{Ic}, A_1, m, \varepsilon_c$, період докритичного росту тріщин високотемпературної повзучості визначать співвідношення (21)-(23).

Двоякоперіодична система тріщин. Розглянемо нескінчену пластинку послаблену двоякоперіодичною системою прямолінійних тріщин довжини $2l$, центри яких розміщені у вузлах квадратної решітки із стороною d. (рис. 3).

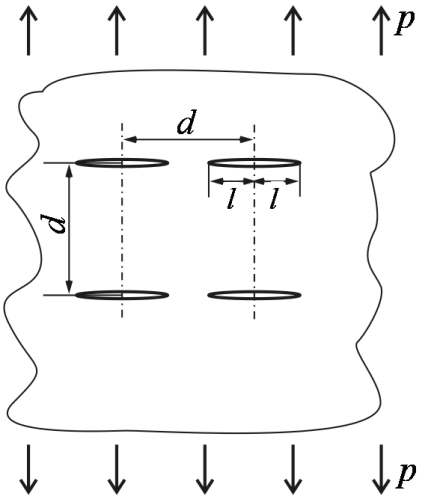


Рис. 3. Схема навантаження пластини, послабленої двоякоперіодичною системою тріщин.

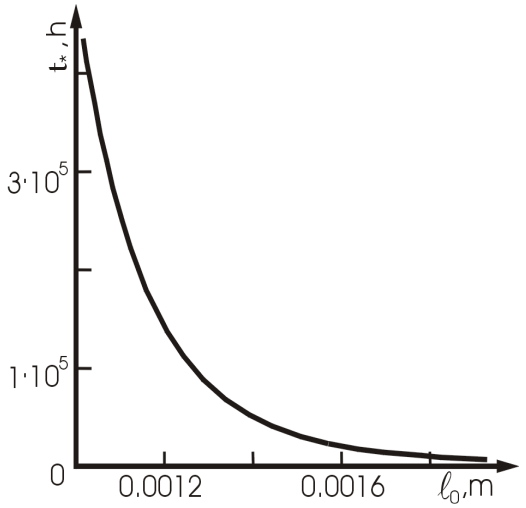


Рис. 4. Графічна залежність залишкової довговічності пластини від початкового розміру тріщини.

Вважається, що пластина нагріта до високої температури, а на нескінченності розтягується рівномірно розподіленими зусиллями інтенсивності p, направленими перпендикулярно до ліній розміщення тріщини. Задача полягає у визначенні часу $t = t_*$, коли довжина тріщини в результаті високотемпературної повзучості підросте до критичного розміру $l(t_*) = l_*$ і відбудеться руйнування. Для розв'язку такої задачі рівняння (21), з врахуванням результатів роботи [8], набуде наступного вигляду:

$$V = 0{,}6666 EA_1/\sigma_t \left[K_I^2/K_{Ic}^2\right]^m \left[1 - K_I^2/K_{Ic}^2\right]^{-1}, \tag{24}$$

Для визначення періоду докритичного росту тріщини $t = t_*$ до рівняння (24) додаємо початкову і кінцеву умови:

$$t = 0,\ \ l(0) = l_0; \qquad t = t_*,\ \ l(t_*) = l_*, \tag{25}$$

де критичну довжину $l = l_*$ визначають із критерію Ірвіна [8]

$$K_I(p, l_*) = K_{Ic}. \tag{26}$$

На основі результатів роботи [9] коефіцієнт інтенсивності напружень K_I для даного випадку буде визначатися так:

$$K_I = p(\pi l)^{\frac{1}{2}}\left(1 + 8{,}77\cdot 10^{-2}\pi\lambda^2 + 3{,}79\cdot 10^{-3}\pi^2\lambda^4 - 2{,}6\cdot 10^{-3}\pi^3\lambda^6 + O\left(\lambda^8\right)\right),\ \ \lambda = 2ld^{-1}. \tag{27}$$

Тоді, з врахуванням (27), співвідношення (24) – (26) набудуть наступного вигляду:

$$\frac{dl}{dt} = \frac{2EA_1}{3\sigma_t}\left(\frac{p^2\pi l + 0.17\,p^2\pi^2\lambda^2 l + 1.53\cdot 10^{-2}\,p^2\pi^3\lambda^4 l - 4.54\cdot 10^{-3}\,p^2\pi^4\lambda^6 l + O\left(\lambda^8\right)}{K_{Ic}^2}\right)^m \times$$
$$\left(1 - \frac{p^2\pi l + 0.17\,p^2\pi^2\lambda^2 l + 1.53\cdot 10^{-2}\,p^2\pi^3\lambda^4 l - 4.54\cdot 10^{-3}\,p^2\pi^4\lambda^6 l + O\left(\lambda^8\right)}{K_{Ic}^2}\right)^{-1} \tag{28}$$

$$t = 0,\ \ l(0) = l_0; \qquad t = t_*,\ \ l(t_*) = l_*. \tag{29}$$

Розклавши рівняння (28) по степенях λ, отримаємо:

$$dt = \frac{3\sigma_t}{2EA_1}\left(0.32\frac{K_{Ic}^2}{p^2 l}\right)^m\left[1 - \frac{\pi p^2 l}{K_{Ic}^2} + \left(\left(-1.73 + 0.55m\pi\right)\frac{p^2 l}{K_{Ic}^2} - 0.55m\right)\lambda^2 + O\left(\lambda^4\right)\right]dl\,. \tag{30}$$

Проінтегрувавши рівняння (30), з врахуванням умов (29), отримаємо:

$$t_* = \frac{3\sigma_t}{2EA_1}\left(0.32\frac{K_{Ic}^2}{p^2}\right)^m\left(\frac{\left[l_*^{1-m} - l_0^{1-m}\right]}{(1-m)} - \frac{\pi p^2}{K_{Ic}^2}\frac{\left[l_*^{2-m} - l_0^{2-m}\right]}{(2-m)} - \right.$$
$$\left. - \frac{2.20m}{d^2}\frac{\left[l_*^{3-m} - l_0^{3-m}\right]}{(3-m)} + \frac{4p^2\left(-1.73 + 0.55m\pi\right)}{d^2K_{Ic}^2}\frac{\left[l_*^{4-m} - l_0^{4-m}\right]}{(4-m)} + O\left(\lambda^4\right)\right). \tag{31}$$

Для кількісного аналізу співвідношення (31) задамо конкретні значення механічних характеристик і параметрів високотемпературної повзучості для випадку матеріалу Allow 100, що досліджувався в роботі [2]. В результаті отримаємо:

$$E = 1{,}9\cdot 10^5\,MPa,\ \ \sigma_t = 730MPa,$$
$$A_1 = 3{,}22\cdot 10^{-4}, \qquad m = 7{,}53, \qquad d = 0{,}03\ m, \tag{32}$$
$$l_* = 0{,}01\,m, \quad p = 5{,}025K_{1C}.$$

Враховуючи це, співвідношення (31) зведемо до вигляду

$$t_* = 0{,}039 + 1{,}36\cdot 10^{-14}l_0^{-6{,}53} - 1{,}28\cdot 10^{-12}l_0^{-5{,}53} - 3{,}63\cdot 10^{-10}l_0^{-4{,}53} + 3{,}20\cdot 10^{-8}l_0^{-3{,}53}. \tag{33}$$

З допомогою співвідношення (33) на рис. 4 побудовано графічну залежність залишкового ресурсу $t = t_*$ пластини послабленої двоякоперіодичною системою тріщин від початкової довжини тріщини l_0. Як видно з рис. 4, залишкова довговічність

пластини t_* суттєво залежить від початкового розміру тріщини і різко зменшується при збільшенні l_0.

Висновки

На основі першого закону термодинаміки, а також основних положень механіки руйнування сформульована математична модель для визначення періоду докритичного росту тріщин високотемпературної повзучості в металічних пластинах.

Застосування моделі продемонстровано на прикладі задачі розтягу пластини з двоякоперіодичною системою тріщин.

Література

1. Тайра С., Отани Р. Теория высокотемпературной прочности материалов. – М.: Металлургия, 1986. – 280 с.
2. Fuji A. and Kitagawa M. A Comparison of Creep Crack Growth Behaviour in Nickel Based Super Alloy with Low Alloy Steel. – Там же. – P. 487-495.
3. Koterazawa R. Propagation of surface crack under creep and fatigue conditions at elevated temperature // Proc. Int. Conf. on Creep, ISME, ImechE, ASME, ASTM, 1986. – P. 291-296.
4. Шата М., Терлецька З.О. Енергетичний підхід у механіці втомного поширення макротріщини // Механіка руйнування і міцність конструкцій (під редак. В.В. Панасюка). – Львів: Каменяр. – 1999 – В.2. – С. 141-148.
5. Лепин Г.Ф. Ползучесть металлов и критерии жаропрочности. – М.: Металлургия, 1976. – 375 с.
6. Андрейків О.Є., Ліщинська М.В. Рівняння росту втомних тріщин в неоднорідних пластинах // Фіз.-хім. Механіка матеріалів. – 1999. – № 3. – С. 53-58.
7. Андрейкив А.Е., А. И. Дарчук. Усталостное разрушение и долговечность конструкций. – К.: Наук. Думка, 1992. – 184с.
8. Панасюк В. В., Андрейкив О. Є., Партон В. З. Основы механики разрушения. – К.: Наукова думка, 1988. – 488 с.
9. Саврук М.П. Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещинами – К.: Наукова думка, 1988. – 620 с.

ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНЕ ОКИСНЕННЯ ТА РУЙНУВАННЯ ЛЕГОВАНИХ ЗАЛІЗОХРОМОВИХ СПЛАВІВ

П. М. Василюк

HIGH-TEMPERATURE OXIDATION AND FRACTURE OF ALLOYED Fe-Cr STEELS

P.M. Vasylyuk

Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна

Abstract. The paper presents the equations of regression on the alloying elements influence on the σ-phase formation according to the FACOMP calculating system. The experimentally obtained temperature-time dependencies for such elements as Al, Si, Cr, allow evaluating the change of the alloy chemical composition under work in the temperature interval of 1273-1623 K

It was found out, that under prolonged testing of the alloys, such elements as Mo, W promote the alloyed phases formation, which allows to recommend application of the economically-alloyed alloys

За розрахунковою моделлю ФАКОМП [1,2] встановлено, що утворення двохфазної структури α+σ відповідає густині електронних вакансій N_v атому твердого розчину 3,36-3,56. Для уникнення такої структури при добавках легувальних елементів густина електронних вакансій атому твердого розчину має виходити за межі вказаного інтервалу.

Як випливає з рівняння регресії (1), отриманого за розрахунковою системою, для сплавів системи Fe-(25-40)%Cr такі елементи як N, Al, Si, Ti, Co знижують, а такі елементи як Mo та W підвищують значення N_v. Утворення σ-фази в литому стані має місце для сплавів (мас.%): Fe-35Cr 4W, Fe-35Cr 4W 2Mo, Fe-2Mo-5Co. Збільшення вмісту хрому до 37% дає таку фазу при 2% W чи 2% Mo, а при 38% хрому відповідно по 1% таких елементів.

Проведені обчислення показують, що за вмісту в сплаві більше 56% хрому можливе фазове перетворення α→ α+σ , чому сприяють і добавки алюмінію та кремнію. Однак добавки 2% молібдену, чи 4% вольфраму сприяють зворотному фазовому перетворенню: α+σ→ α.

$$N_v = 3{,}495 - 12{,}93N - 6{,}278Al - 6{,}021Si - 3{,}203Ti - 0{,}847Co - 1{,}45AlW - 1.386SiW - 1.389CoN - 0.67AlCo + 2{,}068Mo + 1{,}164W \quad (1)$$

Вплив легувальних елементів на формування σ-фази сплавів системи Fe-70%Cr можна охарактеризувати виходячи з рівняння регресії (2)

$$N_v = 27475 - 2558.66Ti - 1431.3Al - 1408\,Si - 520.93N - 405.93\,Co + 666.26W + 652.3Mo - 16.46AlW - 8.2SiCo - 7AlCo - 3.44AlMo + 7.8N^2 + 9.2\,W^2 + 7.5\,AlN + 4.96SiN \quad (2)$$

Як випливає з рівняння регресії (2) такі елементи як N, Al, Si, Ti, Co, а також добутки AlW, SiCo, AlCo знижують, а такі елементи як Mo та W та добутки AlN, SiN підвищують значення N_v. Зниження значення N_v для таких сплавів відповідає переходу α→ α+σ.

Таким чином, одним із шляхів уникнення σ-фази є зменшення вмісту чи повна відсутність таких елементів, як вольфрам, молібден, кобальт, які сприяють фазовому перетворенню α→ α+σ. Такі елементи як: алюміній, кремній, титан, за даними розрахункової моделі, навпаки, сприяють зворотному фазовому перетворенню α+σ→ α,

що дає змогу збільшувати їх вміст у сплавах. Область формування α+σ структури сплавів, що містять вищевказані елементи, поширюється на інтервал (35-75)%Cr.

Таким чином, для усунення крихкої фази неможливим є легування їх тільки W та Mo без таких елементів як Al, Si, Ti. Враховуючи, що останні витрачаються в процесі високотемпературної експлуатації, необхідно знати кінцевий хімічний склад сплаву.

З врахуванням впливу елементів на утворення σ-фази за розрахунковою системою, а також за раніше проведеними дослідженнями окиснення сплавів в початковий момент часу (30 хв.) та протягом 30 год., були проведені довготривалі дослідження кінетики окиснення сплавів. Кінетика окиснення легованих сплавів системи Fe-Cr (рис.1) отримана шляхом їх ізотермічної витримки за температури 1573 К протягом 150 год. та її екстраполяцією на 4000 год. Можливість екстраполяції побудована на основі закономірності витрат алюмінію та кремнію (3) в температурно-часовому режимі протягом 150 год. та підтвердженні цього факту хімічним складом сплаву впродовж 4000 год.

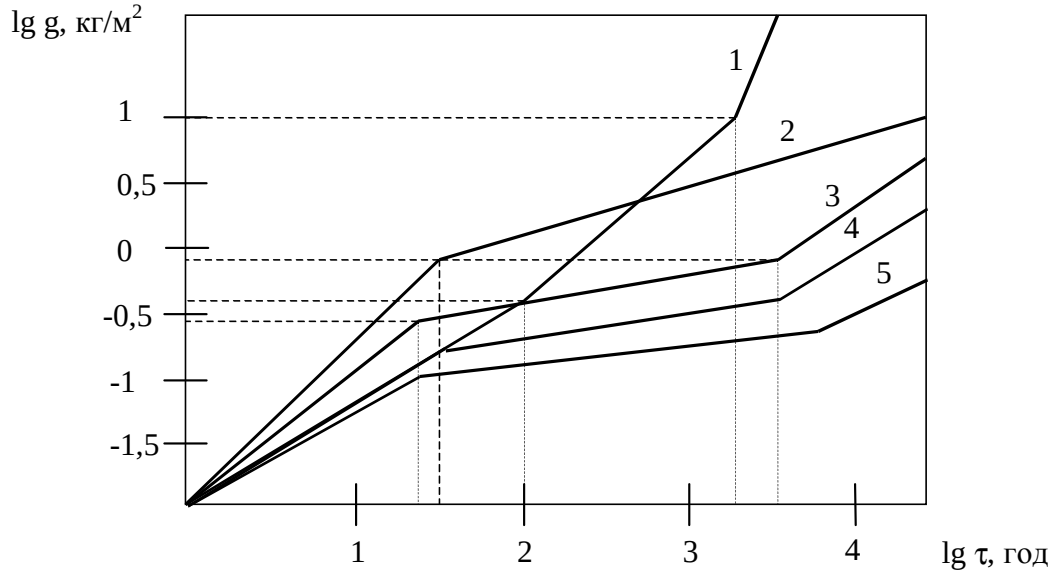


Рис. 1 Кінетика окиснення сплавів (мас.%): 1) Fe- 35Cr 4W1Al1Si1Ti 0,5La; 2) Fe-75Cr 1Al1Si1Ti 1La; 3) Fe-35Cr1Al1Si1Ti 0,5La; 4) Fe-38Cr1Al1Si1Ti 0,5La; 5) Fe-38Cr3Al1Si1Ti0,5La

Особливістю окиснення сплаву з 4%W (рис.1, кр.1) є висока його ЖС впродовж 100 год. ізотермічної витримки. Після цього часу ЖС сплаву 1 стає найнижчою порівняно з рештою сплавів. Збільшення вмісту хрому до 75% (рис.1, кр.2) суттєвим чином підвищує довготривалу ЖС сплаву. Зниження ЖС сплаву з 4%W після 100 год. витримки пов'язане із зміною його структурно-фазового та хімічного складу.

Однак підвищення вмісту хрому до 38%, а алюмінію від 1 до 3% в сплаві (рис.1 кр.4-5) суттєвим чином підвищує його довготривалу ЖС. Криві окиснення сплавів, що не містять вольфраму чи молібдену, описуються параболічним законом до 1500 год. Проведені металографічні та рентгеноструктурні дослідження таких сплавів після 1500 год. експлуатації показують формування легованої σ-фази, що підтверджується також розрахунками за системою.

Комплексними дослідженнями встановлено, що формування σ-фази починається з процесу розпаду (розшарування) твердого розчину на області збагачені та збіднені хромом.

Нами встановлено розшарування для сплаву Fe-(25-40)%Cr в інтервалі температур (1473-1573) К. Результатом такого розшарування є збільшення вмісту хрому по межах зерен до (39-42)%. При цьому було встановлено, що в результаті

ізотермічної витримки сумарний вміст алюмінію і кремнію зменшується від 2% до 0,85%.

За даними табл. 1 розшарування твердого розчину приводить до розкиду концентрації хрому від 32 до 45%, причому області збагачені хромом займають значно менші ділянки (до 30 мкм) порівняно з областями збагаченими залізом (60-80) мкм і відповідають перетворенню $\sigma\rightarrow \alpha + \sigma$. Як випливає з табл.1 розшаруванню твердого розчину та формуванню σ-фази починаючи з 32% хрому сприяють вольфрам та молібден.

Таблиця 1

Концентрація елементів при фазовому перетворенні $\alpha\rightarrow \alpha+\sigma$ сплаву (мас %): Fe-35Cr- 2W-2Mo

Елементи фази	Точка1 (850Па)		Точка2 (1150Па)		Точка3 (750 Па)	
	Мас.%	Атом.%	Мас.%	Атом.%	Мас.%	Атом.%
Cr	32,27	34,4	45,66	45,6	33,16	35,35
Mo	2,61	1,41	2,5	1,37	2,3	2,11
W	3,52	1,06	2,26	0,64	3,38	1,1
Fe	62,69	62,24	39,87	37,08	61,91	61,44

Після 300 год. роботи сплаву Fe-35%Cr-2%Mo виявлені мікрооб'єми з вмістом хрому до 67% при 32% його в сплаві. На межах зерен виявлена ліквація хрому. Так, у сплавах з 33% Cr на межі зерен вміст хрому складає (36-39)%, а по тілу зерна – близько 28%.

Таким чином, наведені факти свідчать про високу ймовірність утворення двохфазної структури α+σ вище лінії спінодального розпаду твердого розчину за рахунок процесу розшарування твердого розчину. Формування двохфазної структури відповідає переходу процесу окиснення від степеневого до лінійного, що супроводжується високою швидкістю окиснення аж до руйнування сплаву.

Дослідженнями встановлено, що ізотермічний відпал впродовж 300 год. за температур 1523-1593 К сплаву (мас.%): Fe 35Cr 2Mo 0,5Al 1Si призводить до збільшення в мікрооб'ємах вмісту хрому до 40%, а загальний вміст алюмінію при цьому зменшується до 0,1%, кремнію –до 0,25%. За даними металографічного та рентгеноструктурного аналізу в такому сплаві утворюється легована σ- FeCrMo фаза, що підтверджується також розрахунками за системою ФАКОМП.

Встановлено, що витрати алюмінію та кремнію з часом описуються наступною формулою:

$$q=k_1 exp(-k_2\, t) \qquad (3)$$

По мірі витрат алюмінію та кремнію за експоненційною залежністю на утворення відповідних оксидів відбувається поступове розшарування твердого розчину на області збагачені та збіднені хромом.

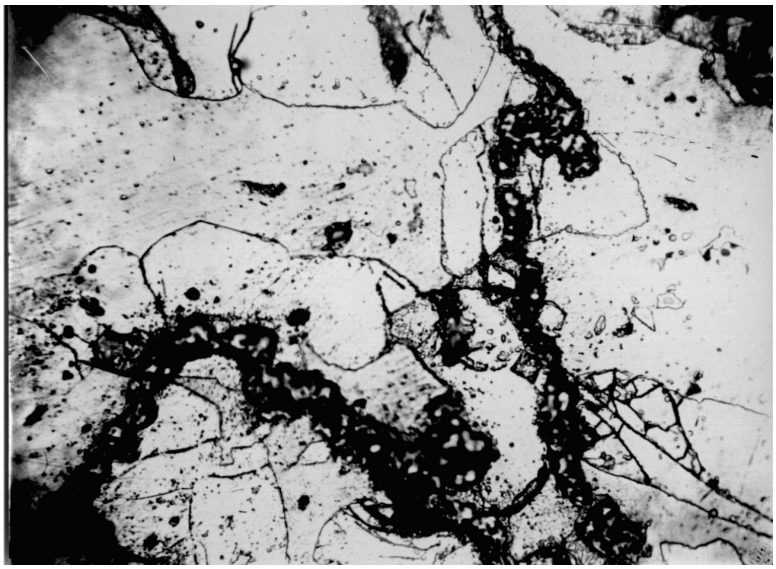
Внаслідок зменшення алюмінію та кремнію до критичного [3] вмісту (Al+Si<0.85%) в мікрооб'ємах сплаву вміст хрому досягає (32-45)%, що достатньо для формування легованої σ- фази, при наявності молібдену та вольфраму.

Для сплавів на основі хрому також виявлено підвищений вміст хрому по межах зерен. Так, при 72% хрому у сплаві його вміст по межах складає 75-77% уже після 30 год. ізотермічного відпалу.

В цьому разі утворення σ- фази виявлено для сплаву(мас.%): Fe-75Cr-3Al-1Si. Такий факт знаходиться у відповідності до діаграми метастабільного стану, де розшарування твердого розчину сплавів з вмістом хрому (70-75)% займає температурний інтервал

772- 973К. Крім того, за розрахунковою системою ФАКОМП наявність вольфраму та молібдену і зменшення вмісту алюмінію та кремнію не призводять до

формуванню подвійної струк×тури. Процес формування як класичної, так і легованої σ-фази можна віднести до процесу високотемпературного старіння сплавів, що включає первинний процес розшарування твердого розчину з утворенням мікрооб'ємів сплаву з вмістом хрому, що відповідає концентраційному інтервалу існування σ- фази.



(× 450)

Рис. 2. Коагуляція крихкої σ-фази та утворення мікротріщин по межах зерен сплаву

Таким чином, одним із шляхів уникнення σ-фази є зменшення вмісту чи повна відсутність таких елементів, як вольфрам, молібден, кобальт, які сприяють фазовому перетворенню α→ α+σ сплавів на основі заліза. Такі елементи як: алюміній, кремній, титан, за даними розрахункової моделі, навпаки, сприяють зворотному фазовому перетворенню α+σ→ α, що дає змогу збільшувати їх вміст у сплавах. Показано, що при довготривалих випробуваннях (експлуатації) сплавів такі елементи як молібден, вольфрам сприяють формуванню σ-FeCrMo и σ-FeCrW фаз, що позволяє рекомендувати використання економнолегованих сплавів.

Висновки

1. Експериментальним шляхом встановлено, що зміна структурно-фазового стану та хімічного складу сплавів за роботи в температурному інтервалі 1273-1673 К обумовлена витратами таких елементів як алюміній, кремній, хром.

2. Довготривала ізотермічна витримка сплавів призводить до розшарування твердого розчину, зміни хімічного, структурно-фазового складу сплаву за рахунок спаду вмісту алюмінію, кремнію, хрому за експоненційною залежністю.

3. Показано, що за 30 год. випробувань легувальні елементи підвищують ЖС сплавів, а за довготривалих випробуваннях (експлуатації) сплавів такі елементи як молібден, вольфрам сприяють утворенню легованих σ-FeCrMo и σ-FeCrW фаз, що призводить до окрихчення сплаву та його руйнування. Отримані дані позволяють рекомендувати використання економнолегованих сплавів.

Література

1. Симс Ч. Хагель В.Жаропрочные сплавы /Пер. с англ. М.: Металлургия 1973.-566с.
2. Barroys B.G. A modified system for predicting σ- formation.-Met.Trans., N3, November, 1972.-p.2889.
3. Василюк П.М., Гаврилюк В.П. Роботоздатність високохромистих сплавів за високих температур в агресивних середовищах // Вісник Тернопільського державного технічного університету. - 2005.- Т.10.- №.3.- С. 51-56.

О ХАРАКТЕРЕ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 12Х18Н10Т ПРИ ПУЛЬСИРУЮЩЕЙ НАГРУЗКЕ В УСЛОВИЯХ ПРОИЗВОДСТВ РАЗДЕЛЕНИЯ ВОЗДУХА

В.А. Борисенко, В.А. Левченко, А.Г. Архипов

ABOUT FRACTURE BEHAVIOR OF STEEL 12Kh18N10T UNDER REPEATING LOAD IN AIR SEPARATION PLANTS

V.A. Borisenko, V.A. Levchenko, O.G. Arhipov

Северодонецкий технологический институт, Украина
ООО „Северодонецкий НИИХИММАШ", Украина

Abstract. The results of investigations of nitrogen and oxygen regenerators metal after long period of exploitation with analysis of change of mechanical properties and structural state under the influence of the low temperatures and pulsating load are given in this paper. It is shown the destruction of 12X18H10T steel occurs because of the undiffusion processes of transition of austenite info martensite and of cracking on the borders of grains. The destruction process of apparatus proceeds most intensively on the welded joints where the most structural non-uniformity with presence of welding defects and residual stresses take place.

Оборудование производства разделения воздуха работает в непрерывном процессе, включая стадии приемки воздуха, очистки его от технических примесей, сжатия воздуха в компрессорах, охлаждение воздуха с очисткой его от влаги и от углекислоты со следующим сжатием и ректификацией. На завершающей стадии получают жидкий азот или кислород с температурой минус 180°С – минус 190°С. Процесс происходит при пульсирующем давлении от 0 до 0,6МПа с цикличностью 20 циклов/час для кислородных регенераторов и 10 цикл/час для азотных.

По своей конструкции эти аппараты представляют собой вертикально установленные сварные сосуды со съемными крышками, внутри которых находятся заполненные теплоносители из гофрированной алюминиевой фольги.

Габаритные размеры регенераторов следующие:

– азотный – диаметр 2400 мм, толщина стенки 12 мм, высота 5000 мм;

– кислородный – диаметр 1400 мм, толщина 8 мм, высота 4530 мм.

Азотные и кислородные регенераторы изготовлены из стали 12Х18Н10Т. Исследования состояния металла было проведено на вырезанных участках корпуса аппаратов после 35 лет эксплуатации (~ 275000 час). За это время аппараты подверглись ~ $2 \div 4 \cdot 10^6$ циклов нагружения. Металл для исследования был вырезан из верхней части, где температура +40°С, средней и нижней части аппарата, где рабочая температура минус 180°С. Вырезанные участки корпуса включили кольцевые и продольные сварные швы, которые на заводе-изготовителе выполнялись автоматической сваркой с применением проволоки 06Х19Н9Т под флюсом АН-26.

Химический анализ исследуемого металла представлен в табл. 1.

По данным табл. 1 следует, что регенераторы изготовлены из стали 12Х18Н10Т без каких-либо отклонений в химическом составе.

Механические свойства сталей приведены в табл. 2, где представлены результаты испытания основного металла и сварных соединений, вырезанных из аппаратов, в сравнении с характеристиками прочности и пластичности стали 12Х18Н10Т в исходном состоянии.

Таблица 1.

Наименование	C	Mu	Si	P	S	Cr	Ni	Ti
Азотный регенератор								
Основной металл	0,11	0,87	0,67	0,02	0,02	18,35	9,18	0,46
Продольный шов	0,07	0,96	0,70	0,019	0,023	17,98	9,18	0,22
Кольцевой шов	0,10	0,80	0,69	0,019	0,008	18,00	9,11	0,35
Кислородный регенератор								
Основной металл	0,11	0,96	0,70	0,024		17,18	9,20	0,35
Кольцевой шов	0,08	0,98	0,60	0,017		16,66	9,11	0,11
12Х18Н10Т ГОСТ 5632-72	≤0,12	≤ 2,0	≤ 0,8	≤0,035	≤0,035	17-19	9-11	5·C-0,8

Таблица 2.

Наименование	$\sigma_в$ МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	ψ%	δ%	KCV Дж/см^2	угол загиба
Азотный регенератор						
Основной металл верхней царги	599-612	331-354	51-58	42,6-53,1		
Кольцевой сварной шов	618-625	-	-	-		
Основной металл средней царги	621-624	333-336	57-59	50,8-52,6	149-272	180°
Кольцевой сварной шов	622-635	-	-	-	138-172	65-70°
Нижняя царга	613-649	354-362	54,6-56,6	44,8-49,6		
Кислородный регенератор						
Основной металл Верхней царги	613-649	354-362	54,6-56,6	44,8-49,6		
Кольцевой шов	615-625	-	-	-		
Основной металл Средней царги	624-631	370-380	50,3-53,5	34,2-39,7		
12Х18Н10Т по ГОСТ 7350-77	≥ 530	≥ 236		≥ 38		

Данные испытаний на растяжение показали, что металл регенераторов имеет удовлетворительные характеристики прочности и пластичности после длительной эксплуатации.

По результатам испытаний соотношение $\sigma_{0,2}/\sigma_{0B}$ находится в пределах 0,54-0,62, а соотношение $\sigma_в$ основного металла к $\sigma_в$ сварных соединений ~ 1,0.

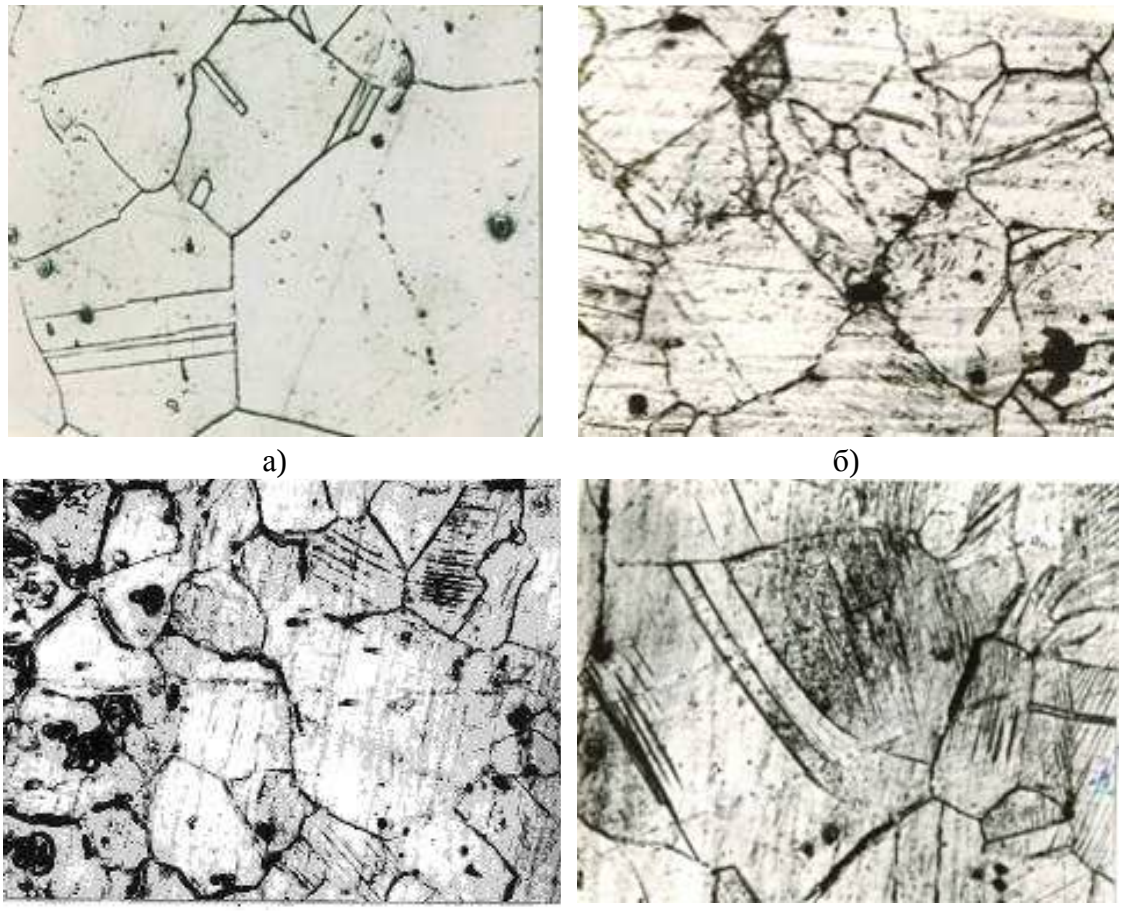
Однако следует отметить, что значения ударной вязкости «старой» стали составляет для основного металла 130-189KCV (Дж/см^2) для сварного шва 100-138 Дж/см^2, что значительно ниже ударной вязкости стали 12Х18Н10Т в исходном состоянии. По ГОСТ 7350-77 для этой стали минимальное значение равно 286 Дж/см^2, хотя минимальные значения ударной вязкости удовлетворяют требованиям безопасной эксплуатации сосудов, работающих под давлением.

Необходимо выяснить, почему после 30 лет эксплуатации аппараты начали растрескиваться преимущественно по сварным соединениям, и трещины начали появляться как в кольцевых, так и в продольных швах и даже в основном металле.

Следует отметить, что перед изготовлением аппаратов сталь 12Х18Н10Т и ее сварные соединения обычно проверяются на склонность к межкристаллитной коррозии (МКК). И если в исходном состоянии основной металл и сварные соединения не склонны к МКК, то испытания образцов, вырезанных из азотных регенераторов, показали склонность к МКК зоны термического влияния.

Металлографические исследования показали, что в исходном состоянии сталь 12Х18Н10Т имеет аустенитную структуру (рис. 1а). После длительной эксплуатации в аустенитной структуре наблюдаются сдвиговые деформации с измельчением зерен, образования промежуточных фаз, предшествующих мартенситу (рис. 1б, в, г). При этом микротвердость с 2500 МПа возрастает до 4580 МПа.

Обычно все превращения в стали связываются с диффузией углерода. Но если аустенит переохладить до очень низких температур, когда γ-решетка, несмотря на наличие растворенного в ней углерода, неустойчивая, то происходит перестройка решетки без выделения углерода, т.е. имеет место процесс бездиффузного превращения аустенита в мартенсит [1]. В конечном итоге образуется пересыщенный твердый раствор углерода в α-железе с такой же концентрацией, как и у исходного аустенита. Это явление наблюдается в кислородных и азотных регенераторах, но в разной степени по высоте аппарата, что связано с распределением температуры.



а) б)

в) г)

Рис. 1. Микроструктура стали 12Х18Н10Т: а – исходное состояние, б, в, г – после длительной эксплуатации, увеличено в 300 раз.

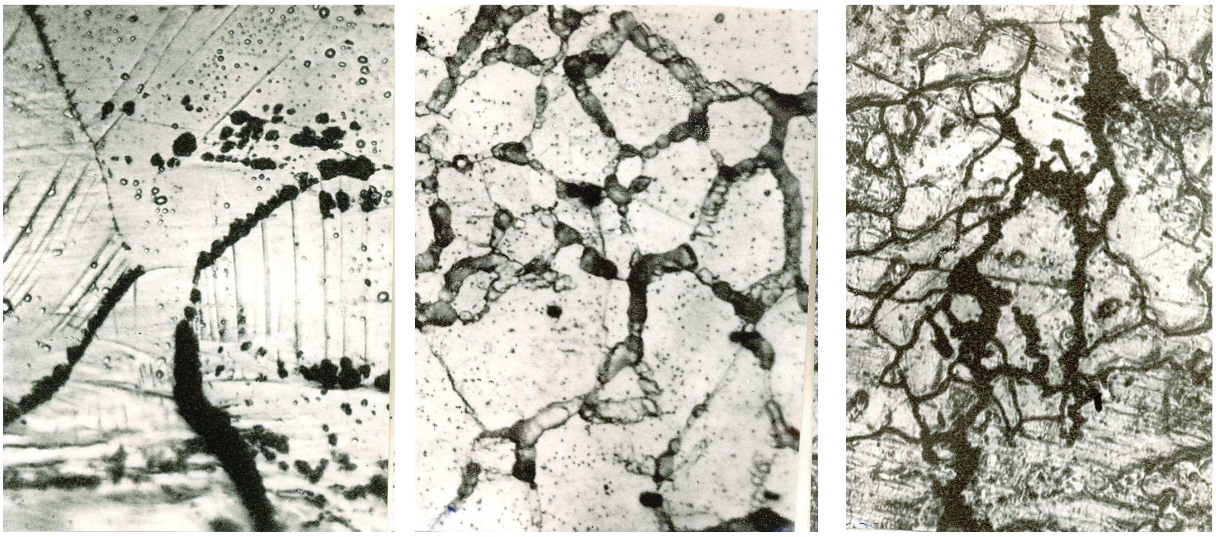
Наиболее интенсивно эти процессы протекают в сварных соединениях, где наиболее высокая структурная неоднородность и присутствуют остаточные сварочные напряжения. Если в основном металле двойникование и скопление дислокаций вызывает образование трещин (рис. 2а), то в зоне термического влияния по границам зерен образуется феррито-карбидная прослойка (рис. 2б) с порами и цепочками пор, которые, по сути, являются началом разрушения металла.

Дефекты в сварных швах в виде пор, шлаковых включений обычно развиваются в процессе эксплуатации, а наложение структурных аномалий ускоряет разрушение сварных швов с образованием трещин в основном по границам зерен (рис. 2в).

Известно [2], что работа разрушения стальных образцов (А) с разным радиусом надреза раскладывается на работу зарождения трещины ($А_З$) и на работу развития трещины ($А_р$):

$$A = A_з + A_p$$

После испытания на ударную вязкость образцов стандартного размера (55х10х10 мм) с разными радиусами надреза, равными 0, 2, 0,35, 0,5, 0,75 и 1,0 мм построена зависимость ударной вязкости от радиуса надреза (рис. 3). Анализ полученных данных показывает, что при несколько более высокой работе зарождения трещины в «старой» стали, разрушения стали регенератора происходит быстрее, чем стали в исходном состоянии, т.е. в металле после длительной эксплуатации при наличии разного рода дефектов разрушение происходит почти в 2 раза быстрее чем в новой стали.



а) б) в)

Рис. 2. Микроструктурные аномалии в стали 12Х18Н10Т: а – основной металл, б – зона термического влияния, в – сварной шов; а, б – увеличено в 800 раз, в – увеличено в 300 раз.

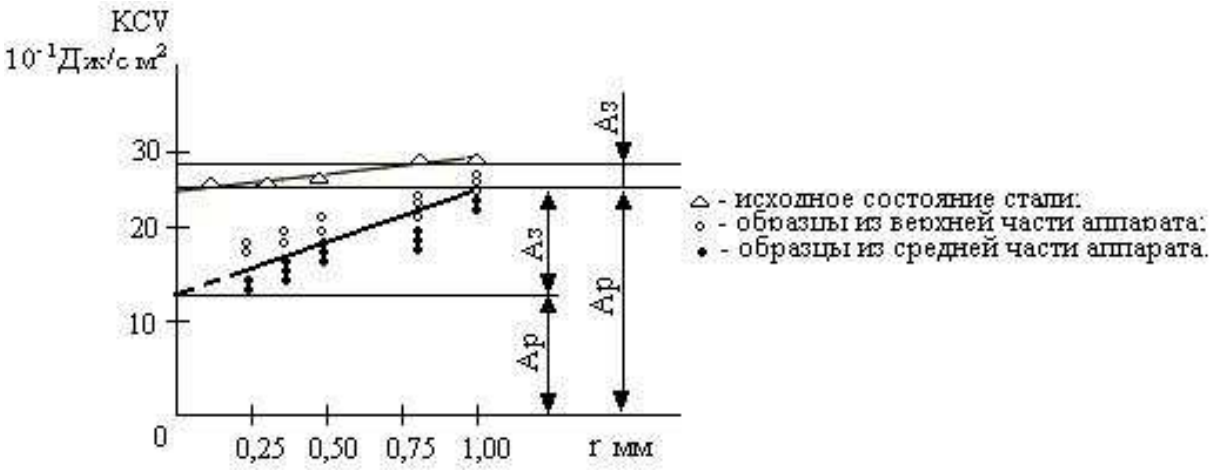


Рис. 3. Зависимость ударной вязкости от радиуса надреза стали 12Х18Н10Т кислородного регенератора.

На основании проведенных исследований стали 12Х18Н10Т, из которой изготовлены кислородные и азотные регенераторы производства разделения воздуха, установлено:

1. В основном металле и сварных соединениях произошли необратимые структурные превращения аустенита вследствие его переохлаждения до температуры минус 180-190°С при циклическом нагружении металла. Структурные аномалии проявляются в фазовых превращениях, в интенсивных дислокационных процессах с двойникованием и измельчением кристаллов.

2. Указанные микроструктурные аномалии наиболее сильно проявляются в зоне термического влияния и в совокупности с развивающимися дефектами сварки приводят к образованию трещин и выходу из строя аппаратов.

3. При сравнительно удовлетворительных характеристиках прочности и пластичности отмечается повышенная склонность «старой» стали к росту трещин и развитию микродефектов.

Литература

1. А.П. Гуляев. Металловедение. М.: Металлургия. 1974. - с.235-270.
2. А.П. Гуляев. Разложение ударной вязкости на ее составляющие по данным испытания образцов с разным надрезом. Заводская лаборатория. 1967. №4. С.473-475.

РАСЧЕТ ПРОЧНОСТИ КОТЛА ВАГОНА-ЦИСТЕРНЫ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

А. Бойко[1], О. Кононова[2]

STRENGTH CALCULATION FOR A TANK OF THE TANK-CAR UNDER REPEATED LOADING

A. Boyko, O. Kononova

[1]Балтийский испытательный центр, Рига, Латвия
[2]Рижский Технический университет, Рига, Латвия

Abstract. В данной работе выполнена оценка усталостной прочности котла вагона-цистерны при циклическом нагружении на основании прочностного расчета, определен характер изменения во времени основных нагрузок и их влияние на появление усталостных трещин котла, выявленных при техническом освидетельствовании вагонов-цистерн. Оценено влияние действия циклических вертикальных (динамика груза), продольных (тяговые, сжимающие) и поперечных (боковая рамная сила) нагрузок на усталостную прочность котла в условиях эксплуатации на Латвийской железной дороге.

В настоящее время количество отцепок вагонов-цистерн в текущий отцепочный ремонт не снижается и даже растет. Можно выделить ряд причин возникновения отказов: увеличилась интенсивность использования вагонов, маневровая работа выполняется с повышенными скоростями, сокращаются сроки погрузки и разгрузки, что приводит к соответствующим повреждениям. Особо нужно отметить повреждаемость вагонов при роспуске с сортировочной горки, когда скорость нередко достигает 15 км/ч (ограничение правил технической эксплуатации - 9 км/ч), и затем также на подгорочных путях скорость соударения сцепов достигает 10 км/ч при уклоне до 2 ‰ вместо допускаемого 1‰. Встречаются детали оборудования котла вагона-цистерны изготовленные из материалов не соответствующие реальным температурам эксплуатации и имеющие недостаточную коррозионную устойчивость. Данная ситуация происходит на фоне повышения полезного объема котла вагона-цистерны и ограничения массы тары самого вагона-цистерны.

Наиболее часто встречающиеся повреждения, выявленные за последние годы при техническом освидетельствовании вагонов-цистерн, в условиях режимов эксплуатации на Латвийской железной дороге показаны на рисунке 1.

В условиях циклического действия знакопеременных нагрузок действующих с высокой интенсивностью, в наиболее нагруженных местах котла вагона-цистерны, образуются усталостные трещины, а при нарушениях эксплуатационных режимов по указанным выше причинам прочность материала может быть недостаточной.

В результате технического освидетельствования определены основные зоны повреждений котла вагона-цистерны: 1 - зона образования трещин в днищах, 2 - зона сварных швов приварки днищ к обечайке котла, 3 – зона опирания нижнего листа котла на лежневые опоры и зоны горизонтальных сварных швов нижнего и бокового листа, 4 – зоны сварных швов в местах крепления фасонных лап к котлу и сварные швы рамных лап в местах крепления к хребтовой балке вагона, 5 – зона вмятин и пробоин в нижней части днища котла (показана часть днища - вставка), 6 – зона вмятин и пробоин в днище котла (показана эллиптическая вставка), 7 – зона вмятин и пробоин в обечайке котла (показана прямоугольная вставка), 8 - зона сварочных швов в месте приварки наливной горловины к обечайке котла и сливного клапана в месте приварки к оболочке наливной горловины.

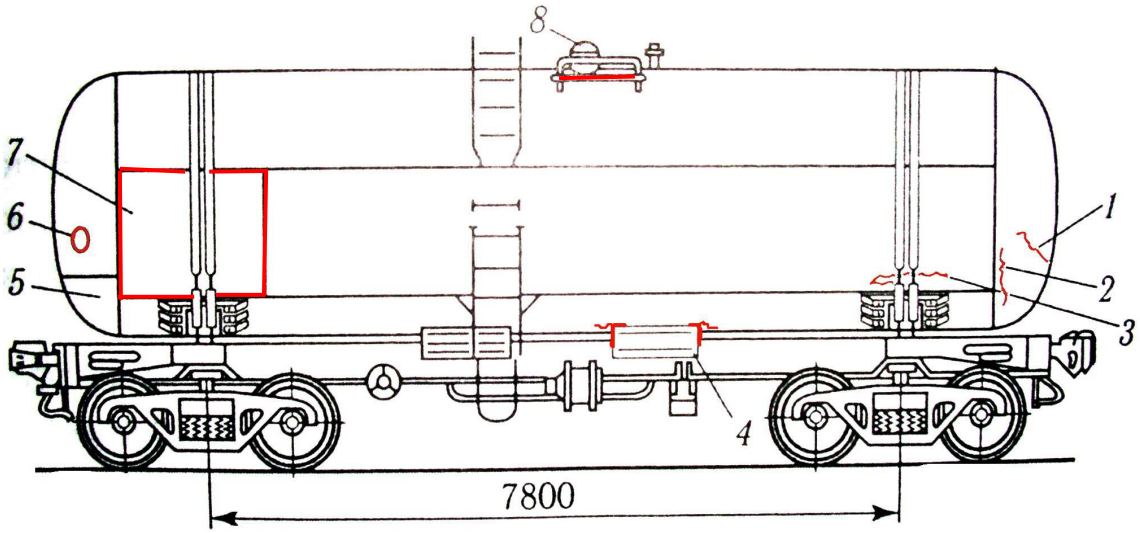


Рис.1. Основные повреждения котла вагона-цистерны:

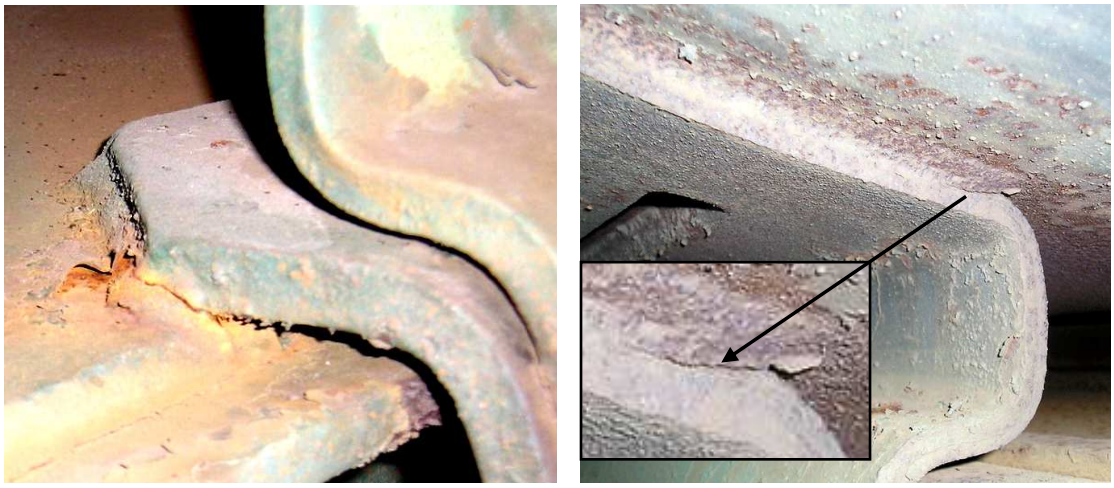
В зонах 5,6,7,8 повреждения (вмятины и пробоины) возникают в основном при соударениях при маневровой работе, при погрузке и выгрузке груза. Повторяемость ударных усилий в этих зонах мала и носит единичный характер за срок службы вагона. Повреждения в указанных зонах значительны и нередко требуют замены части листа котла. Циклические эксплуатационные нагрузки причиной возникновения такого рода повреждений являться не могут.

Возникновение трещин и характер их развития в процессе эксплуатации в зонах 1,2,3,4 как раз и вызывают циклические нагрузки. В зоне 8 из-за значительного перепада жесткостей обечайки наливной горловины и обечайки котла циклические нагрузки также могут вызывать трещины сварных швов данного соединения.

Таким образом, будем оценивать усталостную прочность в зонах 1,2,3,4. В ходе технического освидетельствования вагона-цистерны проводимых Балтийским испытательным центром были выявлены повреждения №4 - в зоне сварных швов в местах крепления фасонных лап к котлу и сварных швов в местах крепления рамных лап к верхнему листу хребтовой балки рамы вагона. Выявленные повреждения показаны на рисунке 2.

Решение высказанных предположений проиллюстрируем на примере расчета усталостной прочности котла вагона – цистерны 15-Ц863 предъявляемой на продление срока службы и эксплуатирующейся на Латвийской железной дороге. Котел изготовлен из стали Вст3 σ_T=245 МПа, σ_B=370МПа, σ_{-1}=170 МПа. Срок службы вагона - 32 года.

Расчет прочности котла вагона-цистерны выполнен на конечно-элементной модели с использованием пространственных твердотельных конечных элементов (КЭ) в виде тетраэдров с шестью степенями свободы в каждом узле. Грани КЭ описаны параболической функцией. Секта разбиения на КЭ имеет размеры 30мм и 50мм с редуцированием в зонах концентраторов напряжений. Конечно-элементная модель включает 260409 конечных элементов. В модели учтены обечайка люка-лаза и фасонные и лежневые лапы, которые являются концентраторами напряжений, и учет данных особенностей котла предусмотрен требованиями ГОСТ 14249.



а б

Рис.2. а) зона сварного шва рамной лапы в месте крепления к хребтовой балке б) зона сварного шва в месте крепления фасонной лапы к котлу.

При всех расчетных комбинациях нагрузок котел радиально закреплялся в зонах лежневых опор, в зоне фасонных лап ограничивались перемещения в продольном и поперечном направлениях, относительно продольной оси вагона. Схема закрепления котла и конечно элементная модель показана на рисунке.3.

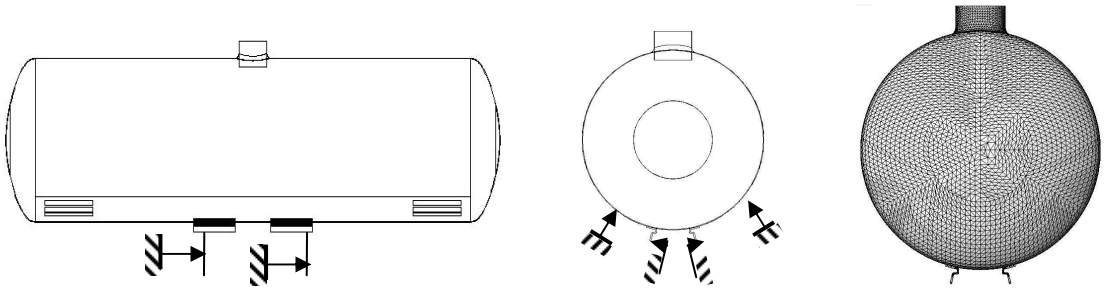


Рис.3. Конечно-элементная модель и кинематические, граничные условия.

Расчеты предлагается проводить в следующем порядке:

1. Выполним прочностной расчет котла от действия отдельных сил в соответствии с [1] и [2] вагонов-цистерн для обеспечения уровня безопасности, на комбинации статических и динамических усилий согласно приложению 14 [3] и [4]. При этом более жесткие требования имеют приоритетное значение.

Вагон-цистерна согласно указанным выше документам необходимо рассчитывать на комбинации расчетных нагрузок: **нагружение внутренним давлением** – испытательное давление Рисп=0,4е6Па [5]. Однако следует отметить, что гидростатические испытания дают неадекватные результаты и на практике рекомендуется использовать методы неразрушающего контроля; **вакуум внутри котла** - расчет устойчивости котла выполняется от действия избыточного внешнего давления величиной 0,04е6 Па [4]; **нагрузки при подъеме груженого вагона** – учитывается внутреннее рабочее давление. [3]; **соударение (аварийное) в груженом состоянии** [3] - к заторможенному максимально загруженному вагону, прикладывается сжимающая ударная сила 3000 кН. Учитываются также: поперечная горизонтальная нагрузка от взаимодействия вагонов в кривых [4], внутреннее рабочее давление, давление от гидроудара [2]; **сжатие и растяжение при движении** продольной нагрузкой 1000 кН, груженого вагона при скорости 120 км/час. Учитываются вертикальная динамическая нагрузка (брутто) [4], внутреннее рабочее давление, давление от гидроудара [2],

[σ] = 155e6 Па – допускаемое напряжение [4]. Эпюры нагрузок приведены на рисунке 5.

2. Для оценки усталостной прочности котла выбираем только те виды нагружения, для которых выполняются условия (1). То есть, если количество циклов нагрузки мало за срок службы вагона и если напряжения не превышают предела выносливости материала тогда расчет усталостной прочности от такой нагрузки вести нецелесообразно.

$$\sum \frac{N_i}{[N]_i} \le 1, \qquad \frac{\sigma_{eq}}{[\sigma]} \le 1 \qquad (1)$$

3. По данным эксплуатации, расчетов и согласно [4] определим статистическое распределение максимумов растягивающих и сжимающих продольных сил. Так частость за 1 год эксплуатации для усилий 1000 кН **сжатия и растяжения при движении** – 0,289 и 0,269, а число циклов 5058 и 2018 соответственно. Дополнительно выбираем усилия соударения (при аварии и испытаниях) 3000 кН **сжатия и растяжения**, для которых частость – 0,0006 и 0,005, а число циклов 10 и 38 соответственно [4]. Определим характер каждой циклической нагрузки имеющей различные амплитуды и смещения симметрии цикла (Рис.4.).

4. Вагон-цистерна находится в сложном напряженном состоянии, поэтому необходимо нагружать котел набором нагрузок выбранных по условию (1) и скомпонованных по направлениям действия:

4.1. Вертикальные динамические – только нагрузки от сил тяжести котла и груза, тип нагрузок - на рисунке.4 в, 4 в соответственно;

4.2. Продольные горизонтальные – только нагрузки от сил гидроудара жидкости и продольной силы инерции котла, при эксплуатационном и аварийном соударении (без учета сил тяжести); тип нагрузок – на рисунках .4 *б*; 4 *б*, соответственно.

4.3. Поперечные горизонтальные – только нагрузки от сил инерции котла и груза (при перевалке и в кривой), тип нагрузки – на рисунке 4 *б*, 4 *б* соответственно. Уровень напряжений мал и не удовлетворяет условию (1), и в дальнейшем не учитывается.

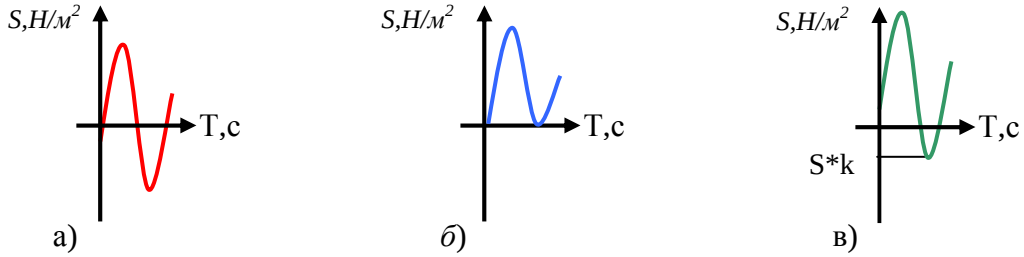
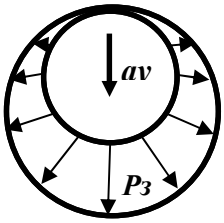
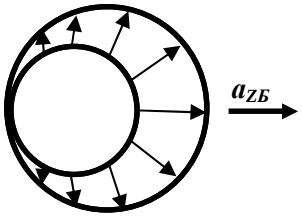


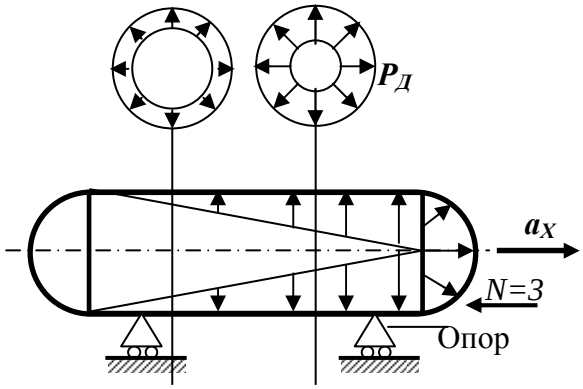
Рис.4. Тип цикла нагрузки: а) симметричный, б) пульсационный, в) с коэффициентом масштабирования.



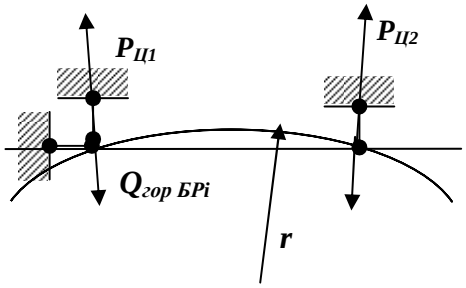
а) – от силы веса груза *Рз*,
ау – сила инерции котла



б) - боковая сила груза *Рбок*
$a_{ZБ}$ - сила инерции котла



в)–давление от гидроудара $P_Д$,
a_X – сила инерции котла



г) - боковая сила $N_{БОК}=\sum(P_{Цi} - Q_{гор.БРi})$
$P_{Цi}$ – центробежная сила,
$Q_{горБРi}$ – сила тяжести горизонтальная

Рис.5. Виды эпюр нагружения давлением, вертикальными и горизонтальными силами.

Расчет усталостных прочности проводится при помощи *S-N* усталостных кривых Велера для углеродистой стали Вст3 (Рис.6.). Работа конструкции учитывается в упругой области. Используется гипотеза линейного суммирования повреждений Пальмгрена-Майнера (2), когда доля поврежденности при любом уровне амплитуды напряжений пропорциональна отношению числа циклов действия напряжений n_i к полному числу циклов *No*, которое привело бы к разрушению при этом уровне. Число режимов нагружения обозначено *k*. Теоретически разрушение наступает при *D=1*.

$$D_i = \sum_{i=1}^{k} \frac{n_i}{N_O} \qquad (2)$$

Используемая линейная теория не описывает влияния очередности воздействия на котел напряжений различных уровней и предполагает, что предыдущая история нагружения не влияет на скорость накопления повреждений, что является недостатком данного метода.

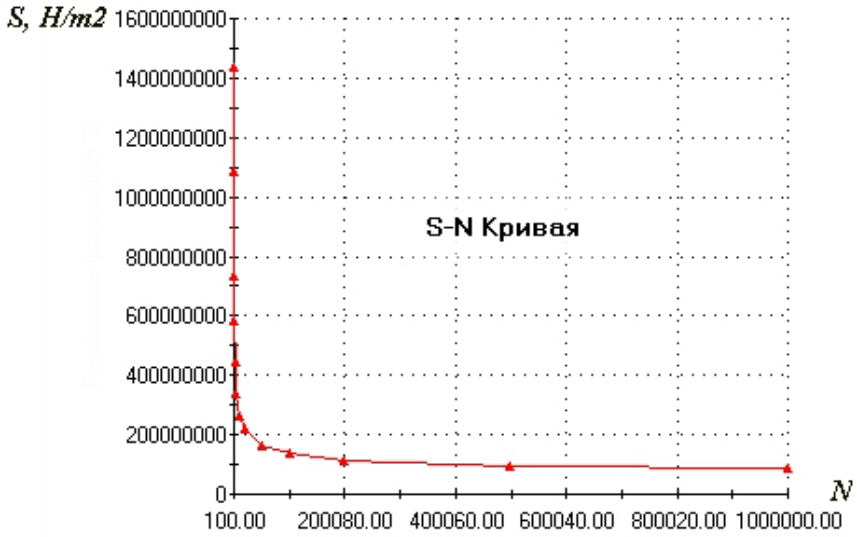


Рис.6. Кривая усталости равной вероятности разрушения.

Вертикальные динамические нагрузки – вызывают повреждаемость конструкции в зонах 2, 3 до 45 % за срок службы вагона.

Продольные горизонтальные эксплуатационные нагрузки – вызывают повреждаемость конструкции в зонах 4, 2 до 22 % за срок службы вагона.

Продольные горизонтальные аварийные нагрузки – вызывают повреждаемость конструкции в зоне 4, до 1 % за срок службы вагона.

Повреждаемость котла вагона-цистерны от суммы вертикальных динамических и продольных горизонтальных эксплуатационных нагрузок достигает 68% и представлена на рисунке 7.

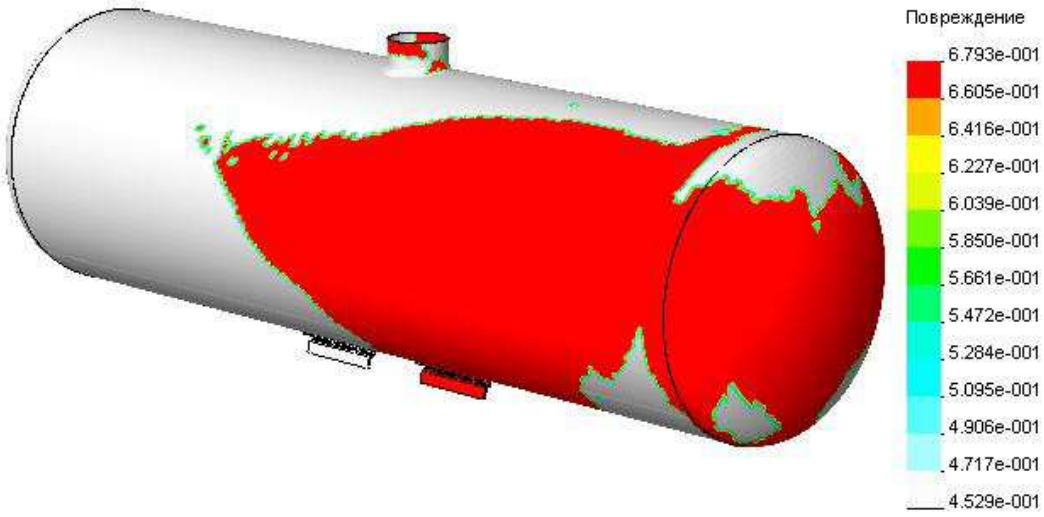


Рис.7. Повреждаемость котла от суммы вертикальных динамических и продольных горизонтальных эксплуатационных нагрузок за срок службы.

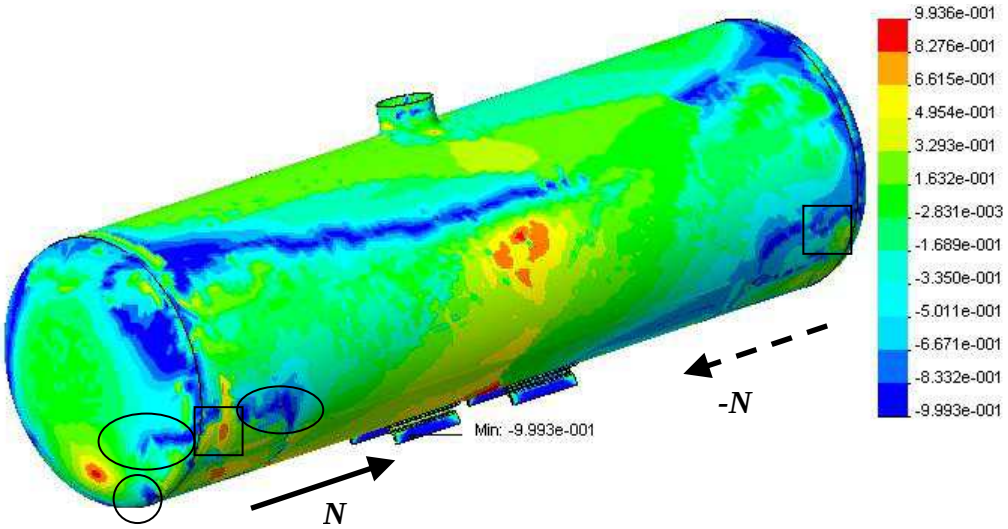


Рис.8. Двухосное напряженное состояние от суммы вертикальных динамических и продольных горизонтальных эксплуатационных нагрузок за срок службы

На рисунке 8 значение -1 указывает на чистый сдвиг, +1 указывает на чистое двухосное состояние. Характер распределения зон (обозначено кружками) действия строго касательных напряжений хорошо согласуется с зонами возникновения усталостных трещин, показанных на рисунке 1. В зонах, обозначенных квадратами, отмечены зоны перехода от чистого сдвига к двухосному состоянию, при перемене направления действия продольной нагрузки *N*.

На основании результатов конечно-элементного расчета усталостной прочности котла вагона-цистерны модели 15-Ц863 на комбинации циклических нагрузок, можно сделать вывод, что прочность котла при режимах нормальной эксплуатации удовлетворяет требованиям [1, 2] и имеет запас для продления срока службы. Следует обратить внимание на зоны сварных швов соединения обечайки и днища, нижнего листа котла в зоне лежневых опор и фасонных лап. Во время эксплуатации необходимо проводить диагностику швов методами неразрушающего контроля.

Литература

1. Правила международной перевозки опасных грузов по железным дорогам (МПОГ). Regulations concerning the International Carriage of Dangerous Goods by Rail (RID).
2. Организация сотрудничества железных дорог (ОСЖД), Приложение 2, Правила перевозок опасных грузов, к соглашению о международном железнодорожном грузовом сообщении (СМГС), от 1 июля 2005 года.
3. Памятка О + Р 516 Грузовые вагоны сообщения между железными дорогами колеи 1435 мм и железными дорогами 1520 мм. Технические предписания и технические условия для допуска вагонов, от 01.01.1999 г.
4. Нормы для расчета и проектирования вагонов, железных дорог МПС колеи 1520 мм (несамоходных)", Изменения и дополнения №1 и №2 ВНИИВ-ВНИИЖТ, М., 1996 г.
5. Грузовые вагоны железных дорог колеи 1520мм. Альбом –Справочник 002И-97 ПКБ ЦВ Проектностроительное бюро, 1998 г.

ЗГИН КРУГЛОЇ ПЛАСТИНИ З РАДІАЛЬНОЮ ТРІЩИНОЮ, БЕРЕГИ ЯКОЇ КОНТАКТУЮТЬ

В.К. Опанасович , М.С. Слободян

BENDING OF A CIRCULAR PLATE WITH A RADIAL CRACK WHOSE FLANKS ARE IN CONTACT

V.K.Opanasovych, M.S. Slobodyan

Львівський національний університет ім. Івана Франка, Львів, Україна

Abstract Bending of the circle isotropic plate with radial crack with contact shores is investigated. For want of solving of a problem was considered, that the shores of a crack come in contact on the upper basis on all it's length. A solving of a problem constructed with use of methods of the theory of functions of a complex variable and complex potentials. The system of singular integral equations was untied numerically with the help of method of mechanical quadratures. The numerical analysis of a problem is conducted, because of which constructed graphic dependence of contact pressure and moments intensity factor and strain intensity factor.

В багатьох галузях техніки широко використовуються пластинчаті елементи. Тріщиноподібні дефекти значною мірою впливають на їх експлуатаційні характеристики. Постановка задач згину пластин з тріщинами без урахування контакту берегів та методи їх розв'язування подано в монографіях [1-3]. Дослідження, які проведено в публікаціях [4-8], показують, що взаємодія поверхонь тріщин значно впливає на розподіл напружено-деформованого стану в околі дефектів. У роботі [8] досліджено згин круглої пластини з центральною тріщиною, береги якої контактують. В даній статті цей результат узагальнюється на випадок радіальної тріщини.

Постановка задачі.

Розглянемо круглу пластину радіуса R, яка містить радіальну прямолінійну тріщину завдовжки $2l$, береги якої вільні від зовнішнього навантаження. Пластина згинається рівномірно розподіленими моментами M_0 (див. рис. 1). Нехай під дією

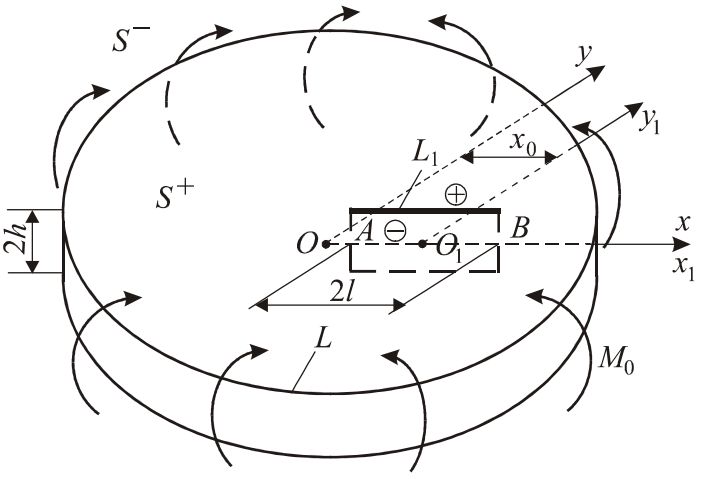


Рис. 1. Схема навантаження пластини та розміщення тріщини.

згинальних моментів береги тріщини приходять у гладкий контакт по лінії на верхній основі пластини. Виберемо в центрі серединної площини пластини початок декартової системи координат $Oxy\tilde{z}$, направивши вісь $O\tilde{z}$ перпендикулярно до неї. Введемо в площині Oxy полярну систему координат r і θ з полюсом у точці O та полярною

віссю Ox. Вважатимемо, що тріщина розміщено вздовж осі Ox. Пов'яжемо з тріщиною декартову систему координат $O_1x_1y_1$. Через A і B позначимо точки площини Oxy, які співпадають з кінцями тріщини; лінію, де розміщена тріщина, позначимо через L_1, границю круглої пластини – через L, область всередині круглої пластини – через S^+, ззовні – через S^-.

Оскільки береги тріщини контактують, то розв'язок задачі подамо у вигляді розв'язків двох задач: плоскої задачі та задачі згину (класична теорія); при таких крайових умовах

$$\sigma_{rr}=0,\ \sigma_{r\theta}=0,\ M_r=M_0,\ P_r=0,\ x\in L, \tag{1}$$

$$\sigma^{\pm}_{y_1y_1}=-N/(2h),\ \sigma^{\pm}_{x_1y_1}=0,\ M^{\pm}_{y_1}=hN,\ P^{\pm}=0,\ [v_{\Pi}]+h[\partial w/\partial y_1]=0,\ x_1\in L_1, \tag{2}$$

де N – контактне зусилля між берегами тріщини, $\sigma_{x_1y_1}$, $\sigma_{y_1y_1}$, σ_{rr} і $\sigma_{r\theta}$ – компоненти тензора напружень в декартові і полярній системах координат відповідно, v_{Π} – проекція вектора переміщень у плоскій задачі на вісь O_1y_1, w – прогин пластини в задачі згину, M_r і M_{y_1} – згинальні моменти, P_r – узагальнена в сенсі Кірхгофа перерізувальна сил; $[f]=f^+-f^-$, значками "+" і "–" позначені граничні значення функції при прямуванні точки площини до тріщини при $y_1\to\pm 0$.

Побудова розв'язку.

Для розв'язку задачі згину та плоскої задачі введемо комплексні потенціали [3, 9] відповідно $\Phi_{13}(z)$, $\Psi_{13}(z)$ та $\Phi_{1\Pi}(z)$ і $\Psi_{1\Pi}(z)$, які подамо у вигляді

$$\Phi_3(z)=\Phi_{13}(z)+\Phi_{23}(z),\ \Psi_3(z)=\Psi_{13}(z)+\Psi_{23}(z), \tag{3}$$

$$\Phi_{\Pi}(z)=\Phi_{1\Pi}(z)+\Phi_{2\Pi}(z),\ \Psi_{\Pi}(z)=\Psi_{1\Pi}(z)+\Psi_{2\Pi}(z), \tag{4}$$

де $\Phi_{13}(z)$, $\Psi_{13}(z)$ і $\Phi_{1\Pi}(z)$, $\Psi_{1\Pi}(z)$ – голоморфні ззовні тріщини функції, а $\Phi_{23}(z)$, $\Psi_{23}(z)$ і $\Phi_{2\Pi}(z)$, $\Psi_{2\Pi}(z)$ – голоморфні в області S^+, $z=x+iy$, $i^2=-1$.

Якщо ввести функції [3, 10]

$$\Phi_{2\left(\frac{3}{\Pi}\right)}(z)=-\overline{\Phi}_{2\left(\frac{3}{\Pi}\right)}\left(R^2/z\right)+R^2/z\,\overline{\Phi}'_{2\left(\frac{3}{\Pi}\right)}\left(R^2/z\right)+R^2/z^2\,\overline{\Psi}'_{2\left(\frac{3}{\Pi}\right)}\left(R^2/z\right),$$

$$\Omega_{13}(z_1)=-\overline{\Phi}_{13}(z_1)-z_1\overline{\Phi}'_{13}(z_1)-\overline{\Psi}_{13}(z_1), \tag{5}$$

$$\Omega_{1\Pi}(z_1)=\overline{\Phi}_{1\Pi}(z_1)+z_1\overline{\Phi}'_{1\Pi}(z_1)+\overline{\Psi}_{1\Pi}(z_1),$$

то для визначення напружено-деформованого стану пластини отримаємо

$$\begin{pmatrix}\tilde{g}\\ \sigma_{rr}+i\sigma_{r\theta}\end{pmatrix}=\begin{pmatrix}\Phi_{23}(z)\\ \Phi_{2\Pi}(z)\end{pmatrix}-\frac{R^2}{r^2}\begin{pmatrix}\Phi_{23}\left(R^2/\bar{z}\right)\\ \Phi_{2\Pi}\left(R^2/\bar{z}\right)\end{pmatrix}+\left(1-\frac{R^2}{r^2}\right)\left\{\begin{pmatrix}\overline{\Phi_{23}(z)}\\ \overline{\Phi_{2\Pi}(z)}\end{pmatrix}-\bar{z}\begin{pmatrix}\overline{\Phi'_{23}(z)}\\ \overline{\Phi'_{2\Pi}(z)}\end{pmatrix}\right\}+$$

$$+\begin{pmatrix}\Phi_{13}(z_1)\\ \Phi_{1\Pi}(z_1)\end{pmatrix}+\left(1+\frac{\bar{z}}{z}\right)\begin{pmatrix}\overline{\Phi_{13}(z_1)}\\ \overline{\Phi_{1\Pi}(z_1)}\end{pmatrix}+\frac{\bar{z}}{z}\left\{\begin{pmatrix}\Omega_{13}(\bar{z}_1)\\ -\Omega_{1\Pi}(\bar{z}_1)\end{pmatrix}-(z_1-\bar{z}_1)\begin{pmatrix}\overline{\Phi'_{13}(z_1)}\\ \overline{\Phi'_{1\Pi}(z_1)}\end{pmatrix}\right\}, \tag{6}$$

$$\begin{pmatrix}\tilde{f}\\ -(2i\mu/z)\cdot\partial(u_{\Pi}+iv_{\Pi})/\partial\theta\end{pmatrix}=\begin{pmatrix}\tilde{\kappa}\Phi_{23}(z)\\ \kappa\Phi_{2\Pi}(z)\end{pmatrix}+\frac{R^2}{r^2}\begin{pmatrix}\Phi_{23}\left(R^2/\bar{z}\right)\\ \Phi_{2\Pi}\left(R^2/\bar{z}\right)\end{pmatrix}-\left(1-\frac{R^2}{r^2}\right)\left\{\begin{pmatrix}\overline{\Phi_{23}(z)}\\ \overline{\Phi_{2\Pi}(z)}\end{pmatrix}-\right.$$

$$\left.-\bar{z}\begin{pmatrix}\overline{\Phi'_{23}(z)}\\ \overline{\Phi'_{2\Pi}(z)}\end{pmatrix}\right\}+\begin{pmatrix}\tilde{\kappa}\Phi_{13}(z_1)\\ \kappa\Phi_{1\Pi}(z_1)\end{pmatrix}-\left(1+\frac{\bar{z}}{z}\right)\begin{pmatrix}\overline{\Phi_{13}(z_1)}\\ \overline{\Phi_{1\Pi}(z_1)}\end{pmatrix}-\frac{\bar{z}}{z}\left\{\begin{pmatrix}\Omega_{13}(\bar{z}_1)\\ -\Omega_{1\Pi}(\bar{z}_1)\end{pmatrix}-(z_1-\bar{z}_1)\begin{pmatrix}\overline{\Phi'_{13}(z_1)}\\ \overline{\Phi'_{1\Pi}(z_1)}\end{pmatrix}\right\}, \tag{7}$$

$$\begin{pmatrix}\partial g/\partial x\\ \sigma_{yy}-i\sigma_{xy}\end{pmatrix}=\begin{pmatrix}\Phi_{13}(z_1)\\ \Phi_{1\Pi}(z_1)\end{pmatrix}-\begin{pmatrix}\Omega_{13}(\bar{z}_1)\\ -\Omega_{1\Pi}(\bar{z}_1)\end{pmatrix}+(z_1-\bar{z}_1)\begin{pmatrix}\overline{\Phi'_{13}(z_1)}\\ \overline{\Phi'_{1\Pi}(z_1)}\end{pmatrix}+\begin{pmatrix}\Phi_{23}(z)\\ \Phi_{2\Pi}(z)\end{pmatrix}+$$

$$+\left(1+\frac{R^2}{\bar{z}^2}\right)\begin{pmatrix}\overline{\Phi_{23}(z)}\\ \overline{\Phi_{2\Pi}(z)}\end{pmatrix}+z\left(1-\frac{R^2}{r^2}\right)\begin{pmatrix}\overline{\Phi'_{23}(z)}\\ \overline{\Phi'_{2\Pi}(z)}\end{pmatrix}+\frac{R^2}{\bar{z}^2}\begin{pmatrix}\Phi_{23}\left(R^2/\bar{z}\right)\\ \Phi_{2\Pi}\left(R^2/\bar{z}\right)\end{pmatrix}, \tag{8}$$

$$\begin{pmatrix} f \\ 2\mu\,\partial(u_{\Pi}+iv_{\Pi})/\partial x_1 \end{pmatrix}=\begin{pmatrix} \tilde{\kappa}\Phi_{13}(z_1) \\ \kappa\Phi_{1\Pi}(z_1) \end{pmatrix}+\begin{pmatrix} \Omega_{13}(\bar{z}_1) \\ -\Omega_{1\Pi}(\bar{z}_1) \end{pmatrix}-(z_1-\bar{z}_1)\begin{pmatrix} \overline{\Phi'_{13}(z_1)} \\ \overline{\Phi'_{1\Pi}(z_1)} \end{pmatrix}+\begin{pmatrix} \tilde{\kappa}\Phi_{23}(z) \\ \kappa\Phi_{2\Pi}(z) \end{pmatrix}-$$

$$-\left(1+\frac{R^2}{\bar{z}^2}\right)\begin{pmatrix} \overline{\Phi_{23}(z)} \\ \overline{\Phi_{2\Pi}(z)} \end{pmatrix}-z\left(1-\frac{R^2}{r^2}\right)\begin{pmatrix} \overline{\Phi'_{23}(z)} \\ \overline{\Phi'_{2\Pi}(z)} \end{pmatrix}-\frac{R^2}{\bar{z}^2}\begin{pmatrix} \Phi_{23}\left(R^2/\bar{z}\right) \\ \Phi_{2\Pi}\left(R^2/\bar{z}\right) \end{pmatrix}, \tag{9}$$

де μ – модуль зсуву, ν – коефіцієнт Пуассона, E – модуль Юнга, $z_1=x_1+iy_1=z-x_0$,

$$g=\frac{\partial w}{\partial x}+i\frac{\partial w}{\partial y},\ f=-\frac{1}{D(1-\nu)}\left(M_y+i\tilde{c}'+iH_{xy}+i\int_{t_0}^{t}N_y(\tau)d\tau\right),\ \kappa=\frac{3-\nu}{1+\nu},\ \tilde{\kappa}=\frac{3+\nu}{1-\nu},\ r^2=z\cdot\bar{z},$$

$$\tilde{g}=\frac{1}{iz}\frac{\partial}{\partial\theta}\left\{\left(\frac{\partial w}{\partial r}+\frac{i}{r}\frac{\partial w}{\partial\theta}\right)e^{i\theta}\right\},\ f=-\frac{1}{D(1-\nu)}\left(M_r+iH_{r\theta}+i\int_{0}^{s}N_n(s)ds\right),\ D=\frac{2Eh^3}{3(1-\nu^2)},$$

H_{xy} і $H_{r\theta}$ – крутні моменти в декартові та полярній системах координат відповідно.

Для функцій $\Phi_{23}(z)$ і $\Phi_{2\Pi}(z)$ справедливі подання

$$\Phi_{23}(z)=\begin{cases} A'_0+A'_1z+...,\ z\to 0, \\ B'_0+B'_1z^{-1}+...,\ z\to\infty, \end{cases} \tag{10}$$

$$\Phi_{2\Pi}(z)=\begin{cases} a'_0+a'_1z+...,\ z\to 0, \\ b'_0+b'_1z^{-1}+...,\ z\to\infty, \end{cases} \tag{11}$$

та виконуються умови

$$A'_0+\overline{B}'_0=0,\ B'_1=0,\ a'_0+\overline{b}'_0=0,\ b'_1=0. \tag{12}$$

Задача згину пластини.

З крайової умови (2) та формули (9) отримаємо задачу лінійного спряження

$$\left(\tilde{\kappa}\Phi_{13}(x_1)-\Omega_{13}(x_1)\right)^{+}-\left(\tilde{\kappa}\Phi_{13}(x_1)-\Omega_{13}(x_1)\right)^{-}=0,\ x_1\in L_1,$$

розв'язавши яку матимемо

$$\Omega_{13}(z_1)=\tilde{\kappa}\Phi_{13}(z_1). \tag{13}$$

На основі [2] функцію $\Phi_{13}(z_1)$ подамо у вигляді

$$\Phi_{13}(z_1)=\frac{1}{2\pi i}\int_{-l}^{l}\frac{y_1(t)dt}{t-z_1},\ y_1(x)=\frac{1}{1+\tilde{\kappa}}\left[\frac{\partial g}{\partial x}\right]. \tag{14}$$

Якщо ввести функцію

$$F_3(z)=\begin{cases} -\Phi_{23}(z)-\tilde{\kappa}\Phi_{13}(z-x_0),\ z\in S^-, \\ \tilde{\kappa}\Phi_{23}(z)+M_0(D(1-\nu))^{-1}-\left(1+R^2z^{-2}\right)\overline{\Phi}_{13}\left(R^2/z-x_0\right)- \\ -R^2z^{-2}\left\{\tilde{\kappa}\Phi_{13}\left(R^2/z-x_0\right)-\left(z-R^2/z\right)\overline{\Phi}'_{13}\left(R^2/z-x_0\right)\right\},\ z\in S^+, \end{cases} \tag{15}$$

то, на основі (1) і (7), вона задовольняє задачу лінійного спряження

$$F_3^{+}(s)-F_3^{-}(s)=0,\ s\in L. \tag{16}$$

Врахувавши (10) і (14), розв'язок задачі (16) можна подати у вигляді

$$F_3(z)=-B'_0,$$

звідки, беручи до уваги (15), отримаємо

$$\Phi_{23}(z)=\begin{cases} B'_0-\tilde{\kappa}\Phi_{13}(z-x_0),\ z\in S^-, \\ \left(-B'_0-M_0(D(1-\nu))^{-1}+\left(1+R^2z^{-2}\right)\overline{\Phi}_{13}\left(R^2/z-x_0\right)+\right. \\ \left.+R^2z^{-2}\left\{\tilde{\kappa}\Phi_{13}\left(R^2/z-x_0\right)-\left(z-R^2/z\right)\overline{\Phi}'_{13}\left(R^2/z-x_0\right)\right\}\right)/\tilde{\kappa},\ z\in S^+. \end{cases} \tag{17}$$

На основі крайової умови (2) та залежності (9) можемо записати

$$\tilde{\kappa}\Phi_{13}^{+}(x_1)+\tilde{\kappa}\Phi_{13}^{-}(x_1)+\tilde{\kappa}\Phi_{23}(x_1+x_0)-\left\{1+R^2(x_1+x_0)^{-2}\right\}\overline{\Phi_{23}(x_1+x_0)}-\left\{x_1+x_0-R^2/(x_1+x_0)\right\}\times$$

$$\times\overline{\Phi'_{23}(x_1+x_0)}-R^2(x_1+x_0)^{-2}\Phi_{23}\left(R^2/(x_1+x_0)\right)=m\left(M_y+i\tilde{c}'\right),\ m=-(D(1-\nu))^{-1},\ x_1\in L_1. \tag{18}$$

Взявши до уваги вирази для функцій $\Phi_{13}(z_1)$ (14) і $\Phi_{23}(z)$ (17), для знаходження невідомої функції $y_1(t)$ з (18) отримаємо сингулярне інтегральне рівняння

$$\int_{-1}^{1}\left\{K(\eta,\xi)Y_1(\eta)+L(\eta,\xi)\overline{Y_1(\eta)}\right\}d\eta=\tilde{m}\,hN/M_0+\tilde{m}ic+P(\xi),\ \xi\in[-1,1], \tag{19}$$

де

$$L(\eta,\xi)=\frac{\lambda}{2\pi i}\left\{-\frac{T}{\tilde{\kappa}}+\frac{T-X}{TX-1}+\frac{X-T-XT^2+T^3}{(TX-1)^2}\right\},\ K(\eta,\xi)=\frac{\tilde{\kappa}}{\pi i}\frac{1}{\eta-\xi}+\frac{\lambda}{2\pi i\tilde{\kappa}}\{-\tilde{\kappa}T+$$

$$+\frac{\tilde{\kappa}T-\tilde{\kappa}X+T+\tilde{\kappa}^2T}{TX-1}+\frac{3X-3T-T^2X+T^3}{(TX-1)^2}+\frac{4T^2X-2TX^2-2T^3}{(TX-1)^3}\Bigg\},\ P(\xi)=1.5(1+\nu),$$

$$T=X_0+\lambda\eta,\ X=x_0+\lambda\xi,\ \lambda=l/R,\ X_0=x_0/R,\ x_1=l\xi,\ t=l\eta,\ c=Eh^3\tilde{c}'/M_0,$$

$$\tilde{m}=-1.5(1+\nu),\ y_1(t)Eh^3/M_0=Y_1(t)=Y_{11}(t)+iY_{12}(t),\ Y_{1j}(t)-\text{дійсні функції}\ (j=1,2).$$

Рівняння (19) доповнюємо додатковими умовами

$$\int_{-1}^{1}Y_1(\eta)d\eta=0,\ \int_{-1}^{1}\eta Y_{11}(\eta)d\eta=0, \tag{20}$$

які виражають собою однозначність кутів повороту та прогину пластини при обході контуру тріщини.

Плоска задача.

Для плоскої задачі на основі формул (6)-(12) та крайових умов (1), (2), як це було зроблено у задачі згину, можна отримати наступні співвідношення

$$\Phi_{1\Pi}(z_1)=\Omega_{1\Pi}(z_1), \tag{21}$$

$$\Phi_{1\Pi}(z_1)=\frac{1}{2\pi}\int_{-l}^{l}\frac{g_1'(t)dt}{t-z_1},\ g_1'(x_1)=\frac{2\mu}{i(1+\kappa)}\left[\frac{\partial(u_\Pi+iv_\Pi)}{\partial x_1}\right], \tag{22}$$

$$\Phi_{2\Pi}(z)=\begin{cases}b_0'+\Phi_{1\Pi}(z-x_0),\ z\in S^-,\\ b_0'-(1+R^2z^{-2})\overline{\Phi}_{1\Pi}(R^2/z-x_0)+R^2z^{-2}\{\Phi_{1\Pi}(R^2/z-x_0)+\\ \quad+(z-R^2/z)\overline{\Phi}_{1\Pi}'(R^2/z-x_0)\},\ z\in S^+.\end{cases} \tag{23}$$

З крайової умови (2) та формули (8) отримаємо

$$-0.5\,N/h=\Phi_{1\Pi}^+(x_1)+\Phi_{1\Pi}^-(x_1)+\Phi_{2\Pi}(x_1+x_0)+\left\{1+R^2(x_1+x_0)^{-2}\right\}\overline{\Phi_{2\Pi}(x_1+x_0)}+$$

$$+\left\{x_1-R^2/(x_1+x_0)\right\}\overline{\Phi_{2\Pi}'(x_1+x_0)}+R^2(x_1+x_0)^{-2}\Phi_{2\Pi}(R^2/(x_1+x_0)),\ x_1\in L_1. \tag{24}$$

Врахувавши залежності (21)-(23), на основі (24) отримаємо сингулярне інтегральне рівняння для знаходження невідомої функції $g_1'(t)$, яке в безрозмірних координатах має вигляд

$$\int_{-1}^{1}\left\{R(\eta,\xi)G_1'(t)+S(\eta,\xi)\overline{G_1'(t)}\right\}d\eta=-0.5\,hN/M_0,\ \xi\in[-1,1], \tag{25}$$

де

$$S(\eta,\xi)=\frac{\lambda}{2\pi}\left\{T+\frac{T-X}{TX-1}+\frac{X-T-T^2X+T^3}{(TX-1)^2}\right\},\ R(\eta,\xi)=\frac{1}{\pi(\eta-\xi)}+\frac{\lambda}{2\pi}\left\{T+\frac{2T+T-X}{TX-1}+\right.$$

$$\left.+\frac{3X-3T-T^2X+T^3}{(TX-1)^2}+\frac{4T^2X-2TX^2-2T^3}{(TX-1)^3}\right\},\ \frac{h^2g_1'(t)}{M_0}=G_1(t)=G_{11}(t)+iG_{12}(t),$$

$G_{1j}(t)-\text{дійсні функції}\ (j=1,2).$

Виходячи з умов однозначності переміщень при обході контуру тріщини, отримаємо

$$\int_{-1}^{1} G_1(\eta)d\eta = 0\,. \tag{26}$$

Зауважимо, що на основі (2) функції $Y_{12}(\eta)$ і $G_{11}(\eta)$ пов'язані співвідношенням

$$G_{11}(\eta) + \frac{1+\tilde{\kappa}}{(1+\kappa)(1+\nu)} Y_{12}(\eta) = 0\,,\ \eta \in [-1,1]. \tag{27}$$

Маючи вираз для комплексних потенціалів плоскої задачі та задачі згину, можемо обчислити коефіцієнти інтенсивності зусиль (КІЗ) і моментів (КІМ) [2].

Числовий аналіз задачі та висновки.

Отримана система сингулярних інтегральних рівнянь (19), (20), (25)-(27) розв'язана чисельно за допомогою методу механічних квадратур [11]. Проведено числовий аналіз задачі, який подано на рис. 2-5 при $\nu = 0.3$. Якщо вважати, що пластина безмежна $(\lambda = 0)$, то приходимо до результатів робіт [4, 6], а у випадку центральної тріщини $(X_0 = 0)$ – до результатів роботи [8].

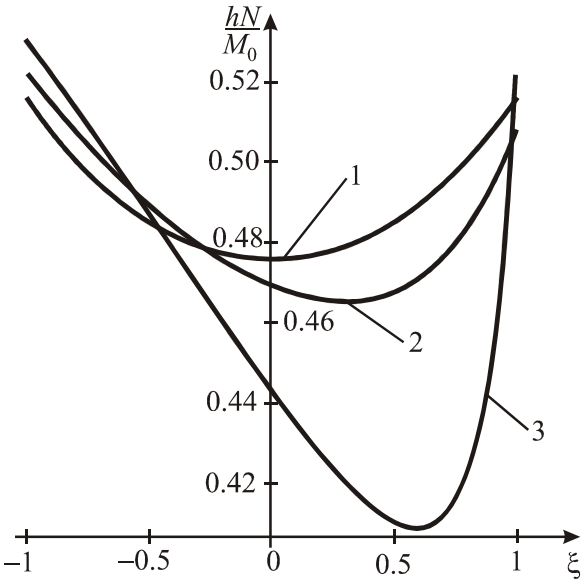


Рис. 2. Графічна залежність приведеного контактного зусилля для $\lambda = l/R = 0.5$ при різних $X_0 = x_0/R$ (крива 1 – $X_0 = 0$, крива 2 – $X_0 = 0.3$, крива 3 – $X_0 = 0.4$).

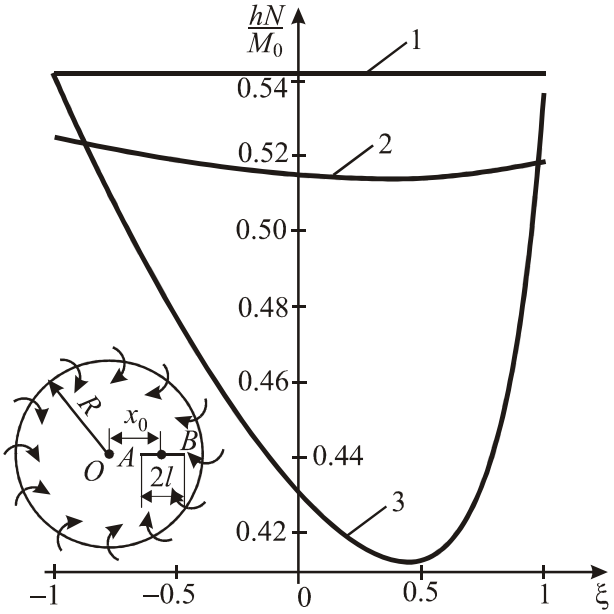
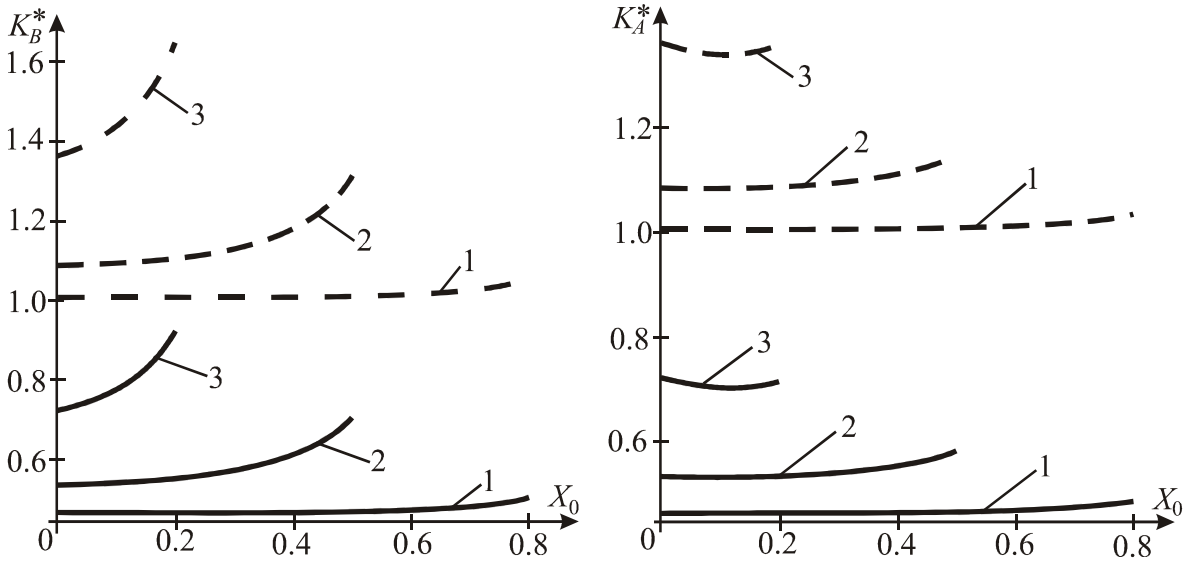


Рис. 3. Графічна залежність приведеного контактного зусилля для $X_0 = x_0/R = 0.25$ при різних $\lambda = l/R$ (крива 1 – $\lambda = 0$, крива 2 – $\lambda = 0.3$, крива 3 – $\lambda = 0.4$).

Як видно з рис. 2 і 3 контактне зусилля між берегами тріщини для круглої пластини з прямолінійною тріщиною є меншим ніж для безмежної пластини з тією ж тріщиною [4]; при наближенні тріщини до межі пластини контактне зусилля поблизу тієї вершини, яка знаходиться ближче до краю пластини; мінімум контактного зусилля зменшується при наближенні тріщини до краю пластини.

На основі рис. 4 можна зробити висновки: при віддалені тріщини від центру пластини КІМ у вершині B зростають, а у вершині A спочатку спадають а потім починають зростати; КІМ з урахуванням контакту берегів тріщини є значно менші ніж без його врахування; КІМ для круглої пластини є більшими ніж для безмежної пластини [8]; чим довша тріщина в порівнянні з радіусом кругової пластини тим КІМ є більшими; КІМ у вершині B є більшими ніж у вершині A.



а) б)

Рис. 4. Графічна залежність приведених коефіцієнтів інтенсивності моментів $K^* = K_1/\left(M_0\sqrt{l}\right)$ від відносної відстані від центру тріщини до центру пластини при різних довжинах тріщини (крива 1 – $\lambda = l/R = 0.1$, крива 2 – $\lambda = 0.4$, крива 3 – $\lambda = 0.7$).

Числовий аналіз показав, що між КІМ K_1 та КІЗ $k^* = k_N/\left(M_0\sqrt{l}\right) = k_1$ існує залежність

$$\frac{k_1}{K_1} = \frac{3(1+\nu)}{3+\nu},$$

тому графічної залежності для КІЗ k_1 не наводимо.

На основі енергетичного критерію руйнування [12-14] знайдемо величину приведеного граничного моменту $\tilde{M} = \frac{M_0}{2h^2}\sqrt{\frac{\pi l}{2\gamma_* E}}$ з урахуванням контакту берегів тріщин (суцільні лінії)

$$\tilde{M} = \frac{M_0}{2h^2}\sqrt{\frac{\pi l}{2\gamma_* E}} = \frac{3+\nu}{\sqrt{6(1+\nu)(3+2\nu)}}\frac{1}{K_1},$$

та без врахування контакту берегів тріщини (штрихові лінії)

$$\tilde{M} = \frac{M_0}{2h^2}\sqrt{\frac{\pi l}{2\gamma_* E}} = \sqrt{\frac{3+\nu}{3+3\nu}}\frac{1}{K_1},$$

де γ_* – густина ефективної поверхневої енергії матеріалу.

Як видно з рис. 5 величина критичного моменту, коли проходить руйнування пластини, спадає при зростанні відносної довжини тріщини λ; врахування контакту берегів тріщини приводить до збільшення величини критичного моменту в порівнянні, якщо, контакту берегів не враховувати; при віддалені тріщини від центру пластини критичне значення моменту спадає.

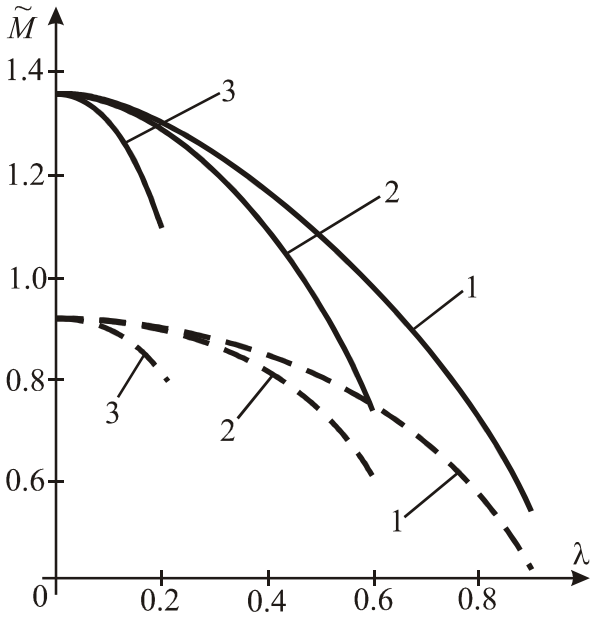


Рис. 5. Графічна залежність приведеного критичного моменту від відносної довжини тріщини $\lambda = l/R$ при різному розміщенні тріщини (крива 1 – $X_0 = x_0/R = 0$, крива 2 – $X_0 = 0.3$, крива 3 – $X_0 = 0.7$).

Література

1. Бережницький Л. Т., Делявський М. В., Панасюк В. В. Изгиб тонких пластин с дефектами типа трещин. К.: Наук. думка, 1979. – 400 с.
2. Саврук М. П. Двумерные задачи упругости для тел с трещинами. – К.: Наук. Думка, 1981. – 324 с.
3. Прусов И. А. Метод сопряжения в теории плит. Минск, Изд-во БГУ, 1975. – 256 с.
4. Шацький І. П. Згин пластини, ослабленої розрізом з контактуючими берегами. Доп. АН УРСР. Сер. А. Фіз.-мат. та техн. науки, 1988, № 7. – с. 49-51.
5. І. Шацький, В. Перепічка, Т. Даляк, А. Щербій. Задачі теорії пластин та оболонок із взаємопов'язаними крайовими умовами на розрізах// Матем. проблеми механіки неоднорідних структур: в 2-х т. Львів: Каменяр, 2000. – Т. 2, с. 51-54.
6. M. J. Young, C. T. Sun. Influence of crack closure on the stress intensity factor in bending plates – A classical plate solution. International journal of fracture. – Vol. 55, 1992. – pp. 81-93.
7. Y. W. Kwon. Finite analysis of crack closure in plate bending. Computers and Structures. – Vol. 32, No. 6, 1989. – pp. 1439-1445.
8. Опанасович В., Слободян М. Згин круглої пластини з центральною тріщиною з урахуванням контакту її берегів // Тези всеукраїнської наукової конференції "Сучасні проблеми механіки" . – Львів, 5-8 грудня 2005 р. – с. 15-16.
9. Мусхелишвили Н. И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. – М.:Наука, 1966. – 708 с.
10. Прусов И. А. Некоторые задачи термоупругости. Минск: Изд-во Белорус. ун-та, 1962. – 200 с.
11. Панасюк В. В., Саврук М. П., Дацышин А. П. Распространение напряжений около трещин в пластинах и оболочках. – К.: Наук. думка, 1976. – 444 с.
12. Осадчук В. А. Напряженно-деформированное состояние и предельное равновесие оболочек с разрезами. – Киев: Наук. думка , 1985. – 224 с.
13. Шацкий И.П. Взаимодействие коллинеарных разрезов с контактирующими кромками в изгибаемой пластине // Физ.-хим. механика материалов. – 1990. – 26, № 3. – с. 70-75.
14. A. L. Zehnder, M. J. Viz. Fracture mechanics of thin plates and shells under combined membrane, bending and twisting loads. Applied mechanics reviews. – 2005. – Vol. 58, Issue 1. – pp. 37-48.

ДОСЛІДЖЕННЯ СТІЙКОСТІ ДО СПРАЦЮВАННЯ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ, ЩО МІСТЯТЬ МОДИФІКОВАНИЙ УЛЬТРАЗВУКОМ «ГІБРИДНИЙ» НАПОВНЮВАЧ

А.В. Букетов[1] , П.Д. Стухляк[1], І.В. Чихіра[1], І.Г. Добротвор[1], Е.М Кальба[2]

RESEARCH OF THE WEAR RESISTANCE OF EPOXYCOMPOSITES CONTAINING HYBRID FILLERS MODIFIED BY ULTRASOUND

A.V. Buketov, P.D. Stuhlyak, I.V. Chyhira, I.G. Dobrotvor, E.M. Kalba

[1]Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна
[2]Тернопільський національний педагогічний університет імені В. Гнатюка, Україна

Abstract. Existence of chemical and physical links between active groups of epoxy resin and dispersed particles is determined due. It provides forming interlayers in the filled systems. Influence of nature of dispersed fillers on adhesive resistance and physical-mechanical properties of polymer-composites. Experimentally it is proved, that preliminary processing a ultrasonic field disperse and fibrous store allows to adjust in a wide range operational.

Вступ. Одним з основних критеріїв, що характеризують надійність роботи устаткування в умовах впливу агресивних середовищ є його стійкість до спрацювання. Вказаний параметр найбільш суттєвим є для механізмів, які перебувають в умовах постійного впливу динамічних навантажень і градієнту температур [1]. В таких умовах у ділянці контакту захисних покриттів і частинок гідроабразивного середовища постійно виникають фізико-механічні процеси, що призводять до руйнування поверхонь обладнання. Виходячи з цього для захисту від руйнування та продовження міжремонтного терміну роботи обладнання сучасна промисловість ставить високі вимоги до підвищення експлуатаційних характеристик захисних покриттів. У цьому плані перспективним є використання епоксидних композитних матеріалів (КМ), що містять «гібридний» (дисперсний і волокнистий) наповнювач. При цьому, цікавим з наукової і практичної точки зору, є проведення попередньої модифікації інгредієнтів композиту, на попередній стадії їх формування, зовнішніми полями, зокрема ультразвуковою обробкою (УЗО). Це дозволить суттєво підвищити когезійну міцність епоксикомпозитів, а, як наслідок, поліпшити їх стійкість до спрацювання.

Метою роботи є дослідження стійкості до спрацювання епоксикомпозитів, що містять модифікований ультразвуком «гібридний» наповнювач.

Матеріали та методика досліджень. Об'єктом дослідження вибрано епоксикомпозити на основі епоксидно-діанового олігомера марки ЕД-20. Твердіння КМ проводили з використанням твердника поліетиленполіаміну при нормальних умовах. Для поліпшення властивостей епоксикомпозитів використовували дисперсні та волокнисті наповнювачі. На основі попередніх досліджень як дисперсний наповнювач вибрано газову сажу (ГС) при оптимальній концентрації - 50 мас.ч наповнювача на 100 мас.ч. епоксидіанової смоли ЕД-20 [2]. Досліджувані зразки формували у вигляді тришарового покриття з розміром 20х10х4 мм з використанням скляної, базальтової та вуглецевої тканин. З метою підвищення ступеня зшивання матриці у поверхневих шарах проводили УЗО епоксидної композиції і тканин незалежно, згідно розробленої методики [3].

Для визначення відносної гідроабразивної стійкості до спрацювання застосовували стандартну методику згідно ГОСТ 23201-78, щодо випробування

матеріалів на гідроабразивне зношування за допомогою відцентрового прискорювача. Зразки досліджували в умовах впливу гідроабразивної суміші з технічної води і абразивних частинок у співвідношенні 5:1. Зазначимо, що дослідження проводили при різних кутах атаки гідроабразивної суміші на зразки, причому кут атаки змінювали у межах: $\alpha=30\ldots90^{o}$. Швидкість обертання відцентрового прискорювача становила 3000 об/хв.

Відносну стійкість до спрацювання визначали за формулою:

$$\varepsilon = \frac{\delta_e}{\delta_з},$$

де δ_e - втрата маси еталонного зразка (сталь Ст.3), кг; $\delta_з$ - втрата маси досліджуваного зразка, кг.

Обговорення результатів експерименту. Для покращення когезійних властивостей і стійкості до спрацювання КМ досліджувані зразки формували шляхом пошарового укладання тканин різної хімічної природи, між якими наносили епоксидну композицію з дисперсним наповнювачем (ГС). Зазначимо, що на основі попередніх досліджень експериментально встановлено вплив природи тканини на когезійні властивості КМ, які працюють в умовах статичних навантажень [2]. Тому, у подальшому з метою поліпшення когезійної міцності і стійкості до спрацювання КМ вважали доцільним формувати захисні покриття шляхом пошарового укладання тканин різної природи, враховуючи результати досліджень наведених у роботі [2]. У подальшому прийнято такі варіанти формування захисних покриттів: І-варіант: 1-шар базальтової тканини, 2-шар вуглецевої тканини, 3-шар скляної тканини; ІІ-варіант: 1,2-шари базальтової тканини, 3-шар вуглецевої тканини, ІІІ-варіант: 1,3-шар базальтової тканини, 2-шар вуглецевої тканини. Згідно з результатів попередніх досліджень [3], найкращі адгезійні властивості (порівняно з іншими тканинами) має базальтове волокно. У зв'язку з цим, як адгезійний шар, що контактує зі стальною основою, вибрано базальтову тканину в усіх варіантах формування покриттів. Наступні шари, які характеризують міцністні властивості самого композиту, вибирали виходячи з їх когезійних характеристик.

Експериментальними дослідженнями встановлено високу стійкість до спрацювання полімеркомпозитів на основі епоксидної матриці відносно сталі Ст.3 незалежно від способу укладання тканин (рис.1). Встановлено, що використання у вигляді 1-го шару, що безпосередньо контактує з металевою поверхнею, базальтової тканини, дозволяє значно підвищити не лише адгезійну міцність, а й стійкість до спрацювання КМ. Це досягається за рахунок вищої адгезійної міцності базальтової тканини до металевої основи, порівняно з іншими досліджуваними тканинами, та формуванням структури з більшою кількістю ефективних вузлів структурної сітки. Крім того, додаткова ультразвукова обробка тканин сприяє більшому проникненню епоксидної композиції у проміжки між волокнами тканин, що покращує зшивання епоксидної композиції з базальтовою тканиною. Використання у вигляді 1-го шару скляної та вуглецевої тканини недоцільно, оскільки адгезійні властивості вказаних тканин на 20-26% нижчі [2].

У подальшому головним критерієм при виборі 2-го шару покриття були демпфуючі властивості епоксикомпозитів під впливом гідроудару абразивної суміші. Експериментально встановлено, що найкращі демпфуючі характеристики виявлено у КМ, де поєднано базальтову та вуглецеву тканини, що характерно для 1-го і 3-го варіанту формування композиту (рис. 1). Таке поєднання дозволяє максимально знизити проникнення абразивної суміші у об'єм покриття внаслідок часткового руйнування поверхневого (3-го) шару і значних демфувальних властивостей 2-го шару. При виборі 3-го шару покриття враховувалось можливість тканин сприяти зміцненню попередньо створених зв'язків між тканинами попередніх шарів. Крім того, поверхневий шар має мати високі когезійну міцність на межі поділу фаз «тканина –

епоксидна матриця – наповнювач». Встановлено, шо найкращі когезійні характеристики, а, відповідно, стійкість до спрацювання характерні для покриття, що сформоване за третім варіантом: 1,3-шари базальтова тканина, 2-шар вуглецева тканина. (рис.1). Тобто використання у вигляді 3-го шару базальтової тканини, порівняно з вуглецевою і скляною тканинами, забезпечує підвищення стійкості до спрацювання КМ на 16…20% залежно від кута атаки гідроабразивної суміші.

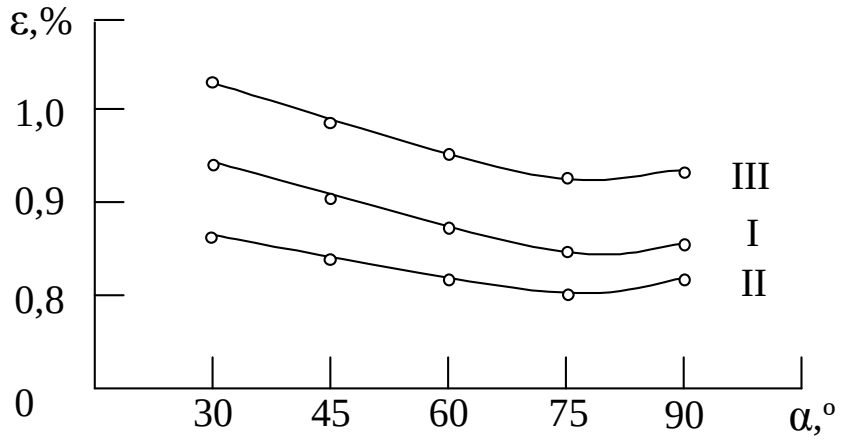


Рис.1. Залежність відносної стійкості до спрацювання від кута атаки (α) гідроабразивної суміші для покриттів, сформованих за варіантами: I-варіант: 1-шар базальтової тканини, 2-шар вуглецевої тканини, 3-шар скляної тканини; II-варіант: 1,2-шари базальтової тканини, 3-шар вуглецевої тканини, III-варіант: 1,3-шар базальтової тканини, 2-шар вуглецевої тканини.

З метою підтвердження результатів вище описаних досліджень стійкості до спрацювання КМ у роботі проведено дослідження поверхні матеріалів методом електронної мікроскопії. Експериментально встановлено, що при використанні КМ, сформованих за першим і другим варіантом реалізується пружнопластичний ковзальний контакт абразивних частинок на поверхні КМ і спрацювання відбувається внаслідок багатократного пластичного деформування матеріалу абразивом. При цьому на поверхні полімеркомпозитів утворюються канавки у напрямку швидкості різання, що підтверджено результатами оптичної мікроскопії (рис.2,а). Крім того, спостерігали пластичний характер руйнування поверхні покриття з одночасною деформацією його поверхневого шару абразивними частинками середовища, що свідчить про недостатні когезійні властивості композитів, сформованих за другим варіантом (рис. 2,б).

Водночас, при дослідженні КМ, сформованих за третім варіантом, внаслідок ковзальної дії гідроабразивної суміші, інтенсивність зношування незначна, оскільки нормальні зусилля у ділянці контакту мають невеликі значення (рис.2,б). Отже, у цьому випадку спрацювання є результатом мікрорізання та, частково, пластичного деформування матеріалу.Відомо [4], що під впливом гідроабразиву виникає процес спрацювання поверхні матеріалу, який зумовлює виникнення мікротріщин у ділянці контакту. Крім того, важливим є дослідження процесу мікрорізання з утворенням рельєфної поверхні, залежно від кута падіння гідроабразивної суміші, оскільки поверхня захисного покриття при гідроабразивному спрацюванні піддається постійній дії гідроабразивної суміші під різними кутами. У зв’язку з цим наступним етапом було проведення аналізу результатів досліджень з метою визначення впливу кута атаки гідроабразиву на стійкість до спрацювання КМ.

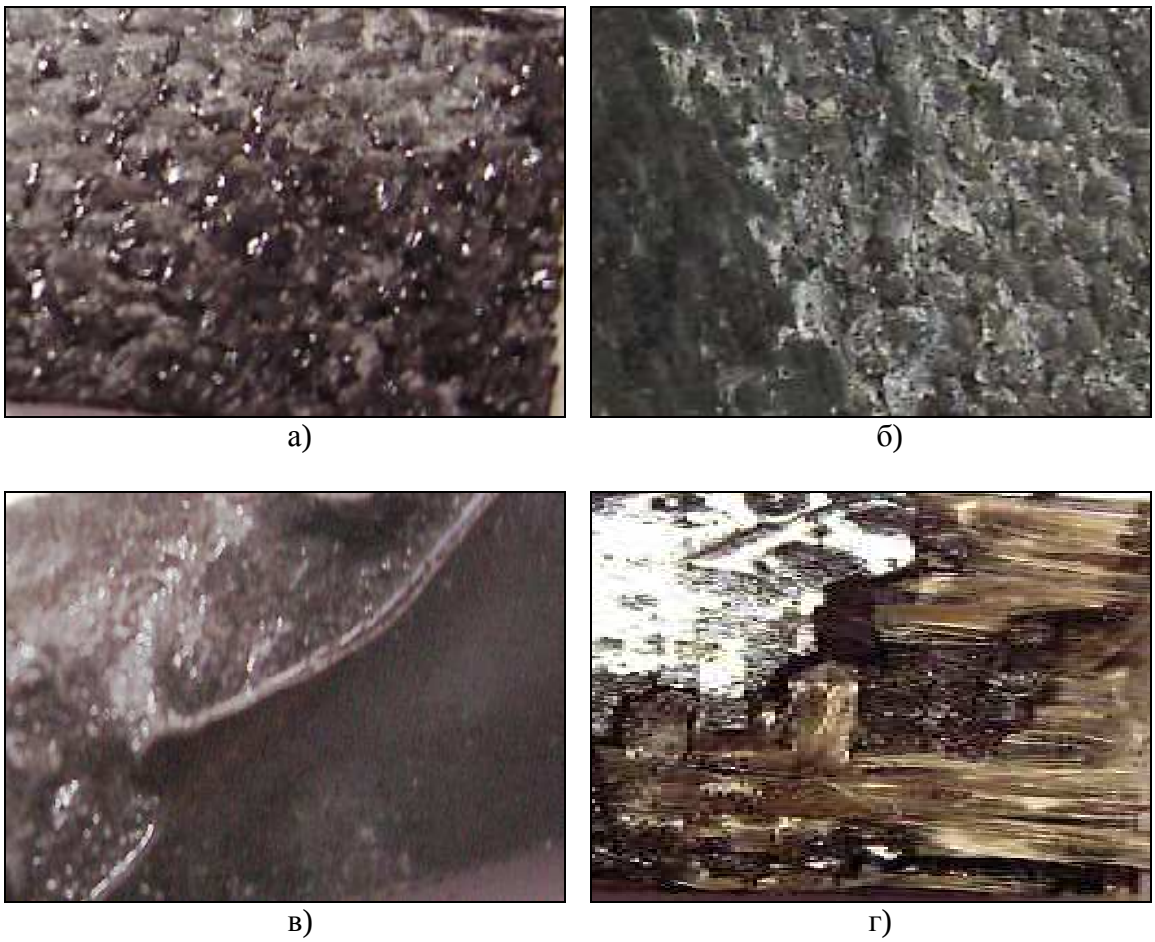
а)

б)

в)

Рис.2. Вигляд поверхні після гідроабразивного руйнування при куті атаки гідроабразивної суміші 60º композитів з дисперсними частинками газової сажі (50 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидної смоли ЕД-20), що містять тканини, які укладені за такими варіантами: а) базальтова, скляна і вуглецева тканини; б) базальтова, базальтова і вуглецева тканини; в) базальтова, вуглецева і базальтова тканини.

Експериментально встановлено, що при невеликих кутах атаки (α=30…60^o) інтенсивність спрацювання досліджуваних КМ була незначною, оскільки руйнування матеріалу супроводжувалось ковзанням абразивних частинок по поверхні досліджуваного зразка (рис. 1). При цьому, рух потоку гідроабразивної суміші відбувався по дотичній відносно поверхні захисного покриття. Експериментально встановлено, що для усіх досліджуваних полімеркомпозитів при збільшенні кута атаки інтенсивність спрацювання зростає і досягає свого максимального значення при куті атаки α=75^o. Це зумовлено у першу чергу великими значеннями нормальних і тангенціальних напружень, що виникають у матеріалі покриття, при дії гідроабразиву під вказаним кутом. Показано (рис.3, а,б), що при кутах атаки гідроабразиву α=30…45º на поверхні матеріалу помітні ділянки руйнування матриці внаслідок мікрорізання частинками кварцевого піску. Водночас, при куті атаки α=60º спостерігали пластичну деформацію, де помітні ділянки макророзривів. Внаслідок цього збільшується руйнування КМ. Показано (рис. 3,г,д), що найбільше руйнуються покриття при кутах атаки α=75…90º. У кінці досліджень на поверхні зразків виявлено суттєве руйнування не лише епоксидної матриці, але й тканини поверхневого шару покриттів. Це підтверджує попередні дослідження і свідчить про важливість врахування кута атаки гідроабразиву при нанесенні захисних покриттів на довговимірні поверхні складного профілю.



а) б) в) г) д)

Рис.3. Вигляд поверхні композитів після гідроабразивного руйнування при різних кутах атаки (α) гідроабразивної суміші: а) α=30º; б) α=45º; в) α=60º; г) α=75º; д) α=90º.

Висновки

На основі результатів проведених досліджень розроблено технологію формування композитних матеріалів для захисту технологічного устаткування від гідроабразивного спрацювання. Експериментально встановлено доцільність використання базальтових, вуглецевих і скляних тканин для покращення стійкості до спрацювання обладнання. Показано, що найкращу стійкість до спрацювання мають захисні покриття, сформовані за варіантом: 1,3-шар базальтової тканини, 2-шар вуглецевої тканини. При цьому зазначимо, що попередньо з метою поліпшення когезійної міцності композитів слід провести модифікацію інгредієнтів матеріалу ультразвуковою обробкою. Одночасна обробка ультразвуком тканин і епоксидних композицій з дисперсним частинками газової сажі забезпечить максимальне гелеоутворення матриці у поверхневих шарах, що дозволить значно підвищити стійкість до спрацювання епоксикомпозитів. Встановлено, що найбільшу інтенсивність зношування матеріалів спостерігали при куті

атаки, який становить 75°. Це пов’язано з комплексним впливом процесів мікрорізання та пластичного деформування матеріалу, що зумовлено значними дотичними і нормальними напруженнями в епоксикомпозитах при дії гідроабразива.

Враховуючи вище сказане, у майбутньому авторами планується проведення експериментальних досліджень корозійної тривкості розроблених захисних покриттів.

Література

1. Богданович П.Н., Прущак В.Я. Трение и износ в машинах.-Минск: Вышейшая школа, 1999.-376с.
2. Букетов А.В., Стухляк П.Д., Чихіра І.В. Дослідження фізико-механічних властивостей модифікованих ультразвуковим полем епоксипластів, що містять “гібридний” наповнювач // Вопросы химии и химической технологи.-2005.-№6.-С.122-128.
3. Букетов А.В., Стухляк П.Д., Чихіра І.В., Микитишин А.Г. Епоксикомпозити. Вплив ультразвукової обробки волокон у водяному середовищі на релаксаційні процеси // Хімічна промисловість України.-2005.-№3.-С.29-34.
4. Справочник по триботехнике: в 3т./Под общ.ред.М.Хебды,А.В.Чичинадзе.-М.,1989.-Т.1:Теоретические основы.-400с.

ВІДШАРУВАННЯ ТОНКОГО ЖОРСТКОГО ВКЛЮЧЕННЯ ПРИ ЦИКЛІЧНОМУ НАВАНТАЖЕННІ ЗА УМОВ ПЛОСКОЇ ЗАДАЧІ ТЕРМОПРУЖНОСТІ

Г.Т. Сулим[1], М.М. Кундрат[2]

SEPARATION OF A THIN RIGID INCLUSION UNDER CYCLIC LOADING WITH THE ASSUMPTION OF THE PLANE THERMOELASTICITY PROBLEM

H.T. Sulym, M.M. Kundrat

[1]Львівський національний університет ім. Івана Франка, Україна
[2]Національний університет водного господарства та природокористування, Україна

Abstract Separation of a rigid thin inclusion heated up to the set temperature is investigated in conditions of a plane problem thermoelasticity. Development of localized zones of prefracture (the weakened contact) precedes inclusions separation in a vicinities of its ends. They can correspond to regions of damages, plastic deformation, partial break of connection and another precedes. The analytical solution of the problem is obtained and its numerical analysis is made.

Вступ. Конструювання композиційних матеріалів з високою питомою міцністю та в'язкістю руйнування досягається армуванням матриці високоміцними та жорсткими включеннями у вигляді волокон чи стрічок. Для теоретичного з'ясування руйнування таких композитів під статичним чи квазістатично змінюваним навантаженням необхідний поглиблений аналіз полів напружень та деформацій біля включень. На цей час їх розподіли докладно вивчено [1-3] за статичного навантаження. Виявлено, що внаслідок підвищеної неоднорідності напруженого стану біля включень [3,4] слід очікувати більших пластичних деформацій порівняно з тріщинами чи іншими порожнистими гострокінцевими отворами. Дослідні дані свідчать, що пластичне течіння починається біля кутів на торцях включення і зі збільшенням навантаження поширюється уздовж поверхні поділу до його центральної частини (див., напр., [5,6]). Це підтверджують також оптичні [7] та мікролазерні [8] дослідження полів напружень біля армувальних елементів. Методами скінченних елементів та локальних варіацій виявлено [9], що пластична зона біля тонкого включення повинна бути зміщена в бік його центральної частини.

Отримано також аналітичні розв'язки плоских задач для лінійного включення з зонами передруйнування, що змодельовані локалізованими тонкими прошарками пластично деформованого матеріалу (поверхнями зсуву) за статичного [10-14] та циклічного [15] навантажень. Однак аналіз особливостей втомного руйнування поблизу тонких включень практично відсутній, що робить актуальними дослідження кінетики їх відшарування. В розвиток підходу [14,15] у цій праці відповідна модельна схема застосована до аналізу процесу відшарування включення за температурного і силового навантажень. Сформульовано постановку та вперше отримано аналітичний розв'язок термопружної задачі про відшарування жорсткого тонкого включення в матриці за циклічного навантаження.

1. Постановка задачі. За умов плоскої задачі теорії термопружності розглядаємо тіло, що містить абсолютно жорстке тонке включення завдовжки $2a$, нагріте до заданої температури T (рис. 1*a*). Тепловий контакт між включенням та тілом ідеальний, а їх температура у хвилі консолідації однакова $T = T_0$. Осі декартової системи координат

xOy збігаються з осями геометричної симетрії. Така композиція розтягується на нескінченності циклічними зусиллями паралельно лінії включення. Вважаємо, що частота зміни навантажень невелика, тож інерційні та теплотворні ефекти неістотні.

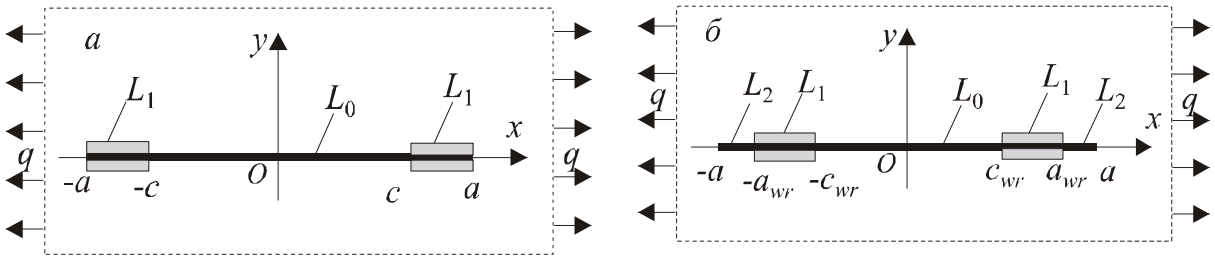


Рис. 1. Схема відшарування включення

Аналіз плоского напруженого стану композиції свідчить, що максимальні дотичні напруження $\tau_{\max}$ виникають в околах кінців включення на межі його контакту з тілом. Вважатимемо, що саме тут відбудеться ковзне відшарування (втрата зв'язку) включення від пластини, яке просуватиметься уздовж межі поділу від кожного краю до центральної частини. При цьому відшаруванню включення передує розвиток зон передруйнування (ослабленого контакту), яким можуть відповідати області накопичення пошкоджень, пластичного деформування (проковзування), часткового розриву зв'язків та інше. Довжину включення без відшарованих на кінцях частин позначаємо через $2a_{wr}$ і називаємо робочою довжиною включення (рис. 1*б*). За певної комбінації значень величини та кількості циклів навантаження включення відшаровується від матриці за механізмом поперечного зсуву.

Припустимо також, що енергія відшарування одиниці довжини включення відома і побудуємо аналітичні залежності для зміни робочої довжини включення $a_{wr} = a_{wr}\left(q,\ n,\ \tau_s^*,\ \kappa\right)$ від кількості циклів, амплітуди силового та температурного навантажень, міцнісних та пружних характеристик системи.

2. Крайові умови та розв'язування задачі. Спочатку розглянемо відповідну крайову задачу термопружності за неперервного навантаження, яку сформулюємо так. На ділянці $|x| < c_{wr}$ зберігається ідеальний контакт включення з тілом і тому поздовжні переміщення на ній дорівнюють

$$u(x) = (T - T_0)\alpha_p x \quad (x \in L_0), \tag{1}$$

де α_p – температурний коефіцієнт лінійного видовження матеріалу включення.

Ділянки $c_{wr} < |x| < a_{wr}$ (рис. 1) відповідають зонам передруйнування, на берегах яких діють дотичні напруження

$$\sigma_{xy} = \tau_s^* \operatorname{sign}(x) \qquad (x \in L_1). \tag{2}$$

Величину τ_s^* можна трактувати як теоретичну або як технічну зсувну міцність межі поділу, чи, за пластичного деформування, – як зсувний поріг пластичності (довільної із складових композиту чи контактного прошарку); σ_{ij} – компоненти тензора напружень; $\operatorname{sign}(x) = \{1 \text{ для } x > 0;\ -1 \text{ для } x < 0;\ 0 \text{ для } x = 0\}$.

Для розв'язування задачі використаємо відомі [1,16] подання для напружень і деформацій:

$$\sigma_{xx}+\sigma_{yy}=4\,\mathrm{Re}\,\Phi(z),\ \sigma_{yy}-i\sigma_{xy}=\Phi(z)+\Omega(\overline{z})+(z-\overline{z})\overline{\Phi'(z)},$$
$$2G(u'+iv')=\kappa\Phi(z)-\Omega(\overline{z})-(z-\overline{z})\overline{\Phi'(z)}+\beta_0\Psi_0(z), \tag{3}$$

де $\beta_0=4G\alpha_0$, $\kappa=(3-\nu)/(1+\nu)$ для плоского напруженого стану; $\beta_0=4G(1+\nu)\alpha_0$, $\kappa=3-4\nu$ в умовах плоскої деформації; α_0, G, ν – температурний коефіцієнт лінійного розширення, модуль зсуву та коефіцієнт Пуассона матеріалу матриці. Зазначимо, що при плоскому напруженому стані вільні поверхні півплощини вважаються теплоізольованими.

Невідома функція $\Psi_0(z)$ визначається співвідношенням [16] $\Psi_0(z)=0,5T$. Функцію напружень $\Phi(z)$ знайдемо після підстановки формул (3) у крайові умови (1)–(2). З урахуванням умов на нескінченності загальним розв'язком крайової задачі теорії пружності буде функція

$$\Phi(z)=\frac{1}{2\kappa}\left(\frac{\kappa-1}{4}q+f_0^T(z)\right)-\frac{\tau_s^*}{\pi(\kappa+1)}\ln\Gamma_1(z,a_{wr},c_{wr}),\ \Gamma_1(z,a,c)=\left[\zeta^-(z)/\zeta^+(z)\right],$$
$$f_0^T(x)=2G\alpha_p(T-T_0)-\beta_0\,\mathrm{Re}\,\Psi_0^+(x),\ \zeta^{\pm}(z)=a_{wr}\sqrt{z^2-c_{wr}^2}\pm z\sqrt{a_{wr}^2-c_{wr}^2}. \tag{4}$$

Тут уже враховано умову обмеженості напружень у вершинах зон передруйнування ($z=\pm c$), яка дає можливість пов'язати довжину зон з характеристиками композиції та навантаженням:

$$q\frac{\kappa+1}{2}-4G\alpha_p(T-T_0)+\beta_0T-\frac{8\kappa\tau_s^*}{\pi(\kappa+1)}\ln\frac{a_{wr}+\sqrt{a_{wr}^2-c_{wr}^2}}{c_{wr}}=0. \tag{5}$$

Формули (3)–(5) цілком описують залежність поля напружень та деформацій у тілі з включенням від заданого навантаження і дають можливість дослідити умови його відшарування.

Нехай γ_τ^* – енергія, необхідна для відшарування включення на одиницю довжини і яку вважаємо відомою характеристикою композиції. Для зменшення робочої довжини включення на деяку малу величину Δa_{wr} необхідно виконати роботу

$$\gamma_\tau^*\Delta a_{wr}=2\int_{a_{wr}-\Delta a_{wr}}^{a_{wr}-d-\Delta a_{wr}}\sigma_{xy}(x)\left[u(x,a_{wr}-\Delta a_{wr})-u(x,a_{wr})\right]dx,\ d=a_{wr}-c_{wr}.,$$

За схемою [15,17] подамо функцію $u(x,a_{wr}-\Delta a_{wr})$ у вигляді ряду Тейлора за степенями Δa_{wr}, знехтуємо доданками порядку $(\Delta a_{wr})^2$ та спрямуємо Δa_{wr} до нуля, вважаючи, що параметр a_{wr} залежить від навантаження. Тоді після перетворень отримаємо, що

$$\gamma_\tau^*=2\tau_s^*\left[\frac{d}{da_{wr}}\int_{a_{wr}-d}^{a_{wr}}u(x,a_{wr})\,dx-u(a_{wr},a_{wr})\right],$$

де згідно з формулами (3), (4)

$$u(x,a_{wr})=\alpha_p(T-T_0)x+\frac{\kappa\tau_s^*}{\pi G(\kappa+1)}\{a_{wr}\ln\Gamma_2(x,a_{wr},c_{wr})-x\Gamma_1(x,a_{wr},c_{wr})\},$$
$$\Gamma_2(x,a,c)=\ln\left[\eta^-(x)/\eta^+(x)\right],\ \eta^{\pm}(x)=\sqrt{a_{wr}^2-c_{wr}^2}\pm\sqrt{x^2-c_{wr}^2}.$$

Переміщення точок тіла біля вершини робочої частини включення дорівнюють

$$u(a_{wr},a_{wr})=\lim_{x\to a_{wr}}u(x,a_{wr})=(T-T_0)\alpha_p a_{wr}+\frac{2\kappa\tau_s^*a_{wr}}{\pi G(\kappa+1)}\ln\frac{a_{wr}}{c_{wr}}. \tag{6}$$

Зазначимо, що за умови $4G\alpha_p = \beta_0$ (чи при плоскому напруженому стані $\alpha_p = \alpha_0$) температура нагрівання включення не впливає на розмір зон передруйнування. Але переміщення точок матеріалу тіла є залежними від температури нагрівання.

З урахуванням поданих виразів дисипація енергії відшарування включення дорівнює

$$\gamma_\tau^* = 2a_{wr}\tau_s^*\left\{T_{10}\alpha_p\left[\mathrm{th}^2(H)-1\right]+\frac{2\kappa\tau_s^*}{\pi G(\kappa+1)}\left[\ln(\mathrm{ch}(H))-H\mathrm{th}(H)\right]+\right.$$
$$\left.+a_{wr}\left[T_{10}\alpha_p\frac{\mathrm{th}(H)}{\mathrm{ch}^2(H)}+\frac{\kappa\tau_s^*}{\pi G(\kappa+1)}\left(\mathrm{th}(H)-\frac{H}{\mathrm{ch}^2(H)}\right)\right]\frac{dH}{da_{wr}}\right\},\ T_{10}=T-T_0, \tag{7}$$
$$H=\frac{\pi(\kappa+1)^2}{8\kappa}\frac{q}{2\tau_s^*}-\frac{1}{2}\left(S_p-S_0\right),\ S_p=\frac{\pi(\kappa+1)}{\kappa\tau_s^*}G\alpha_pT_{10},\ S_0=\frac{\pi(\kappa+1)}{4\kappa\tau_s^*}\beta_0T.$$

Введемо безрозмірну робочу довжину включення λ_{wr} і подамо (7) у вигляді:

$$\frac{d\lambda_{wr}}{dH}=\lambda_{wr}{}^2f_2\left(\lambda_{wr},H,S_p\right),\ \ \lambda_{wr}=\frac{\kappa\tau_s^{*2}a_{wr}}{\pi G\left(\kappa+1\right)\gamma_\tau^*},$$
$$f_2\left(\lambda_{wr},H,S_p\right)=\frac{\left[\mathrm{th}\left(H\right)+\left(S_p\mathrm{th}\left(H\right)-H\right)\mathrm{ch}^{-2}\left(H\right)\right]}{0,5+\lambda_{wr}\left\{2\left[H\mathrm{th}\left(H\right)-\ln\left(\mathrm{ch}\left(H\right)\right)\right]+S_p\mathrm{ch}^{-2}\left(H\right)\right\}}. \tag{8}$$

Диференціальне рівняння (8) використаємо для розв'язання задачі про відшарування включення за циклічного навантаження, нехтуючи впливом залишкових напружень. Приймаємо, що відшарування включення відбувається під час кожного періоду навантаження, а під час розвантаження його робоча довжина не змінюється. Співвідношення (8) описує відшарування включення за час одного циклу. Тому, інтегруючи його від мінімального $H_{\min}$ до максимального $H_{\max}$ навантаження та вважаючи параметр λ_{wr} сталим упродовж одного циклу, отримуємо зменшення робочої довжини включення протягом одного циклу на

$$\delta\lambda_{wr}=\lambda_{wr}^2\int_{\beta_{\min}}^{\beta_{\max}}f_2\left(\lambda_{wr},H,S_p\right)dH\equiv F_2\left(\lambda_{wr},H_{\min},H_{\max},S_p\right).$$

Звідси швидкість відшаровування включення подається виразом

$$\frac{d\lambda_{wr}}{dn}=F_2\left(\lambda_{wr},H_{\min},H_{\max},S_p\right), \tag{9}$$

де n – кількість циклів навантаження. Після поділу змінних у формулі (9) та інтегрування залежність між робочою довжиною включення та кількістю циклів матиме вигляд

$$n=\int_{\lambda_0}^{\lambda_n}\frac{d\lambda_{wr}}{F_2\left(\lambda_{wr},H_{\min},H_{\max},S_p\right)}, \tag{10}$$

де λ_0,λ_n – значення параметрів робочої довжини включення до початку навантажування та після n циклів. Зв'язок між значенням параметра λ_{wr} та робочою довжиною a_{wr} включення задається формулою (8). Формула (10) подає шукану залежність між робочою довжиною включення та кількістю циклів навантаження.

3. Числові результати. На рис. 2 подані результати розрахунків за формулою (10) робочої довжини включення у залежності від кількості циклів навантаження для чотирьох різних його робочих довжин λ_{wr} за відсутності температурних напружень: їх початкові значення зчитуємо на осі ординат за нульової кількості циклів (n=0).

Мінімальне та максимальне значення навантаження за цикл задаємо за допомогою параметра $\tilde{q} = q/(2\tau_s^*)$, який для рис. 2*а* прийнято на рівні $\tilde{q}_{\min} = q_{\min}/(2\tau_s^*) = 0$, $\tilde{q}_{\max} = q_{\max}/(2\tau_s^*) = 0{,}1$; при цьому $\kappa = 2{,}2$, $H_{\min} = 0{,}091$, $H_{\max} = 0{,}183$, $S_p = S_0 = 0$. Для відображених на рис. 2*б* результатів – $\tilde{q}_{\min} = 0{,}1$, $\tilde{q}_{\max} = 0{,}2$ і, відповідно, $H_{\min} = 0{,}183$, $H_{\max} = 0{,}366$. Зі збільшенням максимального навантаження за цикл швидкість відшарування включення також зростає, зокрема, на рис. 2*б* вона (в межах однопроцентного відхилення) на 94% більша, ніж на рис. 2*а*.

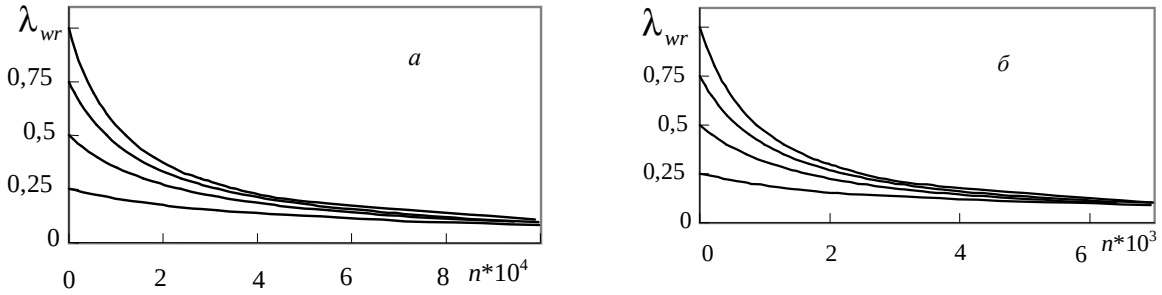


Рис. 2. Залежність робочої довжини включення від кількості циклів навантаження

На рис. 3 подано такі ж залежності за нагрівання включення з робочою довжиною $\lambda_{wr} = 0{,}25$ за умов $S_p = S_0$ і $T_0 = 0$, тобто коли за сталого розтягу на безмежності у такій же задачі температура включення не впливає на розмір зони передруйнування. Мінімальне та максимальне значення навантаження за цикл $\tilde{q}_{\min} = 0$, $\tilde{q}_{\max} = 0{,}1$; для лінії *1* параметр $S_p = 0$; *2* – $S_p = 0{,}1$; *3* – $S_p = 0{,}2$.

На рис. 4 подано швидкості відшарування включення у залежності від його робочої довжини за відсутності нагрівання для різних рівнів навантаження за цикл: для лінії *1* – $\tilde{q}_{\min} = 0$, $\tilde{q}_{\max} = 0{,}1$; для лінії *2* – $\tilde{q}_{\min} = 0{,}1$, $\tilde{q}_{\max} = 0{,}2$; інші параметри такі ж, як на рис. 2.

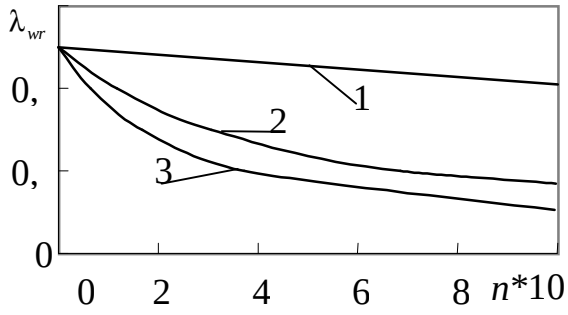


Рис. 3. Робоча довжина включення

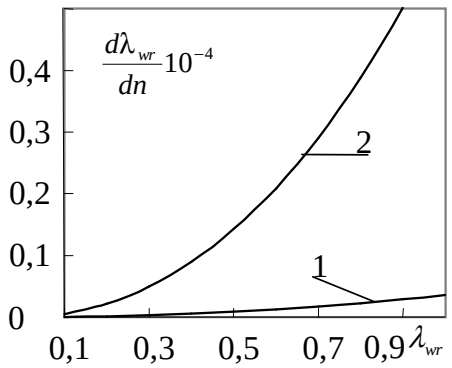


Рис. 4. Швидкість відшарування включення

Швидкість відшарування істотно залежить як від початкової робочої довжини включення, так і максимального навантаження за цикл.

Висновки. Запропоновано математичну модель явища відшарування тонкого жорсткого включення від основного матеріалу матриці. З її використанням сформульовано постановку та вперше отримано аналітичний розв'язок задачі процесу відшарування включення за циклічних силового та температурного навантажень.

Для заданого фіксованого навантаження за цикл та наперед відомій кількості циклів за допомогою формули (10) завжди можна підібрати довжину включення чи його характеристики таким чином, щоб відшарування не перевищувало заданого наперед значення (чи цілком не відбувалося).

Література

1. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. – М.: Наука, 1966. – 707 с.
2. Sih G.C. Plane extension of rigidly embedded line inclusions // Developments in mechanics. – V. 3, Pt. 1. Solid. mech.and mater. – New York: Willey, 1965. – P. 61–79.
3. Панасюк В.В., Бережницкий Л.Т., Труш И.И. Распределение напряжений около дефектов типа жестких остроугольных включений // Проблемы прочности. – 1972. – № 7. – С. 3–9.
4. Бережницкий Л.Т., Громяк Р.С. К оценке предельного состояния матрицы в окрестности остроконечного жесткого включения // Физико-химическая механика материалов. – 1977. – Т. 13, № 2. – С. 39–47.
5. Эберт Л.Дж., Райт П.К. Механические поверхности раздела. – Композиционные материалы. Т. 1. Поверхности раздела в металлических композитах / Редактор А. Меткалф. – М.: Мир, 1978. – С. 42–76.
6. Fukuda Hiroshi, Chou Tsu-Wei. Stiffness and strength of short fibre composites as affected by crack and plasticity // Fibre Sci. and Technol. – 1981. – Т. 15, № 4. – P. 243–256.
7. Iremonger M.J., Ulood W.G. Effects of geometry on stress in discontinious composite materials // Strain Anal. – 1969. – Т. 4, № 2. – P. 121–126.
8. Paipetis A., Galiotis C. Modeling the stress-transfer efficiency of carbon-epoxy interfaces // Proc. Roy. Soc. London. A. – 2001. – Т. 457, № 2011. – P. 1555–1577.
9. Бережницкий Л.Т., Сенюк М.Н. Применение метода локальних вариаций для определения зон пластичности возле дефектов // Тез. докл. 3 Респ. конф. “Вычислительная математика в современном научно-техническом прогресе”. – Киев, 1982. – С. 113–114.
10. Brussat T.R., Westmann R.A. Interfacial slip around rigid fiber inclusions // J. Comp. Mater. – 1974. – Т. 8, № 4. – P. 364–377.
11. Shioiri J., Inoue K. Micromechanics of interfacial failure in short fiber reinforced composite materials // Rep. 1-st Soviet-Japanese Symp. on Composite Materials. – Moscow, 1979. – P. 286–295.
12. Бережницкий Л.Т., Кундрат Н.М. Упругопластические деформации в окрестности жесткого включения // Проблемы прочности. – 1984. – № 11. – С. 62–69.
13. Сулим Г.Т., Кундрат М.М. Гранична рівновага та руйнування в ортотропному тілі зі жорстким стрічковим включенням // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2006. – Т. 42, № 2. – С. 69–79.
14. Sulym H.T., Kundrat M.M.. Odseparowywanie gietkiej nakladki na krawedzi polplaszczyzny sprezystej w plaskim zagadnieniu termosprezystosci // Materialy III Sympozjum Mechaniki Zniszczenia Materiałów i Konstrukcji (Augustów 1–4 czerwca 2005). – Bialystok, 2005. – S. 401–404.
15. Кундрат М.М. Про відшарування жорсткого лінійного включення // Доповіді НАН України. – 2001. – № 2. – С. 60–65.
16. Прусов И.А. Некоторые задачи термоупругости. – Минск: Белорус. гос. ун-т, 1972. – 200 с.
17. Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения. – М.: Наука, 1974. – 640 с.

ВПЛИВ ТЕПЛОУТВОРЕННЯ НА КОНТАКТНУ ВЗАЄМОДІЮ У З'ЄДНАННІ "ЦИЛІНДР – ЗНОШУВАНИЙ КІЛЬЦЕВИЙ ШАР"

Г. Сулим[1], О. Любін[2]

THE INFLUENCE OF HEAT GENERATION ON THE CONTACT INTERACTION IN A "CYLINDER – WEARING CIRCULAR LAYER" JOINT

H. Sulym, O. Lyubin

[1]Львівський національний університет імені Івана Франка, Україна
[2]Хмельницький національний університет, Україна,

Abstract. The mathematical model of contact interaction in joint as "cylinder – wearing circular layer" with take into consideration wear and heat development are proposed. Being based on analytical solution of tribocontact problem contact stresses and layer wear are explore. The results of numerical analysis are presented and influence of heat development on contact stresses and wear are investigated too.

Вступ. Теплоутворення та термопружні ефекти є важливими чинниками, які вагомо впливають на експлуатаційні характеристики технічних об'єктів з рухомими з'єднаннями типу вузлів фрикційного контакту. До таких з'єднань належать, зокрема, циліндричні трибосистеми ковзання, які працюють в умовах тертя без змащування або граничного тертя. Типовими представниками згаданих трибосистем є підшипники ковзання, шарнірні та болтові з'єднання, циліндричні напрямні й т. ін.

Питання, пов'язані з урахуванням впливу температурного чинника і термопружних ефектів на роботу вузлів тертя, розглянуті в монографіях [1, 2] та значній кількості журнальних публікацій. У книзі [1] досліджено температурні поля і термопружні деформації у полімерних вузлах тертя. Відзначено, що основна трудність, що виникає під час розв'язування рівнянь теплопровідності для вузлів тертя – невідомий наперед розподіл теплового потоку між контактуючими тілами. Одним з шляхів подолання вказаної проблеми є припущення про сталість коефіцієнта розподілу теплового потоку в межах контактної області. В окремому параграфі визначені теплові режими плоскої полімерної опори ковзання і радіального підшипника ковзання (РПК). У разі РПК для розв'язання сформульованої задачі нестаціонарної теплопровідності пропонується використовувати числовий метод. Вивчено вплив, який спричинює корпус підшипника на величину контактної температури для різних кутів контакту. За відсутності корпуса отримано вираз для температури валу, залежної лише від часу.

У праці [2] подані результати досліджень контактних задач термопружності з урахуванням шорсткості поверхонь тіл, теплоутворення і зношування. Приведені різні постановки і побудовані аналітичні розв'язки задач про контактну взаємодію двох плоскопаралельних шарів і двох порожнистих кругових циліндрів. Для розв'язання гранично-контактних стаціонарних і нестаціонарних температурних задач тертя і відповідних статичних, квазістатичних і динамічних задач термопружності використовуються класичні методи математичної фізики: поділу змінних та інтегральних перетворень.

Вивчення окремих аспектів присутності температурного чинника у контактних задачах для трибосистем ковзання стосуються праці [3-18]. Характерною особливістю робіт, в яких одночасно розглядається зношування й температура, є подання закону спрацювання одного з тіл у вигляді залежності інтенсивності (швидкості) спрацювання лише від одного чинника – контактного тиску. При цьому вплив температури

враховується уведенням температурної складової переміщень в умову контакту [3,7,9,11].

У праці [19] знайдена залежність інтенсивності спрацювання елемента пари тертя від градієнта температури на поверхні контакту і вказано, що збільшення модуля температурного градієнта сприяє зниженню інтенсивності спрацювання.

Відмінність поданої роботи полягає у тому, що тут поставлена та розв'язана зв'язана зносоконтактна задача для з'єднання "циліндр – кільцевий шар " у випадку, коли для шару прийнято двохфакторний закон спрацювання у вигляді залежності інтенсивності спрацювання від контактного тиску та температури, зумовленої теплоутворенням під час фрикційного контакту.

1. Постановка контактної задачі. Розглянемо контактну взаємодію між жорстким довгим суцільним циліндром D_1 радіуса R_1, який з початковим радіальним зазором Δ поміщений у пружний кільцевий шар D_2 з внутрішнім радіусом $R_2 = R_1 + \Delta$ та зовнішнім радіусом $R_3 = R_2 + h\,(\,h/R_1 << 1)$. Тонкий пружний шар D_2, який змоделюємо "тілом Вінклера", своєю зовнішньою поверхнею зчеплений з жорстким корпусом D_3. Вважатимемо, що циліндр D_1 обертається навколо своєї осі з постійною кутовою швидкістю ω та притиснутий до внутрішньої поверхні шару D_2 вертикальним постійним навантаженням Q_0, яке припадає на одиницю довжини циліндра. Осі тіл D_1, D_2 – паралельні; зміщення осі циліндра колінеарне до напряму діючого навантаження.

За контактної взаємодії відбувається спрацювання внутрішньої поверхні шару, яке супроводжується теплоутворенням в області контакту. Оскільки сили тертя у контактній задачі визначаються нормальними напруженнями, розподіл яких дуже мало залежить від недомінуючих дотичних напружень, то відповідно до часто використовуваного у теорії контактної взаємодії практики силами тертя та зношуванням самого циліндра під час розв'язування суто контактної задачі нехтуватимемо.

Математична модель контактної задачі містить:

1) умову контакту

$$u_w(\varphi,s)+u_e(\varphi,s)=\Delta\left[\frac{\cos\varphi}{\cos\varphi_0(s)}-1\right]+\frac{1}{\cos\varphi_0(s)}\left[u_T(\varphi,s)\cos\varphi_0(s)-u_T\left(\varphi_0(s),s\right)\cos\varphi\right]; \quad (1)$$

2) умову рівноваги циліндра D_1

$$Q(s)=R_1\int\limits_{-\varphi_0(s)}^{\varphi_0(s)}\sigma(\varphi,s)\cos\varphi d\varphi\,; \quad (2)$$

3) крайові умови для $|\varphi|\le\varphi_0(s)$:

$$\sigma_r(R_2,\varphi,s)=-\sigma(\varphi,s),\ u(R_2,\varphi,s)=u_e(\varphi,s),\ \tau_{r\varphi}(R_2,\varphi,s)=0. \quad (3)$$

Крім співвідношень (1) – (3) у склад математичної моделі контактної задачі входить закон спрацювання шару, який, згідно з даними роботи [20] має таке подання:

$$\frac{\partial u_w(\varphi,s)}{\partial s}=k_w\left[\sigma(\varphi,s)\right]^l\left[T(R_2,\varphi,s)\right]^{m_T}. \quad (4)$$

У співвідношеннях (1) – (4) уведені позначення: $u_w(\varphi,s)$ – лінійне зношення шару; $u_e(\varphi,s)$ – пружні радіальні переміщення контактних точок шару; $u_T(\varphi,s)$ - температурні переміщення; $\sigma(\varphi,s)$ – контактний тиск; φ – кутова координата $(-\varphi_0(s)\le\varphi\le\varphi_0(s))$; $\varphi_0=\varphi_0(s)$ – змінюваний півкут контакту; s – шлях тертя точок шару, які контактують із циліндром від самого початку процесу спрацювання;

$T(R_2,\varphi,s)$ - температура внутрішньої поверхні шару; k_w, $l \geq 1$, m_T – коефіцієнти у законі спрацювання матеріалу шару, які визначаються на підставі експериментальних випробовувань.

Припустимо, що поза областю контакту теплообмін між поверхнею шару та зовнішнім середовищем відсутній (або настільки незначний, що ним можна знехтувати). Тоді температурне поле шару $T(r,\varphi,s)$ визначається наступною задачею теплопровідності:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial r^2}+\frac{1}{r}\frac{\partial T}{\partial r}+\frac{1}{r^2}\frac{\partial^2 T}{\partial \varphi^2}=0; \tag{5}$$

$$T(R_3,\varphi,s)=\Phi(\varphi); \tag{6}$$

$$-\lambda_T\frac{\partial T(R_2,\varphi,s)}{\partial r}=\begin{cases}0 & (-\pi\leq\varphi<-\varphi_0(s)),\\ q(\varphi,s) & (-\varphi_0(s)\leq\varphi\leq\varphi_0(s)),\\ 0 & (\varphi_0(s)<\varphi\leq\pi).\end{cases} \tag{7}$$

Величину $q(\varphi,s)$ - інтенсивність теплоутворення в області контакту подамо у вигляді

$$q(\varphi,s)=f\alpha_{m.n.}\omega R_1\sigma(\varphi,s).$$

Тут λ_T – коефіцієнт теплопровідності матеріалу шару; $\alpha_{m.n.}$ – коефіцієнт розподілу теплового потоку; f – коефіцієнт тертя; $\Phi(\varphi)$ – задана функція.

Температурне поле шару визначено у праці [21] у вигляді

$$T(\xi,\varphi,s)=\beta_0(s)\ln\xi+\beta_1+\left[\beta_{11}(s)\xi+\frac{\beta_{21}(s)}{\xi}\right]\cos\varphi+\sum_{m=2}^{\infty}\left[\beta_{1m}(s)\xi^m+\frac{\beta_{2m}(s)}{\xi^m}\right]\cos m\varphi, \tag{8}$$

де $\xi=r/R_3$ $(r\in[R_2;R_3])$, $\xi\in[d;1]$, $d=R_2/R_3$, $\beta_0(s_2),\ldots\beta_{2m}$ – відомі коефіцієнти, у склад яких входить величина $\varphi_0(s)$.

В результаті розв'язування контактної задачі необхідно визначити розподіл контактного тиску, пружні переміщення, знос шару та змінюваний кут контакту як функцію шляху тертя. Умови (3), у яких σ_r, $\tau_{r\varphi}$, u_r – відповідно радіальні нормальні та дотичні напруження, а також радіальна складова переміщень, слід використати під час розв'язування задачі теорії пружності про напружено-деформований стан в околі області контакту (на поверхні контакту), яка в даній роботі не розглядається, а замість неї використовується поданий нижче спрощений трибологічний підхід до вирішення цієї проблеми.

2. Загальна схема розв'язування контактної задачі. Переміщення $u_e(\varphi,s)$, $u_T(\varphi,s)$, знос $u_w(\varphi,s)$ подамо у такому вигляді:

$$u_e(\varphi,s)=k\sigma(\varphi,s),\ u_w(\varphi,s)=k_w\int_{s^*}^{s}\left[\sigma(\varphi,\xi)\right]^l\left[T(R_2,\varphi,\xi)\right]^{m_T}d\xi,$$
$$u_T(\varphi,s)=\frac{1+\nu}{1-\nu}\alpha_T\int_{R_2}^{R_3}T(r,\varphi,s)\,dr. \tag{9}$$

Тепер на підставі співвідношення (1) отримаємо інтегральне рівняння щодо контактного тиску $\sigma(\varphi,s)$:

$$\sigma(\varphi,s)+\lambda\int_{s^*}^{s}\left[\sigma(\varphi,\xi)\right]^l\left[T(R_2,\varphi,\xi)\right]^{m_T}d\xi=U\left[\varphi,\varphi_0(s)\right], \tag{10}$$

де

$$U\left[\varphi,\varphi_0(s)\right]=\left[Y_0+Y_1Q_0\right]\left[\frac{\cos\varphi}{\cos\varphi_0(s)}-1\right]+\sum_{m=2}^{\infty}\left[Y_{2m}\left(\varphi_0(s)\right)Q_0+Y_{3m}\right]\left(\cos m\varphi-\frac{\cos\varphi\cos m\varphi_0(s)}{\cos\varphi_0(s)}\right),$$

$$Y_0=\frac{1}{k}\left[\Delta-\frac{1+\nu}{1-\nu}\alpha_T\frac{(1-d)R_3}{\pi}\int_0^{\pi}\Phi(\varphi)\,d\varphi\right],\ Y_1=\frac{1+\nu}{1-\nu}\alpha_T\frac{(1-d+d\ln d)\,dG}{\pi k},$$

$$Y_{2m}\left[\varphi_0(s)\right]=2G\frac{1+\nu}{1-\nu}\cdot\frac{\alpha_T}{\pi k}\cdot\frac{d^{m+1}}{m\left(1+d^{2m}\right)}\left(\frac{1-d^{m+1}}{m+1}+\frac{1-d^{1-m}}{m-1}\right)\frac{1}{\left[\varphi_0(s)-1/2\sin2\varphi_0(s)\right]}\times$$

$$\times\left[\frac{\sin(m-1)\varphi_0(s)}{m-1}+\frac{\sin(m+1)\varphi_0(s)}{m+1}-\frac{2}{m}\cos\varphi_0(s)\sin m\varphi_0(s)\right],\ k=\frac{(1-2\nu)(1+\nu)\left(R_3^2-R_2^2\right)R_2}{E\left[R_2^2+(1-2\nu)R_3^2\right]},$$

$$Y_{3m}=2\frac{1+\nu}{1-\nu}\cdot\frac{\alpha_T R_3}{\pi k}\cdot\frac{1}{1+d^{2m}}\left[\frac{1-d^{m+1}}{m+1}-\frac{1-d^{1-m}}{m-1}d^{2m}\right]\int_0^{\pi}\Phi(\xi)\cos m\xi\,d\xi,\ G=-f\alpha_{m.n.}\frac{R_3^2}{\lambda_T}\omega,\ \lambda=\frac{k_w}{k};$$

E,ν – модуль пружності та коефіцієнт Пуассона; α_T – коефіцієнт термічного розширення; s^* – величина, яка враховує неодночасність вступу точок поверхні в процес зношування; $s^*=0$ для $|\varphi|\le\varphi_0(0)$ і s^* – корінь рівняння $\varphi_0\left(s^*\right)=|\varphi|$ для $\varphi_0(0)\le|\varphi|\le\varphi_0(s\ )$.

Інтегрування рівняння (10) здійснене методом усереднення функціональних поправок [22]. В результаті перше наближення контактного тиску знайдено у вигляді:

$$\sigma_1(\varphi,s)=U\left[\varphi,\varphi_0(s)\right]-\mu\gamma_1^l\left(s-s^*\right),\ \mu=\lambda\left(\frac{GQ_0}{\pi R_3}d\ln d+\frac{1}{\pi}\int_0^{\pi}\Phi(\varphi)d\varphi\right)^{m_T},\qquad(11)$$

де величина $\gamma_1=\gamma_1(\varphi,s)$ визначається з рівняння

$$\frac{\lambda}{s-s^*}\int_{s^*}^{s}\int_{s^*}^{z}\left[T\left(R_2,\varphi,\xi\right)\right]^{m_T}d\xi dz\cdot\gamma_1^l+\gamma_1=\frac{1}{s-s^*}\int_{s^*}^{s}U\left[\varphi,\varphi_0(\xi)\right]d\xi.\qquad(12)$$

Наближення вищих порядків ($n=2,3...$) знаходимо за рекурентною схемою

$$\begin{aligned}\sigma_n(\varphi,s)&=U\left[\varphi,\varphi_0(s)\right]-\lambda\int_{s^*}^{s}\left[T\left(R_2,\varphi,\xi\right)\right]^{m_T}\left[\sigma_{n-1}(\varphi,\xi)+\gamma_n\right]^l d\xi,\\ \gamma_n&=\gamma_n(\varphi,s)=\frac{1}{s-s^*}\int_{s^*}^{s}\left[\sigma_n(\varphi,\xi)-\sigma_{n-1}(\varphi,\xi)\right]d\xi.\end{aligned}\qquad(13)$$

Для часткового випадку $l=1$ на підставі виразу (12) маємо

$$\gamma_1=\int_{s^*}^{s}U\left[\varphi,\varphi_0(\xi)\right]d\xi\left[s-s^*+\lambda\int_{s^*}^{s}\int_{s^*}^{z}\left[T\left(R_2,\varphi,\xi\right)\right]^{m_T}d\xi dz\right]^{-1}$$

і відповідно до цього

$$\sigma_1(\varphi,s)=U\left[\varphi,\varphi_0(s)\right]-\frac{\lambda\int_{s^*}^{s}U\left[\varphi,\varphi_0(\xi)\right]d\xi\cdot\int_{s^*}^{s}\left[T\left(R_2,\varphi,\xi\right)\right]^{m_T}d\xi}{s-s^*+\lambda\int_{s^*}^{s}\int_{s^*}^{z}\left[T\left(R_2,\varphi,\xi\right)\right]^{m_T}d\xi dz}.\qquad(14)$$

При цьому спрацювання шару $u_w(\varphi,s)$ дорівнюватиме

$$u_w(\varphi,s)=\frac{k_w\int\limits_{s^*}^{s}U\left[\varphi,\varphi_0(\xi)\right]d\xi\cdot\int\limits_{s^*}^{s}\left[T(R_2,\varphi,\xi)\right]^{m_T}d\xi}{s-s^*+\lambda\int\limits_{s^*}^{s}\int\limits_{s^*}^{z}\left[T(R_2,\varphi,\xi)\right]^{m_T}d\xi dz}. \qquad (15)$$

На основі даних праці [22] можна стверджувати, що для випадку $l=1$ збіжність схеми (13) забезпечується виконанням умови

$$\varepsilon=\lambda\sqrt{\int\limits_{s_2^*}^{s_2}\int\limits_{s_2^*}^{z}\left[T(R_2,\varphi,\xi)\right]^{2m_T}d\xi dz}<1. \qquad (16)$$

Зв'язок $\left[s,\varphi_0(s)\right]$ подамо за методикою праці [21] у вигляді такого рівняння:

$$s=\frac{Z_0\left[\varphi_0(s)\right]+Z_{3m}\left[\varphi_0(s)\right]+Q_0\left\{Z_1\left[\varphi_0(s)\right]+Z_{2m}\left[\varphi_0(s)\right]-1\right\}}{\mu R_1\left[\frac{Q_0}{2\left[\varphi_0(s)\right]R_1}\right]^l\int\limits_{-\varphi_0(s)}^{\varphi_0(s)}\frac{d\varphi}{\cos^{l-1}\varphi}}, \qquad (17)$$

$$Z_0\left(\varphi_0(s)\right)=R_1Y_0\int\limits_{-\varphi_0(s)}^{\varphi_0(s)}\left[\frac{\cos\varphi}{\cos\varphi_0(s)}-1\right]\cos\varphi d\varphi,\ Z_1\left(\varphi_0(s)\right)=R_1Y_1\int\limits_{-\varphi_0(s)}^{\varphi_0(s)}\left[\frac{\cos\varphi}{\cos\varphi_0(s)}-1\right]\cos\varphi d\varphi,$$

$$Z_{2m}\left(\varphi_0(s)\right)=R_1\sum_{m=2}^{\infty}Y_{2m}\left(\varphi_0(s)\right)\int\limits_{-\varphi_0(s)}^{\varphi_0(s)}\left(\cos m\varphi-\frac{\cos\varphi\cos m\varphi_0(s)}{\cos\varphi_0(s)}\right)\cos\varphi\, d\varphi,$$

$$Z_{3m}\left(\varphi_0(s)\right)=R_1\sum_{m=2}^{\infty}Y_{3m}\int\limits_{-\varphi_0(s)}^{\varphi_0(s)}\left(\cos m\varphi-\frac{\cos\varphi\cos m\varphi_0(s)}{\cos\varphi_0(s)}\right)\cos\varphi\, d\varphi.$$

3. Числовий аналіз. ***Приклад 1.*** Для вивчення впливу температурного чинника (теплоутворення) на зносоконтактні параметри здійснені конкретні розрахунки для з'єднання "незношуваний циліндр – зношуваний шар". Для порівняння розраховані зносоконтактні параметри вузла без врахування впливу температури. У математичній моделі задачі прийняті такі вихідні дані:

$R_1=1{,}25\cdot10^{-2}$ м; $R_2=1{,}3\cdot10^{-2}$ м; $R_3=1{,}45\cdot10^{-2}$ м; $\Delta=5\cdot10^{-4}$ м; $Q_0=1\cdot10^5$ Н/м;

$E=8{,}4\cdot10^8$ Н/м^2; $\nu=0{,}4$; $\omega=5$ об/с; $\alpha_T=8\cdot10^{-5}$ град$^{-1}$; $f=0{,}1$; $\alpha_{m.n.}=0{,}08$;

$\lambda_T=0{,}39$ Вт м$^{-1}$град$^{-1}$; $k_w=1\cdot10^{-18}$ м^2 / Н; $l=1$; $m_T=0$; $\Phi(\varphi)=100+3\cos\varphi$, °C.

Для цих даних отримано: $k=8{,}47\cdot10^{-13}$ м^3/Н; $\lambda=1{,}181\cdot10^{-6}$ м$^{-1}$.

Побудова зв'язку $\left[s,\varphi_0(s)\right]$ здійснена на основі рівняння (17), внаслідок чого

$\varphi_0(0)\approx0{,}271$ рад=$15{,}6^0$ для $\alpha_T=0$; $\varphi_0(0)\approx0{,}243$ рад=$13{,}9^0$ для $\alpha_T\neq0$.

На рис. 1-3 подані результати розрахунків зв'язку $\left[s,\varphi_0(s)\right]$, зносу внутрішньої поверхні шару і розподілу контактного тиску з урахуванням $(\alpha_T\neq0)$ і без урахування $(\alpha_T=0)$ теплоутворення.

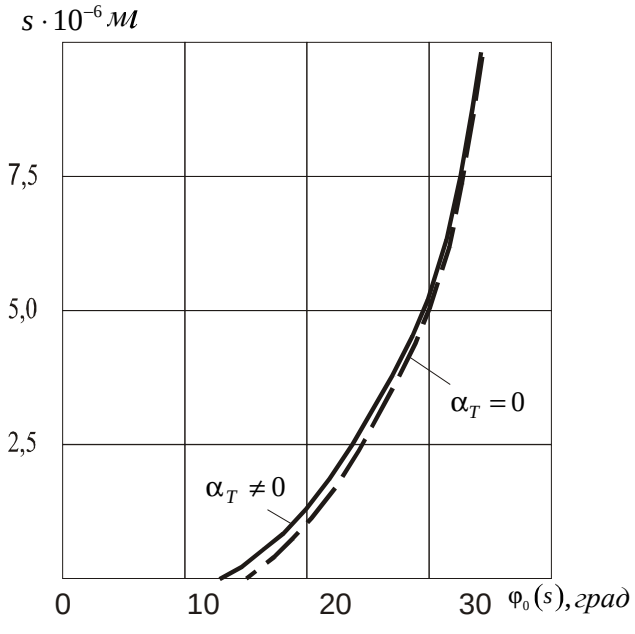


Рис. 1. Залежність шляху s від кута $\varphi_0(s)$

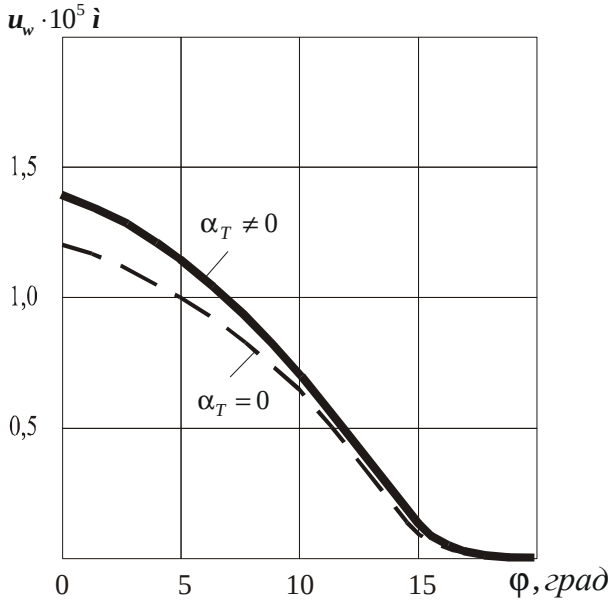


Рис. 2. Знос внутрішньої поверхні шару

Результати розрахунків дають можливість зробити такі **висновки.**

1. Врахування теплоутворення дає підвищені значення контактного тиску в центрі контактної області, а тому нехтування цим чинником може мати негативні наслідки.

2. Врахування температурного чинника збільшує прогнозований максимальний знос шару. Для розглянутого прикладу таке збільшення сягає 14,5% і ним нехтувати не можна.

3. Кутовий (за φ) розподіл температур на внутрішній поверхні шару істотно змінюється лише в області контакту $\varphi \in \left[-\varphi_0(s), \varphi_0(s)\right]$; поза нею він практично однаковий.

Приклад 2. Для вихідних даних прикладу 1 здійснено розрахунки зносоконтактних параметрів у випадку закону спрацювання шару у вигляді співвідношення (4) для $l = 1$ та окремих значень m_T. Як розрахункове прийнято значення $s = 7,445 \cdot 10^5$ м. При цьому значенні s умова збіжності (16) виконується для $m_T \le 0,1$. Згідно зі співвідношенням (17) значення початкового півкута контакту не залежать від m_T, тому для всіх розглянутих значень m_T отримано $\varphi_0(0) \approx 0,243$ рад=$13,9^0$.

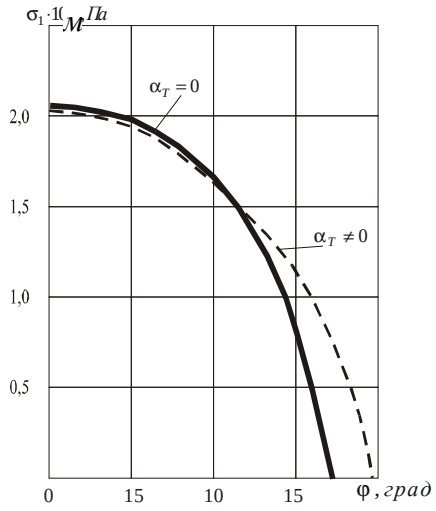


Рис. 3. Розподіл контактного тиску ($s = 7,445 \cdot 10^5$ м)

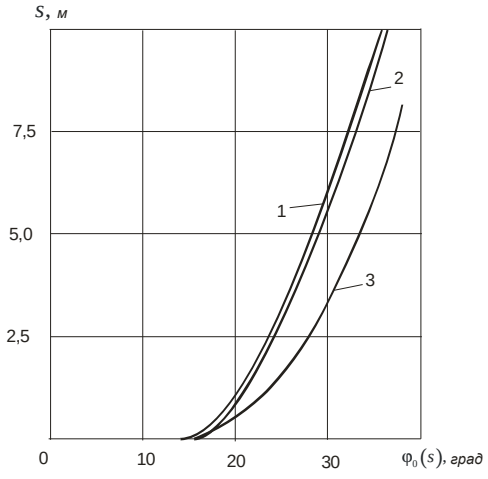


Рис. 4 . Залежність шляху s від кута $\varphi_0(s)$: 1. $m_T = -0,5$, $s \cdot 10^{-7}$ м; 2. $m_T = 0$, $s \cdot 10^{-6}$ м ; 3. $m_T = 0,1$, $s \cdot 10^{-6}$ м

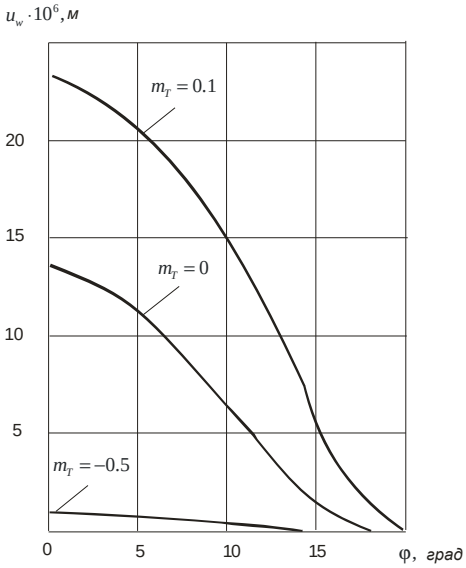


Рис. 5. Знос внутрішньої поверхні шару

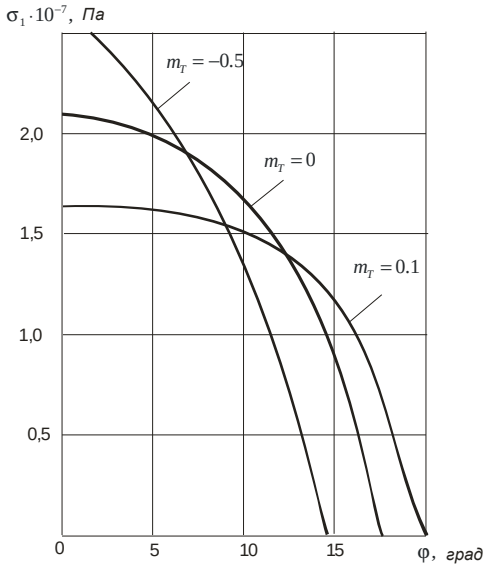


Рис. 6. Розподіл контактного тиску

Таблиця. Залежність температури $T(R_2, \varphi, s)$, °С від кута φ

φ, град	$m_T = -0,5$	$m_T = 0$	$m_T = 0,1$
0	180,6	167,7	162,2
10	145,3	147,7	147,1
20	105,2	108,8	111,4
40	102,3	102,3	102,3
60	101,5	101,5	101,5
80	100,5	100,5	100,5
100	99,5	99,5	99,5
120	98,5	98,5	98,5
140	97,7	97,7	97,7
160	97,2	97,2	97,2
180	97,0	97,0	97,0

Результати розрахунків температури на поверхні контакту в залежності від кутової координати подані у таблиці. На рис. 4-6 відображені результати розрахунків зв'язку $[s, \varphi_0(s)]$, розподілу контактного тиску і зносу внутрішньої поверхні шару відповідно.

Вплив коефіцієнта m_T на зносоконтактні параметри полягає у тому, що:

1. збільшення значень m_T приводить до зменшення шляху тертя для досягнення заданих значень кута контакту;

2. збільшення значень m_T приводить до зменшення величини максимального контактного тиску і збільшення максимальних значень зносу шару;

3. максимальні значення температури в зоні контакту зменшуються зі зростанням m_T

Література

1. Богатин О.Б., Моров В.А., Черский И.Н. Основы расчета полимерных узлов трения. – Новосибирск: Наука, 1983. – 216 с.
2. Гриліцький Д.В. Термопружні контактні задачі в трибології. – К.: ІЗМН, 1996. – 204 с.
3. Александров В.М., Аннакулова Г.К. Контактная задача с учетом износа и тепловыделения от трения // Трение и износ. –1990. – Т. 11.– № 1. – С. 24-28.
4. Бабешко В.А., Ворович И.И. К расчету контактных температур, возникающих при вращении вала в подшипнике // Прикладная механика и техническая физика. – 1968. – № 2. – С. 135-137.
5. Богатин О.Б., Черский И.Н., Тихонов А.Г. Особенности температурного поля при трении опор возвратно-вращательного движения // Трение и износ. – 1987. – Т. 8. – № 3. – С. 437-444.
6. Ефимов А.Б., Дроздов Ю.Н., Гасанов А.И., Наумова Н.М., Пучков В.Н. Математическое моделирование контактного взаимодействия в цилиндрической опоре скольжения // Трение и износ. – 1988. – Т. 9. – № 2. – С. 223-230.
7. Ефимов А.Б., Дроздов Ю.Н., Наумова Н.М. Изнашивание радиального подшипника скольжения с учетом температурных деформаций //Трение и износ. – 1991. – Т. 12. – № 5. – С. 773 –780.
8. Ефимов А.Б., Дроздов Ю.Н., Наумова Н.М., Гасанов А.И., Пучков В.Н. Контактные взаимодействия в цилиндрической опоре скольжения с учетом температурных деформаций // Трение и износ. – 1989. – Т. 10. – № 3. – С. 389–394.
9. Коваленко Е.В., Евтушенко А.А. Износ подшипника скольжения с учетом тепловыделения от трения // Трение и износ. – 1993. – Т. 14. – № 2. – С. 259-269.
10. Моров В.А., Ермолаева А.З. Приближенный метод расчета термоупругих перемещений при решении термоконтактных задач для подшипников скольжения с тонкими покрытиями // Трение и износ. – 1992. – Т. 13. – № 2. – С. 237-250.
11. Моров В.А., Ермолаева А.З., Кондаков А.С. Диаграммы термоупругих состояний цилиндрических опор скольжения. 1. Анализ стационарных решений // Трение и износ. – 1991. – Т. 12. – № 1. – С. 12-23.
12. Огарков Б.И., Голомедова А.И. Расчет стационарного поля анизотропного вкладыша подшипника скольжения // Изв. вузов. Машиностроение. – 1970. – № 8. – С. 43-48.
13. Переверзева О.В., Балакин В.А. Распределение теплоты между трущимися телами // Трение и износ. – 1992. – Т. 13. – № 3. – С. 507-516.
14. Переверзева О.В., Балакин В.А. Выбор тепловых схем и граничных условий при расчете нестационарных температурных полей в высокоскоростных и тяжелонагруженных узлах трения // Трение и износ. – 1993. – Т. 14. – № 3. – С. 487-497.
15. Старостин Н.П., Кондаков А.С., Моров В.А. Анализ нестационарного термоконтактного взаимодействия в цилиндрических опорах скольжения с тонкими покрытиями // Трение и износ. – 1997. – Т. 18. – № 6. – С. 772-782.
16. Тихомиров В.П. Температурный режим работы пары металлокерамическая композиция – сталь при нестационарном трении // Трение и износ. – 1991. – Т. 12. – № 6. – С. 993-997.
17. Флоке А., Плей Д., Годе М. Температуры поверхностей при распределенных контактах. Приложение к проектированию подшипников. // Труды Американского общества инженеров-механиков. Проблемы трения и смазки. – 1977. – № 2. – С. 143-151.
18. Черский И.Н., Старостин Н.П. Моделирование процессов трения и изнашивания и создание методов расчета и диагностики металло-полимерных узлов трения // Трение и износ. – 1997. – Т. 18. – № 1. – С. 63-73.
19. Щучев К.Г., Филипчук А.И., Рыжкин А.А., Климов М.М. Взаимосвязь характеристик температурного поля пары трения с интенсивностью изнашивания // Трение и износ. – 1985. – Т. 6. – № 1. – С. 153-157.
20. Кузьменко А.Г. Многофакторные мультимодели изнашивания и методы определения их параметров //Проблеми трибології (Problems of Tribology). – 2000. - № 2. – С. 123-145.
21. Любин А.Г. Термотрибоконтактная задача для цилиндрических опор скольжения // Проблеми трибології (Problems of Tribology). – 1998. - № 4. – С. 9-21.
22. Соколов Ю.Д. Метод осреднения функциональных поправок. – К.: Наук. думка, 1967. – 336 с.

СТОХАСТИЧНА МОДЕЛЬ ДИСКРЕТНОГО РОСТУ ВТОМНОЇ ТРІЩИНИ

Л.С. Мельничок

STOCHASTIC MODEL OF FATIGUE CRACK DISCRETE GROWTH

L.S. Mel'nychok

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України

Abstract Proceeding from the analyses of experimental data a stochastic model of a fatigue crack descrete growth has been proposed. It describes qualitatively the mechanism of damage accumulation in the process zone. This model includes characteristics of fatigue crack growth resistance of the materials, which determine the experimental scatter of specimens durability. A procedure of prediction of the probability parameters of structural elements life time under cyclic loading, which is necessary for their reliability assessment has been proposed. The mentioned procedure of life time assessment can be used for expert systems constructions.

В багатьох практичних випадках експлуатація конструкцій з тріщинами при циклічних навантаженнях є виправданою, а іноді необхідною. Це стосується великих та дорогих конструкцій при виготовленні яких внаслідок технологічних особливостей неможливо уникнути тріщиноподібних дефектів (наприклад, котли електростанцій, вали прокатних станів, несучі елементи мостів), або конструкцій, які не втрачають несучої здатності навіть при наявності в них помітних тріщин значного розміру (крила літаків). В таких випадках особливої ваги набуває здатність контролювати розвиток тріщини та прогнозувати її ріст.

Усталена схема дослідження росту тріщини при циклічному навантаженні (втомної тріщини) ґрунтується на припущенні, що її швидкість (v), тобто приріст довжини тріщини за один цикл навантаження визначається найбільшим значенням (K_{max}) і/або амплітудою (ΔK) коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) у вершині тріщини. Надалі характерний КІН позначатимемо K, вважаючи, що асиметрія циклу навантаження є експлуатаційним фактором. Величина КІН пропорційна прикладеному навантаженню і залежить від геометричних параметрів конструктивного елемента з тріщиною: $K(l) = P \times f_k(l)$, де P – навантаження. Залежність $f_k(l)$ для конкретної деталі визначають на основі моделі лінійно-пружного тіла з ідеальним розрізом, або у складних випадках експериментально. Такий підхід, починаючи з роботи Паріса, Ґомеза та Андерсона [1], покладено в основу досліджень здатності матеріалів чинити опір поширенню втомних тріщин – циклічної тріщиностійкості (ЦТ). У вказаній роботі запропоновано також представлення

$$v = C \times K^n, \quad \text{(закон Паріса).} \qquad (1)$$

Дослідження проводять на стандартних зразках для яких залежність $K(l)$ відома. Вимірюють довжину тріщини l при відповідному числі циклів навантаження N. Нехай в результаті випробувань одержано набір даних $\{l_i, N_i\}_{i=0}^n$. Первинна обробка даних полягає в перетворенні цього масиву в масив $\{K_i, v_i\}_{i=1}^n$. З математичної точки зору задача зводиться до диференціювання залежності $l - N$. Найпростішим методом визначення швидкості росту втомної тріщини (РВТ) є метод січень:

$$v_i = (l_{i+1} - l_i)/(N_{i+1} - N_i).$$

Визначену таким способом швидкість РВТ відносять до середньої довжини тріщини $\bar{l} = (l_{i+1} + l_i)/2$, за якою визначають відповідний коефіцієнт інтенсивності

напружень K_i. Графічне представлення результатів первинної обробки $\{lg(K_i), lg(v_i)\}_{i=1}^{n}$ називають діаграмою втомного руйнування (ДВР). Використання логарифмічних шкал зручне з огляду на те, що діапазон зміни швидкості РВТ охоплює 4-5 порядків, а закон Паріса (1) представляється прямою.

На другому етапі обробки даних випробувань, результати первинної обробки $\{K_i, v_i\}_{i=1}^{n}$ наближають аналітичним виразом наперед заданого виду $v = \varphi(a_1, ..., a_p, K)$. Саме цей вираз в більшості публікацій називають математичною моделлю РВТ, а параметри залежності вважають характеристиками циклічної тріщиностійкості матеріалу. Для визначення параметрів наближення використовують метод найменших квадратів.

Описана схема дослідження циклічної тріщиностійкості матеріалів має кінцевою метою використання результатів для обчислення ресурсу елементів конструкцій. З вищенаведеного випливає, що цю задачу можна вирішити інтегруванням

$$N_p = \int_{l_0}^{l_c} \frac{dl}{\varphi[A, K(l)]}, \qquad (2)$$

де N_p – ресурс деталі, l_0, l_c – початкова та критична довжини тріщини, $A = \{a_i\}_{i-1}^{p}$ - характеристики циклічної тріщиностійкості. Докладне дослідження виразів для представлення залежності $v = \varphi(a_1, ..., a_p, K)$, як з точки зору адекватності моделі, так і зручності практичного використання проводилось раніше [2].

Відзначимо, що описаний підхід виходить з припущення про детермінований ріст втомної тріщини, хоча на практиці спостерігають суттєво стохастичний характер цього процесу. Неспівпадіння експериментальних даних та розрахунків за формулою (2) намагались обґрунтувати експериментальними похибками при визначенні параметрів моделі, однак, цього виявилось недостатньо для пояснення спостережуваного розкиду ресурсу при випробуванні зразків. Тому, важливою задачею є побудова ймовірнісної моделі для адекватного опису РВТ.

Прогнозування стохастичних параметрів ресурсу в останні десятиліття є предметом багаточисельних, як теоретичних, так і експериментальних досліджень. Якщо проаналізувати запропоновані в цих роботах підходи до вирішення задачі імовірнісного опису та прогнозування довговічності, то можна виділити два принципово різних шляхи.

У першому випадку виходять з того, що характеристики механічних властивостей матеріалу слід розглядати як випадкові величини, і тому припускається розкид їх значень при випробуванні різних зразків. Отже, припускається, що випадкова поведінка втомної тріщини зумовлена випадковістю параметрів рівняння РВТ

$$v = dl/dN = f[\{a_i\}_{i=1}^{p}, K(l)], \qquad (3)$$

де dl/dN – швидкість РВТ (число циклів N вважають дійсним), $f[.,.]$ - залежність відомого вигляду, $\{a_i\}_{i=1}^{p}$ - характеристики ЦТ металу, які вважають випадковими величинами що приймають визначені для конкретного зразка значення $K(l)$ – характерний коефіцієнт інтенсивності напружень.

Очевидний недолік такого способу стохастичного опису РВТ полягає в тому, що після вибору конкретних значень випадкових параметрів тріщина росте за детермінованим законом. Тобто залежність $l = f(N)$ в такому випадку представляється гладкою кривою, що суперечить експериментальним результатам.

Другий підхід розглядається в роботі Ліна та Янга [3]. Рівняння РВТ записується у вигляді

$$v = dl / dN = f[\{a_i\}_{i=1}^{p}, K(l)] \times X(N), \qquad (4)$$

де *X(N)* – невід'ємний випадковий процес, а характеристики ЦТ $\{a_i\}_{i=1}^{p}$ детерміновані. Основною проблемою при такому підході є вибір моделі для випадкового процесу *X(N)*.

Віклер та ін. [4] вивчають таку модель при умові, що $X(N_1)$ і $X(N_2)$ незалежні при $N_1 \neq N_2$. В іншому випадку приймається що $X(N) = X$ – випадкова величина незалежна від *N*. Відмічено, що у першому випадку дисперсія числа циклів за яке досягається заданий розмір тріщини є найменшою, а в другому, найбільшою.

В роботі [3] допускають існування залежності між приростами довжин тріщини на протязі Δ циклів навантаження. Однак, таке припущення суперечить експериментальним даним. На основі даних одержаних при випробуванні дискових зразків з магнієвого сплаву МА18 перевірялась гіпотеза про незалежність послідовності приростів тріщин за критерієм Аббе. Не виявлено кореляції послідовних приростів при значеннях ΔN рівних 800, 1000, 3000 циклів [5]. Відсутність кореляції підтверджується також спеціально проведеними дослідженнями. Отже, припущення про залежність послідовних приростів тріщини це штучний прийом для узгодження моделі з даними випробувань.

Обидва описані підходи по суті відрізняються тим, що в першому випадку спостережуване розсіяння довговічності пояснюється відмінністю характеристик ЦТ від зразка до зразка, а в другому тільки структурною неоднорідністю матеріалу. Для обгрунтування методики дослідження ЦТ випадковим вважали приріст довжини тріщини при фіксованому числі циклів навантаження. Можна поступити навпаки: зафіксувавши величину приросту, розглядати число циклів за яке цей приріст досягається, як випадкову величину. Такий підхід видається логічним враховуючи, що остаточною метою досліджень є ресурс деталі, який буде представлений сумою незалежних випадкових величин. Експериментальні дослідження проведені таким способом описані в роботі [6].

Припустимо, що циклічний приріст (ЦП) – випадкова величина ξ зі скінченним математичним сподіванням і дисперсією, розподіл якої повністю визначається величиною *K*:

$$M(\xi) = v(K);\ D(\xi) = \sigma^2(K).$$

Приріст довжини тріщини, що спостерігається за *ΔN* циклів навантаження представляється сумою $\Delta l = \sum_{i=1}^{\Delta N} \xi_i$, доданки якої будем вважати незалежними. На основі даних випробувань показано що *Δl* і, отже, експериментальна оцінка швидкості РВТ $\bar{v} = \Delta l / \Delta N$ розподілені за нормальним законом, причому $M(\bar{v}) = v,\ D(\bar{v}) = \sigma^2 / \Delta N$. Встановлено також, що між оцінками $\bar{v}$ і $\bar{\sigma}$ існує кореляція, яка дозволяє постулювати залежність $\sigma = Av^m$, параметри якої A та m характеризують розсіяння ресурсу обумовлене структурною неоднорідністю матеріалу і можуть бути визначеними при вторинній обробці експериментальних даних. Далі припустимо, що ξ – дискретна випадкова величина, яка приймає значення 0 і Δ*l* з ймовірностями *1-p* і *p* відповідно. Таке припущення узгоджується з результатами багатьох досліджень. Тоді

$$M(\xi) = v = p\,\Delta l;\ D(\xi) = \sigma^2 = A^2 v^{2m} = \Delta l^2 p(1-p).$$

Звідси визначимо

$$\Delta l = v + A^2 v^{2m-1};\quad p = (A^2 v^{2m-2} + 1)^{-1}. \qquad (5)$$

В інженерних розрахунках необхідно обчислити ресурс N_p -- число циклів навантаження, за яке довжина тріщини зростає від початкового значення l_0 до критичного l_c При прийнятих припущеннях тріщина росте дискретно і, отже, її траєкторія ділиться на ділянки довжиною $\Delta l_i\ (i = \overline{1, N_0})$ (див. рис 1).

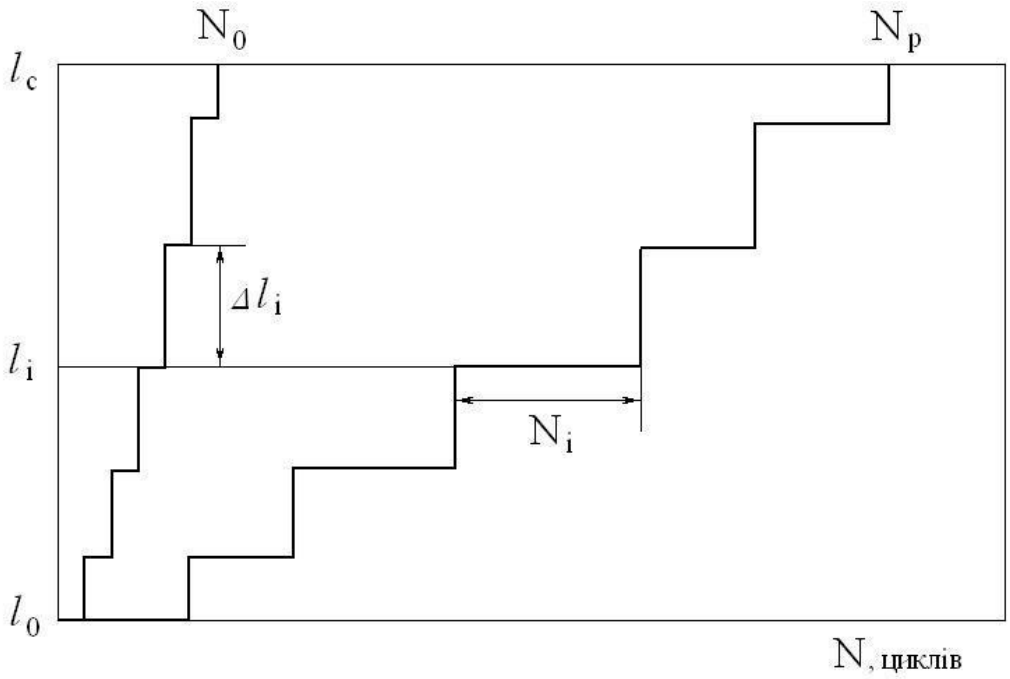


Рис. 1. Схематичне зображення дискретного росту втомної тріщини.

Як видно з формули (5), довжина тріщини може приймати фіксований ряд значень, а її ріст можна описати дискретним марківським процесом. В такому випадку задача прогнозування ресурсу зводиться до сумування чисел циклів навантаження на протязі яких тріщина перебуває в кожному стані. Інтервал між фіксованими станами тріщини Δl_i можна інтерпретувати як розмір зони перед руйнування [7].

Для неперервної апроксимації граничної кривої росту втомної тріщини можна приблизно записати рівняння $dl/dN = \Delta l$. Звідси для нижньої границі ресурсу одержимо вираз

$$N_0 = \int_{l_0}^{l_c} \frac{dl}{v + A^2 v^{2m-1}} \tag{6}$$

В загальному випадку, після досягнення тріщиною довжини $l_i = \sum_{j=1}^{i} \Delta l_j$, вона протягом N_i циклів не росте. З незалежності ЦП випливає, що N_i – цілочисельна випадкова величина з геометричним розподілом. Враховуючи (5) визначають її математичне сподівання та дисперсію. Сумуючи обчислені значення при $i = \overline{1, N_0}$, для математичного сподівання і дисперсії ресурсу можна одержати такі інтегральні представлення

$$M(N_p) = \int_{l_0}^{l_c} \frac{dl}{v}; \quad D(N_p) = A^2 \int_{l_0}^{l_c} v^{2m-3} dl, \tag{7}$$

де $v = f[K(l)]$.

Інтегральна оцінка математичного сподівання співпадає з формулою, якою користуються для обчислення довговічності в рамках детерміністичних уявлень про РВТ. Для дисперсії ресурсу отримана проста формула яка містить параметри A і m, які визначаються експериментально. Отриманий вираз свідчить, що їх можна вважати характеристиками дисперсних властивостей матеріалу.

Для вибору закону розподілу ресурсу скористаємось результатами експериментальних досліджень. Віклер і ін. [4] порівнюючи якість наближення експериментально одержаних розподілів N_p різними теоретичними законами прийшли

до однозначного висновку, що для їх опису найбільше підходить трипараметричний логнормальний закон розподілу, тобто величина $lg(N_p\text{-}N_0)$ розподілена по нормальному закону $N(m_p; s^2)$. Математичне сподівання і дисперсія величини $lg(N_p)$ при такому розподілі можна обчислити за формулами

$$s^2 = D(\lg N_p) = \lg\left\{\frac{D(N_p)}{[M(N_p) - N_0]^2} + 1\right\}, \tag{8}$$

$$m_p = M(lg\, N_p) = lg[\, M(\, N_p) - N_0\,] - s^2 / 2\,. \tag{9}$$

При довірчій ймовірності β, довірчий інтервал для N_p задається нерівностями

$$m_p - \lambda s < lg(\, N_p - N_0\,) < m_p + \lambda s \tag{10}$$

де λ – квантиль порядку (β+1)/2 нормального розподілу.

Виведені формули можна застосовувати для уточнення ймовірнісних характеристик ресурсу при поточному контролі за ростом втомної тріщини. На основі результатів спостереження можна уточнити значення параметрів розрахункової моделі і, таким чином, обмежити складову розсіяння викликану випадковими факторами пов'язаними з умовами експлуатації.

Література

1. Paris P.C., Gomez M.P., Anderson W.E. A rational analytic theory of fatique // Trend in engineering. – 1961 – 13, N16. – P. 9 - 14.
2. Мельничок Л.С. Математичне моделювання та дослідження росту втомних тріщин. Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Львів, ФМІ НАНУ, 1995. – 16 с.
3. Lin Y.K., Yang J.N. On statistical moments of crack propagation // Eng. Fract. Mech. – 1983. – 18, №2. – P. 243 – 256.
4. Virkler D.A., Hillbery B.M., Goel P.K. The statistical nature of fatique crack propagation // J. Eng. Mat. and Technology. – 1979. – 101, №2. – P. 148–153.
5. Ярема С.Я., Мельничок Л.С., Попов Б.А. Рассеяние скорости роста усталостной трещины и обработка экспериментальных данных // Физ.-хим. механика материалов. – 1984. – №3. – С. 59–65.
6. Прокопенко А.В., Баумштейн М.В. Оценка усталостной живучести компрессорных лопаток ГТД в вероятностном аспекте // Проблемы прочности. – 1983. – №11. – С. 74 – 76.
7. Осташ О.П. Про побудову діаграми швидкостей росту втомної макротріщини // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003.–№2.–С. 81 – 83.

AUTHORS

Andreykiv O.E. 128, 469
Arhipov O.G. 431, 479
Arsenos P. 234
Artym V.I. 198
Azari Zitouni.....69
Bagmutov V.P. 380
Balitskii A.I. 296
Baran D. 303
Baran Sebastian 179
Baylo V.G. 426
Belocerkovscky A.B. 359
Belodedenko S.V. 145
Bilichenko G.N. 145
Bobyr N.I. 112
Bogdanovich A.V. 91
Bogdanowicz Z. 316
Borisenko V.A. 479
Bovsunovsky A.P. 212
Boyko A. 484
Bozhidarnik V.V. 450, 456
Buketov A.V. 498
Bunin I.Zh. 231
Bynar V.A.. 85
Capelle J. 309
Caraim V.S. 333
Cempel G. 290
Chausov M.G. 407
Christopher C.J. 36
Chyhira I.V. 498
Deynega P.O. 198
Dmytrakh I.M. 23
Dobrotvor I.G. 498
Dukhota A.I. 243
Ermokrattev V.A. 145
Fishgoyt A.V. 367
Fomichev P.A. 119
Fostyk V.B. 49
Gadolina I.V. 141
Gasiak G. 179, 270, 290
Gerasymchuk P.V. 450
Gilgert J. 309
Gladun V.V. 198
Gliha V. 251
Golovan'ov Yu.M. 204, 322
Grabar I.G. 416
Grabovskiy A.P. 112
Gzesik W. 338
Hakimi Abdelhadi El 69
Hariri Saïd 69
Heidarov Sh.G. 462
Hlado V.B. 171, 251
Hurey I. 338
Hutsaylyuk V.B. 171, 251
Ivanytskyi Ya.L. 344
Ivasiv V.M. 198
James M.N. 36
Kalba E.M. 498
Karolczuk A. 30
Kartsonaki E. 234
Khamaza L.A. 9
Khoma M.S. 85
Khrushchov M.M. 367
Kindrachuk M.V. 243
Kit M.B. 128
Kocańda D. 42
Kogut M.S. 333
Kolmakov A.G. 231
Kononova O. 484
Kopchevsky P.M. 204, 322
Kornilova A.V. 393
Kouskouti M. 234
Koval Yu.I. 259
Kovalchuk Ya.O. 219
Krivenyuk V.V. 223
Kryven M.V. 420
Kryzhanivsky Ye. 351
Kulikov D.A. 431
Kun' P.S. 344
Kundrat M.M. 504
Kurash Yu.P. 372
Kuzukov A.M. 431
Kyriakos K. 234
Labunets V.F. 243
Laksimi Abdelouahed 69
Lapusta Yu. 303
Leonets V.A. 326
Lepikhin P.P. 105
Levchenko V.A. 479
Lipko G.V. 431
Lyashenko B.A. 436
Lyubin O. 510
Macha E. 30, 283
Maksymovych O.V. 456
Maksymovych Ya.V. 456
Marciniak Z. 283
Markov A.D. 78
Marukha V.I. 386
Maruschak P. 251, 303
Matokhnyuk L.E. 277
Matveyev V.V. 212
Maylo A.N. 204, 322
Medvid' A.G. 411
Mel'nychok L.S. 518
Mirnenko V.I. 436

Nakonechny A.....85
Nykyforchyn G.M.....78
Okipny I.B.....171
Opalschuk A.S. 266
Opanasovych V.K. 450, 491
Ostaf I.Yu.....411
Ostaf V.Yu. 411
Ostash O.P. 152
Panasyuk V.V. 23, 152, 386
Papassalouros D.....234
Paratsa V.M. 407
Patejuk A. 316
Patterson E.A.....36
Pavlou D. 234
Petrova I.M. 355
Pidgursky M.....441
Pinyak I.S. 400
Pisarenko G.G. 204, 322
Pluvinage G.....309
Poberezhny L.Ya. 351
Pokhmurskii V.I. 85
Pokrovsky V.V. 259
Prutskov M.E. 231
Pylypenko A.P. 407
Pyndus Yu.I. 49
Robak G. 270
Rozumek D. 283
Rutkovsky A.V.....436
Rybak T.....441
Sas N.B.....469
Savkin A.N. 380
Shashurin G.V. 367
Shulhan I.....49
Slobodyan M.S.....491
Smirnov M.M.....359
Sosnovskiy L.A. 91, 160
Stashkiv M. 441
Student O.Z. 78
Stuhlyak P.D. 498
Sulym H.T. 316, 420, 504, 510
Sunder R.....63
Sydiachenko V.G. 259
Sylovanyuk V.P. 386
Tarasova L.F. 359
Tee K.F. 36
Terentyev V.F. 135
Torzewski J. 42
Toś Paweł 179
Trapezon A.G. 436
Troshchenko V.T.....9
Tsyban'ov G.V. 372
Tytarenko V.E. 416
Varfolomeyev I. 97
Várkoly Ladislav..... 57, 208
Vasinyuk I.M. 204, 322
Vasylyuk P.M. 475
Vlachakis N.V..... 234
Vojnalovich A.V. 204, 322
Vuherer T. 251
Yakhno B.O. 112
Yakovleva T.Yu. 185, 277
Yasniy O. 97
Yasniy P.V. 49, 251, 303
Yegorova M.I. 223
Yezhov V.N. 259
Zafiris K. 234
Zainetdinov R.I. 192
Zhovdak V.A.

СПИСОК АВТОРІВ

Arsenos P. 234
Azari Zitouni.....69
Baran D. 303
Baran Sebastian 179
Capelle J. 309
Cempel G. 290
Christopher C.J. 36
Fostyk V.B. 49
Gasiak G. 179, 270, 290
Gilgert J. 309
Gliha V. 251
Hakimi Abdelhadi El 69
Hariri Saïd 69
Hlado V. 251
Hutsaylyuk V. 251
James M.N. 36
Karolczuk A. 30
Kartsonaki E. 234
Kocańda D. 42
Kouskouti M. 234
Kyriakos K. 234
Laksimi Abdelouahed 69
Lapusta Yu. 303
Macha E. 283
Macha E. 30
Marciniak Z. 283
Maruschak P. 251, 303
Ostash O.P. 152
Panasyuk V.V. 152
Papassalouros D. 34
Patterson E.A. 36
Pavlou D. 234
Pluvinage G. 309
Pyndus Yu.I. 49
Robak G. 270
Rozumek D. 283
Shulhan I. 49
Tee K.F. 36
Torzewski J. 42
Toś Paweł 179
Varfolomeyev I. 97
Várkoly Ladislav 57, 208
Vlachakis N.V. 234
Vuherer T. 251
Yasniy O. 97
Yasniy P.V. 49, 251, 303
Zafiris K. 324
Zainetdinov R.I. 192
Андрейків О.Є. 128, 469
Артим В.І. 198
Архипов А.Г. 431, 479
Багмутов В.П. 380
Байло В.Г. 426
Балицький О.І. 296
Белодеденко С.В. 145
Биличенко Г.Н. 145
Білоцерківський О.Б. 359
Бобырь Н.И. 112
Бовсуновский А.П. 212
Богданович А.В. 91
Боґдановіч З. 316
Божидарнік В.В. 450, 456
Бойко А. 484
Борисенко В.А. 479
Букетов А.В. 498
Бунин И.Ж. 231
Василюк П.М. 475
Васинюк І.М. 204, 322
Винар В.А. 85
Войналович О.В. 204, 322
Гадолина И.В. 141
Гейдаров Ш.Г. 462
Герасимчук П.В. 450
Гжесік В. 338
Гладун В.В. 198
Гладьо В.Б. 171
Голованьов Ю.М. 204, 322
Грабар І.Г. 416
Грабовский А.П. 112
Гурей І.В. 338
Гуцайлюк В.Б. 171
Дейнега Р.О. 198
Дмитрах І.М. 23
Добротвор І.Г. 498
Духота А.И. 243
Егорова М.И. 223
Ежов В.Н. 259
Ермократьев В.А. 145
Жовдак В.О. 359
Іваницький Я.Л. 344
Івасів В.М. 198
Кальба Е.М. 498
Караїм В.С. 333
Киндрачук М.В. 243
Кіт М.Б. 128
Коваль Ю.И. 259
Ковальчук Я.О. 219
Когут М.С. 333
Колмаков А.Г. 231
Кононова О. 484

Копчевський П.М. 204, 322
Корнилова А.В. 393
Кривенюк В.В. 223
Кривень М.В.....420
Крижанівський Є.І. 351
Кузюков А.Н. 431
Куликов Д.А. 431
Кундрат М.М. 504
Кунь П.С.....344
Кураш Ю.П. 372
Лабунец В.Ф. 243
Левченко В.А. 479
Леонець В.А. 326
Лепихин П.П. 105
Липко Г.В. 431
Любін О. 510
Ляшенко Б.А. 436
Майло А.М. 204, 322
Максимович О.В. 456
Максимович Я.В. 456
Марков А.Д. 78
Маруха В.І. 386
Матвеев В.В. 212
Матохнюк Л.Е. 277
Медвідь А.Г. 411
Мельничок Л.С. 518
Мирненко В.И. 436
Наконечни А. 85
Никифорчин Г.М. 78
Окіпний І.Б. 171
Опальчук А.С. 266
Опанасович В.К. 450, 491
Остаф В.Ю. 411
Остаф І.Ю. 411
Панасюк В.В. 23, 386
Параца В.М. 407
Патеюк А. 316
Петрова И.М. 355
Пилипенко А.П. 407
Писаренко Г.Г. 204, 322
Підгурський М.І. 441
Піняк І.С. 400
Побережний Л.Я. 351
Покровский В.В. 259
Похмурський В.І. 85
Пруцков М.Е. 231
Рибак Т.І. 441
Рутковский А.В. 436
Савкин А.Н. 380
Сас Н.Б. 469
Сидяченко В.Г. 259
Силованюк В.П. 386
Слободян М.С. 491
Смірнов М.М. 359
Сосновский Л.А. 91, 160
Сташків М.Я. 441
Студент О.З. 78
Стухляк П.Д. 498
Сулим Г.Т. 316, 420, 504, 510
Сундер Р. 63
Тарасова Л.Ф. 359
Терентьев В.Ф. 135
Титаренко В.Є. 416
Трапезон А.Г. 436
Трощенко В.Т. 9
Фишгойт А.В. 367
Фомичев П.А. 119
Хамаза Л.А. 9
Хома М.С. 85
Хрущов М.М. 367
Цибаньов Г.В. 372
Чаусов М.Г. 407
Чихіра І.В. 498
Шашурин Г.В. 367
Яковлева Т.Ю. 185, 277
Яхно Б.О. 112

CONTENTS

Foreword

PLENARY PAPERS

Troshchenko V.T., Khamaza L.A. FATIGUE AND INELASTICITY OF METALS..... 9

Panasyuk V.V., Dmytrakh I.M. SOME APPROACHES TO CORROSION FATIGUE ASSESSMENT FOR STRUCTURAL COMPONENTS OF HEAT-AND-POWER ENGINEERING EQUIPMENT..... 23

Karolczuk A., Macha E. CRITICAL PLANE APPROACH IN STAGE I AND STAGE II OF FATIGUE UNDER MULTIAXIAL LOADING..... 30

Tee K.F., Christopher C.J., James M.N., Patterson E.A. MATHEMATICAL STUDY OF THE EFFECTS OF APPLIED STRESS, T-STRESS AND BACK STRESS IN PHOTOELASTIC FRINGE PATTERNS..... 36

Kocańda D., Torzewski J. CAPABILITY OF LOAD-TIME HISTORY RECONSTRUCTION AND FATIGUE CRACK GROWTH RATE ESTIMATION FOR 2024-T3 ALUMINIUM ALLOY ON THE BASIS OF FRACTOGRAPHIC ANALYSIS..... 42

Yasniy P., Pyndus Yu., Fostyk V., Shulhan I. FATIGUE CRACK GROWTH. OVERLOAD AND UNDERLOAD INTERACTIONS..... 49

Várkoly Ladislav DESIGN INDEX, U-FUNCTION AND ITS COEFFICIENTS IN LIFE-TIME (PRE)DETERMINATION OF MACHINE ELEMENTS AND MACHINERIES FOR DYNAMIC LOADING..... 57

Sunder R. A UNIFIED MODEL OF VARIABLE AMPLITUDE METAL FATIGUE..... 63

Hakimi Abdelhadi El, Hariri Said, Laksimi Abdelouahed, Azari Zitouni DEFECT IN A CYLINDRICAL SHELL UNDER PRESSURE..... 69

Nykyforchyn G.M., Student O.Z., Markov A.D. FATIGUE THRESHOLD AS A PARAMETER OF HIGH-TEMPERATURE HYDROGEN DEGRADATION OF LOW-ALLOY STEELS USED FOR POWER AND PETROCHEMICAL EQUIPMENT..... 78

Pokhmurskii V.I., Khoma M.S., Bynar V.A.,. Nakonechny A. THE INFLUENCE OF THE METHODS OF SURFACE PLASTIC DEFORMATION ON THE PECULIARITIES OF FATIGUE AND CORROSION: FATIGUE FAILURE OF ALLOY D16T..... 85

Sosnovskiy L.A., Bogdanovich A.V. CYCLIC ELASTO-PLASTIC FRACTURE DIAGRAM AND CRACK GROWTH LIFE OF STRUCTURES AND MACHINE ELEMENTS..... 91

Varfolomeyev I., Yasniy O. INTEGRITY ASSESSMENT OF CRACKED COMPONENTS USING PROBABILISTIC METHODS..... 97

Lepikhin P.P. SIMULATION OF THE PATH SHAPE FADING MEMORY IN THE THEORY OF ELASTOPLASTICALLY-DEFORMED SIMPLE MATERIALS WITH INITIAL LOADING SURFACE..... 105

Bobyr N.I., Yakhno B.O., Grabovskiy A.P. MODELING OF THE DAMAGE ACCUMULATION PROCESSES UNDER LOW-CYCLE LOADING..... 112

Fomichev P.A. ENERGY-BASED APPROACH TO LIFETIME CALCULATION UNDER RANDOM LOADING 119

Andreykiv O.E., Kit M.B. FATIGUE FRACTURE OF THIN-WALLED STRUCTURAL ELEMENTS UNDER BIAXIAL LOADING 128

Terentyev V.F. THE MECHANISM OF FATIGUE CRACK NUCLEATION IN HIGH-STRENGTH STEELS UNDER GIGACYCLE FATIGUE 135

Gadolina I.V. TESTS UNDER IRREGULAR LOADING AS A SOURCE OF INFORMATION ABOUT THE FATIGUE CURVE BEHAVIOR IN THE GIGACYCLE REGION..... 141

SECTION 1. **PHYSICAL AND PHENOMENOLOGICAL APPROACHES TO THE DESCRIPTUION OF THE FATIGUE DAMAGE**

Belodedenko S.V., Bilichenko G.N., Ermokrattev V. A. INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF THE INCREASE IN THE CYCLE ASYMMETRY AND OVERLOADS ON DAMAGE ACCUMULATION IN A HIGH-STRENGTH STEEL..... 145

Ostash O.P., Panasyuk V.V. A PHENOMENOLOGICAL MODEL OF MACROCRACK INITIATION AND GROWTH IN CYCLICALLY DEFORMED MATERIAL 152

Sosnovskiy L.A. DEVELOPMENT OF THE CONCEPTS ABOUT THE FATIGUE OF METALS..... 160

Hlado V.B., Hutsaylyuk V.B., Okipny I.B. THE DEFORMATION MICROMECHA-NISMS AND CLEAVAGE STRESS OF A HEAT-RESISTANT STEEL..... 171

Baran Sebastian, Gasiak Grzegorz, Toś Paweł NUMERICAL ANALYSIS OF LIFE OF NOTCHED SPECIMENS SUBJECTED TO COMPLEX BENDING WITH TORSION..... 179

Yakovleva T.Yu. THE ROLE OF THE LOCAL PLASTIC DEFORMATION IN THE FATIGUE FRACTURE OF METALS..... 185

Zainetdinov R.I. MULTIFRACTAL APPROACH TO THE DESCRIPTION AND WAVELET ANALYSIS OF THE FATIGUE DAMAGE 192

Ivasiv V.M., Artym V.I., Gladun V.V., Deynega P.O. MODEL FOR THE HIGH CYCLE CORROSION-FATIGUE DAMAGE OF MACHINE PARTS 198

Vojnalovich A.V., Pisarenko G.G., Vasinyuk I.M., Kopchevsky P.M., Maylo A.N., Golovan'ov Yu.M. DISTRIBUTION OF LOCAL INELASTICITY IN METALLIC MATERIALS UNDER CYCLIC LOADING 204

Várkoly Ladislav MODERN POSSIBILITIES OF IMAGE VIEWING PROCESSESES – INDUSTRIAL'S AND UNIVERSITY'S APPLICATIONS..... 208

Bovsunovsky A.P., Matveyev V.V. VIBRATIONAL DIAGNOSTICS PARAMETERS OF FATIGUE DAMAGE IN ELASTIC BODIES..... 212

Kovalchuk Ya.O. LOW CYCLE FATIGUE OF ALLOY AMg6..... 219

Krivenyuk V.V., Yegorova M.I. THE USE OF THE METHOD OF BASE DIAGRAMS FOR PREDICTING THE LONG-TERM STRENGTH UNDER STATIC AND CYCLIC LOADING 223

Prutskov M.E., Kolmakov A.G., Bunin I.Zh. METHODS OF ESTIMATION OF DISSIPATIVE PROPERTIES OF STEELS AT LOW TEMPERATURES..... 231

Arsenos P, Zafiris K., Kartsonaki E., Kouskouti M., Kyriakos K., Papassalouros D., Pavlou D., Vlachakis N.V. DAMAGE ANALYSIS OF PRESSURE PIPES UNDER HIGH TEMPERATURE AND VARIABLE PRESSURE CONDITIONS 234

SECTION 2 **ENVIRONMENTAL (CORROSIVE MEDIUM, TEMPERATURE, LOADING WAVEFORM, ETC.) EFFECTS ON THE FATIGUE CRACK PROPAGATIONPHYSICAL**

Dukhota A.I., Kindrachuk M.V., Labunets V.F. THE INFLUENCE OF FRETTING-CORROSION ON THE FATIGUE STRENGTH OF TITANIUM ALLOYS..... 243

Vuherer T., Hlado V., Hutsaylyuk V., Maruschak P., Yasniy P., Gliha V. DEFECTS MODELLED BY EXTREMELY SMALL DRILLED HOLES IN TWO CONDITIONS 251

Pokrovsky V.V., Yezhov V.N., Sydiachenko V.G., Koval Yu.I. INVESTIGATION OF CRACK GROWTH BEHAVIOUR UNDER MIXED MODE LOADING 259

Opalschuk A.S. FATIGUE CRACK RESISTANCE OF THERMOMECHANICALLY TREATED STEELS 266

Gasiak G., Robak G. FATIGUE LIFE OF CONSTRUCTIONAL MATERIALS UNDER BENDING WITH TORSION FOR CRACK PROPAGATION..... 270

Yakovleva T.Yu., Matokhnyuk L.E. THE CORRELATION BETWEEN FATIGUE AND FRACTURE CHARACTERISTICS OF TITANIUM ALLOYS 277

Marciniak Z., Rozumek D., Macha E. COMPARISON OF THE CALCULATED AND EXPERIMENTAL FATIGUE LIVES UNDER NON-PROPORTIONAL BENDING WITH TORSION OF 10HNAP STEEL 283

Cempel G., Gasiak G. EXPERIMENTAL RESEARCH ON INFLUENCE ON SINGLE OVERLOAD ON FATIGUE LIFE OF CONSTRUCTIONAL STEELS UNDER COMPLEX LOAD 290

Balitskii A.I. INFLUENCE OF WORKING ENVIRONMENTS ON FATIGUE CRACK PROPAGATION IN HIGH NITROGEN STEELS 296

Yasniy P., Marushchak P., Lapusta Yu., Baran D. EVALUATION OF IN-SERVICE SURFACE CRACKING OF ROLLS OF CONTINUOUS CASTING MACHINES 303

Capelle J., Gilgert J., Pluvinage G. HYDROGEN EFFECT ON FATIGUE LIFE OF A PIPE STEEL..... 309

Patejuk A., Bogdanowicz Z., Sulym H. THE FATIGUE PROPERTIES AND FRACTURE PROCESS OF ION-NITRIDED STEEL 50H21G9N4..... 316

Vojnalovich A.V., Pisarenko G.G., Vasinyuk I.M., Kopchevsky P.M., Maylo A.N., Golovan'ov Y.M. VISUALIZATION OF THE FATIGUE DAMAGE IN ELEMENTS OF METAL STRUCTURES 322

Leonets V.A. LASER-RADIATION EMULATION OF THE STRUCTURAL MATERIALS FATIGUE LIMIT..... 326

SECTION 3 **FATIGUE STRENGTH WITH ALLOWANCE FOR THE EFFECT OF MANUFACTURING, DESIGN AND OPERATIONAL FACTORS**

Caraim V.S., Kogut M.S. WORKING METHOD FOR RECORDING A DIAGRAM OF IMPACT-FATIGUE FRACTURE OF A CANTILEVER BEAM RESTRAINED NEAR THE STRESS CONCENTRATOR..... 333

Hurey I., Gzesik W. INFLUENCE OF THE MODIFIED SURFACE LAYER OF PARTS SUBJECTED TO FRICTION HARDENING ON THE LOW-CYCLE FATIGUE OF STEELS 338

Ivanytskyi Ya.L., Kun' P.S. EVALUATION OF STRUCTURAL MATERIAL RESISTANCE TO FATIGUE FRACTURE UNDER COMPLEX LOADING 344

Kryzhanivsky Ye., Poberezhny L.Ya. LOW-FREQUENCY AND CORROSION FATIGUE OF BURIED MAIN PIPELINES..... 351

Petrova I.M. MODELING OF THE STRUCTURAL STEEL CYCLIC STRENGTH VARIATION UNDER DYNAMIC LOADING IN THE LONG-TERM LIFE REGION ... 355

Zhovdak V.A., Belocerkovscky A.B., Tarasova L.F., Smirnov M.M. THE PREDICTION OF FATIGUE DAMAGES IN CAR TRUCKS OF ELECTRIC TRAINS..... 359

Shashurin G.V., Khrushchov M.M., Fishgoyt A.V. THE DIAGRAM OF SHORT CRACK GROWTH UNDER COMPLEX CYCLIC LOADING..... 367

Tsyban'ov G.V., Kurash Yu.P. PROCEDURE AND RESULTS OF INVESTIGATION OF CRACK INITIATION UNDER FRETTING FATIGUE 372

Savkin A.N., Bagmutov V.P. ESTIMATION OF THE FATIGUE LIFE OF STEEL ON THE BASIS OF NONLINEAR MODEL OF DAMAGE ACCUMULATION 380

Panasyuk V.V., Sylovanyuk V.P., Marukha V.I. FATIGUE FRACTURE OF MATERIALS WITH FILLED UP CRACKS..... 386

Kornilova A.V. PRACTICAL ASPECTS OF THE DETERMINATION OF THE ALLOWABLE TECHNOLOGICAL DEFECTIVENESS..... 393

Pinyak I.S. HIGH-CYCLE FATIGUE FRACTURE OF STRUCTURAL MATERIALS UNDER ELASTIC-PLASTIC DEFORMATION 400

Chausov M.G., Pylypenko A.P., Paratsa V.M. EXPERIMENTAL RESEARCH OF PLASTIC STEELS DEFORMATION FROM THE POINT OF VIEW OF SUDDENLY CHANGES IN THE LOADING MODE 407

Medvid' A.G., Ostaf V.Yu., Ostaf I.Yu. TECHNIQUE OF MULTIFUNCTIONAL INVESTIGATIONS OF THE PHYSICAL AND CHEMICAL FACTORS INFLUENCE ON A COMPLEX OF PHYSICO-MECHANICAL PROPERTIES AND MECHANICAL FATIGUE OF METAL SYSTEMS 411

SECTION 4 **FATIGUE LIFE OF MACHINE PARTS**

Grabar I.G., Tytarenko V.E. MODELLING AND EXPERIMENTAL INVESTIGATION OF THE FATIGUE CRACK KINETICS IN SEMITRAILER UNDERFRAME LONGERONS 416

Sulym H.T., Kryven M.V. DOUBLE-PERIODIC PROBLEM ABOUT INTERFACIAL SLIP OF RIGID RHOMBIC PRISMATIC INCLUSIONS IN THE MEDIUM WITH YIELDING DECAY UNDER THE CONDITIONS OF LONGITUDINAL SHEAR..... 420

Baylo V.G. ERGODYNAMICS OF FATIGUE 426

Kuzukov A.M., Arhipov O.G., Kulikov D.A., Lipko G.V. STRENGTH OF AUSTENITE STEELS AT THE COMBINED ACTION OF VIBRATION AND CORROSION 431

Lyashenko B.A., Trapezon A.G., Mirnenko V.I., Rutkovsky A.V. THE CYCLE STRENGTH OF TITANIUM ALLOYS WITH PVD-COATINGS UNDER HIGH-FREQUENCY LOADING AT NORMAL AND HIGH TEMPERATURES 436

Rybak T., Pidgursky M., Stashkiv M. METHODS FOR DETERMINATION OF THE STRESS INTENSITY FACTORS (SIF) FOR DEFECTIVE ELEMENTS WITH A CLOSED PROFILE 441

Bozhidarnik V.V., Opanasovych V.K., Gerasymchuk P.V. BENDING OF A PLATE WITH TWO EQUAL SYMMETRIC CRACKS ALONG A CIRCULAR ARCH WITH ALLOWANCE FOR THE CONTACT OF THEIR FLANKS 450

Bozhidarnik V.V., Maksymovych O.V., Maksymovych Ya.V. FATIGUE CRACK PATH AND CRACK GROWTH RATE IN PLATES: ALGORITHM AND PROGRAM 456

Heidarov Sh.G. FATIGUE FRACTURE OF THE BRAKE DRUM OF A CAR 462

Andreykiv O.E., Sas N.B. DETERMINATION OF THE RESIDUAL LIFE TIME OF THIN-WALLED STRUCTURAL ELEMENTS UNDER HIGH TEMPERATURE CREEP 469

Vasylyuk P.M. HIGH-TEMPERATURE OXIDATION AND FRACTURE OF ALLOYED Fe-Cr STEELS 475

Borisenko V.A., Levchenko V.A., Arhipov O.G. ABOUT FRACTURE BEHAVIOR OF STEEL 12Kh18N10T UNDER REPEATING LOAD IN AIR SEPARATION PLANTS 479

Boyko A., Kononova O. STRENGTH CALCULATION FOR A TANK OF THE TANK-CAR UNDER REPEATED LOADING 484

Opanasovych V.K., Slobodyan M.S. BENDING OF A CIRCULAR PLATE WITH A RADIAL CRACK WHOSE FLANKS ARE IN CONTACT 491

Buketov A.V., Stuhlyak P.D., Chyhira I.V., Dobrotvor I.G., Kalba E.M. RESEARCH OF THE WEAR RESISTANCE OF EPOXYCOMPOSITES CONTAINING HYBRID FILLERS MODIFIED BY ULTRASOUND 498

Sulym H.T., Kundrat M.M. SEPARATION OF A THIN RIGID INCLUSION UNDER CYCLIC LOADING WITH THE ASSUMPTION OF THE PLANE THERMOELASTICITY PROBLEM 504

Sulym H., Lyubin O. THE INFLUENCE OF HEAT GENERATION ON THE CONTACT INTERACTION IN A “CYLINDER – WEARING CIRCULAR LAYER” JOINT 510

Mel'nychok L.S. STOCHASTIC MODEL OF FATIGUE CRACK DISCRETE GROWTH 518

ЗМІСТ

Передмова

ПЛЕНАРНІ ДОПОВІДІ

Трощенко В.Т., Хамаза Л.А. УСТАЛОСТЬ И НЕУПРУГОСТЬ МЕТАЛЛОВ 9

Панасюк В.В., Дмитрах І.М. ДЕЯКІ ПІДХОДИ ДО ОЦІНКИ КОРОЗІЙНОЇ ВТОМИ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ ТЕПЛОЕНЕРГЕТИЧНОГО УСТАТКУВАННЯ 23

Karolczuk A., Macha E. CRITICAL PLANE APPROACH IN STAGE I AND STAGE II OF FATIGUE UNDER MULTIAXIAL LOADING 30

Tee K.F., Christopher C.J., James M.N., Patterson E.A. MATHEMATICAL STUDY OF THE EFFECTS OF APPLIED STRESS, T-STRESS AND BACK STRESS IN PHOTOELASTIC FRINGE PATTERNS 36

Kocańda D., Torzewski J. CAPABILITY OF LOAD-TIME HISTORY RECONSTRUCTION AND FATIGUE CRACK GROWTH RATE ESTIMATION FOR 2024-T3 ALUMINIUM ALLOY ON THE BASIS OF FRACTOGRAPHIC ANALYSIS 42

Yasniy P.V., Pyndus Yu.I., Fostyk V.B., Shulhan I. FATIGUE CRACK GROWTH. OVERLOAD AND UNDERLOAD INTERACTIONS 49

Várkoly Ladislav DESIGN INDEX, U-FUNCTION AND ITS COEFFICIENTS IN LIFE-TIME (PRE)DETERMINATION OF MACHINE ELEMENTS AND MACHINERIES FOR DYNAMIC LOADING 57

Сундер Р. УНИФИЦИРОВАННАЯ МОДЕЛЬ КИНЕТИКИ УСТАЛОСТИ ПРИ ПЕРЕМЕННОЙ АМПЛИТУДЕ НАГРУЖЕНИЯ 63

Hakimi Abdelhadi El, Hariri Said, Laksimi Abdelouahed, Azari Zitouni DEFECT IN A CYLINDRICAL SHELL UNDER PRESSURE..... 69

Никифорчин Г.М., Студент О.З., Марков А.Д. ПОРІГ ЦИКЛІЧНОЇ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ЯК ПОКАЗНИК ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ ВОДНЕВОЇ ДЕГРАДАЦІЇ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ЕНЕРГЕТИЧНОГО ТА НАФТОХІМІЧНОГО ОБЛАДНАННЯ 78

Похмурський В.І., Хома М.С., Винар В.А., Наконечни А. ВПЛИВ МЕТОДІВ ПОВЕРХНЕВОГО ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ НА ОСОБЛИВОСТІ ВТОМНОГО ТА КОРОЗІЙНО-ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ СПЛАВУ Д16Т 85

Сосновский Л.А., Богданович А.В. ДИАГРАММА ЦИКЛИЧЕСКОГО УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ И ЖИВУЧЕСТЬ ЭЛЕМЕНТОВ МАШИН И КОНСТРУКЦИЙ 91

Varfolomeyev I., Yasniy O. INTEGRITY ASSESSMENT OF CRACKED COMPONENTS USING PROBABILISTIC METHODS 97

Лепихин П.П. МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАТУХАЮЩЕЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ ТРАЕКТОРИИ В ТЕОРИИ ПРОСТЫХ МАТЕРИАЛОВ С УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИМ ПОВЕДЕНИЕМ И НАЧАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ НАГРУЖЕНИЯ 105

Бобырь Н.И., Яхно Б.О., Грабовский А.П. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ 112

Фомичев П.А. ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ МЕТОД РАСЧЕТА ДОЛГОВЕЧНОСТИ ПРИ СЛУЧАЙНОМ НАГРУЖЕНИИ 119

Андрейків О.Є., Кіт М.Б. ВТОМНЕ РУЙНУВАННЯ ТОНКОСТІННИХ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ ПРИ ДВОВІСНОМУ НАВАНТАЖЕННІ 128

Терентьев В.Ф. МЕХАНИЗМ ЗАРОЖДЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ 135

Гадолина И.В. ИСПЫТАНИЯ ПРИ НЕРЕГУЛЯРНОМ НАГРУЖЕНИИ КАК ИСТОЧНИК ИНФОРМАЦИИ О ПОВЕДЕНИИ КРИВОЙ УСТАЛОСТИ В ГИГАЦИКЛОВОЙ ОБЛАСТИ 141

СЕКЦІЯ 1. **ФІЗИЧНІ ТА ФЕНОМЕНОЛОГІЧНІ ПІДХОДИ ДО ОПИСУ ВТОМНОГО ПОШКОДЖЕННЯ**

Белодеденко С.В., Биличенко Г.Н., Ермократьев В.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РОСТА АСИММЕТРИИ ЦИКЛА И ПЕРЕГРУЗОК НА НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ В ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ 145

Ostash O.P., Panasyuk V.V. A PHENOMENOLOGICAL MODEL OF MACROCRACK INITIATION AND GROWTH IN CYCLICALLY DEFORMED MATERIAL 152

Сосновский Л.А. О РАЗВИТИИ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ ОБ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛОВ 160

Гладьо В.Б., Гуцайлюк В.Б., Окіпний І.Б. МІКРОМЕХАНІЗМИ ДЕФОРМУВАННЯ І НАПРУЖЕННЯ СКОЛЮВАННЯ ТЕПЛОСТІЙКОЇ СТАЛІ 171

Baran Sebastian, Gasiak Grzegorz, Toś Paweł NUMERICAL ANALYSIS OF LIFE OF NOTCHED SPECIMENS SUBJECTED TO COMPLEX BENDING WITH TORSION 179

Яковлева Т.Ю. РОЛЬ ЛОКАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В УСТАЛОСТНОМ РАЗРУШЕНИИ МЕТАЛЛОВ 185

Zainetdinov R.I. MULTIFRACTAL APPROACH TO THE DESCRIPTION AND WAVELET ANALYSIS OF THE FATIGUE DAMAGE 192

Івасів В.М., Артим В.І., Гладун В.В., Дейнега Р.О. МОДЕЛЬ БАГАТОЦИКЛОВОГО КОРОЗІЙНО-ВТОМНОГО ПОШКОДЖЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН 198

Войналович О.В., Писаренко Г.Г., Васинюк І.М., Копчевський П.М., Майло А.М., Голованьов Ю.М. РОЗПОДІЛ ЛОКАЛЬНОЇ НЕПРУЖНОСТІ ПРИ ЦИКЛІЧНОМУ НАВАНТАЖУВАННІ МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ 204

Várkoly Ladislav MODERN POSSIBILITIES OF IMAGE VIEWING PROCESSESES – INDUSTRIAL'S AND UNIVERSITY'S APPLICATIONS 208

Бовсуновский А.П., Матвеев В.В. ВИБРОДИАГНОСТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ УСТАЛОСТНОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ УПРУГИХ ТЕЛ 212

Ковальчук Я.О. ВТОМНЕ РУЙНУВАННЯ СПЛАВУ АМг6 ПРИ НИЗЬКОАМПЛІТУДНОМУ НАВАНТАЖЕННІ 219

Кривенюк В.В., Егорова М.И. ПРИМЕНЕНИЕ БАЗОВЫХ СООТНОШЕНИЙ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ 223

Пруцков М.Е., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. МЕТОДЫ ОЦЕНКИ ДИССИПАТИВНЫХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ 231

Arsenos P, Zafiris K., Kartsonaki E., Kouskouti M., Kyriakos K., Papassalouros D., Pavlou D., Vlachakis N.V. DAMAGE ANALYSIS OF PRESSURE PIPES UNDER HIGH TEMPERATURE AND VARIABLE PRESSURE CONDITIONS 234

СЕКЦІЯ 2 **РОЗВИТОК ВТОМНИХ ТРІЩИН ІЗ УРАХУВАННЯМ ВПЛИВУ КОРОЗІЙНОГО СЕРЕДОВИЩА, ТЕМПЕРАТУРИ, ВИДУ НАВАНТАЖЕННЯ ТА ІНШИХ ФАКТОРІВ**

Духота А.И., Киндрачук М.В., Лабунец В.Ф. ВЛИЯНИЕ ФРЕТТИНГ-КОРРОЗИИ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ 243

Vuherer T., Hlado V., Hutsaylyuk V., Maruschak P., Yasniy P., Gliha V. DEFECTS MODELLED BY EXTREMELY SMALL DRILLED HOLES IN TWO CONDITIONS 251

Покровский В.В., Ежов В.Н., Сидяченко В.Г., Коваль Ю.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН ПРИ СМЕШАННЫХ СХЕМАХ НАГРУЖЕНИЯ 259

Опальчук А.С. ОПІР РОЗПОВСЮДЖЕННЮ ВТОМНОЇ ТРІЩИНИ В ЗМІЦНЕНИХ СТАЛЯХ 266

Gasiak G., Robak G. FATIGUE LIFE OF CONSTRUCTIONAL MATERIALS UNDER BENDING WITH TORSION FOR CRACK PROPAGATION..... 270

Яковлева Т.Ю., Матохнюк Л.Е. ВЗАИМОСВЯЗЬ ХАРАКТЕРИСТИК УСТАЛОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ..... 277

Marciniak Z., Rozumek D., Macha E. COMPARISON OF THE CALCULATED AND EXPERIMENTAL FATIGUE LIVES UNDER NON-PROPORTIONAL BENDING WITH TORSION OF 10HNAP STEEL 283

Cempel G., Gasiak G. EXPERIMENTAL RESEARCH ON INFLUENCE ON SINGLE OVERLOAD ON FATIGUE LIFE OF CONSTRUCTIONAL STEELS UNDER COMPLEX LOAD 290

Балицький О.І. ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ СЕРЕДОВИЩ НА РОЗВИТОК ВТОМНИХ ТРІЩИН У ВИСОКОАЗОТНИХ СТАЛЯХ 296

Yasniy P., Marushchak P., Lapusta Yu., Baran D. EVALUATION OF IN-SERVICE SURFACE CRACKING OF ROLLS OF CONTINUOUS CASTING MACHINES 303

Capelle J., Gilgert J., Pluvinage G. HYDROGEN EFFECT ON FATIGUE LIFE OF A PIPE STEEL..... 309

Патеюк А., Богдановіч З., Сулим Г.Т. ВТОМНІ ВЛАСТИВОСТІ Й ПЕРЕБІГ РУЙНУВАННЯ ІОННО АЗОТОВАНОЇ СТАЛІ 50Н21G9N4 316

Войналович О.В., Писаренко Г.Г., Васинюк І.М., Копчевський П.М., Майло А.М., Голованьов Ю.М. ВІЗУАЛІЗАЦІЯ ВТОМНОЇ ПОШКОДЖУВАНОСТІ ЕЛЕМЕНТІВ МЕТАЛОКОНСТРУКЦІЙ 322

Леонець В.А. ЛАЗЕРНО-РАДІАЦІЙНИЙ МЕТОД ЕМУЛЯЦІЇ ЗМІНИ ГРАНИЦІ ВИТРИВАЛОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ..... 326

СЕКЦІЯ 3 **ОПІР ВТОМІ З УРАХУВАННЯМ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ, КОНСТРУКТИВНИХ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ФАКТОРІВ**

Караїм В.С., Когут М.С. МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ УДАРНО-ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ КОНСОЛЬНОЇ БАЛКИ ЗАЩЕМЛЕНОЇ БІЛЯ КОНЦЕНТРАТОРА 333

Гурей І.В., Гжесік В. ВПЛИВ МОДИФІКОВАНОГО ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ДЕТАЛЕЙ ПРИ ФРИКЦІЙНОМУ ЗМІЦНЕННІ НА МАЛОЦИКЛОВУ ВТОМУ СТАЛЕЙ 338

Іваницький Я.Л., Кунь П.С. ОЦІНКА ОПІРНОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ВТОМНОМУ РУЙНУВАННЮ ЗА СКЛАДНОГО НАВАНТАЖЕННЯ 344

Крижанівський Є.І., Побережний Л.Я. НИЗЬКОЧАСТОТНА ВТОМА ТА КОРОЗІЙНА ВТОМА ПІДЗЕМНИХ МАГІСТРАЛЬНИХ ТРУБОПРОВОДІВ 351

Петрова И.М. МОДЕЛИРОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ В ОБЛАСТИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ 355

Жовдак В.О., Білоцерківський О.Б., Тарасова Л.Ф., Смірнов М.М. ПРОГНОЗУВАННЯ ВТОМНИХ ПОШКОДЖЕНЬ ВІЗКІВ ВАГОНІВ ЕЛЕКТРОПОЇЗДІВ 359

Шашурин Г.В., Хрущов М.М., Фишгойт А.В. ДИАГРАММА РОСТА КОРОТКИХ ТРЕЩИН ПРИ СЛОЖНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ 367

Цибаньов Г.В., Кураш Ю.П. МЕТОДИКА І РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАРОДЖЕННЯ ТРІЩИНИ В УМОВАХ ФРЕТИНГ-УТОМИ 372

Багмутов В.П., Савкин А.Н. ОЦЕНКА ДОЛГОВЕЧНОСТИ СТАЛИ НА ОСНОВАНИИ НЕЛИНЕЙНОЙ МОДЕЛИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ 380

Панасюк В.В., Силованюк В.П., Маруха В.І. УТОМНЕ РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ ІЗ ЗАПОВНЕНИМИ ТРІЩИНАМИ 386

Корнилова А.В. ПРАКТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДОПУСТИМОЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТНОСТИ БАЗОВЫХ ДЕТАЛЕЙ ... 393

Піняк І.С. БАГАТОЦИКЛОВЕ ВТОМНЕ РУЙНУВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ПРИ ЇХ ПРУЖНО-ПЛАСТИЧНОМУ ДЕФОРМУВАННІ 400

Чаусов М.Г., Пилипенко А.П., Параца В.М. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ДЕФОРМУВАННЯ ПЛАСТИЧНИХ МАТЕРІАЛІВ З УРАХУВАННЯМ РАПТОВИХ ЗМІН В РЕЖИМІ НАВАНТАЖЕННЯ 407

Медвідь А.Г., Остаф В.Ю., Остаф І.Ю. МЕТОДИКА БАГАТОФУНЦІОНАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ ВПЛИВУ ФІЗИЧНИХ І ХІМІЧННИХ ЧИННИКІВ НА КОМПЛЕКС ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ТА МЕХАНІЧНУ ВТОМУ МЕТАЛЕВИХ СИСТЕМ 411

СЕКЦІЯ 4 **ВТОМНА ДОВГОВІЧНІСТЬ ЧАСТИН МАШИН 416**

Грабар І.Г., Титаренко В.Є. МОДЕЛЮВАННЯ ТА ЕСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИКИ ВТОМНИХ ТРІЩИН ДРАБИННИХ РАМ НАПІВПРИЧЕПІВ 416

Сулим Г.Т., Кривень М.В. ДВОПЕРІДИЧНА ЗАДАЧА ПРО ПЛАСТИЧНЕ ВІДШАРОВУВАННЯ ЗА ПОЗДОВЖНЬОГО ЗСУВУ ЖОРСТКИХ РОМБІЧНИХ ПРИЗМАТИЧНИХ ВКЛЮЧЕНЬ У СЕРЕДОВИЩІ З ЗАТРИМКОЮ ТЕКУЧОСТІ ... 420

Байло В.Г. ЕРГОДИНАМІКА ВТОМИ 426

Кузюков А.Н., Архипов А.Г., Куликов Д.А., Липко Г.В. СТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА ПРИ СОВМЕСТНОМ ДЕЙСТВИИ ВИБРАЦИИ И КОРРОЗИИ..... 431

Ляшенко Б.А., Трапезон А.Г., Мирненко В.И., Рутковский А.В. ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНОВИХ СПЛАВОВ С PVD-ПОКРЫТИЯМИ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОЧАСТОТНОГО НАГРУЖЕНИЯ ПРИ НОРМАЛЬНЫХ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ..... 436

Рибак Т.І., Підгурський М.І., Сташків М.Я. МЕТОДИ ВИЗНАЧЕННЯ КІН ДЛЯ ДЕФЕКТНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ЗАМКНУТОГО ПРОФІЛЮ..... 441

Божидарнік В.В., Опанасович В.К., Герасимчук П.В. ЗГИН ПЛАСТИНИ З ДВОМА РІВНИМИ СИМЕТРИЧНИМИ ТРІЩИНАМИ ПО ДУЗІ КОЛА З УРАХУВАННЯМ КОНТАКТУ ЇХ БЕРЕГІВ 450

Божидарнік В.В., Максимович О.В., Максимович Я.В. АЛГОРИТМ ТА КОМПЛЕКСИ ПРОГРАМ ДЛЯ РОЗРАХУНКУ ТРАЄКТОРІЙ ТА ШВИДКОСТІ РОЗПОВСЮДЖЕННЯ ВТОМНИХ ТРІЩИН В ПЛАСТИНКАХ..... 456

Гейдаров Ш.Г. УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ТОРМОЗНОГО БАРАБАНА АВТОМОБИЛЯ 462

Андрейків О.Є., Сас Н.Б. ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛИШКОВОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ ТОНКОСТІННИХ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ В УМОВАХ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ ПОВЗУЧОСТІ 469

Василюк П.М. ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНЕ ОКИСНЕННЯ ТА РУЙНУВАННЯ ЛЕГОВАНИХ ЗАЛІЗОХРОМОВИХ СПЛАВІВ..... 475

Борисенко В.А., Левченко В.А., Архипов А.Г. О ХАРАКТЕРЕ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 12Х18Н10Т ПРИ ПУЛЬСИРУЮЩЕЙ НАГРУЗКЕ В УСЛОВИЯХ ПРОИЗВОДСТВ РАЗДЕЛЕНИЯ ВОЗДУХА 479

Бойко А., Кононова О. РАСЧЕТ ПРОЧНОСТИ КОТЛА ВАГОНА-ЦИСТЕРНЫ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ 484

Опанасович В.К., Слободян М.С. ЗГИН КРУГЛОЇ ПЛАСТИНИ З РАДІАЛЬНОЮ ТРІЩИНОЮ, БЕРЕГИ ЯКОЇ КОНТАКТУЮТЬ 491

Букетов А.В., Стухляк П.Д., Чихіра І.В., Добротвор І.Г., Кальба Е.М. ДОСЛІДЖЕННЯ СТІЙКОСТІ ДО СПРАЦЮВАННЯ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ, ЩО МІСТЯТЬ МОДИФІКОВАНИЙ УЛЬТРАЗВУКОМ «ГІБРИДНИЙ» НАПОВНЮВАЧ 498

Сулим Г.Т., Кундрат М.М. ВІДШАРУВАННЯ ТОНКОГО ЖОРСТКОГО ВКЛЮЧЕННЯ ПРИ ЦИКЛІЧНОМУ НАВАНТАЖЕННІ ЗА УМОВ ПЛОСКОЇ ЗАДАЧІ ТЕРМОПРУЖНОСТІ 504

Сулим Г., Любін О. ВПЛИВ ТЕПЛОУТВОРЕННЯ НА КОНТАКТНУ ВЗАЄМОДІЮ У З'ЄДНАННІ "ЦИЛІНДР – ЗНОШУВАНИЙ КІЛЬЦЕВИЙ ШАР".... 510

Мельничок Л.С. СТОХАСТИЧНА МОДЕЛЬ ДИСКРЕТНОГО РОСТУ ВТОМНОЇ ТРІЩИНИ..... 518

Н а у к о в е в и д а н н я

Національна академія наук України
Інститут проблем міцності ім.Г.С.Писаренка
Міністерство освіти і науки України
Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя

МЕХАНІЧНА ВТОМА МЕТАЛІВ

"МВМ - 2006"

Праці XIII Міжнародного колоквіуму

(Тернопіль, 25-28 вересня 2006 р.)

Відповідальний редактор академік НАН України В.Т.Трощенко

Технічний редактор Любов Костик

Видавництво Тернопільського державного технічного університету імені Івана Пулюя

46001, Тернопіль, вул. Руська, 56

Реєстраційне свідоцтво серія ДК № 1258 від 05.03.2003 р.
Підписано до друку 04.09.2006. Формат 70×100/16.
Папір ксер. Гарн. Times New Roman. Друк різогр.
Ум.друк.арк. 32,98. Наклад 100 прим. Зам.659-08.06.