

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

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ТЕРНОПІЛЬСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ
УНІВЕРСИТЕТ
ім. Івана Пулюя**

ЗАХІДНИЙ НАУКОВИЙ ЦЕНТР НАН І МОН УКРАЇНИ

**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**

НАУКОВЕ ТОВАРИСТВО ІМ. ШЕВЧЕНКА

УКРАЇНСЬКЕ ТОВАРИСТВО З МЕХАНІКИ РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ

**ТЕРНОПІЛЬСЬКА ОБЛАСНА ОРГАНІЗАЦІЯ
УКРАЇНСЬКОГО СОЮЗУ НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ
ІНТЕЛІГЕНЦІЇ**

ПОШКОДЖЕННЯ МАТЕРІАЛІВ ПІД ЧАС ЕКСПЛУАТАЦІЇ, МЕТОДИ ЙОГО ДІАГНОСТУВАННЯ І ПРОГНОЗУВАННЯ

Праці конференції

21-24 вересня 2015 р.

**Тернопіль
2015**

УДК 001+539.62

ББК 72

П66

П66 Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування : матеріали IV міжнародної науково-технічної конференції, (Тернопіль 21-24 вересня 2015 року) / МОН України, ТНТУ імені Івана Пулюя – Тернопіль : Вид-во ТНТУ імені Івана Пулюя, 2015. – 266 с.

ISBN 978-966-305-073-7

У збірнику висвітлені доповіді IV Міжнародної науково-технічної конференції "Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування" (Тернопіль, 21-24 вересня 2015 року). Розглянуто наступні питання: розсіяне і локалізоване пошкодження матеріалів; діагностування пошкоджень; методи описування і прогнозування пошкоджуваності матеріалів; оцінювання залишкового ресурсу елементів конструкцій.

Голова програмного комітету

Ясній П.В. (Україна)

Співголови програмного комітету

Назарчук З.Т. (Україна)

Харченко В.В. (Україна)

Голова організаційного комітету

Марущак П.О. (Україна)

Науковий секретар

Окіпний І.Б. (Україна)

Члени програмного комітету

Азарі Ж.	(Франція)	Матвієнко Ю.Г.	(Росія)
Андрейків О.Є.	(Україна)	Никифорчин Г.М.	(Україна)
Большаков В.І.	(Україна)	Панасюк В.В.	(Україна)
Бобир М.І.	(Україна)	Панін В.Є.	(Росія)
Брезінова Ж.	(Словаччина)	Плювінаж Г.	(Франція)
Губеляк Н.	(Словенія)	Поклуда Й.	(Чехія)
Гуцайлюк В.	(Польща)	Прентковскіс О.	(Литва)
Дітцель В.	(Німеччина)	Скальський В.Р.	(Україна)
Журавков М.А.	(Білорусь)	Седмак О.	(Сербія)
Карпінтері А.	(Італія)	Северин А.	(Польща)
Кушнір Р.М.	(Україна)	Сосновський Л.А.	(Білорусь)
Красовський А.Я.	(Україна)	Сулим Г.Т.	(Україна)
Котречко С.О.	(Україна)	Снєжек Л.	(Польща)
Крижанівський Є.І.	(Україна)	Сундер С.	(Індія)
Лапуста Ю.	(Франція)	Торібіо Є.	(Іспанія)
Тот Л.	(Угорщина)	Троїцький В.О.	(Україна)
Лобанов Л.М.	(Україна)	Трощенко В.Т.	(Україна)
Мено А.	(Марокко)	Фомічов П.О.	(Україна)
Окрайни Й.	(Польща)		

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 конференції. 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

УДК 001+539.62

ББК 72

ISBN 978-966-305-073-7

© Тернопільський національний технічний
університет імені Івана Пулюя, 2015

**G.S. PISARENKO INSTITUTE FOR PROBLEMS OF STRENGTH
THE NATIONAL ACADEMY OF SCIENCES OF UKRAINE**

MINISTRY EDUCATION AND SCIENCE OF UKRAINE

TERNOPIL IVAN PUL'UJ NATIONAL TECHNICAL UNIVERSITY

WEST SCIENTIFIC CENTER OF THE NAS AND MES OF UKRAINE

**SCIENTIFIC COUNCIL "MECHANICS OF A DEFORMABLE SOLID"
NAS OF UKRAINE**

**SCIENTIFIC COUNCIL "PHYSICOCHEMICAL MECHANICS OF MATERIALS,"
NAS OF UKRAINE**

UKRAINIAN SOCIETY ON FRACTURE MECHANICS

SHEVCHENKO SCIENTIFIC SOCIETY

**TERNOPIL REGIONAL SOCIETY OF THE UKRAINIAN UNION OF SCIENTIFIC
AND TECHNICAL INTELLECTUALS**

IN-SERVICE DAMAGE OF MATERIALS, ITS DIAGNOSTICS AND PREDICTION

Proceedings of the Conference

September 21-24, 2015

**Ternopil
2015**

UDC 001+539.62

In-Service Damage of Materials, its Diagnostics and Prediction. Proceeding of the International Conference “In-Service Damage of Materials, its Diagnostics and Prediction” Ternopil (Ukraine) September 21-24, 2015 / TNTU, Ternopil: 2015 – 266 p.

ISBN 978-966-305-073-7

The book comprises the papers presented at the International Conference “In-Service Damage of Materials, its Diagnostics and Prediction” (Ternopil, September 21-24, 2015). Which consider the following problems: localized and nonlocalized damage of materials; damage diagnostics; methods for describing and predicting material damaging; residual life assessment for structural elements.

Co-Chairmen of the Program Committee

Yasniy P. V. (Ukraine)

Nazarchuk Z.T. (Ukraine)

Kharchenko V.V. (Ukraine)

Chairman of the Organizing Committee

Maruschak P.O. (Ukraine)

Scientific secretary

Okipnyi I.B. (Ukraine)

Members of the Program Committee

Azari Z.	<i>(France)</i>	Matvienko Yu.	<i>(Russia)</i>
Andreikiv, O.	<i>(Ukraine)</i>	Nykyforchyn H.	<i>(Ukraine)</i>
Bolshakov V.	<i>(Ukraine)</i>	Panasyuk V.	<i>(Ukraine)</i>
Bobyry M.I.	<i>(Ukraine)</i>	Panin V.	<i>(Russia)</i>
Brezinova J.	<i>(Slovakia)</i>	Pluvinage G..	<i>(France)</i>
Gubeljak N.	<i>(Slovenia)</i>	Pokluda J.	<i>(Czech Republik)</i>
Hutsaylyuk V.	<i>(Poland)</i>	Prentkovskis O..	<i>(Lithuania)</i>
Dietzel W.	<i>(Germany)</i>	Skalskyi V.	<i>(Ukraine)</i>
Zhuravkov M.	<i>(Belarus)</i>	Sedmak A.	<i>(Serbia)</i>
Carpinteri A.	<i>(Italy)</i>	Seweryn A.	<i>(Poland)</i>
Kushnir R.	<i>(Ukraine)</i>	Sosnovskiy L.	<i>(Belarus)</i>
Krasowskii A.	<i>(Ukraine)</i>	Sulym H.	<i>(Ukraine)</i>
Kotrechko S.	<i>(Ukraine)</i>	Snieszek L.	<i>(Poland)</i>
Kryzhanivsky Ye.	<i>(Ukraine)</i>	Sunder R.	<i>(India)</i>
Lapusta Yu.	<i>(France)</i>	Toribio J.	<i>(Spain)</i>
Toth L.	<i>(Hungary)</i>	Troitskyi V.	<i>(Ukraine)</i>
Lobanov L.	<i>(Ukraine)</i>	Troshchenko V.	<i>(Ukraine)</i>
Menou A.	<i>(Morocco)</i>	Fomichev P.	<i>(Ukraine)</i>
Okrajni J.	<i>(Poland)</i>		

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 Conference 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.

ISBN 978-966-305-073-7

© Ternopil Ivan Pulu'uj National Technical University 2015

ПЕРЕДМОВА

Упродовж експлуатації матеріали елементів конструкцій зазнають пошкодження, природа якого залежить від виду навантаження та умов експлуатації (високі та низькі температури, циклічне навантаження, корозійне середовище, радіаційне опромінення і т.д.).

Діагностика й описування пошкодження матеріалів важливі для розроблення методів підвищення надійності, прогнозування залишкового ресурсу елементів конструкцій та оптимізації фізико-механічних властивостей матеріалів.

Дослідження пошкоджуваності металів присвячені як розробленню фундаментальних основ описування цього явища, так і створенню методів оцінювання міцності й довговічності елементів конструкцій з урахуванням усього комплексу конструктивних та експлуатаційних факторів.

Дана конференція є одним із форумів, присвячених розгляду результатів досліджень даної проблеми.

Проведення Міжнародної науково-технічної конференції “Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування” дасть змогу проаналізувати і узагальнити результати нових теоретичних і експериментальних досліджень процесів накопичення пошкоджень, зародження й розвитку тріщин, діагностування з метою забезпечення міцності та надійності елементів конструкцій.

*Голова програмного комітету
П.В. Ясній*

FOREWORD

During operation, materials of structural elements are subjected to damages whose nature is dependent on the mode of loading and operating conditions (high and low temperatures, cyclic loading, corrosive medium, irradiation, etc.).

Diagnostics of material damages and their description are of importance for the development of the methods for improving the reliability, prediction of the residual life of structural elements and optimization of the physico-mechanical properties of materials.

Investigations of the damage accumulation in metals involve both the development of the fundamentals for describing this phenomenon and methods for assessing the strength and life of structural elements taking into account the whole set of the design and operational factors.

The Conference is one of the forums dealing with consideration of the results of investigations of this problem.

The International Conference “In-Service Damage of Materials, its Diagnostics and Prediction” will allow analyzing and generalizing the results of new theoretical and experimental studies into the processes of damage accumulation, crack initiation and propagation, diagnostics of damages with a view to ensuring the strength and reliability of structural elements.

*Co-Chairmen of the Program Committee
Yasniy P.V.*

**АНАЛІЗ ОЗНАК ДЕГРАДАЦІЇ ТРИВАЛО ЕКСПЛУАТОВАНИХ
ЕЛЕМЕНТІВ ВЕЖ ШУХОВА**

Г. М. Никифорчин¹, Г. В. Кречковська¹, А.І. Кутний², О.З. Судент¹

¹Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України;

²Технічний університет Мюнхена, Німеччина

It was found the corrosion-mechanical signs of degradation the power components of the Shukhov's tower, resulting from its long-term operation for combined influence of loads and atmospheric environment. The fibrillation of metal at the ends of the structural units associated with the wedging-effect of corrosion products, surface corrosion damages and stress corrosion cracking of welded joints between old and repair metals were revealed.

Останнім часом світова наукова громадськість зацікавилася збереженням старовинних інженерних металевих конструкцій, що передбачає дослідження їх реального технічного стану. На сьогодні вже є певний досвід оцінювання технічного стану конструкційних сталей об'єктів відповідального призначення, експлуатованих впродовж тривалого часу [1], у тому числі і вежі Шухова в Миколаєві [2, 3].

Під час ремонтно-відновлювальних робіт у післявоєнний час для з'єднання елементів замість технології клепання було використано зварювання. В тогочасних умовах було не до обґрунтування вибору типу електродів чи режимів зварювання. Все зводилося лише до забезпечення функціонування вежі. Відомо, що зварні з'єднання, особливо після тривалої експлуатації, стають найслабшими ланками зварних конструкцій [4]. Важливою складовою врахування цього аспекту є оцінювання фактичного стану металу елементів веж після їх тривалої експлуатації, у тому числі і зварних з'єднань, що є основою прогнозування їх роботоздатності. Загалом, впродовж сторічної експлуатації елементи веж Шухова зазнали значних ушкоджень корозійного і деформаційного походження. Причому на реальний стан металу впливає не лише поверхнева, але внутрішня пошкоджуваність. Тому оцінювання характеру впливу цих двох типів пошкоджуваності на технічний стан металу після тривалої експлуатації набуває особливої актуальності.

Результати обстеження. Проаналізували характер пошкоджень однієї з сіткових гіперболоїдних конструкцій, а саме вежі Шухова у Черкасах. Вежа виготовлена із перехрещених опорних сталевих кутників, прикріплених до горизонтальних обручів, вигнутих зі сталеві смуги (найнижчий ярус), або кутників (всі інші) з використанням технології з'єднання заклепками. Для того, щоб забезпечити щільний стик в місцях з'єднання їх між собою по всій поверхні стиків полицок обох кутників, що перетиналися, кутники під час монтажу конструкції дещо скручували.

Візуальний огляд зварного з'єднання між обручем найнижчого ярусу з металеві смуги та опорними кутниками виявив їх корозійне розтріскування майже по всій їх довжині (рис. 1а). Розтріскування поширювалося і по металу шва, і в зоні термічного впливу, що свідчить про проблематичність використання тогочасної технології зварювання стосовно старовинного металу. А доцільність використання сучасних технологій зварювання для відновлення пошкоджених з'єднань потребує додаткового обґрунтування.

Найураженішими виявилися елементи найнижчого ярусу вздовж периметра вежі у вигляді тришарового пакету зі смуги, затисненої між вертикальними полицками двох кутників, а їх горизонтальні полицки були з'єднані з металеві підкладкою, встановленою на цементному підмурівку. Внаслідок тривалої експлуатації загальна корозія істотно пошкодила вертикальні полицки кутників, а в багатьох місцях вздовж периметру вежі практично знищила їх горизонтальні полицки (рис. 1 б, в). Причому ушкодження зовнішнього кутника обруча виявилися меншими (на 1/5 периметра вежі), ніж

внутрішнього (на 1/2 її периметра), що спричинено різними умовами стікання крапель дощу та тривалістю висихання вологи. Часто фіксували наскрізні ураження кутників.

Крім того загальною корозією суттєво пошкоджено металеву підкладку між підмурівком та пакетним ободом цього ярусу (рис. 2). Глибина корозійних уражень на підкладці біля одного з опорних кутників досягла 9 мм, а біля іншого (з середини вежі) – 7 мм. На горизонтальній полиці кутників виявили істотні розшарування, пов'язані з розклинювальним ефектом продуктів корозії, об'єм яких перевищує первинний об'єм не окисненої сталі.



Рис. 1. Тріщини в поперечному перерізі зварного шва між опорним кутником та найнижчим горизонтальним обрусом (а) та корозійні ураження на його поверхні (б, в).

Проаналізувавши стан корозійних уражень виявили, що кутники, які розташовані ззовні вежі, пошкоджені в меншій мірі порівняно з тими, що розташовані в її середині. Відзначили також істотну різницю за глибиною корозійних уражень горизонтальних полицок кутників пакетного обруча по периметру вежі. На цій підставі припустили, що не всі кутники найнижчого ярусу були замінені під час реконструкції вежі в 1949 р. Найсильніше пошкоджені кутники вважали за автентичні. Відомо, що швидкість загальної корозії низьковуглецевих сталей становить 0,1 мм/рік. Врахувавши вік вежі (100 років), порахували, що стоншення перерізу за цей час в сприятливо розташованих для протікання корозії місцях повинно досягти 12 мм. Отже з урахуванням товщини стінки кутників (10 мм) це б привело до наскрізного пошкодження корозією всього перерізу горизонтальних полицок кутників, що і спостерігали на значній частині кутників вздовж периметру вежі. Також були кутники, глибина корозійних уражень яких становила 7...7,5 мм. Саме на таку глибину повинна поширитися корозія за 64 роки експлуатації реконструйованої в 1949вежі. Тенденція зміни глибини корозійних уражень на підкладці була подібною. Отже, елементи конструкції з найглибшими корозійними ушкодженнями віднесли до 1904 р., а інші – до 1949 р. виготовлення. За приблизними оцінками одна третина елементів (кутників, смуг з обруча і підкладки) нижнього ярусу були замінені під час реконструкції вежі.



Рис. 2. Розшарування з торця горизонтальної полицки пакетного обруча.

Результати обстеження нижньої частини опорних кутників. Опорні кутники з шириною полицки 100 і її товщиною 10 мм, нахилені до основи вежі і на рівні 1-го ярусу розташовані на віддалі 740 мм один від одного. Корозійні ураження цих елементів виявили в зонах їх контактування зі смугою пакетного ободу 1-го ярусу, до якого вони кріпилися заклепками (рис. 3а), а ще сильніші – в зонах їх контактування з кутиками пакетного ободу, де виникали сприятливіші умови для затримування вологи (рис. 3б, в). Проте навіть в самому низу опорних кутників корозійні ураження металу елементів пакетного ободу (кутників і смуги між ними) були сильнішими, ніж самих опорних кутників. Цим підтверджено, що в місці контактування старовинного і ремонтного металу перший виявився схильнішим до корозії. В околі опорних кутників глибина корозійних уражень на

ободі і особливо на горизонтальній полиці кутників внизу обода змінюється від 3 до 7 мм. Чим ближче розташований опорний кутник до горизонтальної полицки кутника внизу обода, то ширші і глибші корозійні ураження виникають і на смузі, і на кутнику обода.

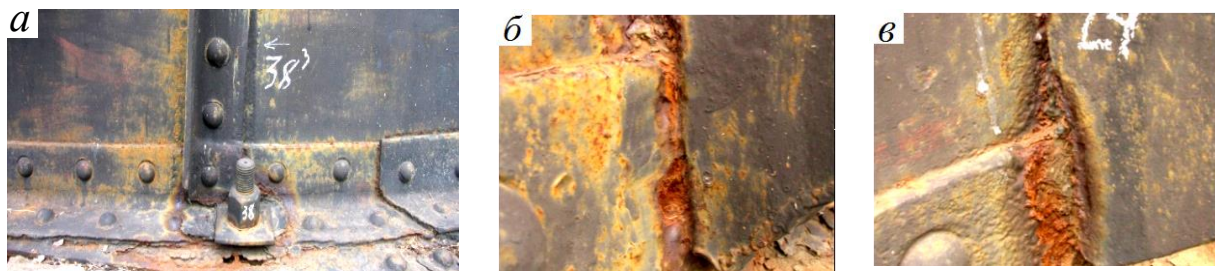


Рис. 3. Нижня частина опорних кутників Вежі Шухова

Конструктивно в нижній частині опорних кутників пресуванням сформовано невисоку сходинку (на товщину полицки кутника внизу обода, щоб кутник щільно приліг до нього). Саме в зонах потрійних стиків складових пакетного обруча і опорних кутників вздовж периметру вежі виявили найсильніші корозійні ураження, пов'язані з сприятливими умовами для затримування вологи в них (рис. 3в). Коли опорний кутник і горизонтальний кутник внизу обруча були виготовлені з однакового ремонтного металу, то корозійних уражень в потрійних стиках не спостерігали. Звідси прийшли до висновку, що можливо існує електрохімічне підсилення корозійних процесів в місці контактування старовинного і ремонтного металів.

Пошкодження колового обруча другого ярусу. Цей обруч виготовлений у 1949 р. з ремонтних кутиків 100x100x10 мм Фрагменти кутників обода з'єднані між собою зварюванням. Горизонтальна полицка кутника цього обода зафіксована з використанням зварювання на кронштейнах, закріплених на опорних кутниках за допомогою заклепок. Половина зварних швів між кронштейнами і обручем ушкоджені, що спричинено залишковими напруженнями, які виникли у зварному шві через істотний натяг під час зварювання елементів, або через невідповідність нахилу горизонтальних полицок кронштейнів і обруча цього ярусу. На горизонтальній полицці обруча волога може затримуватися впродовж довшого часу і сумісно з залишковими напруженнями можуть виникати сприятливі умови для корозійного розтріскування зварних швів під напруженням (рис.4).



Рис. 4. Пошкоджені зварні з'єднання між кронштейном на опорному кутнику та коловим обручем другого ярусу (а), між кронштейном та опорним кутником (б) та типове корозійне розтріскування зварного з'єднання (в).

Попри збереження зварних швів на самому обручі 2-го ярусу неушкодженими, практично 2/3 швів між кронштейнами та обручем зруйновані. Це спричинено тим, що для виготовлення кронштейнів використали старовинну, а для самого обода - ремонтну сталь. Неузгодженість їх складу разом із залишковими напруженнями спричинили руйнування зварних з'єднань між ними. На поперечному шліфі зварного з'єднання між кронштейном на опорному кутнику та обручем 2-го ярусу виявили тріщини криволінійні за морфологією та їх макрогалуження, що є ознакою корозійного росту тріщини під навантаженням (рис. 4в). Траплялися також пошкоджені зварні з'єднання між кронштейнами та опорними кутниками (рис. 4б). Пошкодження з'єднань між кронштейнами та коловим обручем 2-го ярусу зменшують жорсткість конструкції і

збільшують навантаження на інші її елементи. Ці пошкодження слід усунути, використавши для цього сучасні технології та електроди для зварювання.

Особливості уражень заклепок та анкерних болтів. Автентичні заклепки, розташовані на горизонтальній полиці обруча з кутника по низу пакетного обруча нижнього ярусу вежі, руйнувалися поетапно. Спочатку внаслідок корозії на поверхні головок заклепок формувалися глибокі виразки (рис. 5а). Поступово пошкоджений метал відшаровувався і відлущувався (рис. 5б) аж до повного знищення головки заклепок, а потім і її стержневої частини (рис. 5в).



Рис. 5. Етапи руйнування автентичних заклепок на вежі Шухова

Горизонтальні полицки кутників внизу обруча 1-го ярусу дещо zdeформовані і вода має можливість затримуватися на їх поверхні. Це створює сприятливі умови для корозії не лише металу кутників і металевої підкладки між ними і підмурівком, але і анкерних болтів (рис 6а). При цьому волога, потрапивши в зону концентрації напружень у різьбовому з'єднанні анкера з зовнішньою гайкою, сприяє його руйнуванню за механізмом корозійного розтріскування під навантаженням (рис. 6б).



Рис. 6. Наслідки затікання води в зону натягу анкерних болтів (а) та їх руйнування внаслідок сумісного впливу навантажень від натягу болта та корозивного середовища (б).

Висновок. Проаналізувавши елементи тривало експлуатованої вежі Шухова у Черкасах, виділили наступні ознаки деградації: виразки від корозійних уражень, корозійне розтріскування зварних швів, корозійний ріст тріщин в них під навантаженням, розшарування, пов'язані з розклинювальним ефектом продуктів корозії.

1. Никифорчин Г.М Особливості експлуатаційної деградації конструкційних сталей «в об'ємі» за дії агресивних середовищ / Г.М. Никифорчин, О.Т. Цирульник // Проблеми прочності – №6 – 2009. – С.79 – 94.

2. Опір крихкому руйнуванню металу металу сіткової гіперболоїдної вежі Шухова / Г.В. Кречковська, О.З. Студент, А.І. Кутний та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2014. – 50, 4. – С. 87–93. (Brittle-fracture resistance of the metal of hyperboloid gridshell Shukhov tower / Н.В. [Krechkovs'ka](#), О.З. [Student](#), А.І., [Kutnyi](#) et al // Materials Science. – 2013. – 49, 6. – P. 787–795.)

3. Структура і властивості тривало експлуатованих сталей гіперболоїдних сіткових веж Шухова / Г.М. Никифорчин, А.І. Кутний, О.З. Студент, Г.В. Кречковська та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2013. – 49, 6. – С. 70–78. (Structure and properties of the steels of hyperboloid gridshell Shukhov's towers after long-term operation / Н.М. Nykyforchyn, А.О. Kutnyi, О.З. Student, Н.В. Krechkovs'ka et al // Materials Science. – 2013. – 49, 6. – P. 787–795.)

4. Деградація зварних з'єднань парогонів теплоелектростанцій у наводнювальному середовищі / Г.М. Никифорчин, О.З. Студент, І.Р. Дзіоба та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2004. – 40, 6. – С. 105-110. (Degradation of welded joints of steam pipelines of thermal electric power plants in hydrogenating media / Н.М. Nykyforchyn, О.З. Student, І.Р. Dzioba // Materials Science. – 2004. – 40, 6. – P. 836-843.)

ОЦІНЮВАННЯ ПЕРЕМІЩЕНЬ ДОМЕННІЙ СТІНКИ У ФЕРОМАГНЕТНИХ МАТЕРІАЛАХ

Є. П. Почапський, Н. П. Мельник

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

The energy of a ferromagnetic material as a sum of different terms are described. The equation of the 90° domain walls displacements and distribution of the magnitude jump at the different value the applied field are considered. The maximum displacements and magneto-elastic acoustic emission amplitude values can be calculated using models.

Вступ. Сьогодні в Україні, зокрема в авіакосмічній, хімічній, енергетичній, нафтопереробній галузях промисловості, у трубопровідному транспорті та машинобудуванні, важливою проблемою є діагностика стану виробів і елементів конструкцій, а також обладнання, що вичерпало свій експлуатаційний ресурс. Розробка та експлуатація великогабаритних споруд, різного типу газо- чи нафтопроводів, ємностей високого тиску в хімічній та ядерній промисловості, нових транспортних засобів тощо робить все актуальнішою задачу створення сучасних методів і засобів неруйнівного контролю (НК) для діагностування технічного стану цих об'єктів. В Україні ситуація ускладнюється ще й тим, що значний відсоток об'єктів довготривалої експлуатації вже вичерпали свій регламентований ресурс.

Перспективним у вирішенні цієї проблеми є метод акустичної емісії (АЕ), що широко застосовується в сучасних методиках НК. Явище акустичної емісії ґрунтується на випромінюванні пружних хвиль унаслідок утворення та докритичного поширення тріщин у конструкційних матеріалах. Традиційна реалізація методу АЕ вимагає прикладання зовнішнього навантаження до об'єкта, що контролюється, чи його деформації. Ураховуючи, що рівень цих чинників, необхідний для поширення малих дефектів може бути значно вищим за оптимальні режими навантаження об'єкта контролю в цілому, застосування такого підходу у практиці АЕ-діагностування є обмеженим. Щоб розширити межі застосування, а також ефективніше проводити локальне діагностування феромагнетних елементів конструкцій та виробів, варто використовувати генерування сигналів магнетопружної акустичної емісії (МАЕ) під впливом зовнішнього магнетного поля, яке спричинює рух стінок магнетних доменів (ефект Баркгаузена). Інформаційні параметри сигналу МАЕ (підсумковий рахунок, сума амплітуд) є чутливим до структурних змін матеріалу об'єкта контролю, режиму термообробки, пластичної деформації, залишкових напружень, наводнення тощо.

Метою дослідження є аналіз підходів до математичного опису руху доменних стінок у феромагнетних матеріалах та оцінювання величини переміщень доменної стінки, що залежить від характеристик феромагнетного матеріалу та визначає параметри сигналу МАЕ.

Теоретичне моделювання руху доменної стінки у феромагнетних матеріалах. Незважаючи на наявність у феромагнетиків спонтанної намагнетченості, сильно намагнетити їх вдається не завжди. Вейсс висунув гіпотезу про те, що феромагнетний матеріал складається з окремих областей спонтанного намагнетчення – доменів, при цьому у кожному домені намагнетченість однорідна, а сусідні – відрізняються напрямком вектора намагнетченості. Феромагнетний матеріал можна уявити як ансамбль локалізованих магнетних моментів чи спінів, що взаємодіють між собою та із зовнішнім магнетним полем H , а його енергію можна записати сумою [1]

$$E = E_{ex} + E_m + E_{an} + E_{dis}, \quad (1)$$

де E_{ex} – обмінна енергія; E_m – магнетостатична енергія; E_{an} – енергія магнетної анізотропії; E_{dis} – енергія розупорядкування.

Обмінна енергія складає значну частку суми, оскільки вона характеризує сили короткого радіуса дії, що намагаються впорядкувати спіни. Феромагнетизм виникає в

речовинах, у яких внаслідок обмінної взаємодії, спінам електронів вигідно орієнтуватися паралельно. В результаті такої узгодженої орієнтації спінів виникає макроскопічний магнетний момент, який може існувати навіть без зовнішнього магнетного поля.

Доданок магнетостатичної енергії зумовлений взаємодією між спінами та зовнішнім полем, а також диполь-дипольною взаємодією між різними спінами, і не пов'язаний з наявністю доменних стінок, але має безпосереднє відношення до доменної структури. Щоб отримати загальну магнетостатичну енергію для однорідно намагнетченого еліпсоїда, потрібно враховувати ще й енергію, зумовлену полем розмагнетчування, що визначається як енергія поля, яке створене локальною намагнетченістю.

Відомо, що намагнетченість феромагнетних матеріалів має переважні напрямки, які відповідають кристалографічним осям матеріалу, тому легше намагнетчувати зразки вздовж цих осей. Наявність енергії магнетокристалічної анізотропії відображає цю обставину. Зміна намагнетченості всередині феромагнетного зразка може спричинити деформацію структури ґратки – викликати ефект магнетострикції, однак якщо до зразка прикладене зовнішнє механічне напруження – це може спричинити зміни магнетної структури, тому для опису явища магнетострикції потрібно також враховувати магнетопружну енергію.

Визначальними для пояснення флуктуацій шумів Баркгаузена є структурні неоднорідності, наявні у всіх феромагнетних матеріалах. Зокрема, у кристалічних матеріалах такі неоднорідності спричинені вакансіями, дислокаціями або немагнетними домішками, а для полікристалічних характерна наявність границь зерен, зміна напрямків анізотропії у різних зернах. Наявність випадковим чином розподілених немагнетних включень збільшує внесок магнетостатичної компоненти завдяки магнетним зарядам, які формуються на границях включень. Такий внесок можна виразити як локальну флуктуацію дипольної та обмінної взаємодій. У полікристалах кожне зерно має свою кристалографічну анізотропію, напрям осей анізотропії змінюється у просторі. Енергія розупорядкування відображає мікроструктуру матеріалу.

У загальному повна енергія феромагнетного тіла в одновісному випадку набуде вигляду [1]

$$E = \sum_{\alpha=1}^3 \int d^3r \left[A (\vec{\nabla} M_{\alpha})^2 + K_0 (M_{\alpha} e_{\alpha})^2 - (H_{\alpha} + H_{dm}^{(\alpha)}) M_{\alpha} \right], \quad (2)$$

де A – константа обмінної взаємодії, M_{α} – α -компонента вектора намагнетченості, K_0 – константа магнетної анізотропії в одновісному випадку, e_{α} – α -компонента випадкової функції положення \vec{e} , що співпадає з віссю легкого намагнетчення зерна досліджуваного матеріалу, H_{α} – α -компонента зовнішнього магнетного поля, $H_{dm}^{(\alpha)}$ – α -компонента розмагнетчуючого поля.

У випадку 90° -ї доменної стінки, яка розділяє дві частини тіла із перпендикулярними напрямками намагнетченості (наприклад, вздовж осі Ox), положення такої стінки можна визначити функцією $h(\vec{r}, t)$ (рис. 1). Магнетостатична енергія у зовнішньому полі \vec{H} , прикладеному вздовж осі Ox , буде [2]

$$E_m = -2\mu_0 (H + H_{dm}) M_s \int d^2r h(\vec{r}, t), \quad (3)$$

де μ_0 – магнетна проникність вакууму, H – напруженість зовнішнього магнетного поля, H_{dm} – поле розмагнетчування, яке у загальному випадку є складною функцією $h(\vec{r}, t)$, а також залежить від форми тіла, M_s – намагнетченість насичення.

Баланс між енергією магнетокристалічної анізотропії та обмінної енергії визначає ширину доменної стінки та її поверхневу енергію. Повна енергія доменної стінки, зумовлена цими двома доданками [2]

$$E_{dw} = \gamma_w \int d^2r \sqrt{1 + |\nabla h(\vec{r}, t)|^2}, \quad (4)$$

де $\gamma_w \cong 2\sqrt{AK_0}$ – поверхнева енергія доменної стінки. Можливе джерело затримки доменної стінки пов'язане зі зміною енергії γ_w за рахунок флуктуації напрямку анізотропії. Ця енергія є функцією положення стінки $\gamma(\vec{r}, h) = \gamma_w + \eta(\vec{r}, h)$ [3], а порушення порядку можна моделювати введенням випадкового потенціалу, похідна від якого визначає силове поле $\eta(\vec{r}, t)$, що діє на доменну стінку.

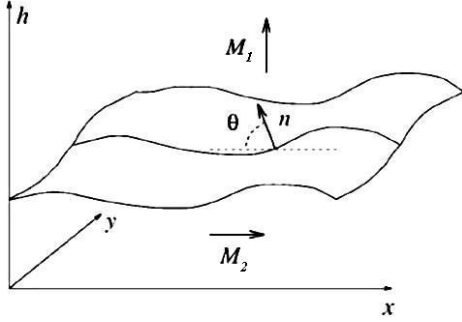


Рис. 1. Схема доменної стінки, яка розділяє зразок на два домени з перпендикулярними напрямками намагнетиченості

Якщо віддаль між центрами закріплення менша за масштаб усереднення, розподіл $\eta(\vec{r}, h)$ матиме форму δ -корельованого шуму Гауса [4]

$$\langle \eta(\vec{r}, h) \eta(\vec{r}', h') \rangle = \delta^2(\vec{r} - \vec{r}') R(h - h') \quad (5)$$

де $R(x)$ – різко загасає для великих x . Конкретний вигляд функції $R(x)$ як у випадку випадкових зв'язків, так і випадкового поля не впливає суттєво на закони подібності розподілів лавиноподібних процесів, що характеризують шум Баркгаузена, пов'язані із рухами доменних стінок.

У більшості випадків рух доменної стінки відбувається за умов сильного демпфування, а рівняння руху матиме вигляд [4]

$$\frac{\partial h(\vec{r}, t)}{\partial t} = - \frac{\delta E(\{h(\vec{r}, t)\})}{\delta h(\vec{r}, t)}, \quad (6)$$

де $E(\{h(\vec{r}, t)\})$ – функціонал повної енергії.

Підсумовуючи всі члени для енергії 90° -ї доменної стінки можна записати рівняння її руху у вигляді

$$\begin{aligned} \frac{\partial h(\vec{r}, t)}{\partial t} = & \gamma_w \nabla^2 h(\vec{r}, t) + (H + H_{dm})(\overline{M_1} / M_1 - \overline{M_2} / M_2) + \\ & + \int d^2 r' K(\vec{r} - \vec{r}') (h(\vec{r}', t) - h(\vec{r}, t)) + \eta(\vec{r}, t), \end{aligned} \quad (7)$$

де $K(\vec{r} - \vec{r}') = \frac{\mu_0 M_s^2}{|\vec{r} - \vec{r}'|^3} \left(1 - \frac{3(z - z')^2}{|\vec{r} - \vec{r}'|^2} \right)$ – ядро дипольної взаємодії, ефективний коефіцієнт розмагнетчування $\bar{k} = 4\mu_0 k M_s^2 / V$, $\tilde{h} = \int d^2 r' h(\vec{r}', t)$.

Теорія середнього поля, яка добре описує рух доменної стінки під час її відриву, передбачає дискретизацію рівняння руху (7) та зв'язок усіх місць кріплення із середнім положенням доменної стінки, а також дозволяє отримати залежність для повної намагнетиченості m , використавши підхід широко відомої АВВМ-моделі [5]

$$\frac{dm}{dt} = \tilde{c}t - km + \sum_{i=1}^N \eta_i(h), \quad (8)$$

подібну до рівняння Ланжевена для випадкових блукань у полі з обмежувальним потенціалом, де $\tilde{c} = c/D$, c – швидкість зростання зовнішнього поля, а D – дисперсія некорельованого випадкового поля. Щоб подібність стала більш очевидною потрібно замінити складову $\sum_i \eta_i$ ефективним полем, що блокує рух доменної стінки $W(m)$, яке описується броунівською кореляцією. Отож, доменна стінка робить стрибок між двома конфігураціями, що призводить до зміни W [2]

$$W(m') - W(m) = \sum_{i=1}^n \Delta \eta_i, \quad (9)$$

де сумування здійснюється за положеннями, через які доменна стінка рухалась. У теорії середнього поля це число є пропорційним до розміру лавини $S = |m' - m|$. Якщо

припустити, що величина $\Delta\eta_i$ є некорельованою та має випадково розподілені знаки, то можна отримати броунівське блокуюче поле, для якого [6]

$$\langle |W(m') - W(m)|^2 \rangle = D|m' - m|, \quad (10)$$

де D кількісно визначає флуктуацію W .

Таким чином, броунівське блокуюче поле досить ефективно описує розупорядкування, яке походить від колективного руху гнучких доменних стінок. Скориставшись розподілом Больцмана (згідно АВВМ-моделі), можна зробити висновки, що за умови $\tilde{c} < 1$ доменна стінка рухається лавиноподібно, а розміри стрибків та їх тривалість розподілені за степеневим законом (рис. 2), якщо $\tilde{c} > 1$ рух стінки плавніший із флуктуаціями, які зменшуються зі зростанням \tilde{c} , а розміри стрибка S переміщень

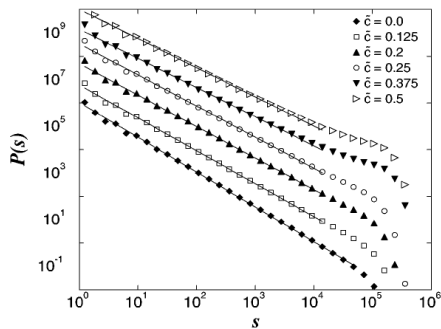


Рис. 2. Розподіл величини стрибка доменної стінки за різних значень швидкості зміни поля [2]

ся дією внутрішніх сил, зокрема внутрішніх напружень, які викликані деформаціями кристалічної ґратки чи неоднорідними включеннями, магнетними полями розсіювання, дислокаціями тощо. Зміщення доменної стінки ферромагнетного матеріалу за дії зовнішнього магнетного поля відбуватиметься доти, доки гідростатичний тиск не зрівноважиться з внутрішнім тиском, роль якого відіграє поверхнева густина енергії доменної стінки, що пов'язана з механічними напруженнями (наприклад, від дислокацій). Проведений аналіз свідчить, що метод МАЕ є чутливим до реєстрації малих переміщень, спричинених рухом доменних стінок під час стрибків Баркгаузена, а отже до структурних особливостей ферромагнетних матеріалів.

стінок розподілені за законом [2]

$$P(S) \sim S^{-\tau} f(S/S_0), \quad (11)$$

де $S_0 \sim (H-H_c)^{-1/\sigma}$, σ – константа матеріалу, τ – критичний показник.

Оцінивши величину стрибка доменної стінки можна визначити максимальні пружні переміщення, зумовлені такими стрибками, а відтак, і амплітуду сигналу МАЕ оцінити за залежністю одержаною в праці [7].

Висновки. Розташування доменних стінок у ферромагнетиках за відсутності зовнішнього магнетного поля визначається

1. Durin G. The Barkhausen effect / G. Durin, S. Zapperi // arXiv: cond-mat / 0404512. – 2004. – 1.
2. Zapperi S. Dynamics of a ferromagnetic domain wall: avalanches, depinning transition and the Barkhausen effect / S. Zapperi, P. Cizeau, G. Durin and H. E. Stanley // Phys. Rev. – 1998. – 58. – P. 6353–6366.
3. N'eel L. Bases d'une nouvelle theorie generale du champ coercitif / L. N'eel // Ann. Univ. Grenoble – 1946. – 22. – P. 299–343.
4. Cizeau P. Dynamics of a ferromagnetic domain wall and the barkhausen effect / P. Cizeau, S. Zapperi, G. Durin, H. E. Stanley // Phys. Rev. – 1997. – 79 (23). – P. 4669–4672.
5. Domain wall dynamics and Barkhausen effect in metallic ferromagnetic materials. II Experiments / Alessandro B., Beatrice C., Bertotti G., Montorsi A. // J. Appl. Phys. – 1990. – 68 (11). – P. 2908–2915.
6. Vergne R. Quelques aspects statistiques des processus d'aimantation dans les corps ferromagnetiques. Cas du deplacement d'une scule paroi de Bloch à 180° dans un milieu monocri stallin aleatoirement perturbe / R. Vergne, J. C. Cotillard, J. L. Porteseil // Phys. Rev. Appl. – 1981. – 16. – P. 449–476.
7. Сергієнко О. Встановлення залежностей між сигналами магнетопружної акустичної емісії у ферромагнетику і стрибками Баркгаузена / О. Сергієнко, Н. Мельник // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій: зб. наук. праць 5-ї Міжнар. конф. (Львів, 24–27 черв. 2014р.) / Під заг. ред. В. В. Панасюка. – Л.: НАН України, Фіз.-механ. Ін-т ім. Г. В. Карпенка, 2014. – С. 131-134.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

А.П. Зиньковский^а, А.А. Котляренко^а, К.Н.Подгорский^б, И.Л.Гликсон^б

^аИнститут проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины,
Киев, Украина

^б АО «МОТОР СИЧ», Запорожье, Украина

Experimental results of fatigue crack propagation rate (FCPR) in titanium alloys are present. The possibility of using correlation between the experimental data of FCPR at different temperatures was analyzed in this work

Введение. Одним из основных требований развития современного авиа двигателестроения является повышение ресурса создаваемых газотурбинных двигателей, в значительной мере определяемого ресурсом таких их высоконапряженных конструктивных элементов, как диски и лопатки рабочих колес. В основе методологического обеспечения установления ресурса по концепции безопасного развития трещины лежит, как известно [1], знание скорости роста трещины усталости (СРТУ) dl/dN в указанных конструктивных элементах, где l - длина трещины усталости, N -число циклов нагружения.

В соответствии с нормативными документами [2,3] для определения скорости используется второй установившийся участок кинетической диаграммы ($j = 2$), который хорошо описывается уравнением Пэриса

Достоверность установления скорости роста трещины усталости зависит от точности определения коэффициентов уравнения Пэриса, т.е. правильности выделения точек второго участка кинетической диаграммы. Стандартом [2] установлено, что этому участку соответствует СРТУ в диапазоне $10^{-5} \div 10^{-3}$ мм/цикл. Учитывая, что указанный диапазон лишь приблизительно характеризует второй участок, в [4] предложена методика повышения точности определения коэффициентов уравнения позволяющая исключить из рассмотрения значения СРТУ точки, несоответствующие рассматриваемому участку.

В работах [5-7] была отмечена существующая закономерность взаимосвязи коэффициентов уравнения Пэриса C и n , представленная уравнением регрессии.

$$\lg C = a + bn, \quad (1)$$

где a и b – константы.

В дальнейшем многими учеными проводились исследования по определению констант a и b для многих марок сталей и алюминиевых сплавов. Результаты испытаний образцов разной ширины, в разнообразных средах и отличающихся степенью термообработки, которые нашли обобщение в [8] показывали стабильные значения константы a и b при сильно изменяющихся C и n . Справедливость зависимости (1) подтверждается результатами испытаний компактных образцов из никелевых сплавов ЭП741НП и ЭК151ИД, при температурах $T=20$ и 400 °С [9], а также данными обобщения результатов, полученных на основании испытаний образцов из титановых и никелевых сплавов в различных научно-технических организациях, в том числе и авторами данной работы в Институте проблем прочности имени Г.С. Писаренко НАН Украины [10]. При этом был сделан вывод, что зависимость (1) имеет универсальный характер для данных типов сплавов.

Целью данной работы является экспериментальное исследование на основании единого методологического подхода по определению закономерности изменения скорости роста трещины усталости указанных в титановых сплавах с учетом влияния температуры и установление для них корреляционной зависимости между коэффициентами уравнения Пэриса.

Результаты исследования. Для решения задачи, в соответствии с требованиями [2,3], были проведены испытания компактных (СТ) образцов по определению СРТУ с последующим выведением коэффициентов уравнения Пэриса для двух титановых сплавов (в дальнейшем марки 1 и 2) при температурах 20, 200, 300 и 400 °С. Среднеарифметические приведенные значения коэффициентов C и n уравнения Пэриса, определенные по результатам испытания образцов приведены в табл. 1.

Таблица 1

Средние приведенные значения коэффициентов C и n уравнения Пэриса испытанных образцов из титановых сплавов марок 1 и 2

Материал	Значения приведенных коэффициентов C и n при температуре T , равной:							
	20 °С		200 °С		300 °С		400 °С	
	C	n	C	n	C	n	C	n
Марка 1	$1,66 \cdot 10^{-08}$	2,89	$2,09 \cdot 10^{-8}$	2,28	$4,40 \cdot 10^{-08}$	2,28	$4,30 \cdot 10^{-8}$	2,35
Марка 2	$5,63 \cdot 10^{-10}$	2,56	$1,19 \cdot 10^{-9}$	2,36	$1,27 \cdot 10^{-9}$	2,40	$9,01 \cdot 10^{-10}$	2,47

Как следует из полученных результатов, не существует тривиальной зависимости между коэффициентами уравнения Пэриса и температурой. Таким образом, на данном этапе, при наличии имеющегося набора экспериментальных данных, не предоставляется возможным с достаточной достоверностью интерполировать значения коэффициентов уравнения Пэриса между крайними значениями температуры испытаний.

Таблица 2

Приведенные значения коэффициентов уравнения (2) для рассматриваемых материалов и сплавов ЭП741НП и ЭК151ИД

Материал	a	b
Марка 1	-3,01	-1,08
Марка 2	-3,21	-1,44
ЭП741НП и ЭК151ИД	-5,58	-1,80

По результатам испытаний образцов из выбранных материалов были построены зависимости (1), которые приведены на рис.1. Здесь же представлена указанная зависимость для сплавов ЭП741НП и ЭК151ИД, полученная в [9].

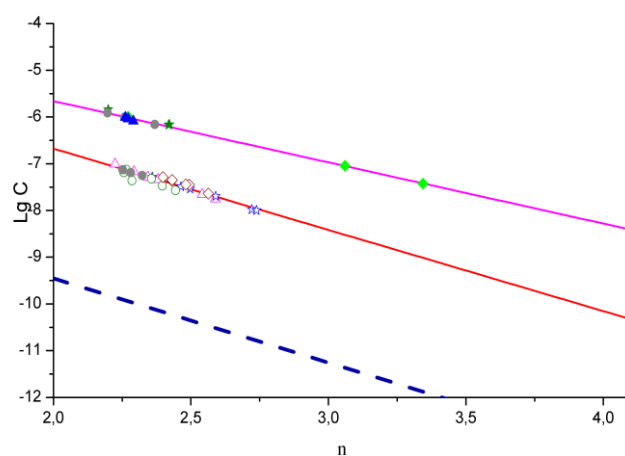


Рис. 1. - Экспериментальные значения $\lg C$ и n для сплавов марки 1 (★ -20 °С, ● - 200 °С, ▲ - 300 °С, ◆ - 400 °С) и марки 2 (☆ -20 °С, ○ - 200 °С, △ - 300 °С, ◇ - 400 °С), а также зависимости (2) (сплошные линии). Штриховая линия – зависимость для сплавов ЭП741НП и ЭК151ИД, полученная в [6].

Приведенные значения коэффициентов уравнения (1) приведены в табл. 2. Как следует из представленных данных, подтверждается гипотеза, высказанная в [10] о справедливости корреляционной зависимости (2) для титановых сплавов между коэффициентами уравнения Пэриса. Но как видно из графика, отображенного на рис.1, нельзя говорить об универсальности данной зависимости для однотипных титановых сплавов, о чем делается вывод в [9] на основе результатов испытаний образцов из никелевых сплавов с различной технологической наследственностью.

Выводы. На основании результатов экспериментально-расчетных исследований по определению характеристик скорости роста трещины усталости титановых сплавов полученных с использованием разработанного методического обеспечения проведения испытаний компактных образцов, подтверждена справедливость гипотезы о существовании корреляционной зависимости между коэффициентами уравнения Пэриса установленная другими исследователями. При этом показано, что нельзя утверждать о её универсальности. Кроме того, на данном этапе исследований не представляется возможным применять тривиальные корреляционные зависимости между коэффициентами уравнения Пэриса и температурой испытаний.

Литература

1. Потапов С.Д. Определение ресурсных показателей основных деталей авиационных двигателей на основе методики оценки остаточной долговечности / С.Д. Потапов, Д.Д. Перепелица // Двигатель № 5(71) 2010 г. С 28-29.
2. ОСТ1 92127-90 Металлы. Метод определения скорости роста усталостной трещины при испытаниях с постоянной амплитудой нагрузки.
3. E647-00 Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates // In Annual Book of ASTM Standards.
4. Потапов С.Д. Способ обработки результатов испытаний образцов на трещиностойкость с целью определения коэффициентов уравнения Пэриса / С.Д. Потапов, Д.Д. Перепелица // Вестник МАИ. – 2010. – Т.17, №6. – С.49-54.
5. Kitagawa H. Application of fracture mechanics to fatigue crack growth / H. Kitagawa // J. Jap. Soc. Eng. – 1972. – 75, No. 642. – P.1068-1080.
6. Yokobori T. The effects of ferrite grain size on the stage II fatigue crack propagation in plain low carbon steel / T. Yokobori, I. Kawada, H. Hata //– Reports Res. Inst. Strength and Fract. Mater. Tohoku Univ. – 1973. – 9, No. 2. – P. 35-64.
7. Niccolls E.H. A correlation for fatigue crack growth rate / E.H. Niccolls // – Scr. Met. – 1976. – 10, No. 4. – P.295-298.
8. Ярема С.Я. О корреляции параметров уравнения Париса и характеристиках циклической трещиностойкости материалов / С.Я. Ярема // Пробл. прочности. – 1981. – № 9. – С. 20-27.
9. Голубовский Е.Р. Оценка скорости развития трещины усталости (СРТУ) в никелевых сплавах для дисков ГТД / Е.Р.Голубовский, М.Е.Волков, Н.М. Эммаусский // Вестник двигателестроения. – 2013. - №2. – С.229-235.
10. Потапов С.Д. Исследование характеристик циклической СРТ в материалах основных деталей авиационных ГТД / С.Д.Потапов, Д.Д. Перепелица // Вестник МАИ. – 2013. – Т.20, №1. – С. 124-139.

ОЦІНЮВАННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК ЗА КРИТЕРІЄМ ЗАРОДЖЕННЯ ВТОМНИХ ТРІЩИН

**В.В. Косарчук¹, О.В. Агарков¹, О.Ю. Рафальський¹, М.Г. Чаусов²,
А.П. Пилипенко², П.О. Марущак³**

¹ Державний економіко-технологічний університет транспорту, Київ
² Національний університет біоресурсів і природокористування України,
Київ
³ Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

The main advantage of the developed method compared to traditional approaches (full-scale and model experiments) is the possibility to conduct numerical experiments dedicated to the effect of individual process and design factors or their combination on the theoretical life of the structural element. The results of such numerical experiments can be used to optimize the design and technological parameters of critical structural elements of railway track and rolling stock.

Відомо, що розвиток залізничного транспорту зумовлює підвищенням вимог по його експлуатаційних параметрів (зростання потужності тяглового рухомого складу, зростання швидкостей руху, підвищенням вантажопідйомності), що неминує збільшує температурно-силовий вплив на елементи конструкцій рухомого складу та рейкових шляхів.

Екстремальні умови експлуатації сприяють зростанню кількості відмов основного елементу залізничних шляхів – рейок, надійність яких визначає не лише безпеку руху, але й економічні показники функціонування залізниці.

Контактно-втомні пошкодження та зношення голівки рейок є одними із визначальних причин їх відмов. Такі пошкодження зумовлюють утворення поверхневих та внутрішніх тріщин у голівці рейки. Слід зазначити, що механізми утворення подібних дефектів та кінетика їх поширення у різних випадках може різнитись. Поширення поверхневих тріщин із наступним відшаруванням частинок металу є одним з основних механізмів зношування голівки рейки за контактної взаємодії із колесами рухомого складу. Проаналізувавши злами рейок із внутрішніми тріщинами варто відзначити, що механізм їх утворення і поширення повністю визначається напружено-деформованим станом рейки під час експлуатації, чистотою її матеріалу та наявністю технологічних дефектів.

Такі тріщини (поздовжні, похилі, поперечні) можуть зароджуватись на глибинах 4...16 мм від поверхні катання. Найчастіше це відбувається в місцях концентрації напружень, зокрема в околі включень, або технологічних дефектів. В наш час встановлено, що основною причиною появи внутрішніх тріщин є накопичення пластичних деформацій під впливом циклічних напружень.

У даній доповіді розглянуто основні елементи методики прогнозування довговічності рейок за критерієм виникнення внутрішніх контактно-втомних тріщин. Пропонований підхід ґрунтується на використанні кінетичної теорії пошкодженості та структурної моделі пружно-пластичного деформування матеріалу. Напружено-деформований стан рейки в зону контакту «рейка-колесо» змодельовано методом скінченних елементів. Геометрична модель використана при обчисленнях, являла собою ділянку рейки довжиною 600 мм з шарнірними опорами на торцях. Це забезпечило урахування впливу її прогину на розмір плями контакту. В центральній частині рейки було визначено ділянку, яка за розмірами була в три рази більшою за очікувану зону контакту.

У цій ділянці було застосовано дрібнішу сітку розбиття елементів. Обчислено проведено за тривимірної пружено-пластичної постановки. Пропонована методика оцінювання довговічності передбачала обчислення приросту пошкодженості матеріалу у кожній точці елементу, при зміні навантаження у часі та наступне підсумовування цих пошкоджень.

За умови досягнення сумарним пошкодженням граничного значення вважали, що конструктивний елемент втратив свою тримку здатність, тобто у ньому зародилась тріщина. Її подальше підростання слід розглядати із застосуванням механіки тріщин. Проте, оскільки обчислювальні витрати на створення такої методики є достатньо значними, у першому наближенні автори обмежились розглядом лише пошкоджень спричинених малоцикловою втомою, із застосуванням підходу їх лінійного підсумовування.

При цьому пошкодження за i -й цикл навантажування визначали як $\Delta\omega_i = \frac{1}{(N_f)_i}$, де довговічність N_f за біжучого рівня напружень та деформацій знаходили із розв'язку нелінійного рівняння виду:

$$(FP)_{\max} = \frac{(\bar{\sigma}_f)^2}{E} (2N_f)^{2b} + \bar{\sigma}_f \bar{\varepsilon}_f (2N_f)^{b+c},$$

де $FP = \langle \sigma_{\max} \rangle \frac{\Delta\varepsilon}{2} + J\Delta\tau\Delta\gamma$ – параметр пошкодженості.

Тут дужками $\langle \dots \rangle$ позначено оператор $\langle x \rangle = \frac{|x| + x}{2}$; σ_{\max} – найбільше напруження, нормальне до площини поширення тріщини; $\Delta\varepsilon$ – розмах нормальної деформації в напрямку дії σ_{\max} ; $\Delta\tau$ и $\Delta\gamma$ – розмахи дотичних напружень та зсувних деформацій в площині поширення тріщини; J – параметр матеріалу, що визначається напружено-деформованим станом; E – модуль пружності матеріалу. Інші параметри визначали з апроксимації кривої втомної довговічності матеріалу, одержаної за умов одновісного циклічного навантажування (розгяг-стиск, або кручення) з контролем амплітуди деформування. Площину поширення тріщини (критичну площину) визначали як матеріальну площину з найбільшим значенням параметру пошкодженості FP . В доповіді розглянуто приклади використання пропонованої методики, вказано її обмеження та особливості застосування.

СОЗИДАТЕЛЬНАЯ И РАЗРУШАЮЩАЯ РОЛЬ ТРЕЩИН В ЖИЗНЕННОМ ЦИКЛЕ КОНСТРУКЦИИ-СИСТЕМЫ

В.Н. Выровой¹, О.А. Коробко¹, В.Г. Суханов¹, О.И. Башинский²

¹Одесская государственная академия строительства и архитектуры, Украина

²Львовский государственный университет безопасной жизнедеятельности МЧС Украины

Technological cracks and inner surfaces of partition are the active elements of the structure, capable to respond to external and internal influences, defining structural "reorganization" of system and, thereby, ensuring its external and internal safety. Changes of the structure of the material can be evaluated using the coefficients damage depending on the purpose of researches, methodical and hardware providing.

Жизненный цикл конструкции-системы включает в себя время от момента ее изготовления и периода функционирования до вывода из режима эксплуатации. Выход из нормированного режима эксплуатации связан, как правило, с такой эволюцией структуры материала, при которой активные структурные элементы достигают критических размеров. К активным элементам структуры отнесены трещины и внутренние поверхности раздела, присутствующие на всех уровнях неоднородностей материалов с полиструктурной организацией [1].

В термине «трещина» содержится, по нашему мнению, смысловой дуализм, являющийся отражением его диалектической противоречивости. Поэтому следует разделить смысловую нагрузку данного термина в зависимости от той роли, которую трещина выполняет в материале. По нашему мнению, в общем случае под термином «трещина» следует понимать созидательную и разрушительную роль в структурном преобразовании материала конструкций.

Трещины-созидатели (ТС) – это трещины, которые самозародились на различных уровнях структурных неоднородностей в период становления материала и которые способны, изменяя свои параметры, стабилизировать метаморфозы структуры на своем уровне неоднородностей, включать в работу метастабильные элементы, превращаться во внутренние поверхности раздела и, тем самым, релаксировать деформации и напряжения, воспринимать и перераспределять на своих берегах объемные деформации и т.п. К трещинам-созидателям относятся технологические трещины, которые естественным способом превращаются в трещины эксплуатации. Наличие в материале ТС делает структуру такого материала диссипативной, а их присутствие на различных структурных уровнях позволяет заключить о фрактальности материала конструкции. Таким образом, созидательная роль трещин, как объективно существующих элементов структуры, заключается в их влиянии на локальные структурные изменения материала, направленные на сохранение его свойств при действии на конструкцию всего комплекса нормируемых и ненормируемых эксплуатационных нагрузок.

По определению разрушение – это разделение материала на две или более частей берегами трещин при действии на материал внешних нагрузок. Таким образом, согласно существующим представлениям, разрушение представляет собой конечный результат развития трещин в материале. Это позволяет отнести к трещинам-разрушителям (ТР) трещины, которые способны разделить своими берегами материал образцов, конструкций, зданий, сооружений и других объектов на отдельные части. Такие трещины, как правило, не возникают в материале сразу (за исключением катастрофических ситуаций). Они проходят определенные этапы развития [2, 3]. Предполагается, что трещины-разрушители появляются в структуре материала как результат исчерпания созидательных функций ТС. Кроме того, не исключены ситуации, при которых увеличивается количество ТС в единице объема структурного блока с их спонтанным укрупнением до размера ТР (объемное разрушение). Для полиструктурных материалов зарождение и начальное развитие трещин происходит в

технологический период получения материала и его переработки в готовое изделие. Дальнейшая сопротивляемость разрушению в значительной степени будет зависеть от инфляции соиздательной роли начальных трещин и их перехода в ранг трещин разрушения, что определяет потенциал внутренней безопасности конструкции. Для этого необходимо количественно оценить изменение общего количества трещин в материале.

В работах [4, 5] поврежденность цементного камня и бетона технологическими и эксплуатационными дефектами предложено оценивать при помощи коэффициентов поврежденности K_{Π} . Для определения K_{Π} предложено общую протяженность дефектов $\sum L$ соотнести с площадью поверхности, на которой они проявились, a^2 , $K_{\Pi} = \sum L / a^2$ (см/см²).

Физическая сущность K_{Π} заключается в определении протяженности (длины) активных элементов на площади в см². Предложенный метод позволяет оценить изменение интегральной поврежденности после структурных изменений, произошедших в материале при действии на него внешних нагрузок. Однако коэффициент поврежденности не позволяет оценить изменение параметров активных элементов в зависимости от их вида. Для этого можно ввести два коэффициента, один из которых позволяет оценить поврежденность через общую протяженность трещин ($K_{\Pi}^T = L_T / S$), а другой – через протяженность внутренних поверхностей раздела ($K_{\Pi}^{TP} = L_{TP} / S$). Изменение поврежденности можно оценить из соотношения: $\Delta K_{\Pi} = K_{\Pi} / K_{\Pi 0}$, где ΔK_{Π} – изменение поврежденности; $K_{\Pi 0}$ – коэффициент технологической поврежденности; K_{Π} – коэффициент поврежденности после воздействия на систему эксплуатационных нагрузок.

Трудность реализации данного метода заключается в достаточно сложной методике обнаружения, фиксации и определения протяженности активных элементов на поверхности образца. Кроме того, проявленные трещины могут принадлежать разным уровням структурных неоднородностей, а методика предполагает соотносить их с уровнем образца (конструкции). Это не позволяет объективно оценить роль активных структурных элементов в формировании свойств материалов как сложных систем (полиструктурных материалов).

Анализ поверхностей разрушения образцов после определения прочности на растяжение при изгибе показал, что разрушающая трещина имеет достаточно сложную траекторию развития. Испытание образцов с проявленными технологическими и эксплуатационными трещинами позволило установить, что трещина разрушения проходит, как правило, по уже существующим трещинам и внутренним поверхностям раздела. Это подтвердило влияние структуры на характер разрушения сложноорганизованных материалов и дало возможность предложить методику определения K_{Π} , при которой определяется фактическая протяженность трещины разрушения L_T : $K_{\Pi} = L_T / L_0$, где L_0 – высота образца. После испытания образцов K_{Π} можно определить из зависимости: $K_{\Pi} = S_T / S_0$, где S_T – площадь поверхности разрушения образца; S_0 – номинальная площадь поверхности сечения образца. Предложенный метод определения K_{Π} основывается на энергетическом подходе, при котором предполагается, что магистральная трещина стремится при своем росте минимизировать высвобождающуюся поверхностную энергию за счет минимизации площади поверхности берегов трещины. К существенным недостаткам данной методики определения K_{Π} можно отнести установленные факты определения одинаковой длины трещин разрушения (равной площади поверхности разрушения) при существенно различных рельефах берегов трещин (площадок разрушения). Косвенную оценку поврежденности можно получить из выражения: $K_{\Pi} = S_B / S_0$, где S_B – площадь единичного структурного блока; S_0 – площадь одной из граней образца.

Рассмотренные методы количественной оценки поврежденности далеки от совершенства и, к сожалению, не всегда позволяют оценить «полезность» или «опасность» отдельных элементов структуры. В то же время при помощи K_{Π} можно оценить влияние рецептурно-технологических факторов на изменение поврежденности

цементного камня и бетона. Более информативно насыщенными являются результаты по изменению K_{II} при эксплуатации материала в условиях многократного увлажнения и высушивания, замораживания и оттаивания, а также действия динамических силовых нагрузок (рис.1).

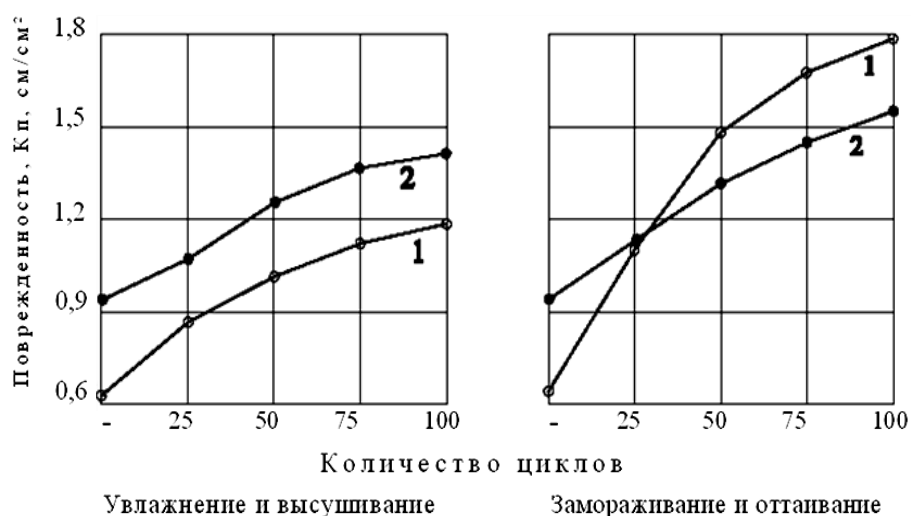


Рис.1. Изменение поврежденности в условиях малоцикловых эксплуатационных воздействий:
 1 – цементный камень (В/Ц=0,28); цементный камень с наполнителем (В/Ц=0,28; Н=20%; $S_v=100 \text{ м}^2/\text{кг}$).

Экспериментальные исследования позволили рекомендовать методы направленного изменения технологической поврежденности с целью прогнозированного изменения K_{II} для обеспечения требуемой стойкости материала с учетом условий его эксплуатации. Приведенные данные по количественной оценке поврежденности материалов технологическими дефектами и, в зависимости от условий внешнего воздействия, изменению эксплуатационной поврежденности, подтверждают активность существования элементов структуры в виде трещин и внутренних поверхностей раздела на отдельных уровнях структурных неоднородностей (цементный камень, раствор, бетон) и их роль в жизненном цикле конструкций-систем.

Литература:

1. Выровой В.Н. Композиционные строительные материалы и конструкции. Структура, самоорганизация, свойства / В.Н. Выровой, В.С. Дорофеев, В.Г. Суханов. – Одесса: Изд-во «ТЭС», 2010. – 169с.
2. Фудзин Т. Механика разрушения композиционных материалов / Т. Фудзин, М. Дзако. – М.: Мир, 1982. – 232с.
3. Брок Д. Основы механики разрушения / Д. Брок. – М.: Высшая школа, 1980. – 368с.
4. Выровой В.Н. Оценка влияния технологической поврежденности при помощи коэффициента интенсивности напряжений / В.Н. Выровой, Н.Ю. Ширяева, С.С. Макарова // Принятие рецептурно-технологических решений по экспериментально-статистическим моделям. – Одесса: ОИСИ, 1994. – С.5-6.
5. Дорофеев В.С. Технологическая поврежденность строительных материалов и конструкций / В.С. Дорофеев, В.Н. Выровой. – Одесса: Город мастеров, 1998. – 168с.

ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ ПОПЕРЕДНЬО НАПРУЖЕНОЇ АРМАТУРИ ЗА НАВОДНЮВАННЯ У МОДЕЛЬНОМУ РОБОЧОМУ СЕРЕДОВИЩІ

М.І. Греділь

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Peculiarities of fracture behaviour of progressively drawn pearlitic steels from the initial hot rolled bar (not cold drawn at all) to the final commercial product (prestressing steel wire) were investigated in air and under hydrogenation in the model working medium with pH 12.5. All tested wires are highly susceptible to hydrogen assisted cracking. Embrittlement reveals itself in substantial decrease of plasticity characteristics and plural microcracking near the fracture surfaces.

Попередньо напружені прутки з перлітної сталі широко застосовують для армування залізобетонних конструкцій різного призначення, наприклад, каркасів мостів. Перевагами такого матеріалу є його висока міцність при значній пластичності. Таку комбінацію властивостей перлітних сталей досягають шляхом холодного волочіння (ХВ). Внаслідок ХВ покращуються механічні характеристики сталі – твердість, границя плинності і границя міцності зростають.

Арматура в бетоні знаходиться у пасивному стані, що зумовлено сильно лужною реакцією порової рідини на межі арматура – бетон. Однак упродовж експлуатації рН середовища понижується через карбонізацію бетону та проникнення іонів хлору. Відомо, що високоміцні сталі особливо чутливі до впливу середовища, а особливо до водневого окрихчення, що може виникати внаслідок наводнювання сталі під дією катодного захисту залізобетонної конструкції.

У роботі проаналізовано відмінності в механічній поведінці та закономірності руйнування попередньо напружених прутків перлітної сталі на повітрі та в модельному робочому середовищі.

Матеріали та методики досліджень. Використали циліндричні зразки з сталі після різних етапів технологічного процесу ХВ, а також зразки вихідного гарячекатаного прутка і готового комерційного продукту. Вивчали евтектоїдну перлітну сталь, яка пройшла сім етапів ХВ. Внаслідок обробки перлітні колонії поступово переорієнтовуються у напрямку осі дроту (напрямку волочіння). Їх орієнтація стосовно осі стержня залежить від ступеня волочіння [1]. Водночас відбувається потоншення самих колоній, а також зменшується відстань між пластинками, і вони орієнтуються в напрямку волочіння [2]. Хімічний склад досліджуваної сталі такий, мас. %: 0,88 С, 0,69 Мп, 0,22 Si, 0,010 Р, 0,024 S, 0,239 Cr, 0,076 Ni, 0,010 Мо, 0,129 Cu, 0,118 V, решта Fe. Пластична деформація, накопичена на кожному етапі процесу ХВ та обчислена за формулою $\epsilon^{nl} = 2\ln(D_0/D_i)$, де D_0 та D – початковий та кінцевий діаметр прутка відповідно, а також діаметр прутків подані в Табл. 1, де номерами позначено етапи ХВ.

Табл. 1. Діаметр сталевих прутків та накопичена пластична деформація

Сталь/етап ХВ	0	1	2	3	4	5	6	7
D , мм	11,03	9,90	8,95	8,21	7,49	6,80	6,26	5,04
ϵ^{nl}	0,00	0,22	0,42	0,59	0,78	0,97	1,13	1,57

Чутливість досліджуваного матеріалу до водневого окрихчення визначали методом повільного розтягу зі швидкістю 10^{-7} с^{-1} циліндричних зразків довжиною 30 см та діаметром, рівним діаметру відповідного прутка. Початкова відстань між затискачами 22 см. Зразки не полірували, а лише обезжирювали ацетоном і промивали дистильованою водою для наближення умов експерименту до експлуатаційних. Електрохімічну комірку кріпили навколо зразка. Корозивне середовище – насичений розчин $\text{Ca}(\text{OH})_2$ з додаванням 0,1 г/л NaCl (рН 12,5), що моделював порову рідину в бетоні. Робочим електродом слугував досліджуваний пруток, електродом порівняння – насичений каломельний ($\text{Hg}|\text{Hg}_2\text{Cl}_2$). Як допоміжний електрод використано платинову спіраль, що забезпечувало рівномірний розподіл струму по довжині зразка. Сталий катодний потенціал $-1,2 \text{ В}$, обраний на основі

попередніх досліджень [3, 4], підтримували потенціостатом. Досліджували принаймні три зразки кожного виду, результати усереднювали.

Результати та їх обговорення. Побудовані криві розтягу сталі всіх етапів ХВ (рис. 1) відображають поведінку сталі на стадії рівномірного видовження (до утворення шийки) на повітрі та до моменту руйнування за наводнювання. Внаслідок обробки прутків їх пластичність на повітрі за показником ϵ однозначно знижується. Винятком є комерційний дріт, який після ХВ за технологією проходить певну термообробку для зняття залишкових напружень.

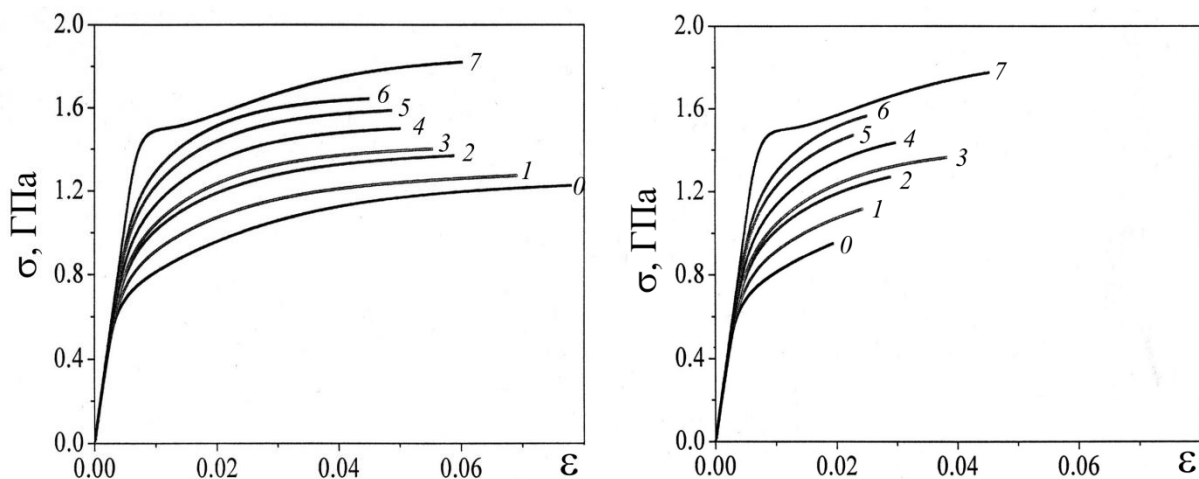


Рис. 1. Криві розтягу евтектоїдної перлітної сталі на повітрі [5] (а) та за наводнювання в лужному середовищі з рН 12,5 (б).
Номери на рисунку відповідають етапам ХВ.

Із отриманих результатів можна стверджувати, що водень, утворений під час катодної поляризації сталі у лужному середовищі, суттєво впливає на механічну поведінку матеріалу, першочергово на пластичність. При цьому границя текучості залишається практично незмінною, а границя міцності знижується незначно. Слід зазначити, що вибраний рівень катодної поляризації є близьким до мінімального значення, за якого проявляється вплив водню на досліджуваний матеріал [3].

Відносне звуження на повітрі загалом зростає з ступенем ХВ (рис. 2, крива 1), і лише на останніх етапах дещо знижується. Таку поведінку сталі пояснюють сумісним впливом накопичених пластичних деформацій та переорієнтуванням перлітних колоній [5].

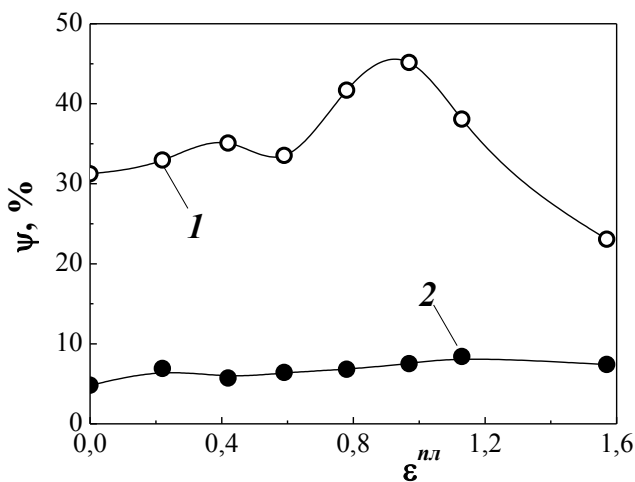


Рис. 2. Втрати пластичності досліджуваної сталі внаслідок наводнювання в середовищі $\text{Ca}(\text{OH})_2$ з рН 12,5 (крива 2) порівняно з випробами на повітрі (крива 1).

Під час холодного волочіння відбувається два принципових процеси – накопичення пластичної деформації (наклеп) та переорієнтування мікроструктурних

складових. Із кожним технологічним етапом перлітні колонії поступово орієнтуються у напрямі, паралельному до поздовжньої осі прутка доти, поки практично усі вони не будуть розміщені в напрямі волочиння [1]. При цьому зростає і відносне звуження ψ . Після етапу 5, очевидно, досягнуто максимальної переорієнтації перлітних колоній, тому подальша обробка сталі приводить до деякого зниження пластичності навіть при зростанні величини накопиченої пластичної деформації. На противагу випробам на повітрі, в середовищі спостерігали стабільно низьке значення ψ^H . (рис. 2, крива 2), що підтверджує значну чутливість матеріалу до водневого окрихчення, виявлену в [4].

Із аналізу зламів (рис. 3) випливає, що тріщини на повітрі зароджувалися в центрі перерізу зразків і росли до бокової поверхні, формуючи злам типу чашка–конус. У середовищі тріщина зароджувалася від бокової поверхні зразків, зокрема від поверхневих чи підповерхневих дефектів. Після утворення поверхневої тріщини руйнування локалізувалося в певному перерізі зразка, а подальший розтяг неістотно впливав на зміну його геометрії. Тому в середовищі отримали низькі значення відносного звуження ψ^H , яке в цьому випадку, по суті, характеризує опірність сталі зародженню водневої тріщини. Деяке зростання ψ^H з підвищенням міри ХВ можна пояснити кращим станом бокової поверхні оброблених прутків і меншою кількістю можливих осередків тріщиноутворення.

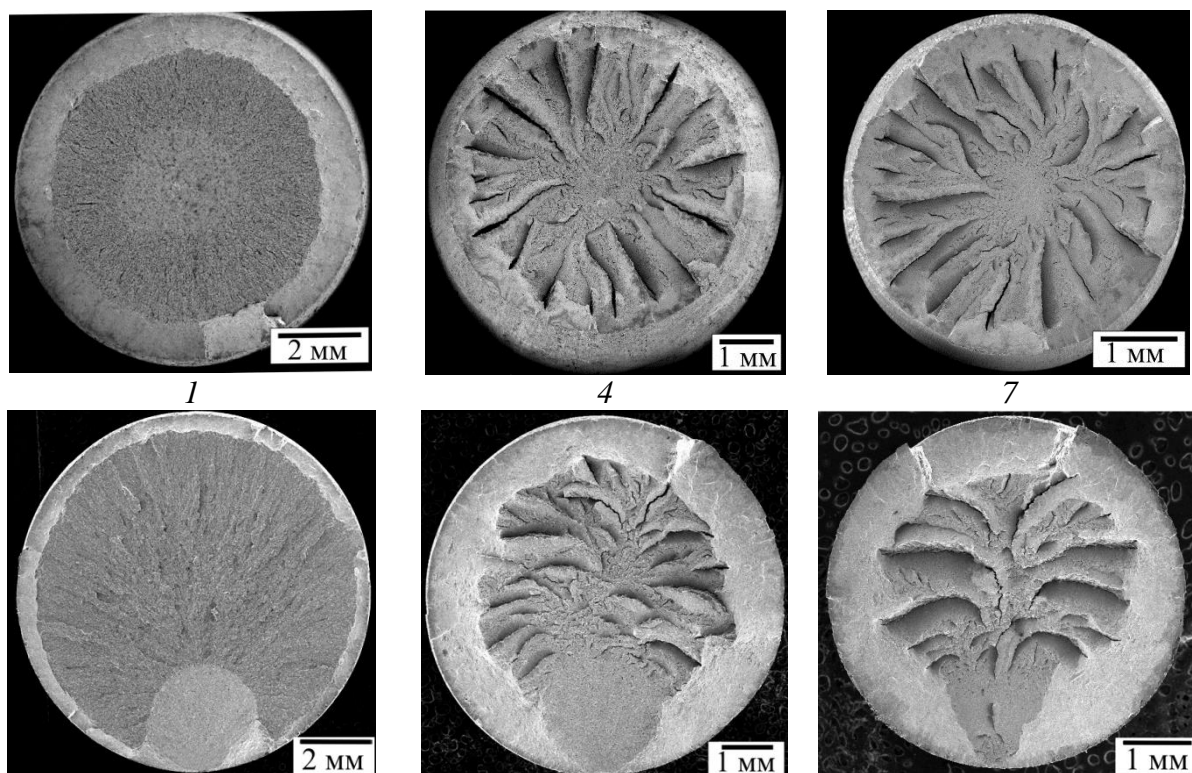


Рис. 3. Макрозлами зразків перлітної сталі після випроб на повітрі (верхній ряд) та за наводнювання (нижній). Цифри відповідають етапу холодного волочиння.

Із практичної точки зору дуже важливо відзначити, що втрата пластичності досліджуваної сталі під впливом наводнювання (різниця між ψ та ψ^H) є меншою в комерційному високоміцному дроті порівняно з вихідною гарячекатаною сталлю. Незалежно від умов експерименту, сталь початкових етапів ХВ демонструє за розтягу ізотропну поведінку і відносно рівний злам в макромасштабі. З подальшою обробкою (зростанням ступеня ХВ) рельєф макрозламу стає нерівномірнішим з великою кількістю гребенів і борідок.

Вплив наводнювання в розчині $\text{Ca}(\text{OH})_2$ на сталеві прутки проявився також множинним поверхневим мікротріскуванням, не властивим таким сталям у загально-прийнятому для наводнювання розчині NH_4CNS [6]. Спостерігали три морфологічні типи тріщин на боковій поверхні зразків поблизу зламів. Нормально орієнтовані стосовно розтягувальних напружень тріщини перетинали ділянки з мінімальною кількістю міжфазних меж, які,

звичку, найуразливіші до дії середовищ (рис. 4 а). Ближче до поверхні зламу з'являлися тріщини, орієнтовані в напрямі дії тангенціальних напружень, які перетинали текстуру сталі (рис. 4 б). Їх виникнення пов'язано з полегшенням під дією наводнювального середовища зсувів у поверхневих шарах металу, інтенсивно наклепаного під час ХВ. Внаслідок локальних зсувів у взаємноперпендикулярних напрямках та їх злиття між собою часто виникали зигзагоподібні тріщини (рис. 4 в). Припустили, що за подібним механізмом зародилися і макротріщини в зразках, що сприяло розвантаженню мікрооб'ємів зразків поблизу зламу і практично припинило ріст мікротріщин в його околі за подальшого навантаження зразка до руйнування.

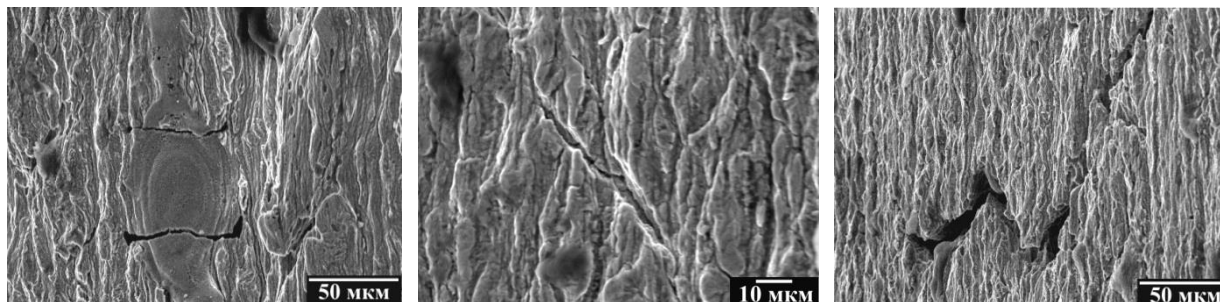


Рис. 4. Типи поверхневих тріщин на зразках перлітної сталі після випроб на розтяг за наводнювання в середовищі з рН 12,5.

ВИСНОВКИ. Наводнення практично не впливає на характеристики міцності сталі, однак суттєво погіршує пластичність сталі за показниками відносно звуження та рівномірне видовження. Руйнування прутків на повітрі починається від центру перерізу зразка, а за катодної поляризації – ініційоване біля поверхні, що говорить про визначальну роль поверхневих дефектів у випадку наводнювання сталевих прутків. Тріщини в попередньо наклепаному матеріалі за катодної поляризації можуть виникати внаслідок полегшення зсувів в поверхневих шарах металу під впливом наводнювання. Схильність сталі до водневого окрихчення слід враховувати за катодного та протекторного захисту залізобетонних конструкцій.

Література

1. Toribio J., Ovejero E. Effect of cold drawing on microstructure and corrosion performance of high-strength steel // *Mechanics of Time-Dependent Materials*. – 1998. – №1. – P. 307–319.
2. Toribio J., Ovejero E. Effect of cumulative cold drawing on the pearlite interlamellar spacing in eutectoid steel // *Scripta Materialia*. – 1998. – **39**. – № 3. – Pp. 323–328.
3. Hredil M.I., Toribio J. Corrosion resistance of prestressing steel wires // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2014. – №5. – С. 39–43.
4. J. Toribio, E. Ovejero. Failure analysis of cold drawn prestressing steel wires subjected to stress corrosion cracking // *Engineering Failure Analysis*. – 2005. – **12**. – P. 654–661.
5. Quantitative fractographic analysis of the fracture behaviour of progressively drawn pearlitic steels / J. Ayaso, B. González, J.C. Matos // *Proc. of the 10th Portuguese Conference On Fracture*. – February 22–24, 2006. – Guimarães, Portugal. – 9 p.
6. E. Proverbio, P. Longo. Sub critical crack growth in hydrogen assisted cracking of cold drawn eutectoid steel // *Corrosion Science*. – 2007. – **49**. – P. 2421–2435.

СКОРОСТЬ РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ Д16АТ, 2024Т3 И 7075Т6

С.Р. Игнатович, Е.В. Каран

Национальный авиационный университет, Украина

Abstract. Coefficients C and m values for Paris law were defined for aluminium alloy D16AT. These results were compared with analogous experimental data for aluminium alloys 2024 T3 and 7075 T6. Experimental points for these aluminium alloys are compactly enough clustered around the linear dependence $\lg C$ vs m . This linear dependence signifies that the fatigue fracture kinetic diagrams for the aluminium alloys have the intersection point (a focus point).

Введение. Решение целого ряда задач, связанных с оценкой ресурса, остаточной прочности и определением технического состояния воздушных судов в эксплуатации, базируется на описания случайного роста усталостных трещин. Большинство таких задач решаются с применением методов численного моделирования, реализующих ту или иную модель распространения трещин. Например, для расчетной оценки ресурсных характеристик заклепочных соединений авиационных конструкций при многоочаговом повреждении (MSD) широко используется численное моделирование методом Монте-Карло [1]. При этом одним из определяющих положений является статистическое представление скорости роста трещин (СРТ) на основании уравнения Пэриса – Эрдогана

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (1)$$

где a – длина трещины; N – число циклов нагружения; C и m – константы материала; ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений (КИН) в цикле.

В работах [2,3] принимается, что коэффициент m в уравнении (1) является детерминированной величиной, которая равна среднему значению данного коэффициента для алюминиевых сплавов. Параметр C – случайная величина, распределенная по логарифмически нормальному закону.

Положение о том, что случайный рост трещин определяется распределением параметра C в уравнении (1) использовано в работе [4]. При моделировании MSD для асимметричного циклического нагружения ($R=0,1$) алюминиевого сплава 2024-T3 принято: $m=2,555$, а параметр C распределен по нормальному закону.

При численном моделировании принимается, что параметры m и C на стабильном (втором) участке кинетической диаграммы усталостного разрушения являются случайными величинами с равномерным распределением в заданных границах своих возможных значений. На основании экспериментальных данных для алюминиевого сплава 7075-T6, взятых из работы [5], определено, что коэффициент C (с размерностью $\text{м}^{1-m/2} \text{Па}^{-m}$) равномерно распределен в области значений $5 \cdot 10^{-11} \dots 5 \cdot 10^{-10}$, а коэффициент m – в интервале $3 \dots 4,3$ [6,7].

В работе [8] для алюминиевого сплава 7075-T6 было принято, что коэффициент m равномерно распределен в области $3,3 \dots 4,3$, а случайная величина $\lg C$ имеет равномерное распределение в интервале с граничными значениями от $-10,3$ до $-9,3$. При моделировании роста усталостных трещин в алюминиевом сплаве 7075-T651 в качестве случайной величины принимался коэффициент m с равномерным распределением в интервале $3,2 \dots 4,6$, а коэффициент C был детерминированной величиной, равной $3,8 \cdot 10^{-11}$ с размерностью $\text{м}^{1-m/2} \text{Па}^{-m}$ [9].

Таким образом, при моделировании случайного роста усталостных трещин параметры m и C уравнения (1) трактуются как случайные величины. В некоторых моделях принимается, что случайной величиной является коэффициент C , а показатель

степени m – детерминированная величина. В других моделях наоборот – случайная величина m , а коэффициент C – величина детерминированная. Ряд моделей основываются на том, что оба коэффициента являются случайными величинами, которые имеют равномерное распределение в области своих возможных значений. Общим является то, что большинство из этих моделей основываются на весьма ограниченном объеме экспериментальных данных по значениям коэффициентов m и C для конструкционных алюминиевых сплавов. В этой связи цель настоящей работы состоит в экспериментальном определении коэффициентов уравнения Пэриса – Эрдогана (1) для алюминиевого сплава Д16АТ и обобщении этих данных с аналогичными результатами, полученными для близких по свойствам авиационных алюминиевых сплавов.

Методика экспериментальных исследований. Для получения расширенного объема данных по скорости роста усталостных трещин испытывались плоские образцы с множественными концентраторами напряжений. Образцы изготавливались из листового алюминиевого сплава Д16АТ толщиной 1,5 мм и имели 14 отверстий диаметром 4 мм, расположенных в три ряда – по 5, 4 и 5 отверстий вдоль линий, перпендикулярных действующему напряжению. Расстояние между отверстиями одинаково и равно 20 мм.

Образцы нагружались циклическим растяжением с частотой 11 Гц при трех уровнях максимального напряжения цикла в нетто сечениях вдоль линии с пятью отверстиями: 80 МПа; 100 МПа и 120 МПа (по три образца на каждый режим нагружения). Напряжения в нетто сечении вдоль линии с четырьмя отверстиями были меньше по величине, и это учитывалось при определении КИН.

Регистрация появления трещин и контроль их роста выполнялись с использованием цифровой фотокамеры с разрешением 960×720 пикселей и увеличением ×20. Камера подвижно располагалась на специальном облегченном штативе, который крепился непосредственно на образце. Такая конструкция позволяла выборочно фотографировать трещины у любого отверстия. Использование данной методики обеспечивало получение четких (не размытых) снимков на одинаковом фокусном расстоянии. На снимках отображались порядковый номер отверстия, сами трещины и траектории их роста. Время получения каждого снимка согласовывалось со значением числа циклов нагружения. Длины трещин определялись по их цифровым фотографиям [10].

Размах КИН рассчитывался по формуле

$$\Delta K = Y(a)\Delta\sigma\sqrt{\pi a}, \quad (2)$$

где $\Delta\sigma$ – размах номинальных напряжений в цикле; $Y(a)$ – геометрическая функция коррекции, описывающая влияние на КИН высоких напряжений у отверстия из-за эффекта концентрации.

При определении КИН учитывалось увеличение номинального напряжения из-за уменьшения нетто сечения образца, вызванного наличием трещин вдоль линии расположения отверстий.

Распространение трещин представлялось в виде кинетических диаграмм усталостного разрушения – зависимостей СРТ от размаха КИН в двойных логарифмических координатах. Эти диаграммы аппроксимировались линейными функциями и определялись значения коэффициентов m и C уравнения (1).

Результаты испытаний. Для кинетических диаграмм роста исследуемых трещин характерна значительная вариация значений коэффициентов m и C . Однако для всех кинетических диаграмм присуща достаточно высокая корреляция между значениями этих коэффициентов. В широком диапазоне значений m и C экспериментальные точки в полулогарифмических координатах описываются линейной зависимостью

$$\lg C = -6,7956 - 1,0674m \quad (3)$$

с коэффициентом корреляции $R^2=0,974$ (рис. 1).

Полученные для сплава Д16АТ результаты сопоставимы с аналогичными экспериментальными данными для близких по свойствам алюминиевых сплавов, которые используются в авиационной промышленности. В работе [11] обобщены результаты обширных экспериментальных исследований по кинетике роста усталостных трещин в алюминиевых сплавах 2024 Т3 и 7075 Т6, и приведены значения коэффициентов m и C уравнения (1), взятых из разных источников. Приведенные в [11] данные не противоречат полученным для сплава Д16АТ результатам и совместно с ними (для $m \leq 6$) аппроксимируются ($R^2=0,9057$) зависимостью (рис. 2)

$$\lg C = -6,4607 - 1,1442m \quad (4)$$

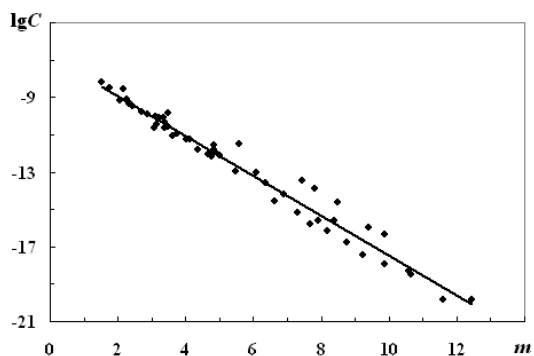


Рис. 1. Зависимость между коэффициентами m и C уравнения (1) для алюминиевого сплава Д16АТ (линия – аппроксимация уравнением (3)).

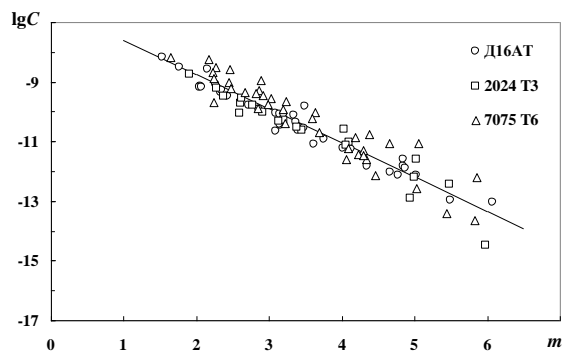


Рис. 2. Зависимости между коэффициентами m и C уравнения (1) для алюминиевых сплавов Д16АТ, 2024 Т3 и 7075 Т6 (линия – аппроксимация уравнением (4))

Линейная зависимость между параметрами $\lg C$ и m означает, что кинетические диаграммы усталостного разрушения имеют точку пересечения, которую можно назвать фокусом диаграмм (рис. 3).

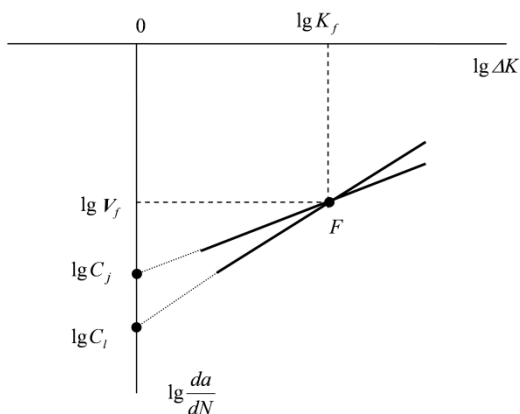


Рис. 3. Схема пересечения диаграмм усталостного разрушения в точке фокуса (точка F)

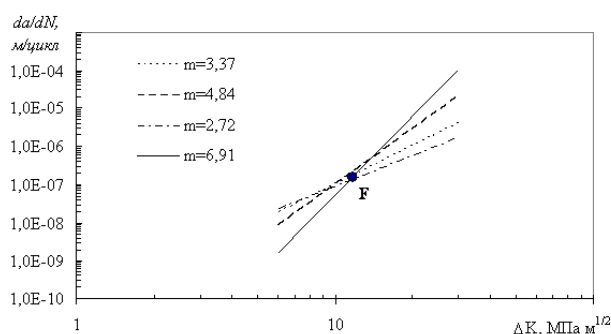


Рис. 4. Кинетические диаграммы усталостного разрушения для алюминиевого сплава Д16АТ при разных значениях m

Согласно принятой схеме (рис. 3), для i -ой диаграммы можно записать

$$m_i = \frac{\lg V_f - \lg C_i}{\lg K_f} \quad (5)$$

где K_f и V_f – параметры, определяющие координаты точки фокуса.

Из (5) следует

$$\lg C_i = \lg V_f - \lg K_f \cdot m_i. \quad (6)$$

Уравнение (6) справедливо для любой пересекающейся в точке $(\lg K_f; \lg V_f)$ диаграммы. На основании (6) и экспериментальной зависимости (3) для сплава Д16АТ имеем $K_f = 11,68 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ и $V_f = 1,6 \cdot 10^{-7} \text{ м/цикл}$, а для алюминиевых сплавов Д16АТ, 2024 Т3 и 7075 Т6 с учетом (4) получаем: $K_f = 13,94 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ и $V_f = 3,4618 \cdot 10^{-7} \text{ м/цикл}$. Экспериментальные кинетические диаграммы для сплава Д16АТ при различных значениях показателя m пересекаются близко к найденной для этого сплава точке фокуса (рис. 4).

Уравнение Пэриса (1) с учетом выражения (6) принимает вид

$$\frac{da}{dN} = V_f \left(\frac{\Delta K}{K_f} \right)^m. \quad (7)$$

Уравнение (7) можно использовать как полудетерминистическую модель распространения усталостных трещин, в которой параметры фокуса K_f и V_f – величины детерминированные, а случайной величиной является показатель степени m .

Список литературы

1. *Recommendations for regulatory action to prevent widespread fatigue damage in the commercial airplane fleet: a report of the AAWG (Final Report) / Airworthiness Assurance Working Group.* – 1999. – 162 p.
2. *Proppe C.* Probabilistic analysis of multi-site damage in aircraft fuselages // *Comp. Mech.* – 2003. – **30**, No 4. – P. 323-329.
3. *Garcia A. N., Irving P. E.* Lap joint MSD assessment using a probabilistic model // *Proc. 11th Int. Conf. on Fracture “Aeronautics & Aerospace” (March 20-25, 2005, Turin, Italy).* – 2005. – P. 74–79.
4. *Cavallini G., Lazzeri R.* A probabilistic approach to fatigue design of aerospace components by using the risk assessment evaluation / *Recent advances in aircraft technology / Ed. by Ramesh K. Agarwal.* – INTECHWEB.ORG. – 2012. – P. 29-48.
5. *Newman Jr, J.C., Phillips E.P., Swain M.H.* Fatigue-life prediction methodology using small-crack theory // *Eng Int. J. Fatigue.* – 1999. – **21**, Is. 2. – P. 109–119.
6. *Pattabhiraman S., Kim N.H., Haftka R.T.* Effects of uncertainty reduction measures by structural health monitoring on safety and lifecycle cost of airplanes // *Proc. 51st Conf. «AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials» (Apr. 12-15, 2010, Orlando, Florida, USA).* AIAA-2010-2677 – 2010. – 11 p.
7. *Pattabhiraman S., Haftka R.T., Kim N.H.* Effect of inspection strategies on the weight and lifecycle cost of airplanes // *Proc. 52nd Conf. «AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials» (April 4-7, 2011, Denver, Colorado, USA).* – 2011. – 13 p.
8. *Coppe A., Haftka R.T., Kim N.H., Yuan F.-G.* Uncertainty reduction of damage growth properties using structural health monitoring // *J. of Aircraft* – 2010. – **47**, No 6. – P. 2030-2038.
9. *Coppe A., Haftka R.T., Kim N.H., Yuan F.-G.* Statistical characterization of damage propagation properties in structural health monitoring // *Proc. 11th Conf. «AIAA Non-Deterministic Approaches» (May 4-7, 2009, Palm Springs, CA, USA).* – 2009. – 9 p.
10. *Каран С. В.* Методика дослідження множинного втомного пошкодження зразків з отворами // *Наукоємні технології* – 2014. – **21**, № 1. – С. 105-109.
11. *Sinclair G.B., Pierie R.V.* On obtaining fatigue crack growth parameters from the literature // *Int. J. Fatigue* – 1990. – **12**, No 1. – P. 57-62.

ФРАКТОГРАФІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ СТАЛІ 2,25Cr-1Mo ПІСЛЯ ВИПРОБ НА ПОВЗУЧІСТЬ

Г. В. Кречковська, Л. О. Бабій, О. З. Студент

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

The fractography features of fracture of the creep tested 2,25Cr-1Mo steel in the initial state and after the operation during $6 \cdot 10^4$ hours in the process of oil hydrocracking process were analyzed. It was found the creep fracture occurs for the classic ductile mechanism by the way of nucleation, growth and association of pores. Special fractographic feature of degraded steel is large and deep holes caused by decohesion nonmetallic inclusions from the matrix. The next feature is the big and plate disc-shaped dimples with the small micropores around carbides on their bottom. Both types of holes were grown under the influence of hydrogen accumulated by bulk metal during operation.

Однією з причин втрати роботоздатності нафтопереробного устаткування є нестабільність властивостей корпусних сталей в часі тривалої експлуатації. Серед основних чинників їх деградації є високі експлуатаційні температура, напруження та наводнювальне технологічне середовище [1, 2]. Чинні регламенти експлуатації реакторів передбачають контроль за деформацією внаслідок повзучості, корозійними ураженнями, проявами водневої корозії тощо. Для того щоб прогнозувати і уникати руйнувань, спричинених повзучістю, використовують результати лабораторних випроб на тривалу міцність [3], які екстраполюють на бажану тривалість експлуатації устаткування [4]. Для з'ясування причин деградації характеристик повзучості і тривалої міцності металу, експлуатованого в реальному технологічному процесі, використано фрактографічний аналіз зламів лабораторних зразків, який дає можливість прогнозувати закономірності накопичення розсіяної пошкодженості корпусної сталі в часі експлуатації та впливу на цей процес водню як робочого середовища.

Об'єкт досліджень та використані методики. Дослідили типову для виготовлення корпусів реакторів гідрокрекінгу нафти сталь типу 2,25Cr-1Mo у вихідному стані та після експлуатації в технологічному процесі гідрокрекінгу нафти впродовж $6 \cdot 10^4$ год у вигляді зразків свідків (розміри: довжина – 135, висота – 40, ширина – 30 мм). Умови деградації металу зразків свідків і корпусу реактора відрізняло те, що зразки свідки не були під навантаженням, тоді як у стінці корпусу реактора під час його експлуатації виникають істотні напруження розтягу. Отже, вплив робочих напружень на деградацію сталі в дослідженнях не враховано. Для фрактографічних досліджень використали злами плоских зразків перерізом 3×20 мм, попередньо випробуваних на тривалу міцність у повітрі та у водні під тиском 0,3 МПа за робочої для реакторів гідрокрекінгу нафти температури 450 °С. Фрактографічні особливості руйнування під час випроб на повзучість досліджували на сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP.

Основні результати дослідження. Випробувані на повітрі зразки сталі у вихідному стані руйнувалися на макрорівні внаслідок зсуву. В результаті площини макрозсуву, які в центральній частині перерізу зразка перетиналися, утворюючи чіткий гребінь, формували злами. За випроб у водні макрозсув спостерігали лише поблизу бічних поверхонь зразків, а в центральній частині зламів переважала нормальна орієнтація їх поверхні. Вже на макрорівні зауважено таку особливість впливу водню, як значна кількість великих глибоких ямок. Їх пов'язали з наявністю у структурі сталі досить великих неметалевих включень, зокрема сульфідів марганцю, які слабо зв'язані з матрицею. Водень сприяє їх декогезії від матриці і полегшує утворення великих ямок. На зламах, отриманих на повітрі траплялися лише дуже великі ямки. Отже, декогезія сульфідів від матриці може відбуватися і за випроб на повітрі, якщо ці частинки дуже великі, а менші частинки все ще зберігають зв'язок з матрицею. Рельєф зламів на ділянках зсуву зразків випробуваних на повітрі та у водні практично однаковий – дрібні, не глибокі без чіткого окантування ямки зсуву параболічної форми чергуються з великими. Особливістю випроб у водні є те, що на зсувних ділянках зламів великих ямок є більше, і вони більші за розмірами.

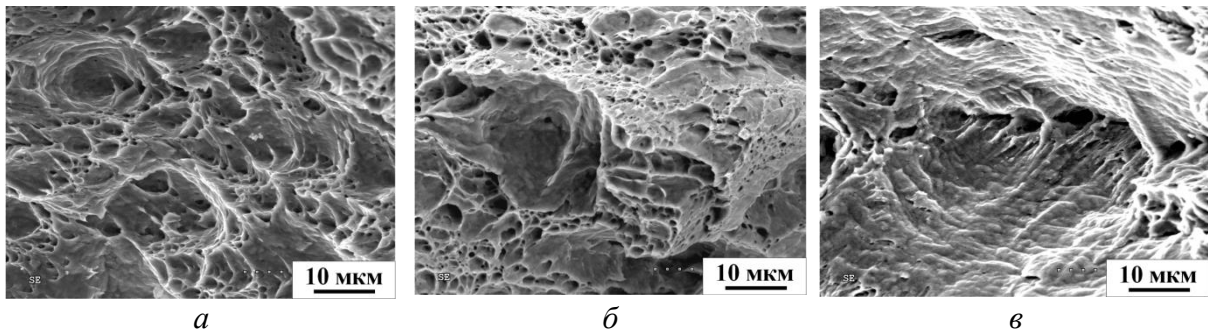


Рис. 1. Мікрофрактограми руйнування зразків сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані після випроб на повзучість за температури 450 °С на повітрі (а) та у водні (б, в) за початкового рівня напружень $\sigma_0 = 330$ МПа.

В центральній частині перерізів зразків, випробуваних на повітрі, спостерігали ямки зі значною компонентою зсуву (рис. 1а), і лише на невеликих за площею ділянках нормального відриву – рівновісні ямки відриву. Тоді як за випроб у водні, ямки добре окреслені, різні за розмірами і практично рівновісні (рис. 1б). Особливістю зламів є те, що плиткі ямки на зламах, отриманих за випроб на повітрі, скоріше виняток, тоді як у водні їх кількість і розміри істотно більші, а глибина істотно менша ніж на повітрі. На твірних поверхнях великих ямок добре вирізнялися сліди текучості у вигляді паралельних фронтів відриву у вигляді хвилястих ліній, які окреслили етапність їх росту під час повзучості (рис. 1в). Їх можна трактувати як дископодібні мікротріщини, ріст яких пришвидшив абсорбований металом водень. На зламах зразків, випробуваних у водні, часто на твірних поверхнях плитких ямок спостерігали смуги ковзання, які перетиналися (рис. 1в). Таку особливість трактували як доказ збільшення систем ковзання за випроб у водні.

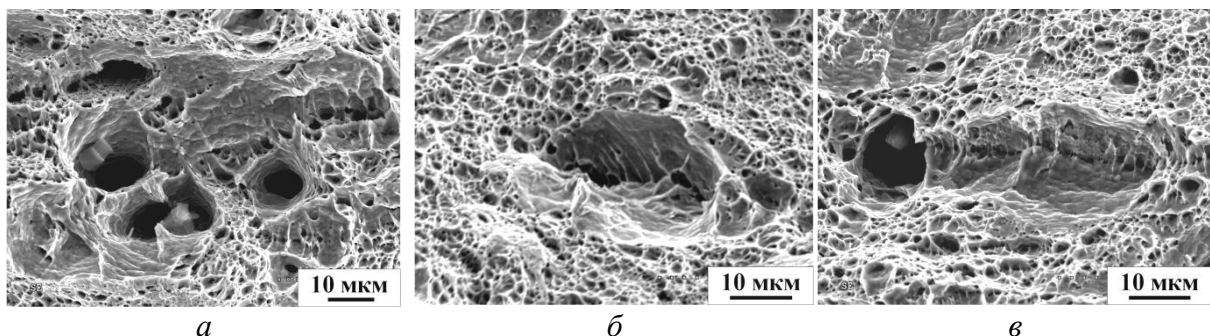


Рис. 2. Фрактограми зламів зразків сталі 2,25Cr-1Mo після витримування в реакторі гідрокрекінгу нафти впродовж $6 \cdot 10^4$ год, отримані після випроб на повзучість за температури 450 °С у водні за початкового рівня напружень $\sigma_0 = 475$ МПа.

За випроб у водні в експлуатованому металі глибокі ямки навколо неметалевих включень, що розташовані безпосередньо в зоні руйнування, виглядають на поверхні зламу значно більшими і глибшими (рис. 2а), ніж в не експлуатованому, в якому вони звикло виникають навколо дуже великих включень. Отже, декогезія неметалевих включень з матрицею може відбуватися також під впливом водню з випробувального середовища. У цьому випадку великі за діаметром і довжиною включення, або їх ланцюжки стають достатню потужними джерелами водню, щоб інтенсифікувати ріст плитких великих ямок у вигляді дископодібних мікротріщин (рис. 2б). Ще одна особливість експлуатованого металу це наявність на зламах більшої кількості плитких ямок. Причому вони витягнені по ширині зразка, де максимальні умови стиснення деформації, і формуються шляхом злиття дрібніших порожнин (рис. 2в).

За нижчого рівня навантаження в експлуатованій сталі глибокі ямки майже рівновісні (рис. 3б) і їх стає значно більше, причому за рахунок ямок з меншим, ніж в неексплуатованому металі діаметром. Їх твірні поверхні практично нормально орієнтовані до поверхні зламу з хвилястими, перервними лініями множинного ковзання, які практично не відрізняються від слідів ковзання на бічних поверхнях

зразків. Внаслідок повзучості у водні, який інтенсифікує деформацію в мікрооб'ємах, ці порожнини витягувалися аж до виходу на макроповерхню зламу, а чіткі сліди ковзання на їх твірних поверхнях зафіксували послідовність такого деформування. Це може бути доказом існування цих порожнин в експлуатованому металі ще до випроб на повзучість. Адже, загалом густина подібних ямок в неексплуатованій сталі, випробуваній у водні, значно менша.

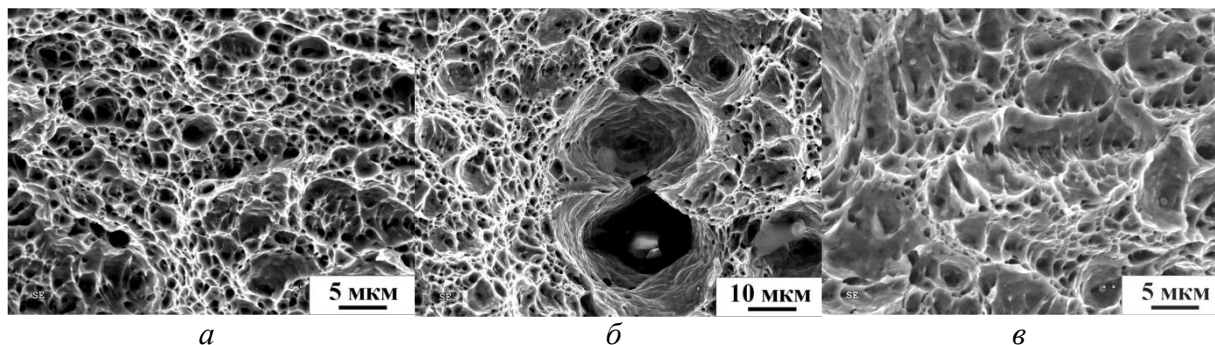


Рис. 3. Фрактограми центральної частини зламів зразків сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані (а), та витриманій в реакторі гідрокрекінгу нафти впродовж $6 \cdot 10^4$ год (б, в), отримані після випроб зразків на повзучість за температури 450 °С у водні за початкового рівня напружень $\sigma_0 = 330$ МПа.

За високої роздільної здатності виявили відмінності за формою та розмірами дрібних ямок на локальних ділянках нормального відриву в центральній частині зламів. За випроб на повітрі експлуатованого металу дрібні ямки відривного характеру були практично рівновісними, а за випроб у водні дрібніші мікропорожнини зливаючись формували витягнені вздовж ширини зразків більші порожнини зі значним ексцентриситетом (рис. 2 та рис. 3в). За випроб на повітрі такі ознаки руйнування були скоріше винятком.

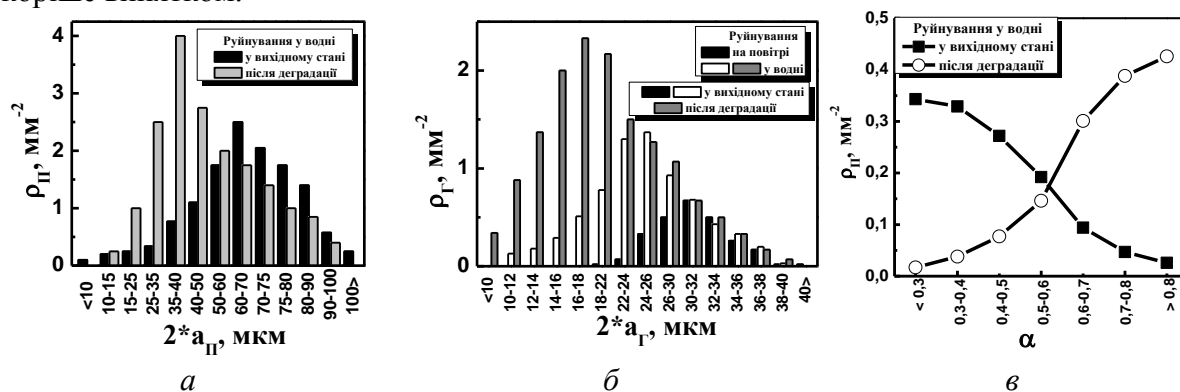


Рис. 4. Розміри плитких $a_{п}$, глибоких $a_{г}$ ямок та їх густина $\rho_{п}$ (а) і $\rho_{г}$ (б), які аналізували на поверхнях зламів зразків сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані (чорні і білі стовпчики) та після експлуатації (сірі стовпчики), випробуваних у водні (а) і на повітрі (чорні стовпчики) та у водні (білі та сірі стовпчики, б) та зміна густини великих плитких ямок $\rho_{п}$ залежно від їх ексцентриситету α , металу у вихідному стані (білі позначення) та після експлуатації (чорні) за випроб у водні (в)

Порівняння впливу випробувального середовища (водень і повітря) на особливості механізму руйнування експлуатованого металу виявило, що попри практичну відсутність якісних змін за ознаками їх впливу (рис. 3) все ж існує різниця за кількісними параметрами елементів зламів. Зокрема, густина великих, але плитких $\rho_{п}$, і глибоких $\rho_{г}$ ямок в експлуатованому металі істотно вища ніж в неексплуатованому (рис. 4). Крім того густина $\rho_{г}$ за випроб у водні сталі у вихідному стані істотно вища, ніж за випроб на повітрі (рис. 4б), що вважали за ознаку полегшення їх утворення під впливом водню. Причому їх густина зростає за рахунок утворення більшої кількості дрібніших ямок навколо менших включень (скоріш за все до руйнування долучилися ще і карбіди, когезивний зв'язок яких з матрицею через їх меншу поверхню контактування є сильнішим, ніж неметалевих

включень). Це свідчить про залучення до руйнування у водні все більшої кількості структурних складових, що сприяє локалізації деформування та пришвидшує руйнування. Тенденція зменшення розмірів ямок за зростання їх густини зберігається і в експлуатованій сталі (рис. 4а). Кількісне оцінювання такої ознаки впливу водню на деградований метал як ексцентриситет ямок α (співвідношення довжини малої і великої півосей видовжених по ширині зразків плитких ямок) виявило, що в експлуатованому металі густина ямок з великим ексцентриситетом більша ніж з малим, тоді як в неексплуатованому навпаки (рис. 4б). Це свідчить про те, що злиття рівновісних мікропорожнин в еліпсоподібні в експлуатованому металі відбувається легше, що зв'язали з впливом водню, абсорбованого металом під час експлуатації в реакторі, який легко постачається по розсіяних структурних пошкодах навколо неметалевих включень (як по коридорах) і полегшує їх злиття в зоні найвищого стиснення деформації в центральній частині перерізу зразків.

Таким чином, на основі проведеного фрактографічного аналізу сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані та після експлуатації в реакторі гідрокрекінгу нафти, випробуваної у водні і на повітрі можна стверджувати, що попри загалом в'язкий характер її руйнування існують особливі фрактографічні ознаки впливу водню, як середовища під час випроб на повзучість, і ознаки прояву деградації металу в часі його тривалої експлуатації в реакторі гідрокрекінгу нафти.

Висновки: За впливу водню на зламах виявили: плиткі ямки, які виникають внаслідок злиття дрібних мікропорожнин під впливом абсорбованого металом водню і ростуть з утворенням дископодібних нормально орієнтованих макротріщин; глибокі ямки, спричинені декогезією неметалевих включень від матриці, сліди ковзання на твірних поверхнях яких подібні до спостережених на бічних поверхнях зразків.

Внаслідок деградації сталі змінюється кількість, величина та форма плитких ямок. Зокрема в неексплуатованій сталі плиткі ямки завбільшки 70...170 мкм практично круглі і утворюються злиттям дрібних (до 2 мкм) мікропорожнин. Тоді як в деградованій сталі цих ямок більше, вони стають еліпсоподібними (співвідношення їх осей досягає 1:10) і утворюються шляхом злиття більших за розмірами порожнин (до 5 мкм), ланцюжки яких розташовуються вздовж їх великої осі.

Особливим фрактографічним проявом деградації сталей є великі, глибокі ямки, спричинені декогезією неметалевих включень від матриці ще на етапі експлуатації. Під час випроб на повзучість сталі з такою поруватою структурою ці підповерхневі (стосовно поверхні зламу) порожнини, наповнені воднем, служать легкими шляхами постачання водню до зони локалізації деформації і інтенсифікують ріст дископодібних порожнин в зоні локалізації деформації. Вони практично відсутні за випроб неексплуатованої сталі на повітрі і з'являються за її випроб у водні у вигляді лише великих ямок (70...150 мкм). Попри незмінність кількості таких ямок за випроб у водні експлуатованої сталі густина дещо дрібніших ямок (40...70 мкм) в ній істотно зростає. Їх трактували як пошкодження, що виникли під час попередньої експлуатації і додатково розкрилися під час повзучості.

Література

1. Локощенко А.М. Ползучесть и длительная прочность металлов в агрессивных средах / А.М. Локощенко. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2001. – Т. 37, № 4. – С. 27–41.
2. Testing of welded 2.25CrMo steel, in hot, high-pressure hydrogen under creep conditions / G. Manna, P. Castello, F. Harskamp [et al.]// Engineering Fracture Mechanics. – 2007. – V. 74. – P. 956–968.
3. Бабій Л. Властивості корпусної сталі 15X2МФА за умов повзучості у газоподібному водні / Бабій Л., Студент О., Загурський А. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. Спец.вип. – 2008. – № 7, Т. 1. – С. 100–105.
4. Бабій Л. Оцінювання тривалої міцності корпусних сталей реактора гідрокрекінгу нафти з використанням параметра Ларсона-Міллера / Бабій Л., Студент О., Загурський А. // Вісник ТНТУ. — 2011. — Спецвипуск — частина 2. — С.177-184.

ЦИКЛІЧНА ТРИЩИНОСТІЙКІСТЬ СТАЛІ 12Х1МФ РІЗНИХ ЗОН ГИНУ ПАРОГОНУ ТЕС ПІСЛЯ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Л. М. Свірська, Г. В. Кречковська, О. З. Студент

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України

Steam pipeline bends of TPP are characterized by unequal deformation during fabrication of metal from different zones (stretched, neutral, compressed) compare with the straight part of pipe. As a result, the mechanical properties of metal from these zones may be too different. The fatigue crack growth resistance of the 12Kh1MF steel from different zones of pipeline bend after operational degradation during the $1,3 \cdot 10^5$ hours were investigated. It was shown the metal from compressed zone is most degraded and from the straight part of bend is least degraded. It was explained by an appearance of dissipated damages of the metal under the influence of thermal fatigue.

Гини парогонів ТЕС відносять до небезпечних елементів у системі трубопроводів [1-5]. Останнім часом відчутно зросла кількість пошкоджень, які виявляють на гинах парогонів після їх тривалої експлуатації. Ці елементи експлуатуються за жорстких температурно-силових умов, а через відмінність геометрії перерізу гину від прямої ділянки труби та пов'язаними з цим особливостями напружено-деформованого стану експлуатаційні умови для гинів стають ще жорсткішими. Зокрема, це циклічна зміна напружень у діаметральних перерізах труб під час їх експлуатації, яка спричиняє малоциклову втому металу, і тому гнуті ділянки пошкоджуються найчастіше [6]. Залежно від умов використання і характеру руйнування в окрему групу виділяють гини головних парогонів та пароперепускних труб з теплотривкої оццднолегованої сталі 12Х1МФ, що експлуатуються за температури 540°C і тиску робочого середовища $10 \dots 14$ МПа [3, 6]. Причини пошкоджень гинів пов'язують з дефектами металургійного походження або бракованою структурою через порушення технології виготовлення труб, з дефектами, що виникли на етапі виготовлення гинів в заводських умовах, які спричиняють небезпечну локалізацію напружень від дії внутрішнього тиску пари та термічних напружень під час їх експлуатації; порушення регламенту експлуатації і пов'язані з цим перевантаження [2, 3].

Імовірність виникнення руйнування в тій, чи іншій зоні гину в основному пов'язують з напруженим станом. Досвід експлуатації парогонів свідчить, що осьові тріщини повзучості найчастіше виникають у розтягнених зонах (РЗ) гинів [2, 7]. Часто спостерігають також глибокі тріщини від внутрішньої поверхні у нейтральній їх зоні (НЗ), виникнення яких пов'язують з впливом технологічного середовища. В околі нейтральної лінії гину після значної кількості пусків-зупинок технологічного процесу фіксують зародження та поширення тріщин термічної втоми [4, 8–10]. Важливим аспектом оцінювання реального технічного стану гинів парогонів ТЕС є дослідження циклічної тріщиностійкості (ЦТ) експлуатованого металу. Особливо важливо дослідити кінетичні особливості росту втомних тріщин в експлуатованому металі, в тому числі і за низьких швидкостей їх росту (близьких до порогових значень). Адже інформація про характеристики металу гинів, які ще не відпрацювали і вже відпрацювали свій парковий ресурс, дала б можливість наблизитися до оцінювання ресурсу (у тому числі і залишкового) цих елементів за показниками ЦТ.

Мета роботи – оцінити міру деградації сталі 12Х1МФ різних зон гину головного парогону ТЕС та його прямої ділянки (ПД) після $1,3 \cdot 10^5$ год експлуатації за їх характеристиками ЦТ.

Досліджені матеріали та методичні аспекти випроб. Досліджували сталь 12Х1МФ гину головного парогону ТЕС. Для досліджень взяли демонтований гин парогону після $\sim 1,3 \times 10^5$ год експлуатації і 817 зупинок блоку ТЕС, на зовнішній поверхні якого в межах стисненої зони (СЗ) виявили поверхневі тріщини. Його

параметри експлуатації: тиск пари 14 МПа за температури 540°C. Зовнішній діаметр труби на прямій ділянці головного парогону становив 273 мм за товщини стінки 36 мм, кут загинання гину 90°, радіус кривизни 10³ мм. Після експлуатації гин у радіальному перерізі мав форму деформованого еліпса з товщиною стінки труби 39,5 мм у С3 та 33 мм у розтягненій зоні (РЗ).

Характеристики циклічної тріщинотійкості металу різних зон гинів визначали за кімнатної температури на осьових балкових зразках, згідно методичних рекомендацій [11]. Балкові зразки (10×18×160 мм) вирізали з металу усіх зон гину та його ПД таким чином, щоб ріст тріщин в них відбувався в радіальному напрямі (поперек стінки труби від її зовнішньої до внутрішньої поверхні). Адже експлуатаційні дефекти виявили саме на зовнішній поверхні труби в С3 гину. Зразки навантажували за схемою консольного згину частотою 10 Гц за асиметрії $R = 0,05$. Номінальні $da/dN - \Delta K$ та ефективні $da/dN - \Delta K_{eff}$ кінетичні діаграми втомного руйнування (КДВР) будували як залежності швидкості росту втомних тріщин da/dN від номінального $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ та ефективного $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{cl}$ розмахів коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН). Рівень КІН K_{cl} , що спричинений закриттям тріщини і відповідає переходу від закритої до відкритої тріщини в циклі навантаження, визначали методом податливості. Порогові значення розмаху КІН (номінального ΔK_{th} та ефективного $\Delta K_{th\,eff}$), що відповідають $da/dN \approx 10^{-10}$ м/цикл, визначали з відповідних КДВР.

Сумісний вплив робочої температури, напружень та активного робочого середовища, яким є водяна пара високих параметрів, під час тривалої експлуатації конструкційних сталей на реальних об'єктах теплоенергетики, зокрема на парогоних ТЕС, зумовлює структурно-фазові перетворення в металі [12]. Параметри тріщинотійкості, які характеризують опір руйнуванню в області, сумірній з елементами структури, звикло відображають ці структурні перетворення [13]. За вищої порівняно зі статичною тріщинотійкістю локальності показників ЦТ логічно очікувати їх високої чутливості до зміни стану деградованого в процесі експлуатації металу, особливо на низьких близьких до порогових значень ΔK . Таким чином в роботі дослідили сукупний вплив на ріст втомної тріщини в сталі 12Х1МФ тривалої високотемпературної експлуатації у наводнювальному середовищі (пара) за різного напружено-деформованого стану у різних зонах гину труби (РЗ, НЗ, СЗ) та на його ПД, який зумовлений відмінністю їх робочих перерізів і відповідно різним впливом робочого тиску пари в трубі, термічних напружень, різного роду згинальних і крутних моментів тощо, що могли виникати під час експлуатації парогону.

Для оцінювання міри деградації металу різних зон гину головного парогону ТЕС порівняли їх номінальні та ефективні КДВР (рис. 1). Ефект деградації найочевидніший за припорогової швидкості росту втомної тріщини. Тому для оцінювання ефекту деградації важливо порівняти номінальні ΔK_{th} та ефективні $\Delta K_{th\,eff}$ пороги ЦТ металу різних зон гину. Виявилось, що тривалий вплив експлуатаційних чинників на ріст втомних тріщин в металі різних зон гину та його ПД є неоднаковим. Найвищими є порогові значення ЦТ $\Delta K_{th} = 5,1 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ та $\Delta K_{th\,eff} = 4,0 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ металу ПД. Крім того, саме для металу ПД різниця між номінальним ΔK_{th} та ефективним $\Delta K_{th\,eff}$ пороговими значеннями виявилася найменшою. Це є ознакою того, що ефект закриття втомної тріщини для ПД гину є найменшим. Отже, інтенсивність впливу експлуатаційних чинників на метал цієї ділянки була найслабшою і тому на цій ділянці метал найменше деградований. Найнижчі порогові значення КІН отримали для металу СЗ гину парогону ТЕС ($\Delta K_{th} = 4,0 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$, а $\Delta K_{th\,eff} = 2,1 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$). Це свідчить про те, що метал цієї зони деградував найсильніше. За пороговими рівнями ЦТ метал РЗ та НЗ гину посідають проміжні положення. Отже пороги ЦТ (і номінальні, і ефективні) металу всіх зон гину виявилися нижчими, ніж ПД.

Загалом парогони ТЕС експлуатуються за впливу високочастотних низькоамплітудних навантажень, спричинених перепадами тиску пари, та значної асиметрії циклу від статичних навантажень, створюваних і тиском пари, і термічними напруженнями через градієнт температури. За таких умов мікроструктурні дефекти в

металі (складнолеговані карбіди вздовж меж зерен, неметалеві включення, які втратили когезивний зв'язок з матрицею, тощо) можуть ініціювати зародження мікротріщин під час експлуатаційних зупинок технологічного процесу, що полегшує пошкодження металу на структурному і субструктурному рівнях.

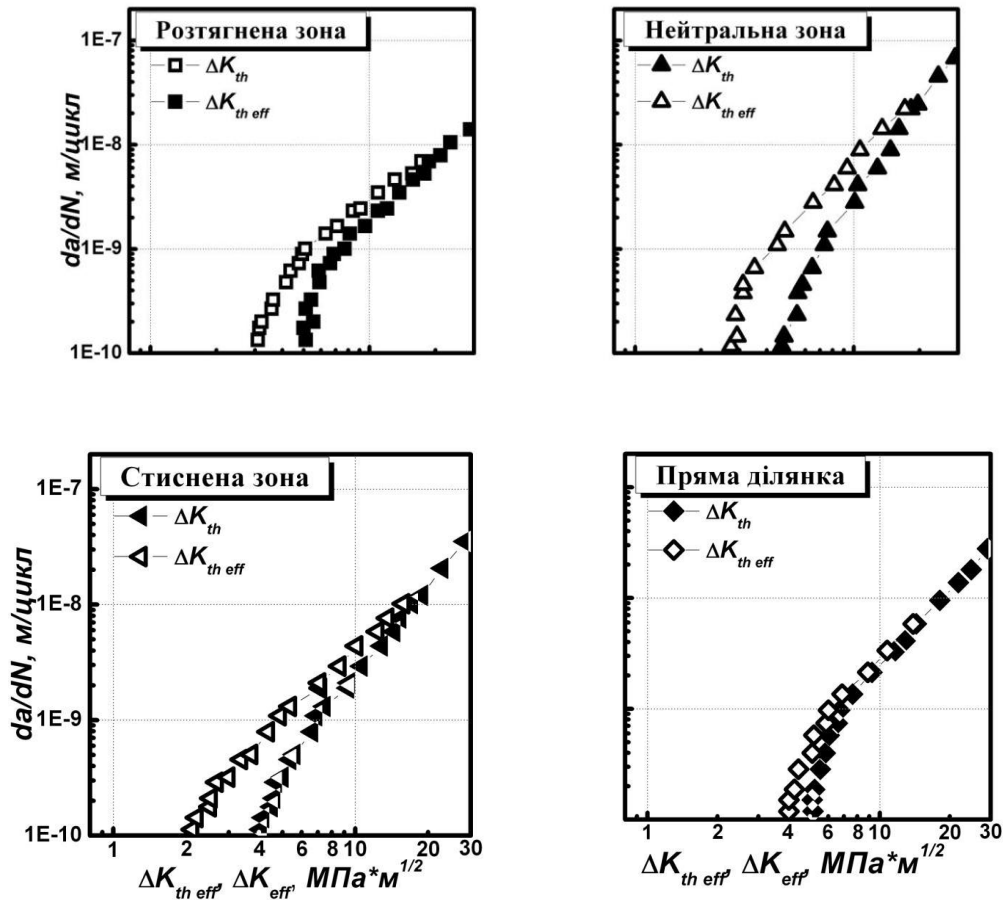


Рис. 1. Номінальні (темні символи) та ефективні (світлі символи) КДВР сталі 12Х1МФ з РЗ, НЗ, СЗ гину та ПД головного парогону після $1,3 \times 10^5$ год експлуатації.

Вважали, що отримані зміни характеристик ЦТ металу різних зон гину парогону спричинені, з одного боку, змінами вихідної структури шляхом виділення та коагуляції карбідів вздовж меж зерен, а з іншого, з одночасним формуванням мікропошкожденості [14]. Загалом, за меншої ніж розрахункова тривалості експлуатації головних парогонів визначальним чинником впливу на деградацію вважають термічну втому, а за більшої – повзучість. Адже за повзучості виникнення пор та руйнування перетинків між ними з утворенням міжзеренних тріщин в осьовому перерізі труб відбувається впродовж тривалого часу, на який і орієнтуються під час розрахунку ресурсу. Тоді як за термічної втоми через зупинки технологічного процесу мікродфекти втомного походження в діаметральному перерізі труби можуть виникати значно швидше, а наводнювання металу парогону полегшуватиме їх злиття між собою.

Тенденції, виявлені за випроб на ЦТ підтвердили результати, отримані за випроб на статичну тріщиностійкість та ударну в'язкість зразків з різних зон гину [15, 16]. Зокрема, деградація металу всіх зон гину відбувається інтенсивніше, ніж його ПД. Чутливість до деградації металу за ефективним пороговим рівнем ЦТ вища, ніж за номінальним. Метал СЗ гину виявив найнижчий опір поширенню втомної тріщини, що є ознакою найсильнішої деградації, яку зв'язали з виникненням дефектів термічної втоми. Закриття втомної тріщини в найбільшій мірі проявилася у СЗ зоні гину.

Висновок: з використанням порогових характеристик циклічної тріщиностійкості однозначно показано не лише інтенсивнішу деградацію металу всіх зон гину порівняно з його прямою ділянкою, але і можливість нетипової інтенсивнішої

деградації металу стисненої зони гину порівняно з розтягнуеною, що зв'язали з впливом термічних напружень в цій зоні гину під час зупинок технологічного процесу.

1. Соломаха М. А., Макобоцкий С. И. О надежности гибов паропроводов из стали 12Х1МФ // Электрические станции. – 1988. – № 4. – С. 15–19.
2. Крутасова Е. И. Надежность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 240 с.
3. Бугай Н. В., Мухопад Г. В., Красовский А. Я. Повышение надежности котлов электростанций. – К.: Техника, 1986. – 176 с.
4. Нахалов В. А. Надежность гибов труб теплоэнергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1983. – 184 с.
5. Кравченко В. П. Эрозионно-коррозионный износ гибов трубопроводов на блоках АЭС с ВВЭР-1000 // Восточно-Европейский журнал передовых. – 2006. – № 4/3. – С. 65–68.
6. Туляков Г. А., Скоробогатых Н. В., Гриневский В. В. Конструкционные материалы для энергомашиностроения – М.: Машиностроение, 1991. – 240 с.
7. Станюкович А. В. Пути повышения ресурса и надежности гибов паропроводов ТЭЦ // Тр. ЦКТИ. – 1988. – 246 с.
8. Антикайн П. А. Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 368 с.
9. Мелехов Р. К., Похмурський В. І. Конструкційні матеріали енергетичного обладнання. – К.: Наук. думка, 2003. – 382 с.
10. Слободчикова Н. И. Анализ и обобщение случаев разрушения гибов необогреваемых труб котлов и паропроводов // Тр. ВТИ. – 1981. – 29. – С. 18–23.
11. 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.: Издательство стандартов. – 1983. – 96 с.
12. Effect of high-temperature degradation of heat-resistant steel on mechanical and fractographic peculiarities of fatigue crack growth / O.Z. Student, W. Dudzinski, H.M. Nykyforchyn, A. Kaminska // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1999. – 34, №4. – С. 49-58. (Effect of high-temperature degradation of heat-resistant steel on the mechanical and fractographic characteristics of fatigue crack growth / O.Z. Student, W. Dudziński, H.M. Nykyforchyn, A. Kamińska // Materials Science. – 1999. – 35, 4. – P. 499-508.)
13. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие: 4 т. / Под общ. ред. Панасюка В. В. – Киев: Наук. думка, 1988–1990. Т. 4.: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О. Н. Романив, С. Я. Ярема, Г. Н. Никифорчин, Н. А. Махутов, М. М. Стадник – 1990. – 680 с.
14. Оцінювання впливу технологічного процесу на зміну технічного стану металу головних парогонів ТЕС // Г. Никифорчин, О. Студент, Г. Кречковська, А. Марков // Фіз.-хім. Механіка матеріалів. – 2010. – 46, №2. – С. 42-54. (Evaluation of the influence of shutdowns of a technological process on changes in the in-service state of the metal of main steam pipelines of thermal power plants / H.M. Nykyforchyn, O.Z. Student, H.V. Krechkov's'ka, A.D. Markov // Materials Science. – 2010. – 46, 2. – P. 177-189.)
15. Свірська Л. М. Вплив попередньої пластичної деформації металу в різних зонах гину на його властивості після експлуатації на головному парогоні ТЕС / Л. Свірська, О. Студент, П. Сидор // Вісник Тернопільського націон. техн. університету. – 2011. – Ч. 2, спецвип. – С. 97–105.
16. Студент О. З. Вплив тривалої експлуатації сталі 12Х1МФ з різних зон гину парогону ТЕС на її механічні характеристики / О. З. Студент, Л. М. Свірська, І. Р. Дзіоба // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012, – 48, №2. – С. 111–118. (Influence of the long-term operation of 12Kh1M1F steel from different zones of a bend of steam pipeline of a thermal power plant on its mechanical characteristics / [O. Z. Student](#), [L. M. Svirs'ka](#), [I. R. Dzioba](#) // [Materials Science](#) - 2012. - 48, [2](#). - P. 239-246.)

ВПЛИВ УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ НА ЗМІНУ СТРУКТУРИ І ВИХІДНІ МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛАСТИЧНИХ МАТЕРІАЛІВ

**М.Г. Чаусов¹, А.П. Пилипенко¹, В.Б. Березін¹, К.М. Волянська¹,
П.О. Марущак², В.Б. Гуцайлюк³, Л.І. Маркашова⁴, С.А. Недосека⁴,
А. Мено⁵**

¹Національний університет біоресурсів і природокористування, Київ, Україна

²Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя,

³Варшавська військово-технічна академія, Варшава, Польща

⁴Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ, Україна

⁵Міжнародна академія цивільної авіації, Марракеш, Марокко

New experimental results are presented for the effect of the impact-vibration loading on the variation of the initial structure of the aircraft material (alloys D16, 2024-T3, V22) at various stages of deformation, and a significant enhancement of its initial plasticity is obtained. Complex investigations into the material properties after a dynamic non-equilibrium process made it possible to describe the main regularities in the nature of deformation and fracture of materials, which allowed proposing the generalized recommendations on using the revealed physical and mechanical regularities during the evaluation of strength of aircraft structures.

Деформування пластичних матеріалів, що супроводжується стрибкоподібною зміною умов навантаження, може призводити до непрогнозованих змін структури і механічних властивостей матеріалу. Це пов'язано з нелінійною поведінкою механічної системи та можливістю самоорганізації структури матеріалу за раптової зміни зовнішнього силового впливу. Раніше авторами було експериментально доведено, що самоорганізація структуроутворення в пластичних конструкційних матеріалах може бути реалізована практично на будь-якій гідравлічній випробувальній машині за умов ударно-коливального навантаження з частотою 1...2 кГц. Режим ударно-коливального навантаження автори називають динамічним незрівноваженим процесом (ДНП).

Один із основних механізмів структурних перетворень в матеріалах за реалізації ДНП в пластичній області попередньо статично деформованих зразків є формування просторових тонкосмугових структур, що пов'язані із деформаційними проявами на різних масштабних рівнях. Зміну механізму деформування матеріалів при ДНП автори пов'язують з істотними флуктуаціями швидкостей підведення енергії до зразка матеріалу за ударно-коливального навантаження. При цьому, за дуже короткий час (15...45 мілісекунд) зразок матеріалу піддається малоцикловому високочастотному навантаженню зі значним розмахом амплітуди напружень (десятки МПа). В наслідок цього, надлишок підведеної енергії дисипує в локальних послаблених зонах матеріалу, формуючи дисипативні структури з новими фізико-механічними властивостями.

Результати попередніх експериментів авторів [1, 2] свідчать, що накладання на статичний розтяг зразків матеріалів різних класів ударно-коливального навантаження, як правило підвищує пластичність матеріалів. За оптимальних значень попередньої статичної деформації та інтенсивності ударно-коливального навантаження можна досягнути істотного підвищення вихідної пластичності, без помітного зменшення міцнісних характеристик матеріалу.

Метою даної роботи є виявлення характерних структурних змін у матеріалах різних класів після реалізації ДНП із застосуванням нових методів і методик, та знаходження оптимальних режимів ударно-коливального навантаження для максимального підвищення вихідної пластичності.

Дослідження проводили на зразках із листових пластичних матеріалів: алюмінієвих сплавів Д16 і 2024-T3, нержавіючої сталі 04X18H10, титанового сплаву

BT-22 товщиною 3 мм. З метою підвищення фізичної достовірності одержаних результатів в роботі використано метод АЕ-прозвучування із залученням сучасної акустико-емісійної апаратури ЕМА-3, а також спеціальний температурний режим навантаження (витримка зразків у середовищі рідкого азоту після реалізації ДНП за кімнатної температури) для оцінювання неоднорідності механічних властивостей матеріалів після утворення дисипативних структур.

Крім того, з метою локалізації дисипативної структури на робочій частині досліджуваного зразка застосовували спеціальну методику, шляхом нанесення на робочі ділянки зразків концентрованого колоїдного розчину наночастинок вольфраму із його наступним висушуванням. Після ДНП наночастинок вольфраму «зачеканувались» в поверхню зразків, оскільки новоутворені дисипативні структури мали щільність меншу за щільність основного матеріалу, і екструдували на поверхню. В наслідок цього, твердість поверхневого шару матеріалу вздовж зразка може істотно різнитися, і з'являється можливість значної локалізації дисипативної структури в попередньо заданій робочій ділянці зразка матеріалу.

Проведені дослідження виявили ряд цікавих ефектів. По-перше, встановлено що ударно-коливальне навантаження може істотно підвищувати вихідну пластичність матеріалів майже без втрати їх міцності. Так, зокрема, для алюмінієвих сплавів 2024-T3 та Д16 одержано збільшення пластичності до 50-60%.

По-друге, після реалізації ДНП в матеріалах різних класів виникають ділянки текучості, довжину яких можна регулювати початковими умовами ударно-коливального навантаження. Слід підкреслити, що у даному випадку загальна пластична деформація матеріалу може як істотно зрости, так і значно знизитись. Наприклад, для нержавіючої сталі після ДНП на початкових стадіях пластичної деформації (до 1%) матеріал практично зразу до стану текучості, із ділянкою довжиною 14-15%, проте загальна пластичність сталі при цьому помітно знизилась.

По-третє, при реалізації ДНП в титановому сплаві BT-22 на пружній ділянці діаграми деформування виявлено новий механізм утворення дисипативних структур в матеріалі, який пов'язаний з локальною фрагментацією вихідної структури. Формування дрібнодисперсної структури сплаву, після ДНП, за її значного об'ємного вмісту зумовлює зростання пластичності сплаву (в 2,75 рази) при подальшому статичному розтязі, майже без зниження міцності. Використання нових методик дозволило отримати додаткову інформацію про властивості дисипативних структур. Встановлено, що швидкість проходження пружних хвиль по поверхні зразків вздовж поздовжньої осі помітно знизилась після жується ДНП, що підтверджує раніше отримані дані про екструдуювання дисипативних структур на поверхню плоских зразків внаслідок їх меншої щільності порівняно з основним матеріалом.

Крім того дані експериментів проведених за спеціального температурного режиму навантаження, підтвердили суттєву неоднорідність будь-якого матеріалу після реалізації ДНП. Виявлено чергування м'яких і твердих зон та наявність прошарків між ними. Ці висновки підтверджено фрактографічними дослідженнями зламів зразків із чисельним аналізом мікромеханізмів руйнування. Новоутворена, після ДНП за кімнатної температури, гібридна структура матеріалу, помітно підвищує тріщиностійкість матеріалу. Проте, раптове охолодження зразків матеріалів після утворення дисипативних структур за кімнатної температури, зумовлює значну концентрацію дефектів на межах між дисипативними структурами і основним матеріалом. Це спричиняє окрихчення матеріалів за їх подальших випробувань при кімнатній температурі. В роботі запропоновано систематизацію та фізико-механічний опис виявлених нових закономірностей.

[1] E.E. Zasimchuk, L.I. Markashova, T.V. Turchak, N.G. Chaousov, A.P. Pylypenko, V.N. Paratsa Peculiarities of structural transformation in plastic materials under abrupt changes in loading conditions // Physical Mesomechanics. – 2009. – Vol. 12. – P. 175–179.

[2] M. Chaousov, P. Maruschak, O. Prentkovskis, A. Pylypenko, V. Berezin, K. Volyanska, Self-organisation of the heat resistant steel structure following dynamic non-equilibrium processes // Solid State Phenomena. – 2015. – Vols. 220-221. – P. 917–921.

ОСОБЛИВОСТІ КОРОЗІЙНО-ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ СТАЛІ 35 У ВОДІ В ПРИСУТНОСТІ ЕКСТРАКТУ ДУБОВОЇ СТРУЖКИ

З. В. Слободян, Я. М. Хабурський, О. В. Максимів

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

Abstract. It is established that inhibitor based on oak chips extract influences corrosion fatigue resistance of carbon 35 (0.35C) steel under low stresses level. Conventional fatigue limit on the base of $5 \cdot 10^7$ cycles is in 2.6 times higher than in noninhibited water. Fractography analysis of specimen fracture shows difference in the fracture mechanism at a stage of crack initiation and demonstrates the inhibitor influence on fracture process energy during the final step.

Вступ. Втомне руйнування металів в корозійних середовищах пов'язане з явищем своєрідного синергізму, тобто взаємопідсилення корозійних та втомих процесів. Небезпека корозійно-втомного руйнування криється в труднощах його виявлення на ранніх стадіях, де процес протікає без помітних змін стану поверхні [1]. Як відомо, надійна експлуатація водооборотних систем вимагає застосування захисту не тільки від процесів корозії та солевідкладення, але й від корозійно-втомного руйнування [2]. Використання для цієї мети інгібіторів є не лише ефективним і простим у реалізації засобом, але й економічно виправданим. Останнім часом набирають популярності т.зв. «зелені інгібітори», які отримують на основі рослинної сировини. Розроблені нами інгібітори – екстракти з відходів переробки деревини, ефективно захищають середньовуглецеві сталі від корозії в нейтральних та кислих середовищах [3, 4]. Однак їх ефективність в умовах додаткового впливу механічних напружень наразі не вивчена.

Метою роботи було дослідження впливу екстракту стружки дуба на багатоциклову корозійну втому (КВ) сталі 35 у водогінній воді та виявленні особливостей втоми руйнування сталі в інгібованому середовищі.

Матеріали та методичні аспекти роботи. Опір сталі 35 корозійно-втомному руйнуванню вивчали на циліндричних зразках ($\varnothing=5$ мм) на машинах ІМА-5 чистим згином з крученням. Зміна напружень в зразку відбувається за гармонійним синусоїдальним законом і симетричним циклом. Корозійне та інгібоване середовище до зразка подавали з резервуару через силіконову трубку краплями, частота яких сягала 10-15 крапель/хв. База випробувань 50 млн. циклів. Криві втоми представлені в напівлогарифмічних координатах $\sigma - \lg N$. Корозійне середовище – вода м. Львова (загальна твердість 5,9 мг-екв/л, рН 6,8). Концентрація інгібітора – 2 /л. Характер зламів після руйнування зразків досліджували на сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP із системою мікроаналізу INCA Energy 350.

Результати досліджень. Встановлено, що у воді опір сталі корозійній втомі значно нижчий, ніж на повітрі (рис. 1). Особливо це помітно на базі $5 \cdot 10^7$ циклів, де умовна границя втоми в 7 разів нижча порівняно з границею втоми на повітрі (криві 1 і 2). На високих рівнях напружень ($> 220 \dots 240$ МПа), де превалює більший вплив механічного фактора, різниця в опорі КВ на повітрі та у воді є значно меншою. Введення інгібітора у водне середовище впливає на опір сталі КВ (крива 3). Однак цей вплив є значно меншим, ніж його вплив на загальну корозію сталі у відсутності циклічних напружень. Так, коефіцієнт гальмування корозії сталі 35 за концентрації інгібітора 0,8 г/л становить 7,2, тоді як на базі $5 \cdot 10^7$ КВ він сягає лише 2,6. Але присутність інгібітора у воді міняє характер втоми руйнування.

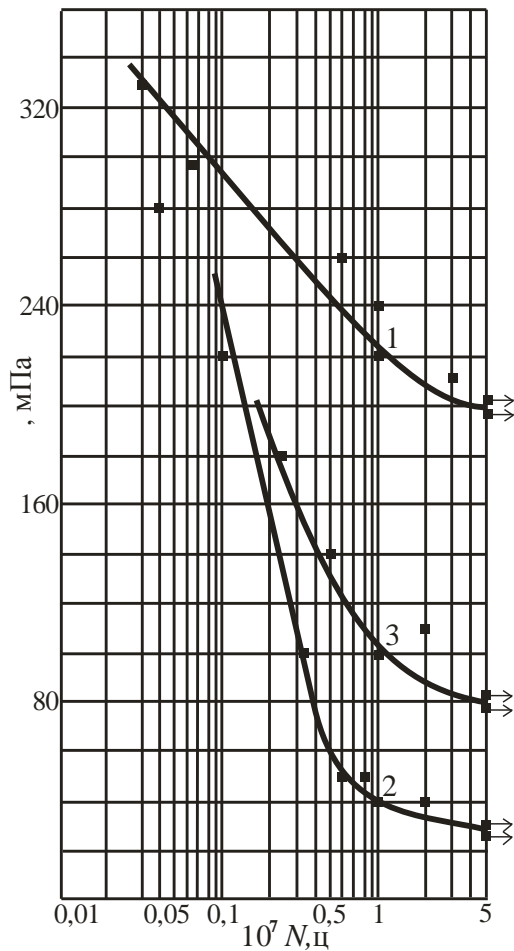
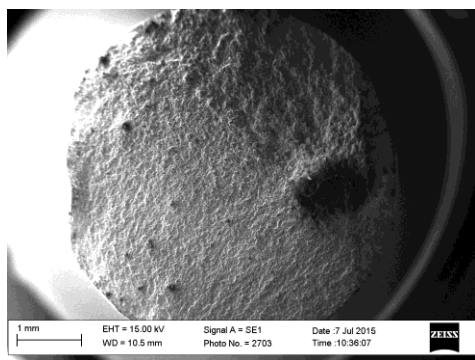
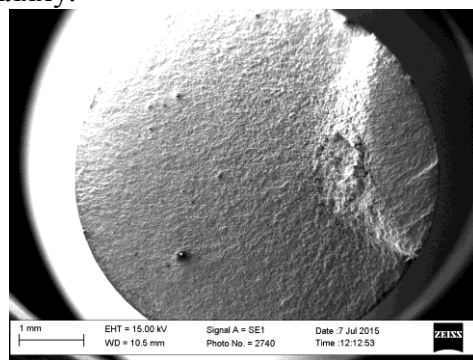


Рис. 1. Криві втоми: 1 – повітря; 2 – водогінна вода; 3 – вода + 2 г/л екстракту

Порівняння макрофрактограм зламів зразків у водогінній і інгібованій воді, свідчить, що зародження тріщини у першому випадку відбувалося в багатьох місцях вздовж периметру практично в одному перерізі зразка (рис. 2а), а в другому – у різних перерізах по довжині зразка (рис. 2б). Отже, зародження тріщин в інгібованій воді відбувається важче, ніж у водогінній. Детальніший аналіз зламів за вищої роздільної здатності виявив істотні відмінності механізмів руйнування на етапі зародження корозійно-втомних тріщин (рис. 3). Якщо у водогінній воді зародження тріщин від поверхні зразка відбувалося за міжзеренним механізмом з істотним вторинним розтріскуванням вздовж меж зерен (рис. 3а), то в інгібованій воді – переважав кризьзеренний механізм (рис. 3б). Як особливість механізму зародження тріщини в інгібованій воді відзначили розтравлювання міжфазних меж між феритом та цементитом в межах перлітних зерен. Причому це відбувалося незалежно від орієнтації структурних складових стосовно магістрального напрямку поширення тріщини. Кожне включення цементиту, чи включення іншої природи через затуплення вершини тріщини створювало перешкоду її росту, яка змушена огинати пластини цементиту на своєму шляху.

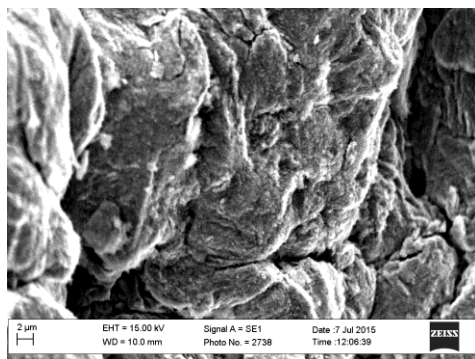


а

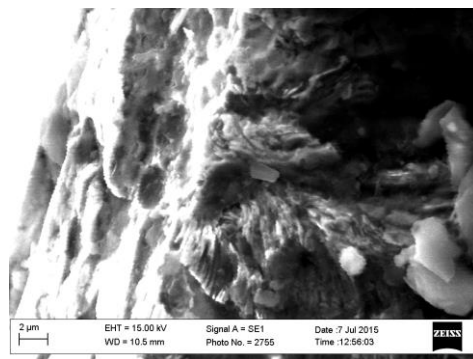


б

Рис. 2. Макрофрактограми зразків сталі 35 у водогінній (а) та у інгібованій (б) воді.



а

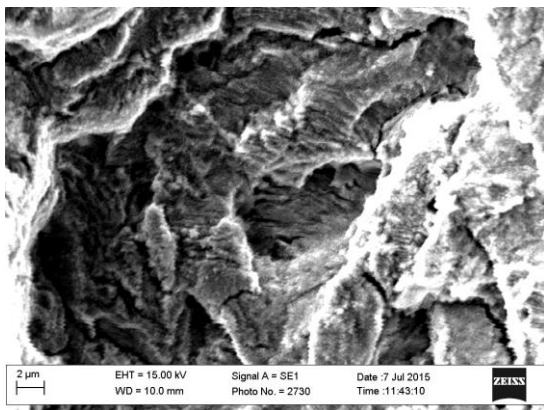


б

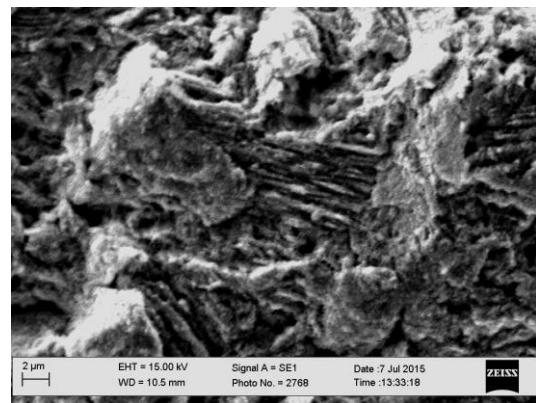
Рис. 3. Мікрофрактограми зразків сталі 35 у водогінній (а) та у інгібованій (б) воді в зоні зародження тріщин від їх бокової поверхні.

Скоріш за все це відбувалося внаслідок корозійного роз'їдання міжфазних меж, бо пластини цементиту залишилися чітко окресленими на поверхні зламу, незалежно від їх орієнтації стосовно напрямку поширення руйнування.

В міру просування тріщин вглиб перерізу зразків особливості механізму руйнування, властиві сталі у інгібованій воді, практично зникають (рис. 4). В обох випадках руйнування відбувається за кризьеренним механізмом з незначною кількістю фрагментів в'язкого руйнування, яке пов'язане з руйнуванням перетинок між двома незалежними мікрофронтами тріщини, які поширюються в паралельних, але дещо зміщених у просторі, площинах. Проте за вищої роздільної здатності і на етапі поширення руйнування на зламі у інгібованій воді виявили, що пластинки цементиту в межах феритних зерен чіткіше окреслені завдяки роз'їданню їх меж з феритом (рис. 4а). Отже і на етапі докритичного росту тріщини слід сподіватися на позитивний ефект інгібування водогінної води.



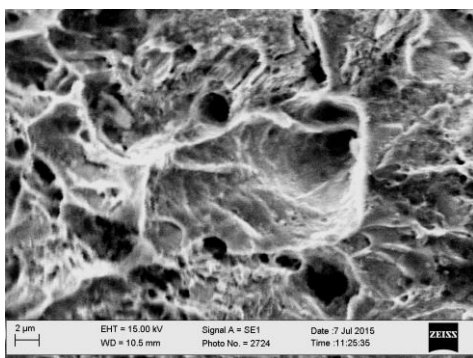
a



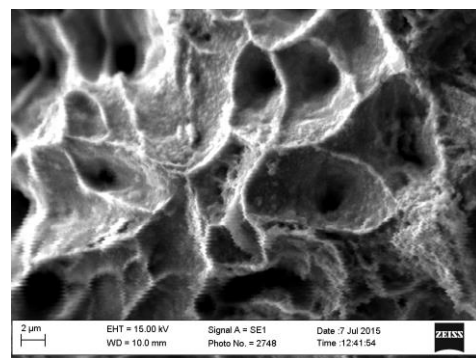
б

Рис. 4. Мікрофрактограми зразків сталі 35 у водогінній (а) та у інгібованій (б) воді на етапі до критичного поширення тріщин в перерізі зразка.

Аналіз особливостей руйнування на завершальному етапі руйнування показав (рис. 5), що навіть на цьому етапі енергоємність руйнування у інгібованій воді вища, ніж у звичайній водогінній воді. Зокрема, в зоні доламу зразка, випробуваного у водогінній воді, спостерігали лише параболічні ямки зсуву, які відповідають високій швидкості поширення руйнування (рис. 5а). Тоді як у інгібованій воді спостерігали елементи, характерні для в'язкого руйнування на повітрі. А саме, це були практичні круглі за формою ямки відриву, утворені внаслідок зародження порожнин та їх злиття при розтягуванні перетинок між ними до критичного рівня деформації (рис. 5б). Отже, за фрактографічними ознаками сталь в інгібованій воді виявила вищий опір руйнуванню порівняно з властивим їй у водогінній воді навіть на етапі неконтрольованого поширення тріщини.



a



б

Рис. 5 – Мікрофрактограми зразків сталі 35 у водогінній (а) та у інгібованій (б) воді на етапі доламу зразка.

Література.

1. В.І. Похмурський, М.С. Хома Корозійна втома металів та сплавів. – Львів. – Сполом. – 2008. – 300с.
2. Бабей Ю.И., Слободян З.В., Семенишин Д.И. Влияние соединений переходных металлов с бензотриазолом на коррозию и коррозионно-усталостное разрушение среднеуглеродистой хромистой стали. – Защита металлов. – 1983. – №4. С.617–620.
3. Слободян З.В., Маглатюк Л.А., Купович Р.Б., Хабурський Я.М. Композиції на основі екстрактів з кори та стружки дуба – інгібітори корозії середньовуглецевих сталей у воді // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2014. – № 5. – С. 58–66.
4. Хабурський Я.М. Протикорозійні властивості екстрактів рослинної сировини в розчині соляної кислоти // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2015. – № 1. – С. 116–121.

ВНУТРІШНЬОТРУБНА КОРОЗІЯ ПРОМИСЛОВИХ ГАЗОПРОВОДІВ

М.П. Мазур, Л.Я. Побережний, А.В. Грицанчук

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу

Abstract. One of the least studied is corrosion under the influence of gas hydrates. The ability to form hydrates with many gases, volatile organic liquids and their binary and multicomponent mixtures. Hydrates can initiate certain types of internal corrosion of pipelines. This relates to corrosion pitting, which is often seen as a fresh, and in the acidic environment. This corrosion is difficult to detect, prevent or predict the stage of construction of the pipeline. Analyzes assortment of pipe steels and selected for experimental studies of the impact of gas hydrates on the internal surface of the pipeline samples cut from steel 20 and 16HS tubes. Established real physical and mechanical properties of steel pipe and show that they are in some indicators 20-30% lower than given in the certificate, due to the influence of the mode of production of seamless steel pipes. Studied domestic and international experience in the field of corrosion protection of internal surfaces of pipes. Systematized by structural type of hydrate formation and corrosion inhibitors. Special attention require interaction between the components of corrosion inhibitors and inhibitors of hydrate formation in order to optimize their choices and achieve maximum synergistic effect.

Одним з негативних чинників газонафтотранспортної системи є внутрішньотрубна корозія промислових трубопроводів.

Корозія є причиною майже 50% всіх аварій трубопроводів. Корозія представляє собою хімічну чи електрохімічну реакцію між матеріалом, зазвичай металом, та його навколишнім середовищем. Корозія викликає погіршення характеристик металу.

Корозія внутрішньої стінки газопроводу означає присутність значних парціальних тисків CO_2 та/чи H_2S . Це відбувається тоді, коли стінка труби зазнає впливу води та забруднювачів в газі, таких як кисень (O_2), дігидросульфід (H_2S), двоокис вуглецю (CO_2) чи хлорид-іон (Cl^-). З точки зору вагового проценту чи масової частки, O_2 розчиняється більше у відношенні до звичайної сталі порівняно з CO_2 чи H_2S . Хоча ймовірність присутності значних концентрацій O_2 всередині газопостачального трубопроводу є досить низькою, навіть маленький парціальний тиск O_2 може ставати причиною високої швидкості розвитку корозії в сталевих трубах.

Корозія зазвичай класифікується трьома основними категоріями. До першої групи відносять ті, які легко ідентифікуються при візуальній перевірці (рівномірна корозія, локалізована корозія та електрохімічна корозія). До другої групи належать ті види

корозії, для ідентифікації яких потрібне подальше вивчення (ерозійна корозія, кавітаційна корозія, міжкристалітна корозія та безсплавна корозія. До третьої групи належать корозія з розтріскуванням та корозія, що виникає під дією високої температури.

Однією з найменш досліджених є корозія під дією газових гідратів.

Газові гідрати відносяться до нестехіометричних клатратних сполук, в яких один компонент («господар» - рідина) утворює структуру, що містить у своїх порожнинах інший компонент («гість»-газ).

Здатність утворювати гідрати мають багато газів, леткі органічні рідини, а також їх подвійні і багатокомпонентні суміші.

Газові гідрати утворюються при високому тиску і низькій температурі в результаті фізичного поєднання молекул води і деяких малих молекул рідких вуглеводнів, таких як метан, етан, пропан та мають льодоподібну форму з кристалічною ґраткою характерною для твердих речовин.

Утворення гідратів починається з маленьких частинок, які скупчуються та утворюють більші шматки, які з часом твердіють в лініях транспортування, що спричинить часткову або повну закупорку внутрішньої частини газопроводу, і якщо швидко її не видалити, то це приведе до зростання тиску всередині труби і до можливої аварії.

Гідрати можуть ініціювати певні види внутрішньої корозії газопроводів. Дана корозія відноситься до точкової корозії, яка часто спостерігається як в нейтральному, так і в кислому середовищах. Цю корозію дуже складно виявити, передбачити чи попередити на стадії конструювання трубопроводу. В процесі її проходження продукти корозії покривають порожнини, таким чином, дуже легко не помітити маленьку вузьку точку. Однак ця маленька точка може зруйнувати структуру цілого трубопроводу.

Дана проблема є різнобічною через фізичні і хімічні процеси, які залежать від розміру утвореного гідрату, стадії та періоду його контакту з трубопроводом, внаслідок якого відбувається руйнування захисних плівок на поверхні. Кислотні гази такі як H_2S , CO_2 , які є компонентами при утворенні газогідратів, взаємодіючи з водою сприяють пришвидшенню внутрішньої корозії газопроводів.

Існує висока ймовірність, що наявні газові гідрати встигають спричинити розвиток корозії у трубопроводах ще до моменту їх вилучення.

В даний час приймаються різноманітні заходи для профілактики утворення пробок гідратами в системі трубопроводів. Вони включають в себе підтримку температури і тиску, які виключають умови утворення гідратів та введення антифризів (метанол, етанол, моноетиленгліколь (МЕГ)). МЕГ вводиться в газ в якості антифризу, і він проходить з газом по трубопровідній системі, щоб змінити його теплову енергію за рахунок теплопередачі, таким чином запобігаючи його замерзанню.

Але в той же час дані інгібітори (метанол, етанол, моноетиленгліколь (МЕГ), диетиленгліколь (ДЕГ), триетиленгліколь (ТЕГ)) є екологічно небезпечними та з великою ймовірністю можуть завдати шкоди навколишньому середовищу.

Однак, всі типи інгібіторів можуть значною мірою зменшити температуру гідратуутворення, але повністю запобігти утворенню вони не здатні. Гідрати все одно утворюються, оскільки температура в газопроводі продовжує падати. Це неминуче в холодних регіонах та морських трубопроводах, де температура морської води коливається в межах від $-1^{\circ}C$ до $+6^{\circ}C$.

В цілому питанню утворення газогідратів у промислових трубопроводах, що є великою проблемою експлуатації промислових газопроводів, потрібно приділити значну увагу, щоб виключити аварійні ситуації.

Зараз розпочато роботу по фізичному та математичному моделюванню процесів гідратуутворення у трубопроводах. Зокрема, сконструйовано та експериментально перевірено роботу дослідного реактора (рис. 1, а), синтезовано газові гідрати метану (рис. 1, б) та оптимізовано термобаричні умови їх одержання з урахуванням експлуатаційних тисків та температур.



а б
Рисунок 1. Установка для синтезу газогідратів (а), синтезований гідрат метану (б)

Проаналізовано сортамент трубних сталей та вибрано для проведення експериментальних досліджень впливу газогідратів на внутрішню поверхню трубопроводу зразки вирізані з труб за сталі 20 та сталі 16ГС. Встановлено реальні фізико-механічні характеристики трубної сталі і показано, що вони за деякими показниками на 20-30% нижчі за подані в сертифікаті, що зумовлено впливом способу виробництва безшовних металевих труб.

Вивчено вітчизняний та закордонний досвід в області протикорозійного захисту внутрішньої поверхні труб. Систематизовано за структурним типом інгібітори корозії та гідратоутворення.

В подальшому необхідно вивчити вплив часу експозиції та кількості циклів «утворення-розпаду» газогідратів на швидкість та характер корозійних процесів. Окрему увагу планується приділити взаємодії компонентів інгібіторів корозії та інгібіторів гідратоутворення з метою оптимізації їх вибору та досягнення максимального синергічного ефекту.

Література

1. Obanijesu E.O., Pareek V., Gubner R, Tade M.O. (2010), —Corrosion Education as a Tool for the Survival of Natural Gas Industry, *NAFTA Journal*, Year 61, No 12, pp 541-554.
2. Макогон Ю.Ф. Газовые гидраты, предупреждение их образования и использование. М.: Недра. 1985. 232 с.
3. Makogon Y.F. Hydrates of Hydrocarbons. Tulsa, Oklahoma. Pennwell publishing company. 1997. 477 p.
4. Дядин Ю.А., Гушин А.Л. Газовые гидраты // Сорос. образоват. журн. - 1998. - N 3. - С.55-65.
5. Modeling the H₂S Contribution in Corrosion Rate of Natural Gas Pipeline, / Obanijesu E.O/ E.O Energy Sources Part A: Recovery, Utilization and Environmental Effects / Taylor and Francis Group, U.S.A.,- 2009. - Vol. 31, Iss. 4. - P 348-363.

ЕЛЕКТРОКОРОЗІЙНА ДЕГРАДАЦІЯ ТРУБОПРОВODІВ В ВИСОКОМІНЕРАЛІЗОВАНИХ ГРУНТАХ

Л. Я. Побережний, Г. М. Присліпська

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу

Abstract. Studied speed thinning walls in model environments of different composition (polikryterial score) in alternating current within a range of 5, 10, 15, 20 A/m². Based on experimental data, dependence built image analysis of which showed that the wall thickness of 5 mm AC, in soils with such a composition, will cause the formation of cross lesions after 6 - 8 years. Visual inspection of the affected surfaces experimental samples indicates local character corrosive injuries.

АКТУАЛЬНІСТЬ РОБОТИ. Підземні трубопроводи є одними з найважливіших інфраструктур у житті сучасного суспільства та виступають гарантом його енергетичної незалежності. Забезпечення безперебійної роботи трубопровідного транспорту з врахуванням всіх особливостей його експлуатації (нанесення захисного покриття, контроль за роботою катодних станцій, моніторинг стану трубопроводів) є першочерговою і необхідною задачею уникнення аварій та відмов, що ведуть до втрати цілісності труби. Значна частина аварій (>50 %) на трубопроводах є наслідком перебігу різних форм корозії: загальної корозії, щілинної корозії під покриттям, що відшарувалося, точкової корозії, корозійного розтріскування під напруженням тощо. Внаслідок недосконалості нанесення захисного ізоляційного покриття на трубопроводи, старіння ізоляційних матеріалів, механічних пошкоджень, дії агресивного середовища, руйнується суцільність захисного покриття та утворюються дефекти. Вони можуть мати різну форму та розміри: від маленьких незначних мікротріщин до великих оголених ділянок металу. Через ці дефекти у захисному покритті відбувається контакт металу з ґрунтовим електролітом, а при паралельному проляганні трубопроводів з джерелами змінного струму такі оголені ділянки є місцем натікання струму та причиною утворення наскрізних корозійних уражень – „свищів“. Через наскрізні отвори, залежно від діаметру труби, в атмосферу потрапляє природний газ – метан, який належить до парникових газів. Таким чином наноситься економічна (через втрати газу) та екологічна шкода навколишньому природному середовищу.

Небезпеку електрокорозії характеризують відношенням величини натікаючого змінного струму до одиниці площі поверхні (густинною струму) дефекту в захисному покритті підземного трубопроводу. Значення 30 A/m² вважається таким, що призводить до корозійних руйнувань для будь-якого типу ґрунту [1]. У багатьох країнах прийняті відповідні стандарти, які визначають межу критичної густини струму. Критерієм критичної густини змінного струму з дефектів у захисному покритті трубопроводу у відповідності з роботою [2] був прийнятий показник 20 A/m² як такий, що призводить до збільшення корозії. Нормативними документами України [3] встановлено критичну густину змінного струму 10 A/m².

При малій товщині стінки трубопроводу утворення наскрізного ураження може відбутися в дуже короткий термін. Якщо ж врахувати, що термін експлуатації багатьох трубопроводів складає 30 – 40 років, тобто матеріал труби є досить деградованим, час утворення уражень небезпечної глибини може значно скоротитися за сукупності певних умов. Питання впливу змінного струму на перебіг корозійних процесів з врахуванням компонентного складу ґрунтів є вивченим недостатньо. Метою даної роботи було визначення швидкості утонення стінок матеріалу трубопроводу залежно від хімічного складу ґрунтового електроліту за різних рівнів густини струму.

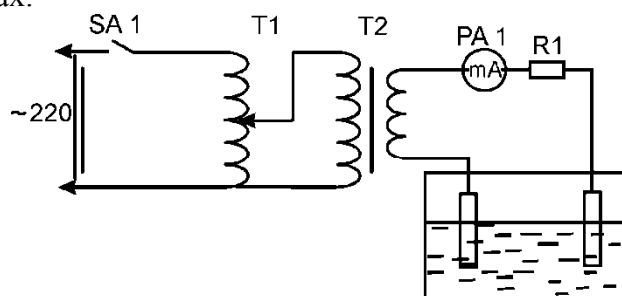
МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ. Визначальною особливістю при вивченні підземної корозії є складність імітації ґрунтового електроліту, а механізм перебігу процесу визначається виключно властивостями приелектродного шару ґрунтового електроліту – аніонним складом, концентрацією і рН. За результатами

моніторингу хімічного складу ґрунтових електrolітів у 2010 р. визначено найбільш характерний компонентний склад ґрунтів України [4] та вибрано наступні модельні середовища (табл. 1). Усі середовища розділені на чотири типи: МС1-3 –хлоридні, МС3-6 – хлоридно-сульфатні, МС7-9 – хлоридні підкислені та МС10-12 – хлоридно-сульфатні підкислені середовища. Проведення експерименту в модельних середовищах МС1-6 дає змогу оцінити характер перебігу корозійних процесів в нейтральних розчинах, а в середовищах МС7-12 – дозволяє вивчити вплив рН.

Таблиця 1 – Склад модельних середовищ для проведення корозійних випробувань

№ МС	Концентрація, моль/л			
	NaCl	Na ₂ SO ₄	HCl	H ₂ SO ₄
1	0,01	–	–	–
2	0,05	–	–	–
3	0,1	–	–	–
4	0,005	0,005	–	–
5	0,025	0,025	–	–
6	0,05	0,05	–	–
7	0,01	–	0,00001	–
8	0,05	–	0,0001	–
9	0,1	–	0,001	–
10	0,005	0,005	–	0,000005
11	0,025	0,025	–	0,00005
12	0,05	0,05	–	0,0005

Матеріалом досліджень вибрано трубку сталь СТ3 зі стінкою труби $\varnothing 219$ мм, з якої виготовлено зразки розміром 10x50x3 мм, що попарно занурювали на глибину 20 мм у модельне середовище (табл. 1) та витримували 168 годин. Попередня підготовка зразків полягала у їх механічному очищенні з застосуванням дрібнодисперсного абразиву, знежиренні (використовувався толуол) та зважування на демпферних аналітичних вагах з точністю вимірювань 0,00005 г. Для імітації впливу змінного струму використовувалася установка створена в ІФНТУНГ (рис. 1). Випробування проводилися за значень густини струму 5, 10, 15 та 20 А/м². Причиною розширення діапазону експериментальних досліджень послужили результати роботи [5] де приріст швидкості корозії при 10 А/м² (нормативне значення) становив 9÷45 % у вказаних середовищах.



T1 – латр LTC-500, T2 – трансформатор ТМ-56, PA – амперметр, R1 – додатковий опір
Рис. 1. Принципова схема установки для визначення швидкості корозії в агресивних середовищах під впливом змінного струму

Паралельно з корозією під дією змінного струму визначалася швидкість корозії контрольного зразка.

Після закінчення часу експозиції зразки виймали із розчинів, вологою гумкою знімали із їх поверхні продукти корозії, промивали дистильованою водою та ретельно висушували фільтрувальним папером і знову зважували на аналітичних вагах.

Кількісним показником швидкості корозійного процесу є гравіметрична оцінка, яка базується на порівнянні результатів зважування зразків до і після експерименту з врахуванням площі зразка, що занурювалася в агресивне середовище та часу експозиції.

ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ. Вивчення перебігу корозійних процесів у 12 модельних середовищах за діапазону густин струму 5, 10, 15, 20 А/м² за масовою втратою та швидкістю утоненням стінки (рис. 2) дає змогу дослідити взаємодію сталі трубопроводу з навколишнім середовищем (грунтовим електролітом) та встановити ризик розгерметизації при вказаних густинах змінного струму. Швидкість утонення стінки трубопроводу важливо знати для визначення залишкового ресурсу безпечної експлуатації з метою вчасного попередження позаштатних ситуацій та зменшення експлуатаційних ризиків.

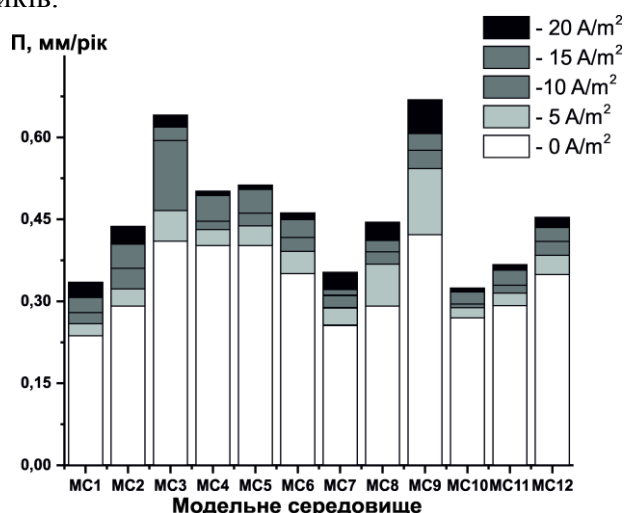


Рисунок 2 – Залежність швидкості утонення трубопроводу у 12 модельних середовищах в діапазоні густини струму 5, 10, 15, 20 А/м²

Дослідження протікання корозійних процесів у нейтральних хлоридних модельних середовищах (MC1-3) показали значне збільшення швидкості загальної корозії, а, отже, і швидкості відносного утонення стінки, зі зростанням концентрації хлорид-іонів та величини густини струму. Дещо менше збільшення швидкості корозії спостерігається при різних значеннях густини струму у MC1 та MC2. Різке зростання даних показників спостерігається у MC3 за густини струму 10 А/м², яка за українськими документами є нормативно допустимою.

За відсутності чи неналежній якості катодного захисту магістральних трубопроводів у хлоридних середовищах вже за густини струму 5 А/м² швидкість утонення стінки згідно рис. 2 може досягати значення 0,23 мм/рік в MC1, 0,32 мм/рік в MC2, а у випадку MC3 буде перевищувати 0,47 мм/рік, що відповідно становить 9 %, 10,7 %, 13,6 %. Такі значення свідчать про необхідність якнайшвидшого перегляду рівня допустимої густини струму в українських нормативних документах з протикорозійного захисту.

Вивчення швидкості утонення стінки у нейтральних хлоридно-сульфатних середовищах (MC4-6) показало зниження швидкості корозії порівняно з MC1-3, що можна пояснити меншою рухливістю сульфат-іонів, і, відповідно, зниженням провідності. У даних середовищах спостерігається монотонний приріст швидкості корозійних процесів без різких стрибків. Крім того за високих концентрацій хлоридів і сульфатів швидкість утонення спадає у MC6, що можна пояснити значним накопиченням продуктів корозії на поверхні зразка та сповільненням дифузії кисню до поверхні металу крізь шар утвореної захисної плівки з продуктів корозії.

Третім етапом досліджень було вивчення впливу рівня рН на електрокорозію у підкислених хлоридних модельних середовищах – MC7-9. Як бачимо з рис. 2 в даних середовищах динаміка зміни швидкості корозії є дещо іншою. В загальному із збільшенням концентрації електролітів та зростанням величини густини струму

спостерігається рівномірний приріст швидкості утонення стінок. Різке збільшення швидкості утонення стінки спостерігається при переході від середовища МС7 до середовищ МС8 та МС9. Особливо небезпечною є тенденція до різкого зростання швидкості при малих густинах струму, що відповідають густині струму вдвічі меншій за нормативно допустиму. В випадку середовища МС9 швидкість утонення стінки є найбільшою в порівнянні з іншими середовищами і становить 0,668472 мм/рік (58,4 %). Дана тенденція є особливо небезпечною для трубопроводів з малою товщиною стінки, а саме для розподільчих трубопроводів. Оскільки товщина стінки таких трубопроводів здебільшого становить 5 мм, то в ґрунтах із таким складом ґрунтового електроліту змінний струм може стати причиною утворення наскрізних корозійних уражень через 6-8 років.

Аналіз графічних залежностей для підкислених хлоридно-сульфатних середовищ МС10-12 показує найнижчі показники швидкості утонення стінок та його рівномірне протікання і плавне зростання зі збільшенням густини змінного струму та концентрації електролітів. Таку тенденцію можна пояснити надзвичайно складним механізмом протікання катодних процесів та зменшенням провідності середовища внаслідок наявності сульфат-іонів, які володіють нижчою рухливістю порівняно з хлорид-іонами.

ВИСНОВКИ:

- розроблено установку для моделювання корозії під впливом змінного струму у середовищах, які відповідають основним типам ґрунтових електролітів;
- вивчено вплив хімічного складу та рН середовища на швидкість утонення стінки труби при різних рівнях густини струму та показано, що зменшення рівня рН істотно прискорює електрокорозійну складову навіть при малих густинах струму;
- виявлено підвищені ризики розгерметизації внаслідок локалізації електрокорозійних процесів у хлоридно-сульфатних середовищах;
- показано істотний вплив змінного струму на швидкість корозії за його густини вдвічі меншої за нормативно допустиму;
- в подальшому необхідно дослідити вплив часу експозиції та періодичності натікання змінного струму на механізм та швидкість корозійних процесів, а також розширити сортамент досліджуваних трубопровідних сталей.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. CEOCOR: A.C. Corrosion on cathodically protected pipelines. Guidelines for risk assessment and mitigation measures. Published by APCE Association for the Protection against Electrolytic Corrosion, Italy, 2001.

2. Инструкция по защите от коррозии подземных стальных трубопроводов, расположенных в зоне действия рельсового электротранспорта на переменном токе. Академия коммунального хозяйства им. К. Д. Панфилова. – М.: Стройиздат, 1972. – 125 с.

3. ДСТУ Б В.2.5-29:2006. Система газопостачання газопроводи підземні сталеві. Загальні вимоги до захисту від корозії.

4. Побережний Л. Я. Полікритеріальна оцінка корозійної активності середовища як елемент підвищення надійності магістральних газопроводів / Л. Я. Побережний, А. І. Станецький // Нафтова і газова промисловість. – 2011. – № 2. – С. 38-40.

5. Побережний Л.Я. Вплив змінного струму на швидкість зовнішньої корозії матеріалу трубопроводу та локалізацію корозійних процесів у хлоридних середовищах / Л. Я. Побережний, Г. М. Присліпська // Вісник ТНТУ. – 2013. – № 3. – С. 53-59.

ОЦІНКА РИЗИКУ БІОКОРОЗІЙНИХ РУЙНУВАНЬ ПІДЗЕМНИХ ГАЗОПРОВІДІВ

М. С. Полутренко, Л. Я. Побережний,
А.І. Станецький

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу

Abstract. Analysis of soil Western and Southern regions along the trails gasmain pipelines to identify areas with high risk of biological corrosion. Experimentally ranking conducted by soil corrosion activity and an indicator of predisposition to biocorrosion.

Using the proposed method and the results will help to optimize the location, frequency and sequence of events from maintenance corrosion protection and therefore increase the reliability of the pipelines.

Актуальність проблеми. У процесі тривалої експлуатації підземних газопроводів, в певних регіонах України формується екологічна небезпека, зумовлена руйнуванням трубопроводів з причин ґрунтової та мікробіологічної корозії [1]. Непрогнозовані відмови в роботі трубопроводів призводять до значних економічних втрат і важких екологічних наслідків. З огляду на це, попередження відмов, де можливий ризик розвитку біокорозійних процесів з участю ґрунтових мікроорганізмів, є однією з пріоритетних складових національної безпеки України. Корозію металів у підземному середовищі найчастіше пов'язують з життєдіяльністю бактерій циклу сірки: сульфатвідновлювальних бактерій (СВБ) родів *Desulfovibrio* та *Desulfotomaculum* і тіонових бактерій (ТБ) роду *Tiobacillus*, здатних окиснювати сірку та її сполуки до сульфатної кислоти, різко знижуючи рН середовища. Випадки анаеробної корозії найбільш характерні для трубопроводів, що знаходяться в глинистих і водоносних шарах ґрунту. Під дією біокорозії з участю СВБ бактерій, як найбільш корозійноагресивних серед ґрунтових мікроорганізмів, на металі труби утворюються окремі каверни або пітінги, в деяких випадках може мати місце і рівномірна корозія. [2]. Тому *проблема забезпечення надійної експлуатації й підвищення довговічності трубопроводів з метою виявлення ділянок траси прокладання підземних газопроводів, де можливий ризик розвитку біокорозійних руйнувань, є актуальною і своєчасною.*

Мета дослідження – визначення корозійної активності ґрунтів прокладання окремих підземних газопроводів Західного та Південного регіонів, як одного з визначальних чинників оцінки ризику біокорозійних руйнувань металу.

Об'єктом дослідження корозійної активності ґрунтів Південного регіону було вибрано ділянку магістрального газопроводу (МГ) «Глібовка-Сімферополь», ділянку газопроводу-відводу до газорозподільної станції (ГРС) м.Саки, дві ділянки МГ «Роздільна-Ізмаїл» та дві ділянки МГ «Пасічна-Долина» та МГ «Пасічна-Тисмениця» Західного регіону.

Матеріали та методика досліджень. В зоні прокладання магістральних газопроводів на глибині залягання трубопроводу були відібрані проби ґрунтів згідно методики діючого ДСТУ 3291-95 [3]. Проби ґрунтів, які відрізнялися за гранулометричним складом, були висушені у сушильній шафі при 95-98 °С, подрібнені в фарфоровій ступці, пересіяні через металеві сита і відібрані фракції ґрунту (≤ 2 мм) для подальшого аналізу.

Оцінювання корозійної активності ґрунтів охоплювало комплекс досліджень по визначенню кислотності ґрунтів, окисно-відновного потенціалу (ОВП) ґрунту, питомого опору ґрунту, а також втрату маси металу, визначену гравіметричним методом, що характеризувало корозійне руйнування металу.

Основою для визначення ступеня корозійної активності ґрунту був вибраний питомий електроопір ґрунту і кількість СВБ, як найбільш корозійноактивних серед

асоціації ґрунтових мікроорганізмів в 1г ґрунту. Збільшення чисельності СВБ бактерій засвідчує, що корозійна небезпека зростає. Актуальну кислотність відібраних проб ґрунту визначали за методикою [4] з допомогою універсального індикатора та рН-метра марки рН-150МИ (табл. 1-2).

Втрату маси металевих трубок, занурених у ґрунт, які виступали анодами, через 24 години дії постійного електричного струму, визначали гравіметричним методом, який є досить простим в технічному плані та поширеним [5].

Обговорення результатів. Визначення актуальної кислотності водних витяжок проб ґрунту на досліджуваних ділянках прокладання МГ (табл. 1-3) показало, що ґрунти є неоднорідними за кислотністю. Так, газопроводи «Глібовка-Сімферополь», «Роздільна-Ізмаїл» та «відвід до ГРС м. Саки», прокладені переважно в лужних ґрунтах.

Таблиця 1. **Визначення рН водних витяжок проб ґрунту МГ «Глібовка-Сімферополь» та «відводу до ГРС м. Саки»**

№ проби ґрунту	Проба №1				Проба №2				Проба №3			
	верх	зліва	справа	низ	верх	зліва	справа	низ	верх	зліва	справа	низ
ручний рН-метр (Т _{емп})	8,05	8,02	8,00	8,03	8,00	7,53	7,63	7,69	8,01	7,99	7,72	8,13

МГ "Роздільна-Ізмаїл" прокладений в неоднорідному за кислотністю ґрунті. Так, для другої ділянки траси (179,9 і 181,6 км) характерні нейтральні ґрунти за величиною рН (6,5-7,0). В той час, як ґрунти першої ділянки траси (50 і 53 км) є сильнолужними за величиною

рН ($\geq 8,5$). Ґрунти сильнолужні, які виявлені на першій ділянці траси вважаються потенційно корозійно-активними по відношенню до сталі.

Таблиця 2. **Визначення рН водних витяжок проб ґрунтів МГ «Роздільна-Ізмаїл»**

№ проби ґрунту	Проба №4	Проба №5	Проба №6	Проба №7
ручний рН-метр (Т _{емп})	6,86	6,78	8,61	8,59

Проаналізовані ґрунти, для яких значення рН знаходиться в межах 6,5 - 7,0 (табл.3) відносяться до корозійно неактивних і для них характерна низька ступінь корозійної активності. На ділянці від шурфу 2 до шурфу 4 ґрунти є корозійно-активними.

Таблиця 3. **Визначення рН водних витяжок відібраних проб ґрунту**

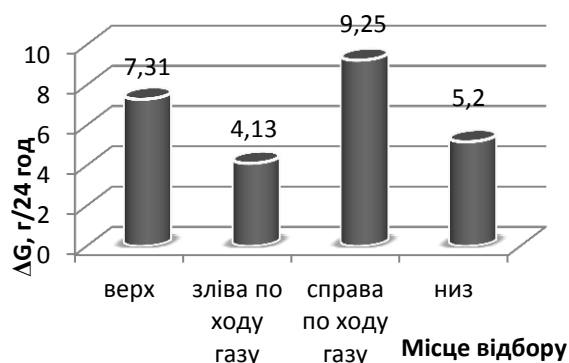
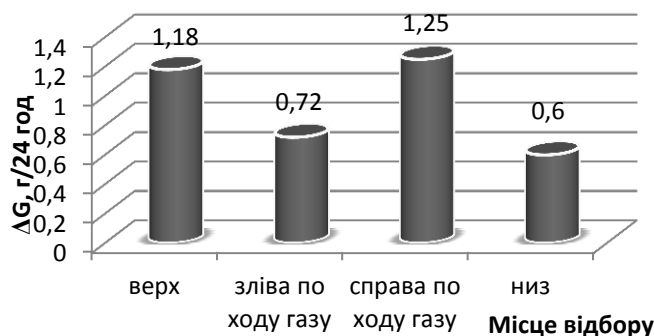
№ проби ґрунту	МГ «Пасічна-Тисмениця»			МГ «Пасічна-Долина»				
	1	2	3	шурф №1	шурф №2	шурф №3	шурф №4	шурф №5
рН (лакмус)	6-7	~7	~7	6-7	6-7	6-7	6-7	6-7
ручний рН-метр	6,78-6,80	6,83-6,84	6,68-6,69	6,59-6,60	6,36-6,37	5,62-5,63	6,27-6,28	6,66-6,67

Для виключення ризику розвитку біокорозійних процесів у підземному середовищі необхідно було встановити наявність в ґрунтовому електроліті сульфат-йонів (SO_4^{2-}). На основі результатів аналізу водних витяжок всіх відібраних проб ґрунту було встановлено, що сульфат-йони присутні в ґрунтових водах відібраних проб відводу до ГРС м. Саки на відмітках ПК 6+25 і ПК 16+57 та МГ «Пасічна-Долина» (від шурфу 2 до шурфу 4, довжина ділянки 150 м) , що свідчить про наявність в ґрунтах

сульфатів (можливо Na_2SO_4 , FeSO_4 , MgSO_4 , $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3$), що зумовлює ризик розвитку біокорозійних уражень металу. У водних витяжках проб ґрунту МГ "Роздільна-Ізмаїл" та МГ «Пасічна-Тисмениця» не було виявлено сульфат-йонів, що вказувало на те, що на вибраних ділянках даної траси в ґрунтах відсутні сульфати металів і не має небезпеки розвитку мікробіологічної корозії з участю СВБ.

Для повноти заключення про корозійну активність ґрунтів, було проаналізовано також значення питомого опору ґрунтів, які вказували на високу корозійну активність ґрунтів на досліджуваній ділянці трубопроводу МГ «Глібовка-Сімферополь», «відвід до ГРС м. Саки» та МГ «Пасічна-Долина».

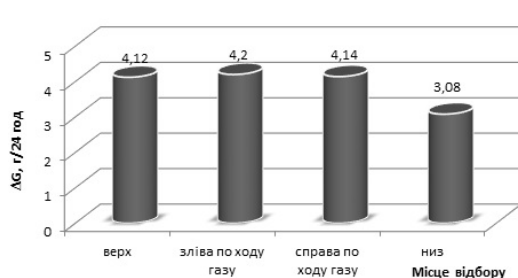
Отримано залежності втрати маси металу на досліджуваних ділянках прокладання магістральних газопроводів (рис. 1-4).



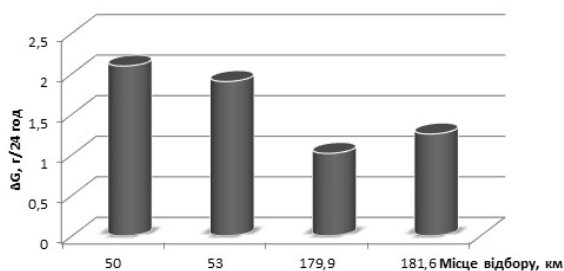
а

б

Рис. 1 - Залежність втрати маси металу (ΔG , г/24 год) на ділянках траси (Глібовка-Сімферополь ПК163(+32) шурф1 (а) та відвід на Саки ПК6 (+25), шурф 2 (б))



а



б

Рис. 2 - Залежність втрати маси металу (ΔG , г/24 год) на ділянках траси відвід на Саки ПК16(+57), шурф 3 (а) та МГ «Роздільна-Ізмаїл» (б)

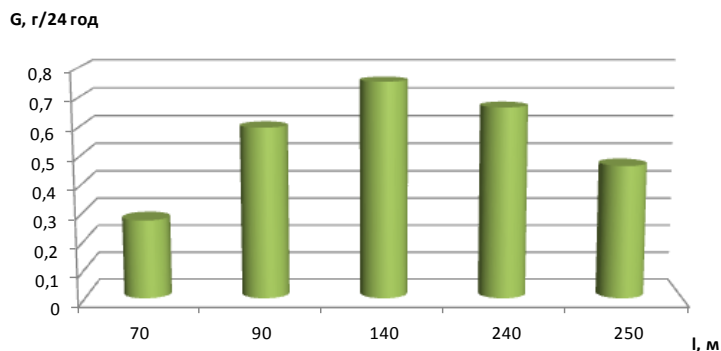


Рис. 3 Залежність втрати маси металу (ΔG , г/24год) від довжини траси МГ «Пасічна-Долина»

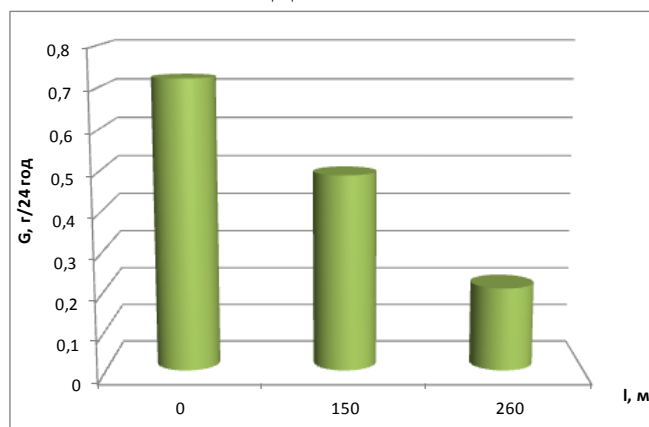


Рис. 4 - Залежність втрати маси металу (ΔG , г/24год) від довжини траси МГ «Пасічна –Тисмениця»

Аналіз одержаних результатів дозволив виявити ділянки траси, де спостерігалися найбільші втрати металу, що вказувало на більш виражені корозійні процеси. Узагальнення і комплексний аналіз отриманих результатів дозволив виявити окремі ділянки траси прокладання МГ Західного і Південного регіонів, з найбільшим ризиком формування біокорозійних процесів у підземному середовищі за участю СВБ бактерій. Використання запропонованої методики та отриманих результатів дасть змогу оптимізувати місця, періодичність та черговість проведення заходів із обслуговування протикорозійного захисту та, відповідно підвищити надійність роботи трубопровідного транспорту.

Література:

1. Середницький Я. Сучасна протикорозійна ізоляція в трубопровідному транспорті (2-а частина) / Я. Середницький, Ю. Банахевич, А. Драгілев. – Львів: ТзОв «Сплайн», 2004. – 276с.
2. Андреюк К.І. Мікробна корозія підземних споруд / К.І. Андреюк, І.П. Козлова, Ж.П. Коптєва та ін. - К.: Наукова думка, 2005 – 258 с.
3. ДСТУ 3291-95 Методи оцінки біокорозійної активності ґрунтів і виявлення наявності мікробної корозії на поверхні підземних металевих споруд. // Київ.: Держстандарт України, 1996. – 28 с.
4. Крикунов В.Г. Лабораторний практикум по ґрунтознавству /В.Г. Крикунов, Ю.С. Кравченко, В.В. Криворучко та ін. // Біла Церква, 2003. – 83 с.
5. Жуков В.И. Битумная изоляция подземных трубопроводов /В.И. Жуков, Ф.Г. Храмынин. - М.: Госстройиздат, 1964. - 120 с.

ВПЛИВ ЗАСОЛЕННЯ ҐРУНТІВ НА ОПІР ДЕФОРМАЦІЯМ СТИСКУ

Л.Я. Побережна¹, Л.Я. Побережний²

¹Івано-Франківський національний медичний університет, м. Івано-Франківськ, вул. Гальцька, 2. dlya2906@gmail.com

²Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, м. Івано-Франківськ, вул. Карпатська, 15. lubomyrpoberezhny@gmail.com

Summary. In today's society development plays a significant problem exploration and development of large land areas. The competition, high density and insufficient land resources led to the involvement of the construction of structurally unstable soils. The nature and causes prosidan soil in areas of mining potash Carpathians. The calculations obtained depending on the concentration of salts in the liquid and the specific amount of salt thickness of soil over time for cases disperse and film salinity. Powered kinetic curves for particulate suffosion subsidence and salinization of film types, use of which will help predict and monitor subsidence saline soils technologically loaded areas. In the future development of mathematical models in the direction of their adaptation to conditions to settlement potash deposits Carpathians.

Екологічна безпека регіонів є однією з найважливіших проблем на сучасному етапі розвитку суспільства. Погіршення екологічного стану оточуючого середовища та погіршення здоров'я населення, що проживає на даних територіях визначає необхідність вивчення екологічних небезпек та ризиків.

В умовах сучасного розвитку суспільства значне місце займає проблема освоєння та забудови значних земельних територій. Велика конкуренція, висока щільність забудови та недостатній обсяг земельного фонду призвели до залучення під будівництво структурно-нестійких ґрунтів. У Калуському промисловому районі Івано-Франківської області великі площі займають засолені ґрунти, які належать до району розробки Калуш-Голинського родовища калійних солей.

Калієносні родовища Прикарпаття представлені Калуш-Голинським родовищем, розміщеним у Калуському районі Івано-Франківської області та Стебницьким родовищем, яке знаходиться неподалік м. Стебник у Львівській області.

Калуш-Голинське родовище калійних солей, а зокрема Домбровський кар'єр, шахтні поля підземного видобутку калійних солей та солевідвали разом з хвостосховищами хімічної фабрики є основними джерелами забруднення.

Неефективна консервація рудників призвела до утворення провалів ґрунту та руйнування житлових будинків та промислових споруд. Перші провали спостерігалися у м. Калуш у 80-х роках ХХ ст.. Тоді під землю провалилися декілька жилих будинків. Протягом усього часу спостережень утворюються нові провали, які несуть велику небезпеку для населення. Схожою є ситуація у м. Стебник, де перші провали утворилися у 1983 році та призвели до екологічної катастрофи.

Розробка родовищ калійних солей спричинила осідання поверхні, утворення підземних і поверхневих карстових форм, кількість яких з часом зростає через складні гідрогеологічні умови рудників.

На території Калуш-Голинського родовища калійних солей знаходяться Домбровський кар'єр, хвостосховища, солевідвали, шахтні поля, рудники «Калуш» та «Ново-Голин».

На даному етапі поверхня рудних полів ліквідованої шахти «Калуш» знаходиться у стані перетворення внаслідок процесу зрушення земної поверхні ускладненого карстово-провальними проявами. На даний час відселено 40 будинків.

Над виробками і в зоні їх впливу знаходиться село Хотінь, яке забудоване одно - і двоповерховими житловими будинками та іншими спорудами. Оскільки в центрі мутьди проходить заболочування та підтоплення земної поверхні, ВАТ «Оріана»

проведено відселення мешканців 26 будинків, всього в зону впливу потрапляє 109 будинків. Процес зсуву над полем знаходиться в стадії затухання. Однак існує небезпека прориву вод р. Лімниця у відпрацьований простір ліквідацію якого не було проведено і це призвело б до катастрофічних наслідків аналогічно до Північного каїнітового поля. У мульду просідання поля потрапляють 268 житлових будинків та школа, з них – 104 будинки будуть підтоплені. [1]

Проблема забезпечення від руйнування споруд цивільного та промислового будівництва є однією з найважливіших на даний час. При проектуванні споруд, які знаходяться у зоні шкідливого впливу гірських виробок необхідно враховувати діючі Державні будівельні норми України та міжнародні стандарти, котрі застосовуються при будівництві споруд. [2].

При виборі майданчиків будівництва необхідно враховувати, що на ньому:

- а) немає покладів калійних солей;
- б) залягають непромислові запаси;
- в) поклади вироблені, процес деформації земної поверхні завершився і після стабілізації деформації виключається можливість появи воронки і провалів;
- г) виробка шахт очікується після завершення амортизаційного періоду споруди. [3].

Вивчення закордонного досвіду дозволяє здійснювати прогноз стійкості фундаментів будівель, споруджених на засолених територіях.

Просідання глинистих ґрунтів характеризується рядом показників: межа просідання, щільність скелету ґрунту на межі просідання, величина відносного лінійного та об'ємного просідання.

Просідання ґрунту часто визначають розрахунковим шляхом, використовуючи для цього або метод М.Я. Денисова, згідно якого об'ємне просідання ґрунту V обчислюється за формулою

$$V = \left(1 - \frac{\rho_d^b}{\rho_d^c} \right) \cdot 100,$$

де ρ_d^b, ρ_d^c - відповідно вологість скелета вологого і сухого ґрунту, або метод Е.М. Сергєєва, згідно якого об'ємне просідання повністю водонасиченого ґрунту описується рівнянням

$$V = V_c \cdot (1 + \beta_v \cdot W),$$

де V - об'єм ґрунту при вологості W ; V_c - об'єм сухого ґрунту; β_v - коефіцієнт об'ємного просідання, який дорівнює відносному приросту об'єму при зміні вологості на одиницю:

$$\beta_v = \frac{V_1 - V_2}{V_2 W_1 - V_1 W_2},$$

де V_1 і V_2 - значення об'єму ґрунту при вологості відповідно w_1 і w_2 . Межу просідання ґрунту можна обчислити зі співвідношення:

$$W_s = \frac{e_s \rho}{\rho_s},$$

де e_s - коефіцієнт пористості ґрунту на межі просідання, ρ - густина вологого ґрунту, ρ_s - густина твердої частини ґрунту.

На даний час при вивченні механіки ґрунтів відсутня строга математична постановка задачі про напружено-деформований стан масиву водонасиченого засоленого ґрунту та зміни цього стану з урахуванням процесів масообміну та масопереносу між компонентами ґрунту. Це значно сповільнює подальший розвиток методів розрахунку основ, котрі складаються з засоленних ґрунтів

Наявність в ґрунтах різних за кількісним складом солей впливає на деформаційні показники ґрунтів. При зволоженні засолених ґрунтів відбувається розчинення і винос солей, які в них містяться і відповідно до цього збільшується пористість ґрунту. Збільшення ж пористості засолених ґрунтів при зволоженні в свою чергу призводить до суфозійного просідання.

Для просідання однорідного шару ґрунту у напрямку осі X маємо формулу (1):

$$S(t) = \int_{h_1}^{h_2} \alpha_0 (\sigma - \overline{\sigma_0})^{\nu_0} \frac{\xi_0 - \xi(t)}{\xi_0} dx \quad (1)$$

де h_1, h_2 - відповідно верхня і нижня межі області суфозійної осадки;

$\sigma = \gamma_0 x$ - зміна ущільнюючого навантаження по глибині в умовах природного напруженого стану, МПа;

γ_0 - питома вага ґрунту в водонасиченому стані, Н/см³;

α_0, ν_0 - параметри нелінійної деформації, які є сталими для однорідної товщі ґрунту;

$\xi(t)$ - функція розподілу питомого обсягу солей, в частках одиниць;

$\overline{\sigma_0}$ - мінімальний тиск, при якому виникає суфозійне осідання ґрунту, МПа. [3]

У загальному випадку закон зміни питомого обсягу розчинних солей в ґрунті з глибиною і з часом описується системою рівнянь (2):

$$\begin{cases} Dm_0 \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} - v \frac{\partial C}{\partial x} - \delta \frac{\partial \xi}{\partial t} = m_0 \frac{\partial C}{\partial t}; \\ \frac{\partial \xi}{\partial t} = -\frac{\gamma}{\delta} (C_m - C) \xi^k \end{cases} \quad (2)$$

де D - коефіцієнт конвективної дифузії, см²/с;

C - концентрація солей у рідині, г/см³;

ξ - питомий об'єм солей в ґрунті, в частках одиниць.

C_m - концентрація насичення води солями даного складу, г/см³;

γ - узагальнений коефіцієнт солевіддачі, с⁻¹;

m_0 - пористість ґрунту;

v - швидкість фільтрації ґрунтової води, см/с;

δ - щільність солей, г/см³;

k - коефіцієнт засолення.

У системі (2) k приймає значення 0;0,5;1. При $k=0$ отримуємо випадок плівкового засолення ґрунту; при $k=0,5$ або $k=1$ - випадок об'ємного (дисперсного) засолення ґрунту. [4]

Розглянемо математичну модель задачі з розрахунку концентрації солей в рідині, яка фільтрується та розрахунку зміни питомого обсягу солей, що містяться в засоленому ґрунті і суфозійне просідання, яка при цьому виникає.

Для розв'язання цієї використовується система (2) з наступними початковими і граничними умовами (3):

$$\begin{cases} C(x,0) = C_H \\ \xi(x,0) = \xi_0 \end{cases}, \quad \begin{cases} \frac{\partial C(0,t)}{\partial x} = \frac{v}{m_0 D} (C(0,t) - C_0) \\ \frac{\partial C(l,t)}{\partial x} = 0 \end{cases} \quad (3)$$

де C_H - рівномірний розподіл концентрації солей у рідині в початковий момент часу по товщі ґрунту, г/см³;

C_0 - концентрація солей у вхідному перерізі ґрунту, г/см³;

ξ_0 - рівномірний розподіл питомого об'єму солей в ґрунті в початковий момент часу, в частках одиниць;

l - товщина ґрунту, см.

Розв'яжемо систему (2) з початковими і граничними умовами (3) кінцево-різницевим методом.

Розглянемо систему (2) при $k = 0$ і $v = const$. Це випадок плівкового засолення ґрунту. Дане завдання зводиться до розв'язання системи диференціальних рівнянь:

$$\begin{cases} \frac{\partial C}{\partial t} = \frac{1}{Pe} \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} - \frac{\partial C}{\partial x} + N(C_m - C) \\ \frac{\partial \xi}{\partial t} = -\frac{1}{\delta} N(C_m - C) \end{cases} \quad (4)$$

з початковими і граничними умовами (5),

$$\begin{cases} C(\bar{x}, 0) = C_H \\ \xi(\bar{x}, 0) = \xi_0 \end{cases}, \quad \begin{cases} \frac{\partial C(0, \bar{t})}{\partial x} = Pe(C(0, \bar{t}) - C_0) \\ \frac{\partial C(l, \bar{t})}{\partial x} = 0 \end{cases} \quad (5)$$

де в рівняннях (4) $\bar{x} = \frac{x}{l}$ - безрозмірна координата, $\bar{t} = \frac{v \cdot t}{m_0 l}$ - безрозмірний час,

$Pe = \frac{v \cdot l}{m_0 D}$ - критерій Пекле; $N = \frac{m_0 \gamma \cdot l}{v}$ - критерій розчинення (1).

Таким чином, задача (4)-(5) буде залежати тільки від двох безрозмірних критеріїв Pe і N . При розрахунках були використані наступні дані: $C_m = 0,025 \text{ г/см}^3$, $C_0 = 0,025 \text{ г/см}^3$, $C_H = 0,075 \text{ г/см}^3$. За результатами розрахунків отримані залежності концентрації солей в рідині (рис. 1, а) і питомого вмісту солей по товщині ґрунту з плином часу (рис. 1, б).

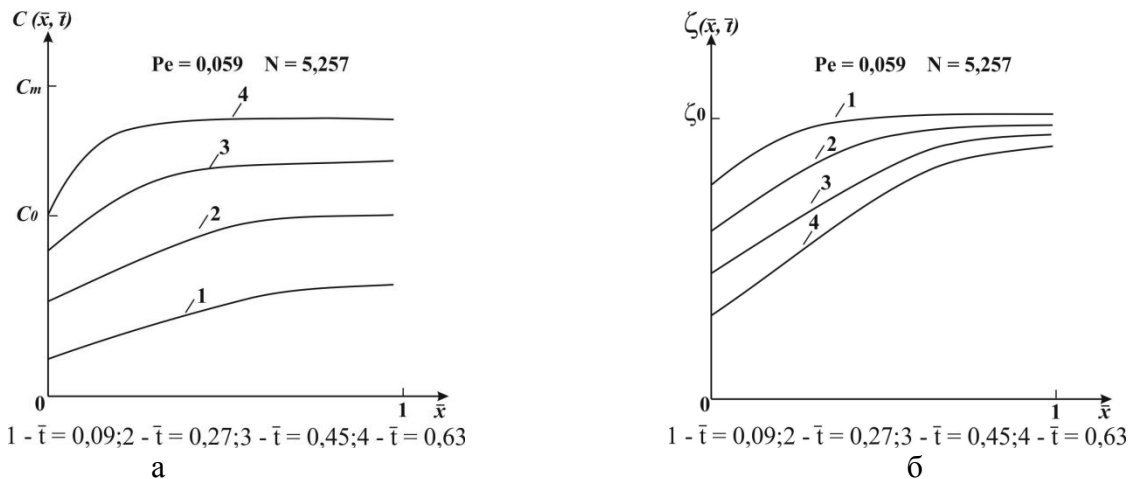


Рис. 1. Залежність концентрації солей в рідині (а), та їх питомого об'єму у ґрунті (б)

Використовуючи отримані розподіли функції $\xi(x, t)$ можна визначити суфозійне просідання ґрунту в часі для природного напруженого стану при плівковому і дисперсному засоленні за формулою (1). Розрахунки проводилися для двох характерних випадків загіпсованою ґрунту $A=10\%$ (слабозагіпсованого) і $A=40\%$ (сильнозагіпсованого).

Для $A = 10\%$ маємо такі дані: $\bar{\sigma}_0 = 0,04 \text{ МПа}$, $\gamma_0 = 0,015 \text{ Н/см}^3$, $\gamma = 0,001 \text{ с}^{-1}$, $v = 60 \text{ см/добу}$, $D = 0,208 \text{ см}^2/\text{с}$, $\delta = 2,65 \text{ г/см}^3$, $C_m = 0,025 \text{ г/см}^3$, $C_0 = 0 \text{ г/см}^3$,

$m_0 = 0,6$, $\xi_0 = 0,6$, $h = 10 \text{ см}$, $\nu_0 = 1$, $\alpha_0 = 0,0745 \text{ МПа}^{-1}$. Для сільнозагіпсованого ґрунту нелінійний коефіцієнт стисливості $\alpha_0 = 0,376 \text{ МПа}^{-1}$.

За результатами розрахунків були побудовані графіки кінетики суфозійного просідання для плівкового і дисперсного засолення для слабо- (рис. 2,а) та сільнозагіпсованого ґрунту (рис. 2,б).

Як видно з наведених залежностей слабозагіпсовані ґрунти дають менші деформації в порівнянні з сільнозагіпсованими. Так само для сільнозагіпсованих ґрунтів характерною є порівняно швидка стабілізація деформації, за якої процес суфозійного просідання припиняється.

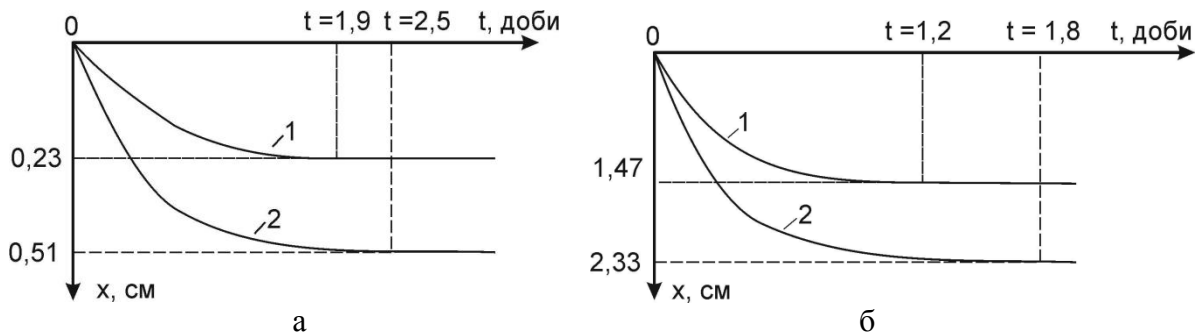


Рис. 2. Криві суфозійного просідання для слабо- (а) і сільнозагіпсованого (б) ґрунту: 1 – плівкове засолення, 2 – дисперсійне засолення

Висновки

Проаналізовано характер та причини просідань ґрунту у районах розробки родовищ калійних солей Прикарпаття.

За результатами розрахунків отримані залежності концентрації солей в рідині і питомої обсягу солей по товщині ґрунту з плином часу для випадків дисперсного та плівкового засолення.

Побудовано кінетичні криві суфозійного просідання для дисперсного та плівкового типів засолення, використання яких дасть змогу прогнозувати та контролювати просідання засоленних ґрунтів техногенно навантажених територій.

В подальшому планується розвиток математичних моделей у напрямку їх адаптації до розрахунків до умов експлуатації калійних родовищ Прикарпаття.

Список використаної літератури

1. Головчак В.Ф. Стан гірничопромислових геокмплексів Калуш-Голинського родовища калійних солей та заходи для їх екологічної оптимізації/ Головчак В.Ф. // Екологічна безпека та збалансоване ресурсокористування. – 2010.-№2. – с.4-13.
2. Зеркалов Д. В. та ін. Наукові основи техногенно-екологічної безпеки. Електронний ресурс : Монографія / Д. В. Зеркалов, М. Д. Кацман, М. І. Адаменко, О. Г. Радкевич, Т. В. Пічкур. За редакцією Д. В. Зеркалова – Електрон. дані. – К. : Основа, 2014.
3. Мустафаєв А.А. Деформации засоленных ґрунтов в основаних сооружений/ А.А. Мустафаєв. – М.:Стройиздат, 1985. – 280 с.
4. ДБН В.1.1-5-2000 захист від небезпечних геологічних процесів. будинки і споруди на підроблюваних територіях і просідаючих ґрунтах.

EXAMINATION OF NEGATIVE SIDE EFFECTS CAUSED BY THE CORROSION PREVENTIVE COMPOUNDS

M. Karuskevich, T. Maslak, O. Lynnyk, V. Oleksiuk

National Aviation University, Kyiv, Ukraine

Анотація. В статті представлені вимоги до процедури оцінки негативних побічних ефектів, спричинених застосуванням антикорозійних сполук або інших поверхнево-активних речовин, які застосовуються в авіації. Показано, що негативний вплив на втому конструкцій літака має бути проаналізований на різних стадіях втому та на різних масштабних рівнях. Розглянуто три аспекти загальної методології: вплив поверхнево-активних речовин на стадії зародження втомних тріщин, відомий як ефект Ребіндера; вплив поверхнево-активних речовин на швидкість розповсюдження втомних тріщин; зменшення втомної довговічності заклепових з'єднань як результат зменшення сил тертя між листами обшивки. Показано, що всі ці підходи можуть бути об'єднані в одну загальну методологію сертифікації антикорозійних сполук.

Introduction. The use of Corrosion Preventive Compounds (CPCs) reduces the risk of the unexpected failure caused by corrosion damage, but the questions arise about probability of CPCs possible side negative effects on aircraft components' fatigue.

Aircraft fatigue phenomenon currently is analyzed at different scale level and at the different stages of fatigue. Thus the same approaches should be used for the analysis of the side effects of CPCs application.

The interaction of CPCs with metal components will be discussed below in terms of: a) CPCs influence on dislocation processes at the initial stage of fatigue (Rebinder effect); b) CPCs influence on crack propagation; c) CPCs influence on the redistribution of forces in aircraft rivets components.

How to reveal Rebinder effect in the CPCs environment. Rebinder effect [1] is known as the decrease in mechanical properties which sometimes accompanies the absorption from solution of such surface active agents as the long-chain fatty acids, alcohols and amines. The surface-active agents, lowering the surface energy of the metal, contribute to the emergence of plastic shear.

If the metal fatigue is considered, the Rebinder effect manifests change of correspondent dislocation structure of the surface layer as well as acceleration or deceleration of the damage accumulation process.

At National Aviation University the methodology of fatigue damage assessment based on quantitative analysis of the surface deformation relief has been developed [2]. The methodology relies on the possibility to measure intensity of the deformation relief (damage parameter D) by the computer aided light microscopy technique.

The evolution of the relief intensity with the indicated damage parameters D presented in the fig.1.

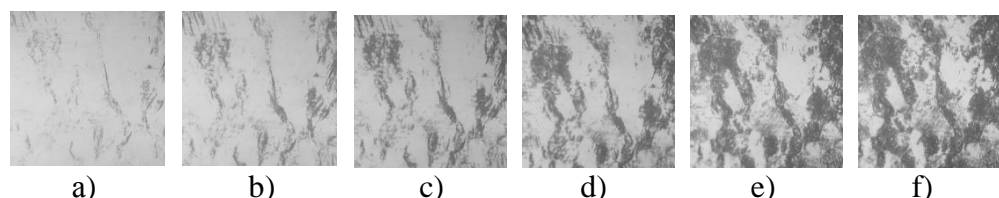


Fig. 1. Evolution of the deformation relief under fatigue under the $\sigma_{\max}=147$ MPa, $R=0$; $400\times$: a) 15200 cycles, $D=0,042$; b) 30000 cycles, $D=0,136$; c) 47300 cycles, $D=0,208$; d) 100000 cycles, $D=0,296$; e) 258000 cycles, $D=0,427$; f) 711000 cycles, $D=0,543$.

It was proved that the evolution of deformation relief is sensitive to the stress amplitude, stress ratio, sequence of loading, etc. so it can serve as reliable indicator of accumulated fatigue damage for components made of alclad aluminium alloys and for fatigue sensors.

Thus, to reveal influence of the CPCs or any surfactants on initial stage of fatigue the monitoring of the damage relief of the component covered by the CPC should be conducted.

How to reveal CPC influence on fatigue crack. Damage tolerance concept in aviation industry assumes the origin and propagation of fatigue cracks. That's why there is strong necessity to know all factors that affect cracks. Analysis of researches in which aviation materials and components, treated by CPCs were tested, proves the probable harmful effect on fatigue crack propagation rate [3].

The test technique used by authors of the paper [3] in our opinion might be improved to make the impact of PCPs more evident and argued.

In our opinion it is more efficient to input CPC on the stable phase of crack growth. To prove this procedure concept the special experiment has been conducted.

The specimens of D16 AT alloy have been tested under the maximum stress 100 MPa and stress ratio $R=0$. The frequency of loading 11 Hz. The hydraulic machine MUP-20 was used for the loading.

At the first stage of test the specimens without surfactants covering have been tested. No changes of the crack rate are observed.

Let's consider then the results of the examination of the CPC DINITROL AV25 influence on crack propagation (fig.2).

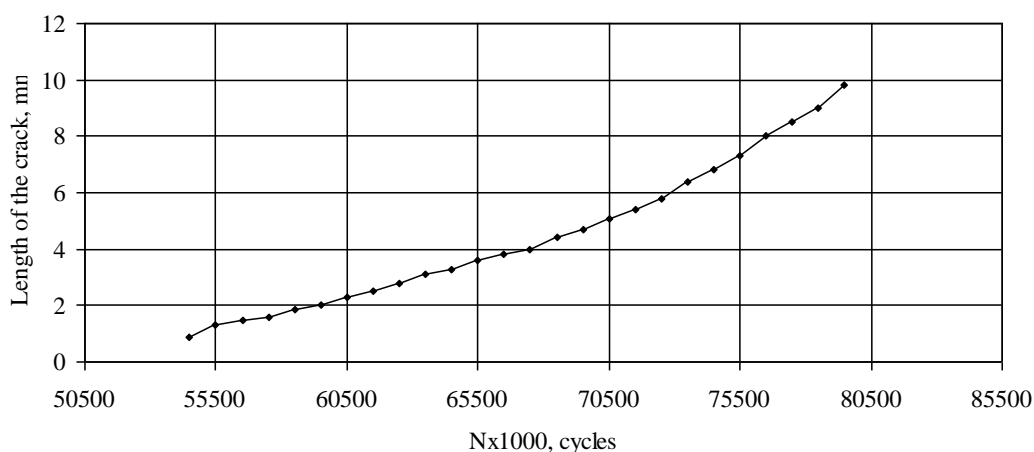


Fig.2. The crack growth before (crack length < 2.0 mm) and after (crack length > 2.0 mm) the covering by DINITROL AV25

The CPC was applied at the process of crack growth, when the crack reached 2 mm length. The number of cycles was 127200 and the rate of growth was correspondent to the stable propagation stage.

As it is seen from the fig.2 the application of DINITROL AV25 has no negative effect in the described conditions of the loading.

This result unfortunately can not be extended to all surfactants. The following test has proved the necessity of examining. The solution of oleic acid, $\text{CH}_3(\text{CH}_2)_7\text{CH}$ in glycerine has been applied as a standard surfactant .

As it is seen in fig. 3, after the covering of the 2.0 mm crack by the glycerine solution of the oleic acid at 120700 cycles of loading, the rate of the crack propagation considerably increases, thus the negative effect is evident.

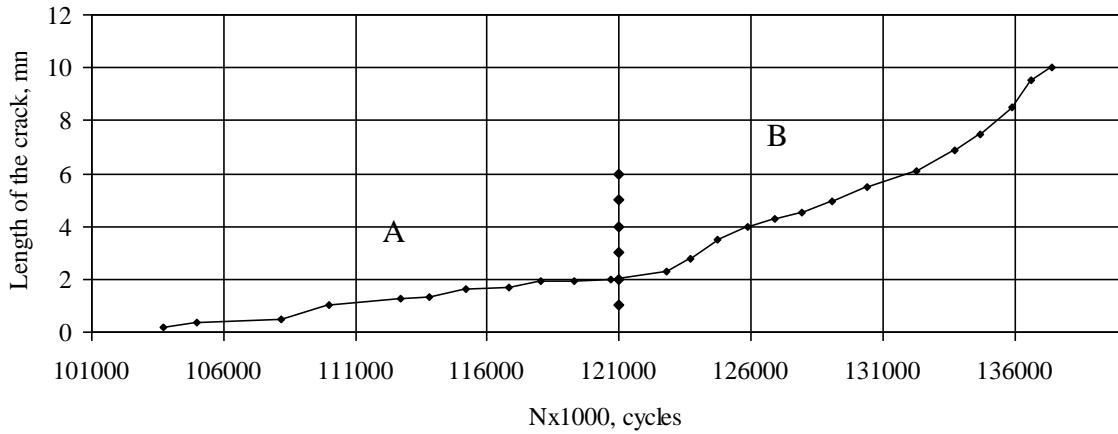


Fig.3. Fatigue crack propagation before (area A) and after (area B) the covering by the oleic solution

Thus, the proposed procedure allows examination of the surfactants' side negative influence on fatigue fracture process and might be used under certification test of CPCs.

How to reveal CPC influence on the redistribution of forces between riveted components. Some tests performed in different countries have demonstrated the negative effect of the CPCs on the fatigue of the riveted structural components [4-7].

Some possible mechanisms of the phenomena have been discussed. A major factor in this drop of fatigue life could be the reduction of friction due to the lubricating properties of the compounds. The examining the effect of friction reduction can be performed by special tests simulating rivet joints. The drawing on fig.4 shows how to simulate rivet joint and measure friction between sheets of metal.

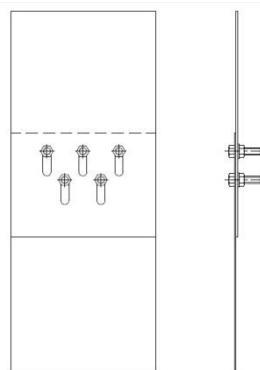


Fig. 4. The simulation of riveted joint to measure friction between sheets of aircraft skin.

The presented specimen simulates two rows lap splice. Instead of circular holes for rivets the openings made so that to provide mutual displacement of the sheets and instead of rivets the bolts are installed. The force of axial drawing-up of bolts is controlled by special calibrated torque wrench spanner so that the axial load corresponds to that produced by the rivet.

The model of the rivet joint is subjected to the slow loading with registration of the force correspondent to the displacement of the sheets from initial mutual position. In fact measured force is a force of friction dependent on the characteristics of CPC penetrated into the crevice between the sheets.

At the first stage of research three series of test have been conducted. In first test the model of rivet joint without treatment was subjected to the loading. In the second test the model was loaded after treatment by DINITROL AV-25, in the third test the model was treated by well known greasing Ciatim-291.

Results presented in the table 1.

Table 1. Results of the friction measurement in riveted joint.

Treatment	Number of test					Average value
	1	2	3	4	5	
No treatment	4.93	5.11	4.57	6.76	8.24	5.922
DINITROL AV 25	4.58	3.01	2.82	2.82	2.83	3.212
Ciatim-201	3.91	4.63	3.52	3.83	3.80	3.938

As it is seen from the table the method proposed allows investigation of the friction in the model of rivet joint when the different surfactant penetrate into the gap between the sheets of metals.

As the friction is one of the main factors that influences the redistribution of the forces between the components of joint, by the measurement of friction it is possible to select appropriate covering.

Conclusions. The chemical composition of some CPCs allows their classification as surfactants. Interaction of surfactants can lead to the negative side effects both at the stages of crack initiation and propagation. Another harmful factor is the lubricating properties of the CPCs, which together with easy penetration into the crevices can change the friction between the joined components and influence fatigue strength.

For covered by the aluminium layer alloys the influence on initial fatigue stage can be revealed by the analysis of surface deformation relief as an indicator of accumulated fatigue damage.

For the examining of the CPCs influence on crack propagation the CPCs should be used directly under the loading. It allows investigator to ignore fatigue scatter.

To reveal CPCs influence on the fatigue properties of riveted joints instead of numerous fatigue tests the measurements of the forces of friction in the CPCs environments can be conducted.

Altogether these three procedures allow correct preliminary selection of the corrosion preventive compound for aircraft structures.

References

1. Karpenko G.V. The Rebinder effect in corrosive and weak surface-active media / G.V.Karpenko, E.M.Gutman, I.I.Vasilenko//Fiziko-Khimicheskaya Mikhanika Materialov. – 1967.- V.3, №5.- P.523-532.
2. Karuskevich M. Extrusion/intrusion structures as quantitative indicators of accumulated fatigue damage / O. Karuskevich, T. Maslak, S. Schepak. // International Journal of Fatigue. – 2012. – № 39. – P. 116–121.
3. Craig Purry, Alan Fien, Krishnakumar Shankar. The effect of corrosion preventative compound on fatigue crack growth properties of 2024-T351 aluminium alloys International Journal of Fatigue 25 (2003) 1175–1180.
4. O'Neill PH, Smith RJ. A short study of the effect of a penetrant oil on the fatigue life of a riveted joint. Farnborough, UK: Royal Aircraft Establishment, pp. 1305, 1973.
5. Schijve J, Jacobs FA, Tromp PJ. Effect on anticorrosion penetrant on the fatigue life in flight simulation tests of various riveted joints. NLR TR 77103. Amsterdam: National Aerospace Laboratory, 1977.
6. Dhamari RDA. The effects of water displacing corrosion preventatives on the fatigue behaviour of mechanically fastened aluminium joints. PhD thesis: Aerospace, Civil & Mechanical Engineering, Australian Defence Force Academy, UNSW, 2005.
7. Aditya Jaya, Ung Hing Tiong, Reza Mohammed, Cees Bil, Graham Clark. The influence of corrosion treatments on fatigue of aircraft structural joints, 27th international congress of the aeronautical sciences, 19-24 September 2010, Nice, France, pp.1-8.

АКУСТОЕМІСІЙНА МОДЕЛЬ ЦИКЛІЧНОГО ДЕГРАДУВАННЯ ВИРОБІВ З КОНСТРУКЦІЙНИХ МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ

С.О. Беженев

Запорізький національний технічний університет, Україна

Abstract. A power dependency of the total AE count rate on relative cycle stresses is proposed, based on dynamical dislocation yielding model. Following from the structural-energy theory of materials fracture, the formula, showing the co-relation between parameter (m) and the index of power (n_{AE}) of AE characteristics of material is proposed. The results of the experimental verification of the proposed theoretical backgrounds are presented, which prove their validity.

Постановка проблеми. Багаторічна практика показує, що переважна більшість інженерних конструкцій працює в умовах дії циклічних навантажень, коли визначальним видом руйнування є втома. Тому задача отримання достовірних даних щодо опору втомі конструкційних матеріалів є актуальною для багатьох галузей економіки. Врахування різноманітних експлуатаційних, конструкційних та технологічних факторів лише розрахунковими методами не забезпечує необхідної точності прогнозування механічної поведінки виробів в умовах втоми, що потребує проведення довготривалих випробувань задля верифікації результатів розрахунків. Отже повністю відмовитися від тривалих випробувань на втому на сьогодні не є можливим, а матеріальні та часові витрати на забезпечення таких випробувань є очевидними. Поряд із розвитком методик прогнозування циклічної довговічності конструкційних матеріалів на великих базах періодичного навантаження за даними високочастотних випробувань одним з перспективних напрямків оцінювання технічного стану виробів, що експлуатуються в умовах багатоциклової втоми (БЦВ), є застосування методу акустичної емісії (АЕ). Проте основним фактором, що стримує розв'язання задачі визначення ступеню пошкодженості елементів конструкцій під дією періодичних навантажень, є недосконалість сучасних методів оцінювання характеристик опору втомі конструкційних матеріалів, особливо при використанні не руйнуючих методів контролю. Такий стан проблеми зумовлений складністю визначення реального напружено-деформованого стану (НДС) локальних об'ємів матеріалу, що є відповідальними за його руйнування, до того ж все ще залишається проблемним встановлення зв'язку між ступенем деформації конструкційного матеріалу та параметрами АЕ в заданих умовах навантаження.

Метою даної роботи є, використовуючи нові підходи до дослідження БЦВ, встановити залежності між параметрами сигналів АЕ та характеристиками опору втомі, які б дозволили здійснювати оцінювання циклічної деградації конструкційних матеріалів не руйнуючим способом.

Теоретичне обґрунтування вирішення задачі. В роботі використано новий підхід до дослідження процесу БЦВ, який оснований на гіпотезі [1] про існування полюсу кривих БЦВ матеріалів одного класу з різною технологічною спадковістю. Згідно прийнятої гіпотези традиційне двопараметричне рівняння кривої втоми трансформується у рівняння

$$N \cdot \sigma_a^m = N_P \cdot \sigma_P^m = C_{HCF}, \quad (1)$$

в якому змінними є три величини: σ_a , N , а також m – показник нахилу кривої втоми, який залежить від технічного стану матеріалу виробу і визначається співвідношенням

$$m = \frac{\lg(C_{HCF}/N_P)}{\lg \sigma_P}, \quad (2)$$

де N_P и σ_P – координати полюсу кривих БЦВ, які є інваріантами для матеріалу певного класу [2]; C_{HCF} – константа опору БЦВ, яка в логарифмічному масштабі є мірою максимально допустимої пошкодженості матеріалу в конкретному технічному стані.

Такий підхід дозволяє використати модель БЦВ [3], згідно якої темп циклічного деградування матеріалу задається величиною параметра m як мірою стійкості локального об'єму до зовнішнього навантаження в умовах БЦВ. Тоді інтенсивність АЕ випромінювання пов'язується з інтенсивністю змінювання НДС локального об'єму, що не суперечить відомим АЕ моделям. Оскільки кожний акт АЕ зумовлений вивільненням дислокацій в локальних об'ємах з підвищеною концентрацією напружень, то спираючись на динамічну дислокаційну модель плинності [4]

$$t = n_0 t_0 \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^{-\frac{1}{n \cdot k \cdot T}}, \quad (3)$$

і враховуючи, що рівняння (1) можна записати у вигляді рівняння питомих енергій

$$W' = W'_0 \cdot \frac{\sigma_a}{\sigma_P} \cdot \left(\frac{N_P}{N} \right)^{\frac{1}{m}}, \quad (4)$$

яке також має кінетичну структуру, постулюємо степеневу залежність

$$\dot{N}_{\Sigma AE} = \dot{N}_{\Sigma AE(0)} \cdot \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_P} \right)^{n_{AE}}, \quad (5)$$

звідки після логарифмування одержуємо рівняння

$$n_{AE} = \frac{\lg(\dot{N}_{\Sigma AE} / \dot{N}_{\Sigma AE(0)})}{\lg(\sigma_a / \sigma_P)}. \quad (6)$$

Тут чисельник є мірою відносної швидкості появи сигналів АЕ, а сам показник степені n_{AE} є логарифмічною мірою інтенсивності АЕ випромінювання матеріалу при його циклічному навантаженні.

Використовуючи закон дискретності структурно-енергетичної теорії руйнування матеріалів [5], для зв'язку між граничною мірою пошкодженості матеріалу в одному циклі навантаження та мінімальною мірою швидкості появи сигналів АЕ при накопиченні пошкоджень в матеріалі із заданим законом циклічного навантаження у вигляді

$$\Delta^{1/n} = \mu = \frac{n_{AE} \cdot \lg \Delta \sigma_a}{m \cdot \lg \sigma_P}, \quad (7)$$

одержуємо залежність

$$n_{AE} = \mu \cdot m \cdot \frac{\lg \sigma_P}{\lg \Delta \sigma_a}, \quad (8)$$

яка встановлює зв'язок між характеристикою опору втоми матеріалу та його акустоемісійною активністю. Проте, у залежність (8), мають бути уведені деякі поправки, оскільки процес накопичення пошкоджень при циклічному навантаженні має стадійний характер та визначається механізмами з різним рівнем енергій. При цьому важливим є інкубаційний період втоми, так звана стадія нелокалізованого руйнування [6], коли в структурі матеріалу утворюються субмікроскопічні тріщини, випадково розташовані по об'єму. Тут загально визначеними є такі стадії [7]: I – стадія динамічної стабілізації структури, коли мають місце зворотні процеси локальної перебудови структури матеріалу; II – стадія мікроплинності, де відбувається часткова локальна незворотна перебудова структури матеріалу; III – стадія деформаційного зміцнення з інтенсивними незворотними процесами локальної перебудови структури матеріалу.

Перш за все, слід очікувати, що процеси накопичення пошкоджень на кожній з названих стадій характеризуватимуться своїм значенням коефіцієнта жорсткості напруженого стану матеріалу $\mu_{(i)}$ ($i = I, II, III$), який визначає енергетичний бар'єр руйнування останнього. По-друге, наявність концентратора напружень по різному буде

позначатися на перебігу процесів накопичення пошкоджень на різних стадіях, що має враховуватися відповідним коефіцієнтом $k_{\alpha(i)}$. На стадії динамічної стабілізації структури матеріалу цей коефіцієнт можна прийняти як $k_{\alpha(I)} \approx 1$, оскільки для зворотних процесів локальної перебудови зміна НДС біля концентратора зумовлює, головню, зміну енергетичного рівня руйнування, що відповідає певному значенню коефіцієнта $\mu^{(j)}_{(i)}$ ($j = I - VII$, згідно енергетичного спектра [5]). На стадії мікроплинності за умови переважності пружних перебудов наявність концентратора слід врахувати як $k_{\alpha(II)} = \alpha_\sigma$, де α_σ – теоретичний коефіцієнт концентрації напружень. На стадії деформаційного зміцнення за умови пружнопластичного деформування наявність концентратора враховується, згідно формули Нейбера [8], як $k_{\alpha(III)} = \alpha_\sigma^2$. По-третє, встановлюючи зв'язок між інтенсивністю накопичення утомних пошкоджень та акустоемісійною активністю матеріалу, слід враховувати, що певні спотворення цієї залежності можуть вноситися зворотними процесами деформування локальних об'ємів, характерними для стадії динамічної стабілізації структури, тривалість якої (N' , циклів) для різних матеріалів є різною і зумовлена ступенем упорядкованості структури. Такі спотворення залежності (8) на різних стадіях можна врахувати коефіцієнтом $k_{N(i)}$. На першій стадії встановлення значення коефіцієнта $k_{N(I)}$ є предметом подальших досліджень через значну швидкоплинність цієї стадії та дуже низький рівень параметрів сигналів АЕ. На другій стадії інтенсивність часткової локальної незворотної перебудови структури в кожному циклі навантаження є того ж порядку, що й інтенсивність зворотних процесів деформування локальних об'ємів. Тут значення коефіцієнта $k_{N(II)}$ можна знайти як:

$$k_{N(II)} = \frac{\lg(N_p/N')}{\lg(N_p/1)}, \quad (9)$$

де чисельник характеризує інтенсивність локального деформування в процесі динамічної стабілізації структури, а знаменник – інтенсивність локальних деформаційних процесів стабілізованої структури матеріалу за один цикл. На стадії деформаційного зміцнення, яка реалізується при напруженнях циклу, що перебільшують границю витривалості матеріалу, врахування впливу числа циклів N' втрачає сенс, оскільки у кожному циклі навантаження мають місце лише незворотні процеси локальної перебудови матеріалу ($k_{N(III)} = 1$). Таким чином, остаточно маємо:

$$n_{AE(i)} = \mu^{(j)}_{(i)} \cdot m \cdot \frac{\lg \sigma_p}{\lg \Delta \sigma_a} \cdot k_{\alpha(i)} \cdot k_{N(i)}, \quad (10)$$

де індекс « i » визначає стадію нелокалізованого руйнування, а індекс « j » – порядковий номер енергетичного рівня руйнування

Експериментальна перевірка теоретичного рішення. Досліджували зразки вуглецевих та малолегованих сталей як у стані постачання (нормалізація, Н), так і після поверхневого зміцнення (ультразвукове зміцнення, УЗЗ). Досліджували три партії лопаток компресора із сплаву титана ВТ8 з різною технологічною спадковістю: лопатки, що були виготовлені за серійною технологією (СТ), лопатки, поверхні яких було зміцнено шляхом низькотемпературного ціанування (НТЦ), а також лопатки СТ з подальшим НТЦ, у яких на вхідній кромці було зроблено надрізання трикутного профілю глибиною 0,5 мм, що імітувало забоїну (НТЦ + дефект). Утомні та акустоемісійні дослідження виконували за методиками, викладеними у [9].

В результаті АЕ контролю виробів було одержано їх АЕ характеристики – залежності швидкості рахування АЕ (\dot{N}_{AE}) від відносних циклічних напружень (σ_a/σ_p), за якими було визначено значення показника n_{AE} для кожної із зафіксованих стадій деградування матеріалів виробів. Достовірні дані вдалося одержати тільки для стадій мікроплинності та деформаційного зміцнення. Експериментально одержані значення було порівняно з розрахунковими значеннями, одержаними за формулою (10). Результати порівняння наведено на рис.1, де суцільні лінії – розрахункові залежності показника n_{AE} від параметра m для різних енергетичних рівнів на стадії мікроплинності, пунктирні – на стадії деформаційного зміцнення, точками позначено експериментальні

значення для різних матеріалів у різному технічному стані. Відхилення розрахункових значень від результатів експериментів не перебільшують 5 %.

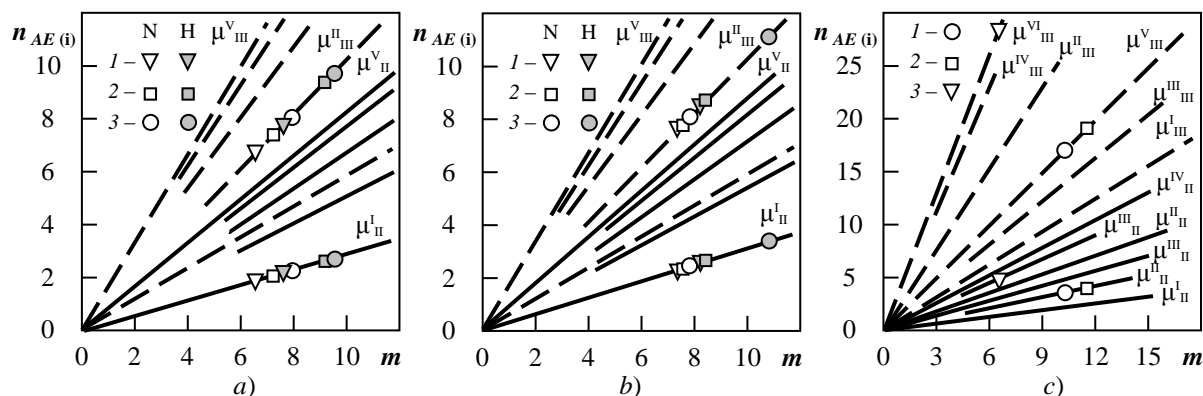


Рис. 1. Розрахунково-експериментальні залежності міри інтенсивності АЕ від міри інтенсивності втомного деградування матеріалів у різному технічному стані (N – нормалізація, H – зміцнення УЗЗ)

a) зразки з вуглецевих сталей: 1 – сталь 20, 2 – сталь 45, 3 – сталь У7А;

b) зразки з легированих сталей: 1 – сталь 40Х, 2 – сталь 40ХН2МА, 3 – сталь 30ХГСА

c) лопатки зі сплаву ВТ8: 1 – СТ, 2 – НТЦ, 3 – НТЦ + дефект.

Висновки. На основі поєднання нового підходу до дослідження процесу багатоциклової втоми з динамічною дислокаційною моделлю плинності запропоновано степеневу залежність швидкості рахування АЕ від відносних напружень циклу. З позицій структурно-енергетичної теорії руйнування матеріалів запропоновано формулу, яка пов'язує параметр утомного руйнування m з показником степені n_{AE} АЕ характеристики матеріалу. Обґрунтовано уведення поправочних коефіцієнтів, які враховують особливості локальних деформаційних процесів на різних стадіях нелокалізованого руйнування. Експериментальними дослідженнями підтверджено достовірність результатів, одержаних теоретично.

1. Беженев, С.А. О некоторых методологических проблемах теории усталостного разрушения конструкционных материалов /С.А.Беженев //Надійність і довговічність машин і споруд. – 2008. – Вип. 30. – С. 6 – 14.
2. Беженев, С.А. Модель механического поведения металлических материалов в условиях многоциклового усталости /С.А.Беженев //Проблеми обчислювальної механіки і міцності конструкцій. – Дн-ськ: Ліра, 2012. – Вип.20. – С. 66 – 73.
3. Беженев, С.А. Методические аспекты проблемы оценки характеристик сопротивления усталости металлических материалов /С.А.Беженев //Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні. – 2011.– № 1.– С. 27–31.
4. Екобори, Т. Научные основы прочности и разрушения материалов /Т.Екобори. – К.: Наукова думка, 1978. – 352 с.
5. Иванова, В.С. Природа усталости металлов /В.С.Иванова, В.Ф.Терентьев. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.
6. Трощенко, В.Т. Условия перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению металлов и сплавов. Сообщение 2. Продолжительность стадий зарождения и развития усталостных трещин /В.Т.Трощенко, Л.А.Хамаза //Проблеми прочности. – 2014. – № 4. – С. 5 – 20.
7. Терентьев, В.Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов /В.Ф.Терентьев. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 288 с.
8. Сопротивление материалов деформированию и разрушению /В.Т.Трощенко, А.Я.Красовский, В.В.Покровский, Л.А.Сосновский, В.А.Стрижало //Справочное пособие, Т.1. – К.: Наукова думка, 1993. 243 с.
9. Беженев, С. Застосування методу акустичної емісії для оцінювання впливу поверхневого зміцнення на характеристики опору багатоциклової втоми залізобуглецевих сплавів /С.Беженев //Вісник ТНТУ. – 2013. – № 3 (71). – С. 204 - 214.

ВЛИЯНИЕ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК РЕГУЛЯРНОЙ СИСТЕМЫ НА ВЕЛИЧИНУ ВИБРОДИАГНОСТИЧЕСКОГО ПАРАМЕТРА НАЛИЧИЯ «ДЫШАЩЕЙ» ТРЕЩИНЫ

В. А. Круц, А. П. Зиньковский, И. Г. Токарь

Институт проблем прочности имени Г.С. Писаренка НАН Украины,
Киев, Украина

Abstract. The paper presents the results of computational experiments on determination of the influence of the coefficient of elastic coupling between the discrete model equitype elements (subsystems) of regular system on the value of vibrodiagnostic parameter due to the presence of a breathing crack. It is shown that due to elastic coupling between the elements the chosen parameter is evident not only within the damaged subsystem, but also within the undamaged one.

В процессе эксплуатации многих объектов техники, в частности рабочих лопаток турбомашин, вследствие воздействия широкого спектра силовых и температурных нагрузок возникают закрывающиеся или так называемые «дышащие» трещины. Они обуславливают существенное изменение их упругих характеристик в течение цикла деформирования, что является причиной нелинейности колебаний, проявляющейся в возникновении наряду с основным суб- и супергармонических резонансов исследуемой системы.

Задача изучения колебаний объектов техники с рассматриваемой трещиной и поиск надежных вибродиагностических критериев ее наличия в последнее время представляет все большую актуальность.

Для многих узлов машин характерны различного рода механические связи их составляющих элементов. Вследствие этого изолированное рассмотрение отдельного конструктивного элемента не позволяет достаточно точно описать его динамическое состояние. Поэтому в теории колебаний все большее внимание уделяется изучению сложных механических систем, среди которых особое место занимают регулярные системы, представляющие последовательное или параллельное соединение однотипных элементов (подсистем). К таким системам в первую очередь относятся пакеты лопаток, а также их венцы, как особый вид регулярных систем, обладающих поворотной симметрией.

С учетом вышесказанного, целью данной работы является расчетное определение влияния коэффициента упругой связи подсистем простейшей регулярной системы из двух однотипных элементов на величину вибродиагностического параметра наличия «дышащей» трещины.

Вынужденные колебания представленной на рис. 1 дискретной модели рассматриваемой системы при действии гармонической вынуждающей силы $P(t) = P_0 \cos vt$ описываются нелинейной системой дифференциальных уравнений 2-го порядка:

$$\begin{cases} M_1 \ddot{u}_1 + c_1 \dot{u}_1 + k_1 [1 - 0.5\alpha(1 + \text{sign} u_1)] u_1 + k_s (u_1 - u_2) = P_0 \cos vt; \\ M_2 \ddot{u}_2 + c_2 \dot{u}_2 + k_2 u_2 + k_s (u_2 - u_1) = P_0 \cos vt. \end{cases}$$

Здесь M_j , k_j , c_j ($j = 1, 2$) – приведенные масса, коэффициенты жесткости и вязкого сопротивления j -й подсистемы соответственно при отсутствии ее повреждения; u_j – перемещение массы M_j относительно ее устойчивого равновесия; $\alpha = (k - k_0)/k$ – параметр, интегрально характеризующий относительное изменение жесткости

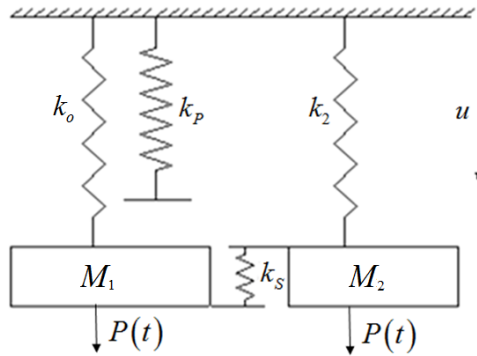


Рис.1. Дискретная модель простейшей регулярной системы с закрывающейся трещиной

подсистемы при наличии открытой трещины. С целью более отчетливого представления о влиянии закрывающейся трещины усталости на колебания простейшей регулярной системы в качестве ее исходного неповрежденного состояния принята строго регулярная система, для которой приведенные массы (M_1 и M_2), коэффициенты жесткости (k_1 и k_2 , где $k_1 = k_o + k_p$) и вязкого трения (c_1 и c_2) подсистем одинаковы, т. е. $M_1 = M_2 = M$; $k_1 = k_2 = k$; $c_1 = c_2 = c$, где k_o – коэффициент жесткости подсистемы с открытой трещиной (в данном случае при $u > 0$).

Вычислительные эксперименты в соответствии с постановкой задачи проводились при варьировании коэффициента упругой связи $\gamma = k_s/k$.

Рассмотрим результаты решения задачи на примере субгармонического резонанса порядка $\frac{1}{2}$ при коэффициенте демпфирования $h = c/M = 0.0008 \text{ c}^{-1}$. Расчеты проводились по методике, представленной в [1]. В качестве вибродиагностического параметра было выбрано $\alpha_1 = A^{(1)}/A^{(2)}$ – отношение амплитуд первой $A^{(1)}$ и второй $A^{(2)}$ гармоник колебаний.

Для рассматриваемой системы при наличии нарушения ее регулярности, как известно [2], даже при синфазном возбуждении характерны две формы колебаний – синфазная и антифазная. Поэтому для амплитуд возбуждаемых гармоник резонансных колебаний стержней образца с трещиной усталости введем обозначение $A_j^{(iq)}$, где $i = 1, 2$ – номер гармоники колебаний; $q = \text{I, II}$ – вид формы колебаний образца (I – синфазная; II – антифазная), а для вибродиагностического параметра – $\alpha_{1j}^{(q)} = A_j^{(1q)}/A_j^{(2q)}$

По результатам вычислительных экспериментов были получены зависимости вибродиагностического параметра от параметра повреждения для поврежденной и неповрежденной подсистем дискретной модели регулярной системы, а также для поврежденной подсистемы в изолированном состоянии ($\gamma = 0$), которые представлены на рис. 2. Видно, что с возрастанием коэффициента упругой связи γ величина вибродиагностического параметра для поврежденной подсистемы уменьшается, а для неповрежденной – возрастает. Это отчетливо иллюстрируется зависимостями вибродиагностического параметра от коэффициента упругой связи γ для величины параметра повреждения $\alpha = 0.1$, которые показаны на рис. 3. Анализ полученных данных показывает, что для малых значений коэффициента упругой связи величина вибродиагностического параметра $\alpha_{1j}^{(q)}$ для неповрежденной подсистемы значительно меньше, чем для поврежденной, что усложняет возможность его применения для диагностики исследуемого повреждения. Однако, при возрастании коэффициента упругой связи γ значения вибродиагностического параметра для поврежденной и неповрежденной подсистем сближаются.

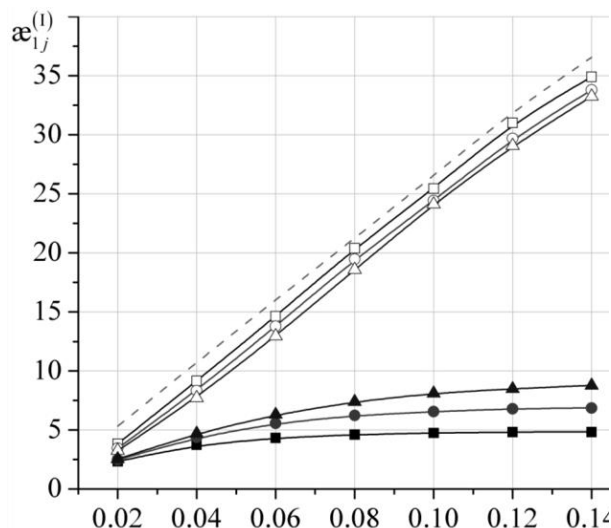


Рис. 2. Зависимости вибродиагностического параметра от параметра повреждения для поврежденной (светлые точки) и неповрежденной (темные) подсистем при субгармоническом резонансе для коэффициента упругой связи γ , равном 0.01 (■, □), 0.015 (●, ○), 0.02 (▲, △). Штриховая линия – поврежденная подсистема в изолированном состоянии

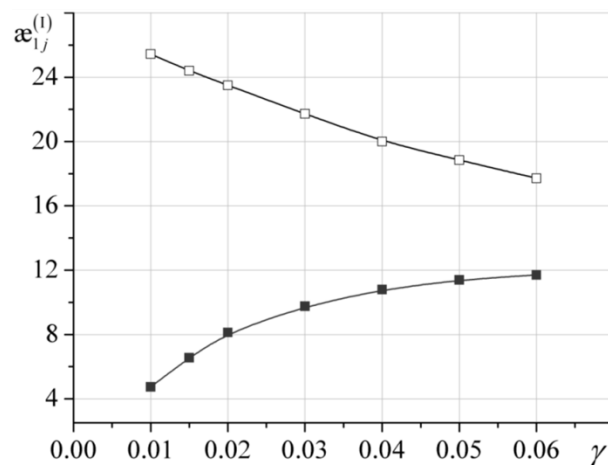


Рис. 3. Зависимость вибродиагностического параметра $\alpha_{1j}^{(1)}$ от коэффициента упругой связи γ для поврежденной (□) и неповрежденной (■) подсистем при субгармоническом резонансе для $\alpha = 0.1$

Следует также отметить, что при рассматриваемом режиме колебаний имеет место возбуждение антифазной формы подсистем дискретной модели регулярной системы. Однако ввиду малости амплитуд, соответствующих указанной форме колебаний, они не являются значимыми.

Литература

1. Kruts V. A. Influence of a Fatigue Crack on the Vibrations of the Simplest Regular Elastic System / V. A. Kruts, A. P. Zinkovskii, E. A. Synenko // Strength of Materials. – 2013. - **45**, No. 3. – P. 308-315.
2. Tokar' I. G. A study of the influence of damage in equitype elements on vibration of regular systems / I. G. Tokar', A. P. Zinkovskii // Strength of Materials. – 2006. – **38**, No. 2. – P. 135-140.

DIAGNOSTICS OF DEGRADATION OF SURFACES TREATED BY THERMAL SPRAYING

M. Landová, M. Greš, J. Brezinová, A. Guzanová

Technical University of Košice, Faculty of Mechanical Engineering, Košice, Slovakia

Abstract: The paper deals with possibilities of utilization HVOF coatings in thermal cyclic loading and wear conditions. There were evaluated three types of coatings based on WC-Co, WC-Co-Cr and Cr₃C₂-25NiCr. The quality of coatings was evaluated in terms of their adhesion during the cyclic thermal loading (pull-off test), microhardness and wear resistance (pin-on-disc test). Structure of coatings was studied using optical and electron microscopy. The coating Cr₃C₂-25NiCr

showed the highest resistance to thermal cycles and wear resistance at 900°C and can be recommended for renovation components stressed by high and cyclic temperatures and wear.

Introduction

In steelmaking, inner parts of basic oxygen furnace (BOF) converter hood are subjected to extreme wear. Material of converter hood is exposed to set of unique factors: cyclic thermal load related to temperature and gas rate variation, dust particles erosion caused by oxides of iron, calcium, magnesium, silicium and other elements occurring in exhaust gas. As a result of mentioned factors thickness of the converter hood is reduced. There are various types of protective coatings used with aim to enlarge hood lifespan. Thermally-sprayed coatings belong to the dynamically developing field of surface engineering [1]. These high-quality functional coatings are applied also in renovations, mainly due to their excellent properties - high wear resistance [2-6], corrosion resistance [7] and resistance against high temperatures. HVOF (High Velocity Oxygen Fuel) is one of the technologies, which formed coatings with very small porosity (<1 %) compared with the basic material and high adhesion strength (> 80 MPa). There are minimal thermal changes of substrate during spraying and also roughness of coating surface is low. The paper presents experimentally obtained results aimed at assessing selected coatings applied by HVOF technology. The coatings were subjected to cyclic thermal stress. The quality of coatings was evaluated by pull-off test and Vickers hardness test, wear resistance was evaluated by pin-on-disc test. Conditions of experimental works were chosen in order simulate operating conditions in BOF.

MATERIALS AND METHODS

Substrates for application the coatings were made of structural carbon steel of grade C15E, 1.1141 (0.12-0.18%C, 0.3-0.6%Mn, 0.15-0.40%Si, P and S max 0.035, Fe balance). Tensile strength of the steel substrate is 740 – 880 MPa, and yield strength \geq 440 MPa. The test samples were made from round bar \varnothing 50 mm with a height of 15 mm.

Test samples were pre-treated by abrasive grit blasting: air pressure of 0.5 MPa, blasting distance 400 mm, abrasive - white corundum, grain size 1.00 mm, blasting angle 75°.

There were deposited three types of powders by HVOF technology on pretreated samples. On the first group of samples coating of WC-17Co was applied, on the second group of samples coating of WC-Co-Cr deposited and on the third group of samples coating Cr₃C₂-25NiCr was deposited, for chemical composition see Table 1. Materials were supplied as a powder, agglomerated and sintered, produced by Praxair, Inc., USA.

Table 1 Chemical composition of the powders sprayed

Coating	C	Co	Fe	W	Cr	Ni
WC-17Co	5.5	16.2	0.036	78.4	-	-
WC-Co-Cr	5.5	9.9	0.02	80.58	3.9	-
Cr ₃ C ₂ -25NiCr	10	-	-	-	68.5	21

For the coating deposition equipment JP-5000, Praxair TA was used; it deposits coatings using system HP/HVOF (High Pressure / High Velocity Oxygen Fuel) with System Powder Feeder 1264. The surface of deposited coatings was not further modified after spraying. Parameters of spraying are listed in Table 2.

Table 2 Parameters of spraying

Particle velocity	Nozzle diameter	Kerosene	Oxygen	Powder feed	Nozzle distance
m.s ⁻¹	mm	l.h ⁻¹	l.min ⁻¹	g.min ⁻¹	mm
600 ÷ 1000	25.4 mm	22.7	800	75	380

Thickness of the coating was determined by magnetic thickness gauge. Microhardness of evaluated coatings was measured by Vickers hardness pyramid according to STN ISO 4516, load 980.7 mN (HV0.1), dwell time 15 s. Samples were subjected to cyclic thermal load in electric

chamber furnace according to the following thermal regime: heating of the samples in electric chamber furnace at 900 °C, dwell in the furnace for 20 minutes, free cooling of samples on still air to ambient temperature.

Samples were subjected to 10 thermal cycles, and after the 3rd, 5th, 8th and 10th thermal cycle samples were collected to evaluate the adhesion of coatings. Adhesive wear of coatings was evaluated by pin-on-disc test: normal load 5 N, linear speed 100 mm.s⁻¹, atmosphere: air, stop condition 300 m, static partner WC ball with diameter 6 mm, track radius 5,01 mm, temperature 900°C. Wear of coatings was measured on 3D confocal microscope (Sensofar PLUNEOX Accuron). From the measured wear tracks the worn material volume V_{disc} and specific wear rate W was calculated according to ISO 20808.

RESULTS AND DISCUSSION

Thickness and hardness of the coatings as sprayed are listed in Table 3.

Table 3 Thickness and hardness of the coatings

coating	Thickness / μm	Hardness HV 0.1
WC-17Co	234	1010
WC-Co-Cr	356	1447
Cr ₃ C ₂ -NiCr	393	975

Fig. 1 shows cross-sections and appearance of surface the coatings after thermal cycles. Despite its high hardness, coating WC-Co-Cr after 3 thermal cycles showed thermal cracking, Surface of coating WC-17Co during the thermal cyclic loading was covered with a layer of blue oxides with a strong chalking. Coating Cr₃C₂-NiCr after thermal cycles retained its appearance and tactile qualities.

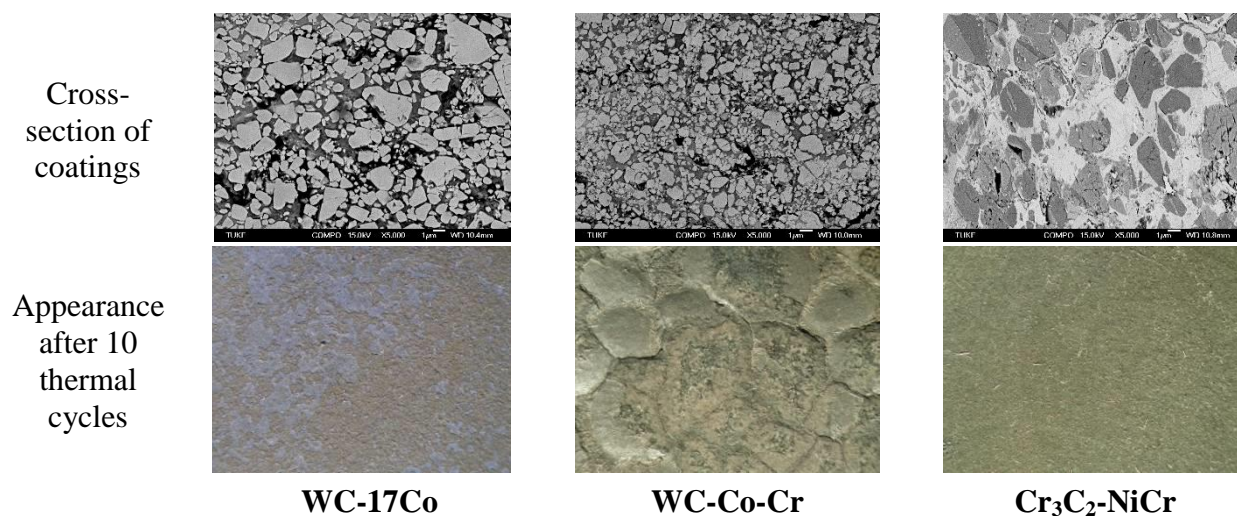


Fig. 1 Cross-sections and appearance of surface the coatings after thermal cycles

Adhesion of coatings could not be determined by pull-off test due to limited cohesion strength of used epoxy resin. Adhesion of all coatings as sprayed and also after thermal load exceeded 30 MPa.

The coefficient of friction for all evaluated coatings gradually increased from the start of the test. This phenomenon was due to increasing the contact area between the coating and the static ball. The friction coefficient value depends on the interior structure of the coatings that consists of large number of hard carbide particles. These particles interact with the material of the static ball during friction. The highest friction coefficient was found for coating Cr₃C₂-NiCr (0.8). Mentioned value was found after 234 m of the test, when the test was stopped because the coefficient of friction increased to unacceptable levels. The reason for stopping was also much faster wear of the ball compared to other coatings. The lowest coefficient of friction coating was recorded in WC-Co-Cr (0.7). Wear of the coatings after pin-on-disc test shows Fig. 2.

From Fig. 2 is clear that the coatings WC-17Co and Cr₃C₂-NiCr are characterized by high wear resistance, value V_{disc} was unmeasurable. For the coating WC-Co-Cr there was detected measurable wear: V_{disc} = 5.6e10⁻² mm³, W = 3.7e10⁻⁵ mm³.N⁻¹.m⁻¹.

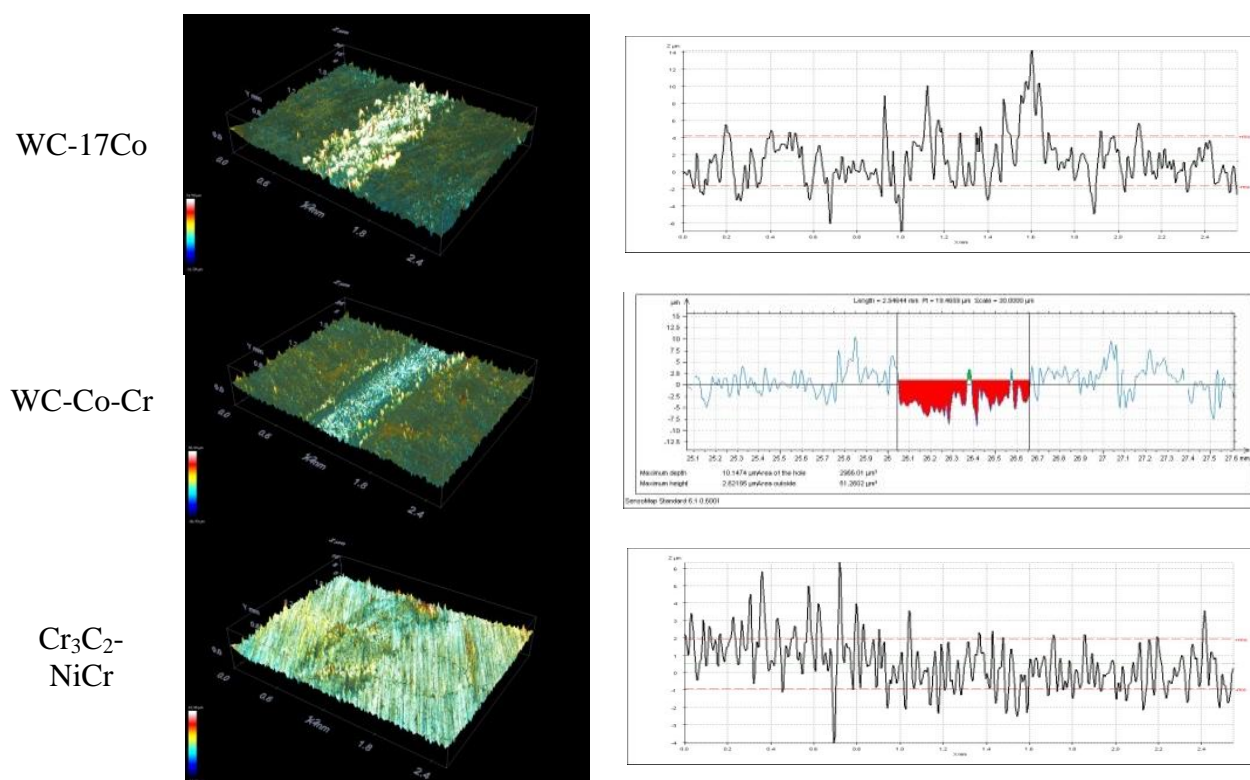


Fig. 2 Coatings wear track and profile of the track after pin-on-disc test realized at 900°C

CONCLUSION

Based on the results of the experiments it can be said that the coating WC-Co-Cr (1447 HV0.1) showed the highest hardness and the coating Cr₃C₂-NiCr (975 HV0.1) showed the lowest. To the environment of BOF with high and fluctuating temperatures coating WC-Co-Cr cannot be applied, because of its cracking after a few thermal cycles and thereby disruption of its barrier protective effect what creates a precondition for high temperature corrosion of the substrate. In high temperature the coating WC-17Co showed strong chalking, which may cause significant losses in weight (and consequently in thickness) of the coating and its low durability. Coating Cr₃C₂-NiCr compared with the previous coatings showed a lower hardness, but during the thermal cyclic loading maintains its integrity and adhesion, any other qualitative changes didn't occur. Adhesive wear resistance of all coatings at 900°C was excellent, only for coating WC-Co-Cr was detected low wear rate 3.7e10⁻⁵ mm³.N⁻¹.m⁻¹.

Based on the experimental results obtained, it is possible to recommend for renovation components stressed by extremely high and cyclic temperatures and wear coating Cr₃C₂-25NiCr.

Acknowledgement

This contribution is the result of the Grant Scientific Project VEGA No. 1/0600/13.

REFERENCES

1. M. Li, P. D. Christofides, Chem. Eng. Sci. 61 (2006) 6540-6552.
2. T. Sahraoui, S. Guessasma, , N.E. Fenineche, G. Montavon, C. Coddet, Mater. Lett. 58 (2004) 654-660.
3. R. J. K. Wood, Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 28 (2010) 82-94.
4. L. Thakur, N. Arora, R. Jayaganthan, R. Sood, Appl. Surf. Sci. 258 (2011) 1225-1234.
5. W. Żórawski, Surf. Coat. Technol. 220 (2013) 276-281.
6. T. Sahraoui, S. Guessasma, M. A. Jeridane, M. Hadji, Mater. Des. 31 (2010) 1431 – 1437.
7. V.A.D. Souza, A. Neville, Wear 259 (2005) 171-180.

ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ РУЙНУВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ЗА ЕНЕРГЕТИЧНИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ СИГНАЛІВ АКУСТИЧНОЇ ЕМІСІЇ

О.М. Станкевич

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

Abstract. The continuous wavelet transform is applied to the analysis of acoustic emission signals collected during static loading of different structural materials specimens. Estimation's criteria of fracture mechanisms of the plastic deformation and the brittle mechanism were established.

Значний обсяг інформації про фізичні процеси, а також про механізми, енергію руйнування, швидкість деформації тощо, містить акустична емісія (АЕ), яка супроводжує процеси динамічної локальної перебудови структури матеріалу.

Відомо велику кількість праць, присвячених аналізу не лише потоку сигналів АЕ під час випробувань матеріалів, але й окремих взятих з метою їх детального розшифрування та ідентифікування. Однак складність параметричного опису поширення пружних хвиль в обмеженому, дефектному, анізотропному середовищі наразі не дає змоги розробити єдину теорію ідентифікування сигналів, а відтак і джерел АЕ. Розрізняють різні типи руйнування залежно від стадій його розвитку та особливостей структури матеріалу [1]. В основу відомих методик АЕ-ідентифікування покладено аналіз параметрів сигналів АЕ: амплітуди [2, 3], частотного спектру [4–10], енергії [11–13] тощо.

Останнім часом серед різноманітних методів цифрової обробки сигналів набув розвитку вейвлет-аналіз, який є ефективним засобом локалізації й класифікації особливих точок нестационарних сигналів і дозволяє здійснювати аналіз одночасно в частотній та часовій областях.

Метою досліджень є проведення аналізу особливостей руйнування конструкційних матеріалів за енергетичними характеристиками неперервного вейвлет-перетворення (НВП) сигналів АЕ для ідентифікування типів і механізмів їх руйнування.

Методика досліджень. Відомо, що на формування сигналу АЕ впливають такі параметри джерела як енергія, що виділяється під час деформації чи руйнування, та величина деформації. Своєю чергою, величина, швидкість та механізми деформації пов'язані з частотою і енергією пружної акустичної хвилі, яка виникає під час деформації (руйнування).

У попередніх дослідженнях [1] для ідентифікування типів руйнування конструкційних матеріалів запропоновано критерій, який ґрунтується на оцінці сигналів АЕ у локальні моменти часу, коли вейвлет-коефіцієнт набуває максимального значення. Для цього побудовано критеріальний параметр κ , який урахує спектральні особливості НВП сигналів АЕ та параметри вимірювального тракту:

$$\kappa = WT_{\max} \times \Delta f_0 / \Delta f, \quad (1)$$

де WT_{\max} – локальний максимум вейвлет-коефіцієнта для події АЕ; Δf – ширина частотної смуги локального максимуму в координатах $WT-f$; Δf_0 – ширина робочої смуги АЕ-тракту, що визначається конструкцією первинного перетворювача. Залежно від експериментально встановленого значення критеріального параметра тип макроруйнування конструкційних матеріалів розділено на в'язке ($\kappa < 0,1$), в'язко-крихке ($0,1 \leq \kappa < 0,2$) та крихке руйнування ($\kappa \geq 0,2$).

Водночас відомо, що активність АЕ характеризується швидким вивільненням енергії в матеріалі, а енергетична характеристика сигналу пов'язана з цим процесом. Оскільки побудований критерій, як показала практика, має несуттєву межу переходу між значеннями критеріального параметра для в'язко-крихкого руйнування, то запропоновано оцінювати

сигнали АЕ за енергією локальних максимумів НВП сигналів АЕ, які характеризують кожний елементарний акт руйнування, за співвідношенням [14]

$$E_{WT} = \int_{t_1}^{t_2} |WT_a(t)|^2 dt, \quad (2)$$

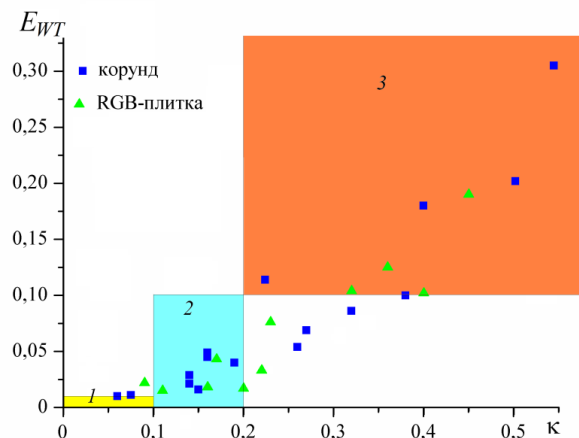
де $[t_1, t_2]$ – ефективна тривалість випромінювання імпульсу на рівні $0,5WT_{\max}$,

$WT_a(t) = A + B \cdot e^{-0,5 \left(\frac{t-C}{D} \right)^2}$ – функція апроксимації проекції локального максимуму на площину “вейвлет-коефіцієнт WT – час t ”, A, B, C, D – коефіцієнти апроксимації. Тоді за новим критерієм, якщо $E_{WT} < 0,01$ – сигнал супроводжує в’язке, $0,01 \leq E_{WT} < 0,1$ – в’язко-крихке та $E_{WT} \geq 0,1$ – крихке руйнування.

Результати та їх обговорення. Для вивчення особливостей руйнування за енергією локальних максимумів НВП сигналів АЕ вибрали такі конструкційні матеріали: корунд, натрій-кальцій-силікатне скло, сталь 38ХНЗМФА. Досліджували за трьома схемами навантаження: розтяг циліндричних сталевих зразків ($\varnothing 4$ мм, $l = 44$ мм); стиск зразків зі скла (тротуарна RGB-плитка); триточковий згин циліндричних зразків із корунду ($\varnothing 13,5$ мм, $l = 80$ мм).

В експериментах використовували установку СВР-5 зі швидкістю переміщення індентора 4×10^{-7} м/с. Щоб уникнути впливу завад, застосували метод паралельного (індикаторного) каналу. АЕ-інформацію реєстрували за допомогою системи SKOP-8М з двома вимірювальними АЕ-каналами. Режими вимірювань: тривалість вибірки 0,5 мкс; період дискретизації аналогового сигналу 0,25 мкс; частота зрізу фільтра низьких частот 600 кГц, високих 200 кГц; поріг дискримінації – у межах 30 %. Коефіцієнт підсилення АЕ-тракту становив 70 дБ (40 дБ – попередній підсилювач). Смугу частот вимірювального каналу визначали за спектральними характеристиками первинного перетворювача. У нашому випадку вона була 0,2 ... 0,6 МГц. Відносна похибка реєстрації амплітуди сигналів АЕ не більше $\pm 10\%$. У режимі постобробки аналізували сигнали АЕ, будували їх НВП та вивчали кореляцію локальних особливостей НВП з типами руйнування.

На рис. 1 представлено двопараметричний розподіл сигналів АЕ під час руйнування корунду та скла в координатах “енергія E_{WT} – коефіцієнт κ ”. Числове значення енергії E_{WT} має діапазон 0,01...0,305, а критеріального показника κ – 0,06...0,56. Найбільша кількість сигналів АЕ має значення енергії $E_{WT} > 0,01$, а значення критеріального показника $\kappa > 0,1$. Тобто, згідно із запропонованими вище критеріями вони відповідають в’язко-крихкому та крихкому руйнуванню, тобто супроводжують розвиток мікротріщиноутворення та поширення макротріщини, відповідно.



Під час руйнування сталі 38ХНЗМФА реєстрували сигнали АЕ трьох типів. Як видно з двопараметричного розподілу (рис. 2, б) на ранніх стадіях (ділянка I рис. 2, а) активність утворення мікротріщин є малою порівняно з дислокаційними механізмами та активно зростає на етапі навантаження, який відповідає початку пластичної деформації (ділянка II). Далі спостерігали ріст АЕ-активності. Наявність у цей час сигналів АЕ, які відповідають різним типам руйнування, свідчить про інтенсивний розвиток мікро- та макротріщиноутворення. Подальша деформація супроводжується локальними пластичними зсувами. Остання стадія навантаження (ділянка III) протікає зі зменшенням деформованого об'єму і локалізацією зони деформації (відбувається утворення шийки). Цей процес супроводжується підростанням і злиттям утворених раніше мікротріщин, що врешті призводить до руйнування зразка.

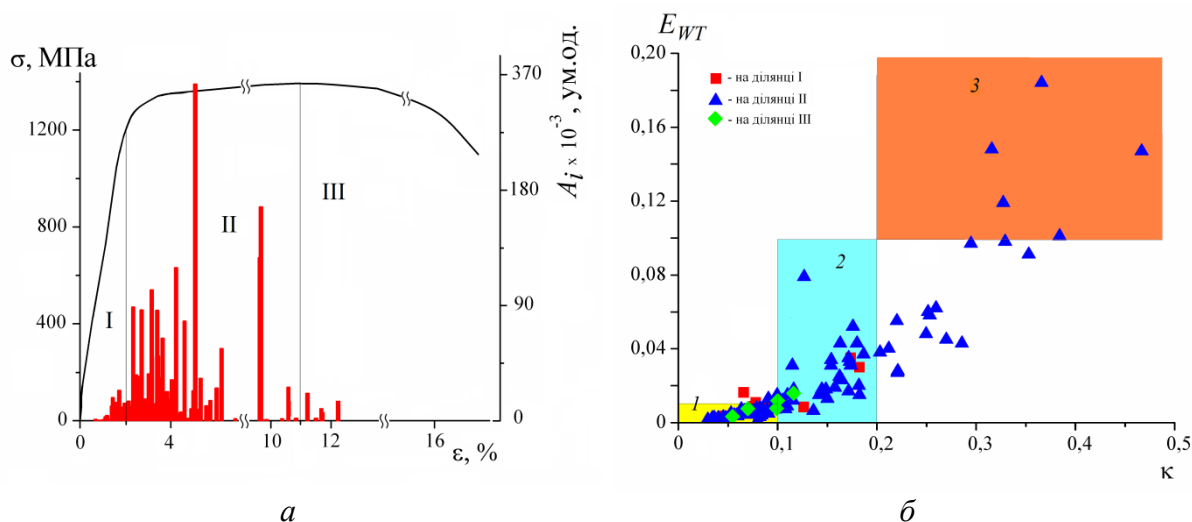


Рис. 2. Діаграма розтягу та розподіл амплітуд сигналів АЕ за виборками (а) та їх двопараметричний розподіл за різного навантаження (б) для сталі 38ХНЗМФА.

Обчислення частки енергії різних типів руйнування показали, що найбільший відсоток енергії (68,3%) під час руйнування сталі 38ХНЗМФА виділяється за в'язкого та в'язко-крихкого руйнування, тобто під час пластичних деформацій та мікротріщиноутворення (обл. 1, 2 на рис. 2, б). Водночас для крихких матеріалів (корунд та скло) загальна енергія руйнування припадає на в'язко-крихке (корунд – 45,8 %, RGB-плитка – 19,15 %) та крихке (корунд – 54,2 %, RGB-плитка – 80,85 %) руйнування (обл. 2, 3 на рис. 1).

Для верифікування енергетичного критерію співставили отримані результати з раніше проведеними дослідженнями [14]. На рис. 3 представлено діаграму розподілу частки енергії типів руйнування для різних матеріалів. Бачимо, що в крихких матеріалах найбільша частка енергії припадає на в'язко-крихке та крихке (скло, корунд, сталь 45(гарт.)), а у в'язких сталях – на в'язке та в'язко-крихке руйнування (сталь 45(стан. пост.), сталь 38ХНЗМФА), що узгоджується з уже відомими даними [1].

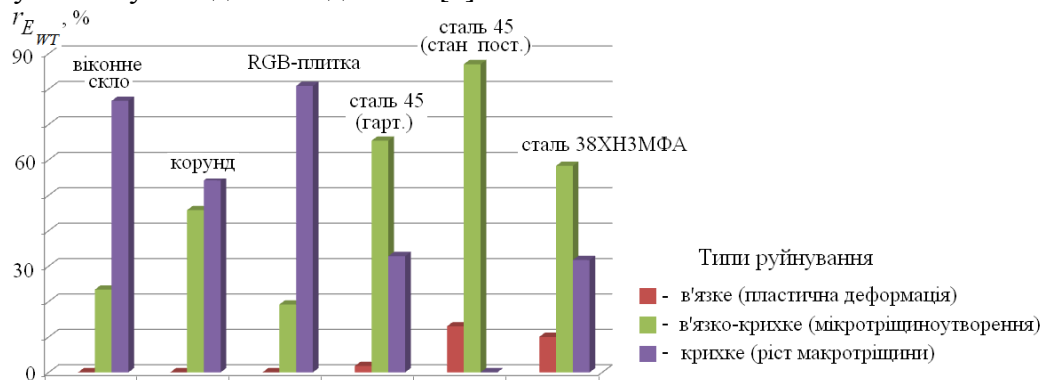


Рис. 3. Частка енергії типів руйнування для різних конструкційних матеріалів.

Висновки. Аналіз амплітудно-частотних та енергетичних параметрів локальних максимумів НВП сигналів АЕ під час руйнування різних конструкційних матеріалів за запропонованими критеріями ідентифікування типів руйнування дав можливість розділити сигнали АЕ на три типи: що супроводжують пластичну деформацію, утворення і розвиток мікротріщин та поширення макротріщини.

Побудовані методики підтвердили ефективність застосування енергетичного критерію, що побудований на основі неперервного вейвлет-перетворення сигналів АЕ, для вивчення динаміки та ідентифікування типів руйнування конструкційних матеріалів.

1. Скальський В. Р. Акустико-емісійне діагностування типів макроруйнування конструкційних матеріалів / В. Р. Скальський, В. В. Божидарнік, О. М. Станкевич. – К. : Наукова думка, 2014. – 264 с.
2. Crack detection in pressure piping by acoustic emission / P. H. Hutton, R. N. Ord, H. N. Pedersen, J. C. Spanner // Nuclear Safety Quarterly Report – July, August, September, October, 1967 for Nuclear Safety Branch of USAEC Division of Reactor Development and Technology. BNWL-754. – Battelle–Northwest, Richland, Washington. – 1968. – P. 3.1–3.13.
3. Gerberich W. An acoustic emission investigation of microscopic ductile fracture / W. Gerberich, D. G. Atteridge, J. F. Lessar // Metallurgical Transactions. – 1975. – A6(4). – P. 797–801.
4. Залесский В. В. Спектральный анализ сигналов акустической эмиссии / В. В. Залесский, А. С. Трипалин, Н. Я. Портной // Физико-математические исследования. – Ростов-на-Дону, 1972. – С. 91–94.
5. Pardee W. Analysis of acoustic emission frequency spectra / W. Pardee, L. J. Graham // IEEE Ultrasonic symposium: proc. – Los Angeles, 1975. – P. 597–600.
6. Kline R. A. Frequency analysis of acoustic emission signals / R. A. Kline, W. Hartman // 2nd International conference on mechanical behavior of materials: proc. – 1976. – P. 1631–1635.
7. Иванов В. И. Применение метода АЭ для неразрушающего контроля и исследования материалов (обзор основных проблем и задач) / В. И. Иванов // Дефектоскопия. – 1980. – № 5. – С. 65–84.
8. Acoustic emission crack monitoring in fracture-toughness tests for AISI-4340 and SA 533B steels / H. Takahashi, M. A. Khan, M. Kikuchi, M. Suzuki // Experimental Mechanics. – 1981. – 21(3). – P. 89–99.
9. Исследование деформирования кремнистого железа методом акустической эмиссии / Г. Б. Муравин, В. М. Финкель, Л. М. Лезвинская, Я. В. Симкин // Дефектоскопия. – 1984. – № 10. – С. 88–91.
10. Теоретические концепции метода акустической эмиссии в исследовании процессов разрушения / А. Е. Андрейкив, Н. В. Лысак, О. Н. Сергиенко, В. Р. Скальський. – Львов, 1987. – 49 с. – (Препр. / АН УССР. Физ.-мех. ин-т; № 137).
11. Woodward B. Identification of acoustic emission source mechanisms by energy spectrum analysis / B. Woodward // Ultrasonic. – 1976. – 14(6). – P. 249–255.
12. Mirabile M. Acoustic emission energy and mechanisms of plastic deformation and fracture / M. Mirabile // Nondestructive testing. – 1975. – 8(2). – P. 77–85.
13. Real-time evaluation of energy attenuation: A novel approach to acoustic emission analysis for damage monitoring of ceramic matrix composites / E. Mailliet, N. Godin, M. R'Mili et al. // Journal of the European Ceramic Society. – 2014. – 34. – P. 1673–1679.
14. Назарчук З. Характеристика механізмів руйнування сталі 45 за вейвлет-перетворенням сигналів акустичної емісії / З. Назарчук, В. Скальський, О. Станкевич // 12-й Міжнародний симпозіум українських інженерів-механіків у Львові (МСУІМЛІ-12): праці, (28-29 травня 2015 р., Львів). – Львів: КІНПАТРИ ЛТД, 2015. – С. 3.

ПОШИРЕННЯ ТРІЩИН ТЕРМОВТОМИ У ТІЛАХ ІЗ БІМАТЕРІАЛУ

Г.Т. Сулим¹, О.П. Ясній², Я.М. Пастернак³

¹ Львівський національний університет імені Івана Франка, Україна

² Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна

³ Луцький національний технічний університет, Україна

Abstract. This study presents an extensive research on fatigue crack paths in anisotropic thermoelastic bimaterial plates under cyclic thermal loading. Since new boundary integral equations for bimaterial solids are utilized, no internal cells are required. Therefore, the crack growth is modeled with addition of boundary elements at crack tips. Several new problems are considered, both crack paths and stress intensity factors are analyzed.

Сучасні конструкції, машини, механізми та прилади, як правило, проектують для роботи в широкому діапазоні температур, щоб забезпечити можливість їхнього використання за різних погодних умов і навіть у різних кліматичних зонах. Крім того, для їхнього виготовлення все частіше застосовують анізотропні, зокрема й композиційні, матеріали чи складні шаруваті структури, що дають можливість зменшити вагу виробу, надавши при цьому його елементам бажаних фізико-механічних властивостей у заданих напрямках. Це істотно підвищує якість та функціональність продукції, проте висуває високі вимоги до використовуваних моделей розрахунку її витривалості, надійності та довговічності, що повинні забезпечувати врахування різних типів навантажувальних чинників, структурної неоднорідності та анізотропії матеріалів окремих складових частин. Зокрема, вивчення термовтоми таких кусково-однорідних матеріалів і визначення їхнього ресурсу є істотними при проектуванні сучасних електронних виробів [1].

Основним завданням при визначенні довговічності виробів є вивчення розвитку втомних дефектів. На цей час здійснено широкий обсяг досліджень розвитку втомних тріщин в ізотропних та анізотропних тілах за дії механічних навантажень. Проте вплив термовтоми на анізотропні матеріали залишається все ще надто мало вивченим. Більшість дослідників описує циклічне теплове навантаження за допомогою еквівалентного механічного [2], що зазвичай надто грубо окреслює процеси, які перебігають у термопружних матеріалах.

Тому у цій роботі досліджено коефіцієнти інтенсивності напружень і траєкторії просування втомних тріщин у скінченних кусково-однорідних пластинках, виготовлених із анізотропних матеріалів. В основу числово-аналітичного підходу покладено нещодавно розроблений граничноелементний метод функцій стрибка [3], що дає можливість вивчати термопружні анізотропні тіла з біматеріалу із використанням розбиття лише межі тіла та поверхні (лінії) тріщиновидного дефекту. Це дає можливість ефективно моделювати підростання тріщин термовтоми за дії циклічного теплового навантаження методом покрокового додавання до попередньої сітки граничних елементів відповідної довжини у вершинах дефекту.

Формулювання та схема розв'язування задачі. Розглянемо плоску задачу термопружності лінійно анізотропного кусково-однорідного тіла (пластинки), що складається із двох матеріалів з прямолінійною межею їхнього поділу, поєднаних між собою із забезпеченням умов ідеального механічного та теплового контакту. Лицьові поверхні пластинки вважаються теплоізованими. Тіло містить тріщину деякої початкової довжини, що під час циклічного навантажування починає зростати, доки не досягне критичного розміру і пластинка зруйнується. На межі пластинки та поверхнях тріщини задані певні теплові та механічні крайові умови, що забезпечують квазістатичний розв'язок задачі на кожному циклі втомного навантажування.

Відповідно до [3] сформульовані плоскі задачі теплопровідності та термопружності зводяться до розв'язування таких крайових інтегральних рівнянь для визначення плоского температурного поля

$$\begin{aligned}\frac{1}{2}\Sigma\theta(\mathbf{y}) &= \int_{\Gamma} \Theta^{*bm}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Sigma h_n(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) - \int_{\Gamma} H^{*bm}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Delta\theta(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}), \\ \frac{1}{2}\Delta h_n(\mathbf{y}) &= n_i^+(\mathbf{y}) \left[\int_{\Gamma} \Theta_i^{**bm}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Sigma h_n(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) - \int_{\Gamma} H_i^{**bm}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Delta\theta(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) \right]\end{aligned}\quad (1)$$

та результуючих механічних полів

$$\begin{aligned}\frac{1}{2}\Sigma u_i(\mathbf{y}) &= \int_{\Gamma} U_{ij}^{bm}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Sigma t_j(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) - \int_{\Gamma} T_{ij}^{bm}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Delta u_j(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) + \\ &+ \int_{\Gamma} R_i^{bm}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Delta\theta(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) + \int_{\Gamma} V_i^{bm}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Sigma h_n(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}), \\ \frac{1}{2}\Delta t_i(\mathbf{y}) &= n_j^+(\mathbf{y}) \left[\int_{\Gamma} D_{ijk}^{bm}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Sigma t_k(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) - \int_{\Gamma} S_{ijk}^{bm}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Delta u_k(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) + \right. \\ &\left. + \int_{\Gamma} Q_{ij}^{bm}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Delta\theta(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) + \int_{\Gamma} W_{ij}^{bm}(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \Sigma h_n(\mathbf{x}) d\Gamma(\mathbf{x}) \right],\end{aligned}\quad (2)$$

де \mathbf{x}, \mathbf{y} – точки інтегрування та колокації, відповідно; $\Sigma(\square) = (\square)^+ + (\square)^-$, $\Delta(\square) = (\square)^+ - (\square)^-$; h_i – компоненти вектора густини теплового потоку; u_i – компоненти вектора переміщень; θ – зміна температури порівняно з відліковою; $t_i = \sigma_{ij} n_j$ – компоненти вектора напружень; $\Sigma h_n = h_i^+ n_i^+ + h_i^- n_i^-$; n_j^\pm – компоненти вектора нормалей \mathbf{n}^\pm до поверхонь Γ^\pm ; $\mathbf{n} \equiv \mathbf{n}^+ = -\mathbf{n}^-$; $d\Gamma$ – дійсний диференціал дуг $\Gamma = \bigcup_j \Gamma_j$, що моделюють розрізи (тріщини) та межу тіла. Усі ядра інтегральних співвідношень (1), (2) отримані у компактній замкнутій формі у роботі [3].

Потрібно наголосити, що сингулярні інтеграли слід обчислювати в сенсі головного значення, а гіперсингулярні – в сенсі скінченної частини за Адамаром. Якщо серед контурів Γ_j є замкнуті, то для них слід вважати [3] $\theta^+ = \theta$, $\theta^- \equiv 0$, $h_n^+ = h_n$, $h_n^- \equiv 0$ тощо, тобто у формулах (1) та (2) на замкнутих контурах необхідно зважати на рівності $\Delta\theta = \Sigma\theta = \theta$, $\Sigma h_n = \Delta h_n = h_n$, $\Sigma t_j = \Delta t_j = t_j$, $\Delta u_j = \Sigma u_j = u_j$, $\Delta\theta = \theta$, $\Sigma h_n = h_n$.

Запропонований у [3] метод граничних елементів дає можливість із високою точністю розв'язати системи рівнянь (1), (2) та визначити коефіцієнти інтенсивності напружень та теплових потоків у вершинах тріщини на кожному циклі квазістатичного теплового і механічного навантажування.

Інтегральні рівняння (1), (2) дають можливість безпосередньо врахувати теплові та механічні крайові умови без введення у розгляд еквівалентного механічного навантаження (адекватність якого не є чітко окресленою) і є значно точнішими від існуючих на цей час методів [2]. Крім цього, рівняння (1), (2) є суто крайовими, що дає можливість моделювати підростання тріщини без необхідності зміни сітки розбиття області, яка у цьому разі просто відсутня. Тобто, запропонований підхід має істотні переваги над скінченноелементним моделюванням термовтоми [2].

Вважатимемо, що підростання кожної з вершин тріщини відбувається за законом Періса [4], тобто його можна описати таким звичайним диференціальним рівнянням:

$$da_i = C_p (\Delta K_{\text{eff},i})^{m_p} dN, \quad (3)$$

де C_p , m_p – емпіричні сталі матеріалів тіла ($p=1,2$); N – кількість циклів навантажування; a_i – довжина тріщини на i -тій ітерації; $\Delta K_{\text{eff},i}$ – розмах ефективного значення КІН на i -тій ітерації (припускаємо, що $K_{\text{eff}} = K_I$).

З огляду на те, що на кожному циклі тріщина отримує дискретні прирости з кожного боку, перейдемо у (3) від диференціалів до малих величин. Для стійкості схеми методу граничних елементів вважатимемо, що тріщина в одній з вершин підростає на кожній ітерації на величину Δa_0 , що дорівнює довжині граничного елемента розбиття тріщини. Тоді кількість циклів навантажування, що відповідає цьому приросту, забезпечуючи дану ітерацію, визначатиметься згідно (3) за формулою

$$\Delta N_i = \frac{\Delta a_0}{C_p (\Delta K_{\text{eff},i})^{m_p}}. \quad (4)$$

За цю ж кількість циклів друга вершина підросте на величину

$$\Delta a_{1,i} = \Delta a_0 \frac{C_q (\Delta K_{\text{eff},i})^{m_q}}{C_p (\Delta K_{\text{eff},i})^{m_p}}. \quad (5)$$

Тут $q=1,2$; $q=p$, коли вершини тріщини знаходяться в одному матеріалі, і $q \neq p$, коли в різних.

Вважається, що на кожній i -тій ітерації, якій відповідає задана формулою (4) кількість циклів ΔN_i , тріщина поширюється уздовж прямолінійної ділянки. Кут просування тріщини на розглянутому кроці визначатимемо на підставі критерію мінімуму густини енергії деформації Дж. Сі [5], який вважає, що розтріскування спрямоване в тілі від вершини тонкого дефекту уздовж напрямку, заданого полярним кутом θ_* , за якого коефіцієнт S густини енергії деформації набуває мінімального значення (потенціальна енергія протилежна за знаком до силової функції, тому максимум силової функції відповідає мінімуму потенціальної енергії):

$$\left. \frac{\partial S}{\partial \theta} \right|_{\theta=\theta_*} = 0, \quad \left. \frac{\partial^2 S}{\partial \theta^2} \right|_{\theta=\theta_*} > 0. \quad (6)$$

Причому коефіцієнт S густини енергії деформації є функцією лише полярного кута та КІН: $S = S(\theta, K_I, K_{II})$.

Числовий приклад. Розглянемо виготовлену з біматеріалу квадратну пластинку зі стороною $2W$, що містить нахилена під кутом γ до горизонталі нецентральну тріщину завдовжки $2a$. Відстань від межі поділу матеріалів до середини тріщини дорівнює d . Центр тріщини розташований на осі симетрії пластинки (див. схему на рис. 1). Властивості верхнього матеріалу пластинки такі ж, як в анізотропного склопластику: $E_{11} = 55$ ГПа, $E_{22} = 21$ ГПа, $\nu_{12} = 0,25$, $G_{12} = 9,7$ ГПа, $\alpha_{11} = 6,3 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹, $\alpha_{22} = 2 \cdot 10^{-5}$ К⁻¹, $k_{11}/k_{22} = 3,46/0,35$. Нижній матеріал пластинки вважається ізотропним із такими параметрами: $E = 1$ ГПа, $\nu = 0,25$, $\alpha = 10^{-5}$ К⁻¹, $k_{11}/k_{22} = 1/1$ (термопласт). Вивчимо траєкторію підростання тріщини та КІН у випадку, коли $\gamma = 45^\circ$, $a = 0,2W$, $d = 0,2W$, $\theta_0 = 10$ К. Початково тріщина розташована у верхній частині пластинки. Вертикальні бічні поверхні пластинки є теплоізольованими та вільними від навантажень, а горизонтальні підтримуються при різних сталих температурах, що циклічно змінюються. Крім того, горизонтальні поверхні не можуть переміщуватися уздовж вертикального напрямку (змішані теплові та механічні крайові умови).

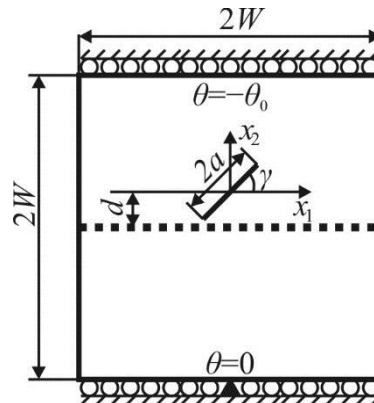


Рис. 1. Схема задачі

На рис. 2 зображено розраховану траєкторію розвитку тріщини та відповідні коефіцієнти інтенсивності напружень в обох її вершинах у їхній залежності від кількості ітерацій. Вважалось, що на кожній ітерації тріщина підростає в обох вершинах на сталу величину $\Delta a_0 = 0,1a$. Коефіцієнт нормування КІН дорівнює $K_0 = E_{22}\alpha_{22}\theta_0\sqrt{\pi a}$, де a – початкова півдовжина тріщини, а модулі пружності та коефіцієнти теплового розширення відповідають властивостям анізотропного матеріалу.

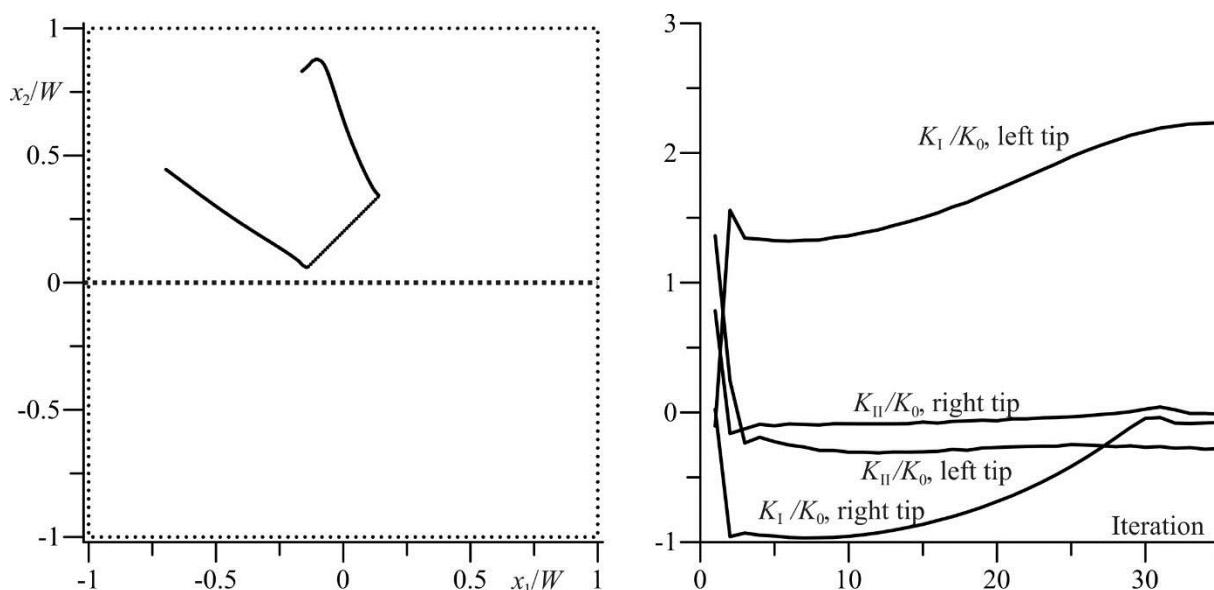


Рис. 2. Траєкторія розвитку тріщини та КІН у її вершинах

Із рис. 2 видно, що відмінність термомеханічних властивостей матеріалів істотно впливає на траєкторію підростання тріщини (результати для однорідного матеріалу отримані в [6]). У лівій вершині вона різко змінюється від початкового напрямку і з часом (в сенсі кількості циклів навантажування) віддаляється від межі поділу практично прямолінійно. Натомість траєкторія руху правої вершини не є прямолінійною і спочатку наближається до межі тіла, а потім починає віддалятися від неї. При цьому КІН обох мод у правій вершині дещо зменшуються.

Висновок. Запропонована схема визначення траєкторій розвитку тріщин термовтоми у тілах із біматеріалу дала можливість з'ясувати вплив відмінності термомеханічних властивостей складових на траєкторії розвитку тріщин.

Література

1. Terashima S. Effect of Silver Content on Thermal Fatigue Life of Sn-xAg-0.5Cu Flip-Chip Interconnects / S. Terashima, Y. Kariya, T. Hosoi, M. Tanaka // J. of Electronic Materials. – 2003. – **32**, No. 12. – P. 1527–33.
2. Haddar N. Thermal fatigue crack networks: an computational study / N. Haddar, A. Fissolo, V. Maillot // Int. J. Sol. Struct. – 2005. – **42**. – P. 771–788.
3. Pasternak Ia. Boundary integral equations and Green's functions for 2D thermoelectroelastic bimaterial / Ia. Pasternak, R. Pasternak, H. Sulym // Engineering Analysis with Boundary Elements. – 2014. – **48**. – P. 87–101.
4. Paris P. A critical analysis of crack propagation laws / P. Paris, F. Erdogan // Journal Basic Engineering. – 1963. – P. 528–534.
5. Sih G.C. Mechanics of fracture initiation and propagation: surface and volume energy density applied as failure criterion / G.C. Sih. – The Netherlands: Kluwer Academic Publishers, 1991 – 410 p.
6. Сулим Г.Т. Ріст втомних тріщин в анізотропних пластинках за теплового навантажування / Г.Т. Сулим, О.П. Ясній, Я.М. Пастернак // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». – Луцьк, 2015. – Вип. № 49. – С. 144–149.

ВИЗНАЧЕННЯ ВІБРОДІАГНОСТИЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НАЯВНОСТІ «ДИХАЮЧОЇ» ТРІЩИНИ В СТРИЖНЕВИХ КОНСТРУКТИВНИХ ЕЛЕМЕНТАХ РІЗНОГО ПОПЕРЕЧНОГО ПЕРЕРІЗУ

Є. Синенко

Інститут проблем міцності імені Г.С. Писаренка НАН України,
Київ, Україна

Abstract. A procedure for calculation of the vibrodiagnostic parameters of the presence of a breathing crack in beam structural elements with rectangular and circular cross sections using their finite element models has been proposed. The results of the performed numerical calculations aimed at determining the influence of the driving force application point along the length of beams on the correlation between the amplitudes of dominant harmonics at super- and subharmonic resonances are presented.

Постановка проблеми та аналіз існуючих досліджень. У більшості випадків деталі машин, зокрема і стрижневі конструктивні елементи, експлуатуються в широкому спектрі динамічних навантажень у складних умовах навколишнього середовища, які часто призводять до виникнення тріщин втоми. Своєчасна діагностика дозволяє виявити такі пошкодження і оцінити їх розміри, та тим самим забезпечити надійну експлуатацію машин.

Огляд існуючих робіт показує, що проблема розробки ефективних та в той же час недорогих вібраційних методів діагностики пошкоджень є актуальною і викликає інтерес у дослідників. При цьому слід зазначити, що якщо перші роботи [1-2] були присвячені впливу дефектів типу забоїни чи відкритої тріщини на модальні характеристики конструктивного елемента, зміна яких проявляється лише при пошкодженнях, що складають більш ніж 20% висоти його поперечного перерізу, то в останнє десятиліття основна увага приділяється розробці методів діагностики на основі виникнення нелінійних режимів коливань, які є більш чутливими і потребують розрахункових моделей з повноцінною «дихаючою» тріщиною [3-4].

Як свідчать результати проведеного аналізу публікацій в напрямку вивчення закономірностей впливу «дихаючої» тріщини на характеристики коливань конструктивних елементів, недостатньо вивченими є питання впливу форми їх поперечного перерізу, що і є метою даної роботи.

Об'єкти дослідження та їх моделювання. Об'єктами дослідження було обрано консольні стрижні круглого та прямокутного поперечного перерізу довжиною L , яка дорівнює 230 мм, з місцем знаходження «дихаючої» тріщини нормального відриву глибиною a на відстані $x_T = 0,1L$ від защемлення (рис.1). Змушувальна гармонічна сила $P(t) = P_0 \sin \nu t$ прикладалась на відстані x_P від защемлення, де P_0 і ν - амплітуда та частота сили відповідно. Механічні характеристики матеріалу зразків такі: модуль пружності $E = 200$ ГПа, густина $\rho = 7800$ кг/м³, а логарифмічний декремент коливань $\delta = 0,01$. Вибір таких об'єктів дослідження пояснюється, по перше, тим, що стрижні є спрощеною моделлю багатьох конструктивних елементів, в тому числі лопаток, і дозволяють дослідити чисті згинні коливання. По друге, модель стрижня прямокутного поперечного перерізу була апробована у роботі [5], що обумовлює можливість визначити достовірність методології проведення обчислювальних експериментів і провести співставлення отриманих та відомих результатів розрахунків.

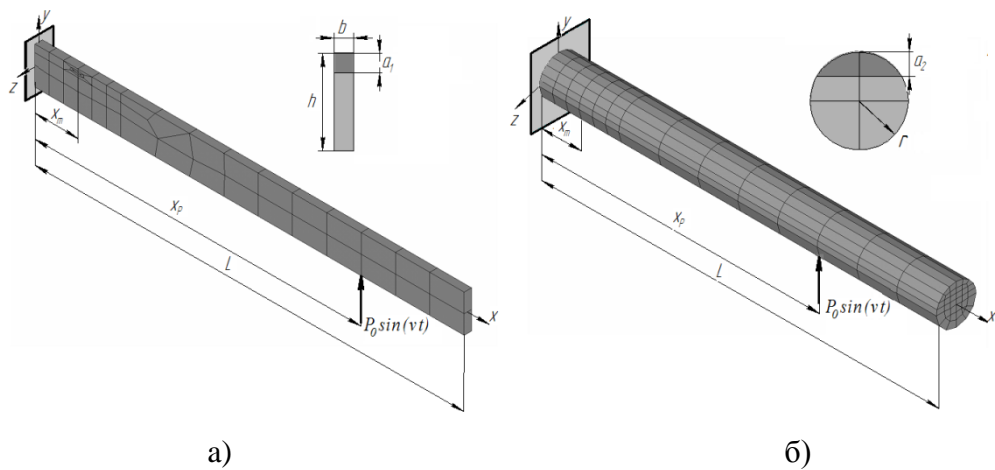


Рис. 1. Загальний вигляд консольних стрижнів прямокутного (а) та круглого поперечного перерізів (б) з нанесеною скінченноелементною сіткою

Будемо позначати характеристики вибраних стрижнів нижніми індексами $i = 1, 2$, де 1 відповідає стрижню прямокутного, а 2 – круглого поперечного перерізу.

Для досягнення мети роботи геометричні параметри досліджуваних стрижнів обиралися таким чином, щоб виконувалась рівність

$$f_{01} = f_{02}, \quad (1)$$

де f_0 - частота основної згинної форми коливань, яка визначається формулою [6]

$$f_0 = \frac{1}{2\pi} \cdot \sqrt{\frac{EI}{\rho F}} \cdot \left(\frac{1.875}{L}\right)^2. \quad (2)$$

Тут I - момент інерції згину, F - площа поперечного перерізу.

Рівність (1) виконується при умові, що $\frac{I_1}{F_1} = \frac{I_2}{F_2}$. Для цього були вибрані такі розміри поперечних перерізів: $b \times h = 4 \times 20 \text{ мм}$; $r = 11,5 \text{ мм}$.

Скінченноелементні моделі стрижнів з «дихаючою» тріщиною створювались з використанням лінійного 8-вузлового елемента Solid45 та його модифікацій. Область навколо тріщини характеризується згущенням скінченноелементної сітки. Тріщина моделювалась, як математичний розріз, а взаємне непроникнення берегів при її відкритті-закритті забезпечується розв'язанням контактної задачі, для чого використовувались контактні елементи Conta174 [5].

Алгоритм розв'язання задачі. Вимушені коливання стрижня з тріщиною під дією сили $P(t)$ описуються нелінійним диференціальним рівнянням:

$$[M]\{\ddot{u}\} + [D]\{\dot{u}\} + [K]\{u\} = \{P(t)\}, \quad (3)$$

де $[M]$ і $[D]$ - інерційна та дисипативна матриці системи відповідно; $[K]$ - матриця жорсткості, що змінюється в часі в залежності від контактної взаємодії берегів тріщини та визначає нелінійність системи, що розглядається; $\{u\}$, $\{\dot{u}\}$, $\{\ddot{u}\}$ - вектор-стовпчики переміщення, швидкості і прискорення відповідно; $\{P(t)\}$ - вектор-стовпчик зовнішнього гармонічного навантаження.

Розв'язання рівняння (3) здійснювалось за допомогою методу Ньюмарка

$$\begin{cases} \{\dot{u}\}_{t+\Delta t} = \{\dot{u}\}_t + [(1-\gamma)\{\ddot{u}\}_t + \gamma\{\ddot{u}\}_{t+\Delta t}]\Delta t; \\ \{u\}_{t+\Delta t} = \{u\}_t + \{\dot{u}\}_t\Delta t + \left[\left(\frac{1}{2}-\beta\right)\{\ddot{u}\}_t + \beta\{\ddot{u}\}_{t+\Delta t}\right]\Delta t^2, \end{cases} \quad (4)$$

де β і γ - параметри інтегрування Ньюмарка, які визначають точність і стійкість інтегрування.

Суть методу полягає в тому, що загальний час T вимушених коливань стрижня від початку їх збудження до виходу на уставлений режим, при початкових умовах $\{u\}_0 = 0$, $\{\dot{u}\}_0 = 0$, $\{\ddot{u}\}_0 = 0$, розбивається на N кроків з кроком по часу $\Delta t = T/N$. При цьому, за результатами проведених розрахунків було встановлено, що величина Δt впливає на їх точність, а задовільна точність досягається при кількості знайдених розв'язків u для одного періоду коливань більше 180. Далі, з врахуванням на кожному кроці рішення для попереднього значення часу, знаходилися наближені значення u для кожного моменту часу $0, \Delta t, 2\Delta t, \dots, T$, що дозволяло отримати залежність переміщення від часу $u(t)$.

Суттєвою особливістю нелінійної системи стрижня з «дихаючою» тріщиною є можливість виникнення нелінійних резонансів та наявність у переміщенні при гармонічному збудженні вищих гармонік. Для визначення амплітуд переміщень A_k , де k - номер гармоніки, використовувалась процедура швидкого перетворення Фур'є (FFT) отриманих залежностей переміщення вільного кінця консольного стрижня $u(t)$. Проведення FFT аналізу можливе при виконанні умови, що масив оброблювальних даних кратний 2^n , де n - ціле число, для трьох і більше періодів функції, що досліджується. В роботі це досягалось шляхом інтерполяції трьох періодів залежності $u(t)$, що відповідають встановленому режиму вимушених коливань стрижня, та їх представлення у вигляді 8192 точок.

Результати досліджень. У відповідності з метою роботи було проведено комплекс чисельних розрахунків з визначення впливу форми поперечного перерізу стрижня на вібродіагностичні параметри наявності «дихаючої» тріщини. В якості вібродіагностичного параметру наявності тріщини, як і в роботі [5], було обрано відношення амплітуд домінуючих гармонік, а саме другої (резонуючої) і першої ($\bar{A}_{2/1} = A_2/A_1$) при супергармонічному ($\nu = 0,5f_0$) та першої (резонуючої) і другої гармонік ($\bar{A}_{1/2} = A_1/A_2$) при субгармонічному ($\nu = 2f_0$) резонансах. Розрахунки проводились при варіюванні точки прикладання x_p по довжині стрижнів гармонічної змушувальної сили.

Для забезпечення співставлення результатів досліджень передбачалось, що площі поперечних перерізів, обумовлених тріщиною, співпадають. Це можливо при $a_1 = 4\text{мм}$, а $a_2 = 5,84\text{мм}$.

На основі даних виконаних чисельних розрахунків були визначені залежності амплітуд $\bar{A}_{2/1}$ та $\bar{A}_{1/2}$ домінуючих гармонік від місця прикладання змушувальної сили x_p , які приведені на рис. 2. Аналіз представлених даних свідчить про наступне.

По-перше, ступінь нелінійності коливного процесу суттєво залежить від точки прикладання змушувальної сили. По-друге, форма поперечного перерізу практично не впливає на закономірності зміни відношення амплітуд домінуючих гармонік амплітуд переміщень від точки прикладання змушувальної сили. По-третє, характер залежності відношення амплітуд домінуючих гармонік переміщень від точки прикладання змушувальної сили суттєво залежить від виду резонансу. Так, якщо при супергармонічному резонансі при $x_p \cong 0,1L$ спостерігається локальний мінімум $\bar{A}_{2/1}$, а при $x_p \approx 0,2L$ - його локальний максимум, то у випадку субгармонічного резонансу має місце зворотнє явище. Подальше зміщення точки прикладання змушувальної сили від вільного кінця стрижня обумовлює при супергармонічному резонансі монотонне спадання величини $\bar{A}_{2/1}$, а при субгармонічному резонансі, навпаки, в цілому має місце зростання $\bar{A}_{1/2}$. Однак, існують точки прикладання сили, коли нелінійність коливального процесу не проявляється, а стрижень поводить себе як суцільний. Наочно такий випадок зображений на рис. 2,б, коли при прикладанні сили в точці $x_p/L = 0,4$ резонуюча гармоніка A_1 не проявляється, а відношення $\bar{A}_{1/2} = 0$.

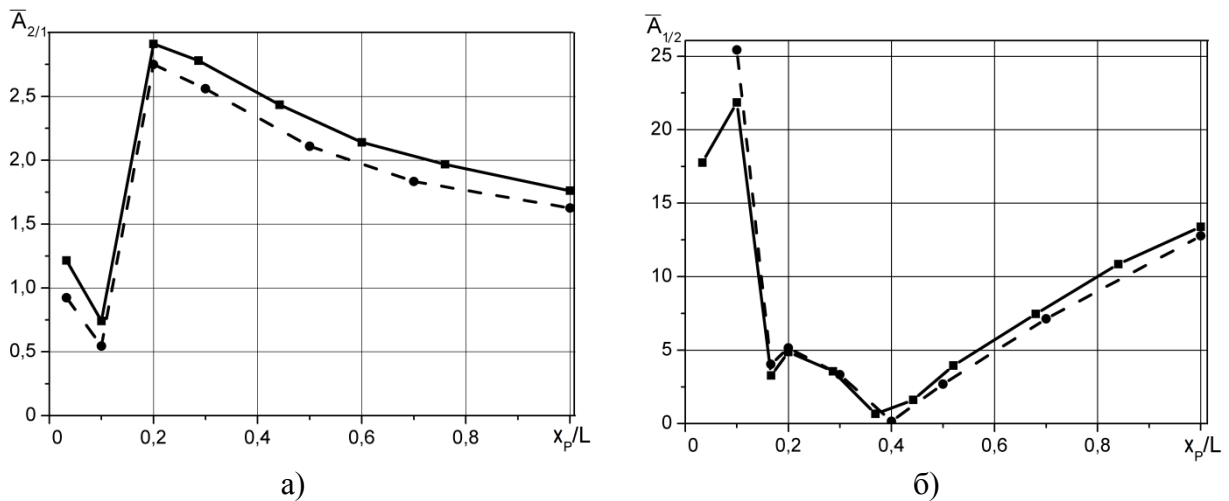


Рис. 2. Залежність максимальних амплітуд гармонік переміщень при супер- (а) і субгармонічному (б) резонансах від місця прикладання змушувальної сили для стрижнів прямокутного (суцільні лінії) та круглого (штрихові лінії) поперечних перерізів

Висновки.

В результаті проведеного чисельного дослідження з використанням розроблених скінченноелементних моделей стрижнів різного поперечного перерізу з «дихаючими» тріщинами були отримані закономірності впливу місця прикладання змушувальної гармонічної сили по довжині стрижня на відношення амплітуд домінуючих гармонік переміщення при супер- та субгармонічному резонансі.

Встановлено, що закономірності зміни відношення амплітуд домінуючих гармонік переміщення від точки прикладання змушувальної гармонічної сили, не залежать від форми поперечного перерізу стрижня і визначається лише типом резонансу.

Таким чином, запропонована методика визначення вібродіагностичного параметру наявності «дихаючої» тріщини може бути використана для стрижневих конструктивних елементів різної форми поперечного перерізу.

Список використаної літератури.

1. [Krawczuk M.](#) Transverse Natural Vibrations of a Cracked Beam Loaded with a Constant Axial Force / [M. Krawczuk](#), [W. M. Ostachowicz](#) // J. of Vibration and Acoustics. – 1993. – **115**, No. 4. – P. 524-528.
2. Chondros T. G. A continuous cracked beam vibration theory / T. G. Chondros, A. D. Diamarogonas, J. Yao // [J. Sound and Vibr.](#) – 1998. – **215**, No. 1. – P. 17-34.
3. Andraeus U. Non-linear dynamics of a cracked cantilever beam under harmonic excitation // U. Andraeus, P. Casini, F. Vestroni / Int. J. of Non-Linear Mechanics. – 2007. – **42**, No. 3. – P. 566-575.
4. Giannopoulos G.I. Coupled vibration response of a shaft with a breathing crack / G.I. Giannopoulos, S.K. Georgantzinis, N.K. Anifantis // [J. Sound and Vibr.](#) – 2015. – **336**, No. 3. – P. 191–206.
5. Зиньковский А. П. Конечноеэлементное моделирование изгибных колебаний стержня с «дышащей» трещиной усталости / А. П. Зиньковский, В. А. Круц, Е. А. Синенко // Вібрації в техніці та технологіях. – 2014. - № 2 (74). – С. 23-28.
6. Тимошенко С. П. Колебания в инженерном деле / Тимошенко С. П., Янг Д. Х., У. Уивер; пер. с англ. Л. Г. Корнейчука. – Москва : Машиностроение, 1985. – 472 с.

СИСТЕМА ВИХРОСТРУМОВОЇ ДЕФЕКТОСКОПІЇ

С.В. Черепов, В.В. Лепеха

Інститут магнетизму НАН України та МОН України, Україна

The eddy current nondestructive testing of metal products is widely used in various industries. There are eddy current control techniques takes a significant place in energy sector. Current work presents the eddy current flaw detection system. Implementation of this eddy current flaw detection system will solve a wide range of problems of eddy current flaw.

Вихроструміві методи неруйнівного контролю металевих виробів, широко застосовуються в різних галузях промисловості - в металургії, машинобудуванні, енергетиці, на різних видах транспорту (у тому числі, трубопроводному та ін.) [1]. Це пов'язано з такими перевагами вихрострумівого методу контролю, як висока швидкість та точність вимірювань, безконтактність методу, висока чутливість як до структурних, так і фазових неоднорідностей матеріалів та ін. [2]. Вихрострумівий метод широко використовується для виявлення тріщин, корозії та інших дефектів в провідних матеріалах [3].

До недоліків вихрострумівого методу можна віднести те, що точність оцінки геометричних параметрів дефектів обмежена рядом факторів, таких як: величина зазору, стан поверхні, форма дефекту і його розташування. Також при проведенні ручного контролю значний вплив на похибку результатів вимірювань глибин дефектів впливають такі фактори як: крайовий ефект, зміна кута нахилу перетворювача, наявність непривідного зазору між вихрострумівим перетворювачем і контрольованою поверхнею, відрив перетворювача від поверхні, локальна зміна шорсткості і кривизни поверхні та ін. [4]. Тим не менш технічні засоби вихрострумівогої дефектоскопії металевих виробів і матеріалів забезпечують високу продуктивність і надійність завдяки застосуванню сучасної елементної бази та цифрової обробки даних [5].

Важливе місце вихрострумівий контроль займає в енергетиці. Однією з основних проблем в енергомашинобудуванні є забезпечення надійності та довговічності служби деталей і вузлів різних елементів енергетичного обладнання. Для цього необхідно застосовувати профілактичні заходи і своєчасно замінювати деталі і вузли, які відпрацювали свій ресурс. Зі збільшенням терміну експлуатації та наближенні його до ресурсного, все більш актуальними стають питання виявлення дефектів суцільності і прогнозування залишкового ресурсу по фактичному стану металу в найбільш навантажених вузлах. До високонавантажених і досить важливих елементів устаткування відносять труби. Існуючі методи і засоби неруйнівного контролю не завжди задовольняють повною мірою сучасним вимогам щодо оперативності та достовірності оцінки стану металу труб, часто відсутній комплексний підхід, що включає оцінку стану металу за його фізико-механічними характеристиками, які пов'язані з залишковим ресурсом та з виявленням з прийнятною ймовірністю найбільш характерних дефектів, що розвиваються в процесі експлуатації. У зв'язку з цим, розробка нових більш ефективних способів і засобів для оцінки стадій деградації металу і виявлення найбільш характерних та небезпечних дефектів в процесі експлуатації труб є актуальним завданням [6]. Одним із кроків по вирішенню даних задач є розробка сучасних систем вихрострумівогої дефектоскопії.

Існують різні технічні рішення що до вирішення поставленої задачі, наприклад [7-8] та ін., але вони мають ряд недоліків, таких як: низький динамічний діапазон, відсутність компенсації початкового сигналу з індуктивного сенсора по фазі та амплітуді, низьку термостабільність, завадостійкість, точність вимірювання та чутливість приладу, відсутність протоколювання даних як в реальному часі так і загалом. Тому було вирішено вдосконалити відомі прилади та перетворити їх в систему, шляхом введення нових блоків, що дозволить створити компенсацію початкового сигналу з індуктивного сенсора по фазі та амплітуді, підвищити динамічний діапазон, термостабільність, завадостійкість, точність вимірювання та

чутливість приладу, а також створити протоколювання даних як в реальному часі так і загалом.

На Рис. 1 представлена розроблена структурна схема системи вихрострумової дефектоскопії. Система вихрострумової дефектоскопії складається з наступних вузлів: опорний генератор 1, перший синтезатор частоти 2, другий синтезатор частоти 3, перший фільтр нижніх частот 4, другий фільтр нижніх частот 5, перетворювач напруга - струм 6, вихрострумний перетворювач 7, попередній підсилювач 8, диференційний підсилювач 9, основний підсилювач 10, цифро - аналоговий перетворювач 11, мікроконтролер 12, персональний комп'ютер 13.

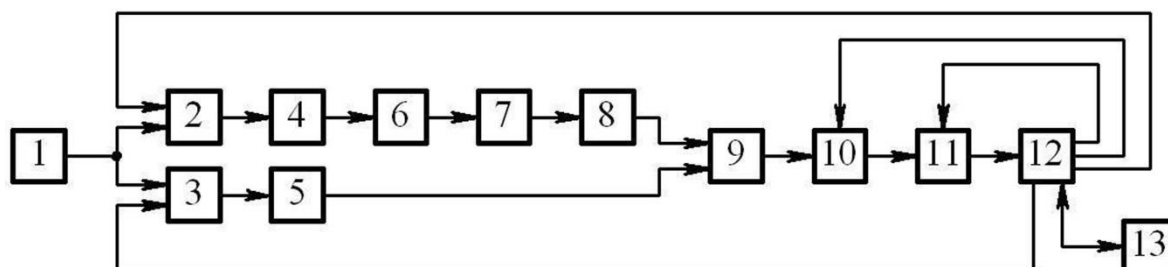


Рис. 1. Система вихрострумової дефектоскопії.

Система вихрострумової дефектоскопії працює наступним чином: за допомогою мікроконтролеру 12 формується команда керування першим синтезатором частоти 2, який генерує аналоговий сигнал відповідної частоти і через перший фільтр нижніх частот 4, сформований сигнал поступає на вхід перетворювача напруга-струм 6. Після відповідного перетворення сигнал потрапляє на вихрострумний перетворювач 7, який взаємодіє з об'єктом контролю. Після взаємодії з об'єктом контролю вимірюваний сигнал потрапляє на вхід попереднього підсилювача 8. Після підсилення отриманий сигнал поступає на вхід диференційного підсилювача 9. На другий вхід диференційного підсилювача 9 через другий фільтр нижніх частот 5 подається сигнал з другого синтезатора частоти 3, який створює необхідний за рівнем, фазою та частотою сигнал, відповідно до команди мікроконтролера 12 і якщо об'єкт контролю бездефектний на виході диференційного підсилювача ми отримуємо нульовий сигнал. Після проходження сигналів з вихрострумного перетворювача та системи компенсації через диференційний підсилювач 9, він потрапляє на основний підсилювач 10, й після підсилення оцифровується за допомогою цифро - аналогового перетворювача 11, який керується мікроконтролером 12 та надходить до мікроконтролера 12, де відбувається первина обробка отриманої вимірювальної інформації яка далі передається для подальшого опрацювання, візуалізації, інтерпретації та протоколювання даних як в реальному часі так і загалом до персонального комп'ютера 13. На основі вище запропонованої ідеї розробленої системи вихрострумової дефектоскопії, було отримано патент України на корисну модель [9].

Реалізація розробленої системи вихрострумової дефектоскопії дозволить вирішувати широке коло задач вихрострумової дефектоскопії.

Список літератури

1. Anthony Simm, Quantitative Interpretation of Magnetic Field Measurements in Eddy Current Defect Detection: A thesis submitted for the degree of Doctor of Philosophy / School of Electrical and Electronic Engineering Newcastle University – Newcastle., 2012. – 121 с.
2. Шлеин Д.В. Повышение разрешающей способности технических средств вихретоковой дефектоскопии на основе вейвлет-анализа измеренного сигнала: Автореферат дис. Шлеин Д.В. кандидата тех. наук. / ЗАО «НИИИИ МНПО «Спектр». – М., 2009. – 21 с.
3. A. Simm, T. Theodoulidis, N. Poulakis, and G. Tian, Investigation of the magnetic field

- response from eddy current inspection of defects, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, vol. 54, pp. 223-230, April 2011.
4. Ефимов А.Г. Разработка адаптивных вихретоковых средств дефектометрии: Автореферат дис. Ефимов А.Г. кандидата тех. наук. – М., 2009. – 16 с
 5. Uchanin V. The investigation of low frequency eddy current probes with super high penetration // Abstracts of 16-th World Conference on Non-Destructive Testing, Montreal, august 30 — september 3, 2004. — P. 145.
 6. Ильин А.С. Оценка технического состояния трубопроводов энергоблоков в процессе их эксплуатации электромагнитным методом: Автореферат дис. Ильин А.С. кандидата тех. наук. – М., 2009. – 21 с.
 7. В.Г. Герасимов, А.Д. Покровский, В. В. Сухоруков, Электромагнитный контроль. - М.: Высшая школа, 1992.
 8. Патент України № 45908, опубл. 25.11.2009, бюл. № 22.
 9. Патент України № 97777, опубл. 10.04.2015, бюл. № 7.

DEVELOPMENT OF ULTRASONIC PHASED ARRAY TECHNOLOGY FOR IDENTIFICATION WELD DEFECTS AND DETERMINATION OF THEIR GEOMETRICAL DIMENSIONS

O.V. Popovych, M.O. Karpash

Ivano-Frankivsk National Technical University of Oil and Gas;
76019, Ivano-Frankivsk, Karpatska str., 15, тел. (0342) 504708,
e-mail: olya.popovuch@gmail.com

Abstract. One of the main parameters characterizing the technical condition of the metal constructions are the presence or absence of defects such as discontinuity in welds. Critical for decision-making, here is the information about the type of defects. The phased array technology was presented as a unique method for identification, parametrization and type of defect determination.

One of the main parameters characterizing the technical condition of the metal constructions are the presence or absence of defects such as discontinuity in welds. Critical for decision-making, here is the information about the type of defects - cracks are dangerous because of the possibility of growth, while volume defects with permissible dimensions aren't so dangerous.

At the current stage of scientific development the main task is not only the identification of objects, but also to determine their type and size, to evaluate the remaining life of these objects and evaluate the technical condition of metal. Most methods give only information about the defect presence, and not its type and size.

Therefore, the burning problem is the issue to develop a new technology that will help to get all the necessary information about the defects of welds during its diagnostics.

According to [1.2] the most convenient and affordable method for the quality control of welded joints of structures is ultrasonic inspection. High sensitivity, safety of use, and efficiency of the ultrasonic method describes it as the most competitive among other NDT methods.

Analysis of the individual characteristics of the signals A-scan obtained from defects is rather laborious process and requires much time. Therefore there is a need for additional signal processing application. Previous studies have shown the feasibility of such an approach with the use of artificial intelligence algorithms for solving pattern recognition defects [3]. In addition, foreign literature confirm such findings. Additionally, a method that involves the separation of certain characteristics of the video signals from defects in neural networks has been implemented.

Conventional ultrasonic detection has only one display mode, image is not intuitive, and noise signal obvious, complex shape workpiece is hard to detect, to achieve a qualitative judgement

often have high demand for testing inspectors. Therefore it is necessary to develop a technology that will simplify the form and presentation of results, will provide information about the type, dimensions and location of the defects.

Due to the rapid development in the field of microelectronics, provides the use of ultrasonic phased array technology [4] provides possibly to solve a number of problems:

- Carrying out of control at the complicated (onesided) access to controlled object;
- Determine the type of defect with the possibility of foreseeing its growth;
- Determination of defects orientation and size;
- The complexity of the control;
- Information content increasing;
- Ability to save and restore test results;
- Simplification of information concerning the interpretation of the detected defect.

Years of experience of phased array technology usage in medical ultrasonic diagnosis and the development of phased array technology tools confirmed the possibility of adoption this technology in the industry. The advantage of this technology is the visualization of defects in real time (see Fig. 1).

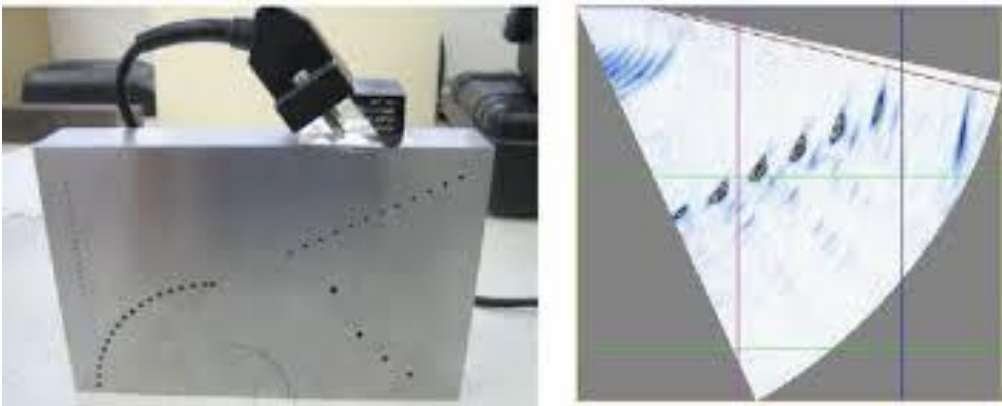


Figure 1 – Visualization of defects with the help of phased array technology

Ultrasonic phased array have high identification ability and parametrization of defects.

Phased array technology use an array of elements, all individually wired, pulsed and time-shifted (see Fig.2) [5]. The most common is a linear array containing 32 ÷ 128 elements that can be multiplexed and/or electronically controlled and directed via an electronic control unit. The basic parameters of the phased array is frequency, the width of the element, the distance between the centers of the elements, the number of elements, the aperture. Changing the combination of these parameters allows to use the technology for the weld of various thickness, shape and material of manufacture.

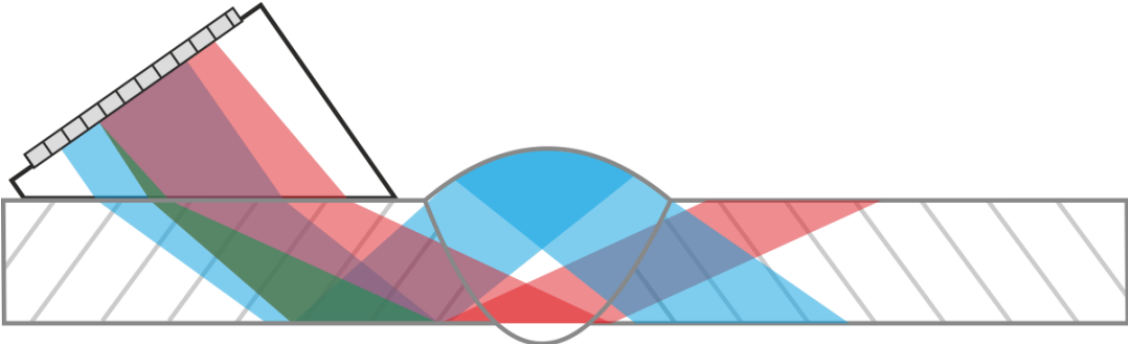


Figure 2 – Weld testing with the help of phased array technology

Application of phased array technology with dense ultrasonic beam radiation enables high accuracy for anomalies and defects of welded joints identification.

As a result of testing with phased array technology set of acoustic images is received. Therefore special signal processing of information for further parametrization of defects is needed.

There are many complex software, that process of the process acoustic imaging [6], but the cost of it is very high, so there is a need to develop own modules of information processing that will implement the following steps (Fig. 3):

1) the study of information about the size, material, and access to controlled object to select transducer with phased array parameters;

2) the accumulation and preservation of acoustic images with parallel information storage about transducer with phased array mechanical displacement;

3) the import and processing of acoustic images for reconstruction model of controlled object

4) analysis of the inspection results, conclusions preparing about the presence and severity of defects found.

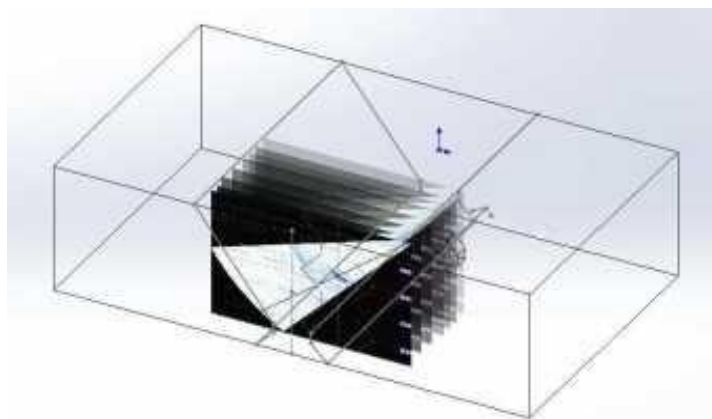


Figure 3 – Scan and reconstruction of acoustic images mode

With the help of new generating and receiving method of ultrasonic signal, in a short period of time sufficient information about the controlled object and the presence of defects in it can be obtained. Application of phased array technology will help to develop a unique method of identification of defects during nondestructive testing of materials and products.

References

1. Попович О.В. Аналіз акустичних методів ідентифікації та визначення параметрів дефектів металоконструкцій //О.В. Попович, М.О. Карпаш / Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ/Всеукраїнський щоквартальний науково-технічний журнал, № 2(51).-2014.-с.141-148.

2. O.Popovych. Advantages of ultrasonic phased array for corrosion inspection in oil and gas industry//O.Popovych, V.Popovych, M.Karpash/ Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів. - №10.-2014.-с.576-578.

3. Oleg Karpash, Maksym Karpash and Valentine Myndjuk (2006), 'Development of Automatic Neural Network Classifier of Defects Detected by Ultrasonic Means', ECNDT, poster 142

4. Steve Mahaut. Development of phased array techniques to improve characterization of defect located in a component of complex geometry//Ultrasonics 40 (2002), p.163-169.

5. Drinkwater, Bruce W., and Paul D. Wilcox. "Ultrasonic arrays for non-destructive evaluation: A review." *Ndt & E International* 39.7 (2006): 525-541.

6. Veiga, J. L. B. C., et al. "The use of artificial neural network in the classification of pulse-echo and TOFD ultra-sonic signals." *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering* 27.4 (2005): 394-398.

МОНІТОРИНГ ПОШКОДЖУВАНOSTІ СТАЛІ Х18Н10Т ЗА ДІЇ ПЕРІОДИЧНОГО НАВАНТАЖУВАННЯ

Г.Г. Писаренко, А.М. Майло

Інститут проблем міцності імені Г.С. Писаренка НАН України, Україна

The obtained characteristics of damageability steel H18N10T for the actions of periodic load applying developed methods for determining the inelastic properties in local areas of the surface layer of constructional materials. Developed methodical allows to improve reliability of determination of kinetics of damageability at early periods of load.

Пошкоджуваність полікристалічного конструкційного матеріалу під час втоми характеризується двома стадіями: розсіяного і локалізованого пошкодження. Стадія розсіяного пошкодження становить близько 90% довговічності. З метою підвищення достовірності визначення кінетики пошкоджуваності потрібно на ранніх періодах навантажування контролювати її кінетику. Пошкоджуваність полікристалічного конструкційного матеріалу проявляється у зміні його фізико-механічних властивостей на відомих структурних рівнях. Стадія розсіяного пошкодження характеризується осередковим розвитком пошкоджень по об'єму конструкційного матеріалу. Під час втоми, внаслідок природньої структурної неоднорідності полікристалічного матеріалу, присутня локальна неоднорідність напружень другого роду, які усереднюються в межах перенапружених зерен що обмежуються радіусом кореляції [1]. Поступово, по мірі напруження, зростає об'єм пошкодженого матеріалу, що проявляється у зниженні здатності чинити опір втомному руйнуванню по мірі навантажування, зазнаючи ряд стадій структурних перетворень. Пошкоджуваність розвивається локалізовано і має ознаки стохастичного процесу. Найбільш інтенсивно накопичення пошкоджень відбувається в поверхневому шарі конструкційного матеріалу [2]. У якості кількісної характеристики мікропластичних деформацій може бути прийнята непружна деформація за цикл $\Delta\varepsilon$. Відомі методи визначення $\Delta\varepsilon$ базуються на інтегральній оцінці непружних деформацій. Така оцінка не дозволяє на початкових стадіях навантажування контролювати кінетику пошкоджуваності. Характеристика пошкоджуваності отримана з застосуванням інтегральних методів визначення непружності не має монотонного характеру в залежності від стадій з узагальненою діаграмою втоми, що дозволяє застосування характеристики непружності для визначення граничного стану конструкційного матеріалу з певними обмеженнями. Для вирішення задач прогнозування і визначення поточного стану конструкційного матеріалу потрібно контролювати межу між стадією розсіяного і локалізованого пошкодження під час втоми.[3]. Для достовірного визначення граничного стану, що не дозволяють інтегральні методи, потрібно враховувати непружність за ознаками стохастичного процесу на мезоструктурному рівні.

Для визначення кінетики непружності було розроблено методи локального контролю непружності поверхневого шару зразка конструкційного матеріалу [4,5]. Один метод дозволяє контролювати кінетику пошкоджуваності конструкційного матеріалу за характеристикою розподілу кута зсуву фаз виміряного між зусиллям та деформацією в локальних зонах поверхневого шару конструкційного матеріалу, інший метод базується на визначенні амплітуди деформації у локально навантаженої зоні, яка пропорційна непружним деформаціям у цій зоні.

Методика випробувань. У якості об'єкта досліджень було вибрано лабораторні зразки зі сталі Х18Н10Т. Розподіл напружень по довжині робочої частини зразка під час періодичного навантажування показано на рис. 1. Навантаження консольно закріпленого зразка проведено в резонансному режимі на електродинамічному стенді за стандартною методикою [6]. Для зменшення впливу концентрації напружень в зоні кріплення, застосовано зразки галтельного типу. Руйнування зразка фіксували по падінню резонансної частоти коливань відносно її початкового значення на 3%. Зародження тріщини відбувалося у зразку

в січєні віддаленому на 13мм від місця кріплення зразка. Виміри характеристик непружності проводили по поверхні зразка в межах зони з розмірами 1625×30 мкм, у відповідному січєні.

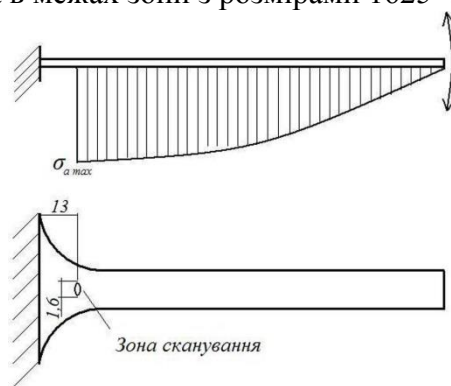
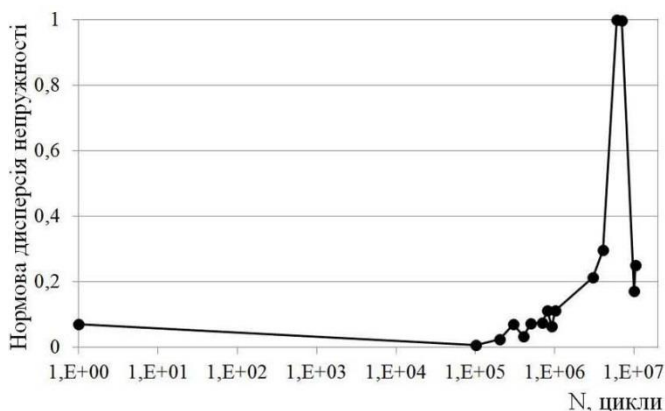
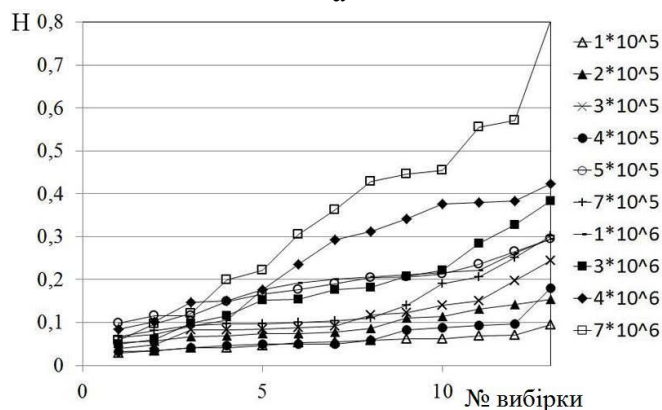


Рис. 1. Схема вимірів під час періодичного навантажування.

Результати досліджень представлені характеристиками рис. 2 дозволяють на ранніх періодах навантажування контролювати кінетику пошкоджуваності конструкційного матеріалу і визначити граничний стан.



а



б

Рис.2. Кінетика непружності сталі Х18Н10Т: а – за дисперсією непружності; б – за характеристикою накопичених непружних деформацій.

У якості статистичної характеристик розподілу непружних властивостей у локальній контрольованій зоні застосовано дисперсію, за характеристикою якої можна визначити кінетику непружних властивостей конструкційного матеріалу. Початковому періоду навантажування, інкубаційна стадія накопичення втомних пошкоджень, яка становить 10% відносної кількості циклів напруження, на характеристиці рис. 2 а відповідає спадна ділянка до $1 \cdot 10^5$ циклів навантаження.

В діапазоні довговічності $1 \cdot 10^6$ - $7 \cdot 10^6$ циклів відбувається зростання характеристики до максимального значення відносної дисперсії непружності що дорівнює 1. Кількість циклів

напрацювання, що відповідає максимуму дисперсії становить 90% довговічності. У діапазоні $7 \cdot 10^6$ - $1 \cdot 10^7$ відбувається стрімкий спад, майже до вихідного значення характеристики непружності. Така екстремальна зміна характеристики може бути пов'язана з розвантаженням локально перенапружених об'ємів внаслідок зародження тріщини що спричиняє однорідний розподіл непружних деформацій мезоструктури полікристалу. У відповідності стадіям пошкоджуваності з узагальною діаграмою втоми, точка екстремуму може відповідати переходу від стадії розсіяного до стадії локалізованого пошкодження. Характеристика непружності (рис. 2 а) дозволяє контролювати кінетику пошкоджуваності конструкційного матеріалу у відповідності стадіям узагальною діаграмою втоми, але не дозволяє визначати граничний стан конструкційного матеріалу внаслідок немонотонності у всьому діапазоні довговічності.

Для визначення граничного стану конструкційного матеріалу за дії періодичного навантаження за непружними властивостями, проведено порівняння амплітудних характеристик накопичених непружних деформацій для визначеної кількості циклів напрацювання в координатах параметра N - порядковий номер амплітудного спектра. Параметр N [7] дозволяє виявити тенденцію ряду наслідувати тренд. Значення N , (показник Херста) характеризує розмах амплітуд спектру непружних деформацій і дозволяє визначати у часі кінетику процесу накопичення непружних деформацій за втоми. Отримані характеристики (рис. 2 б) розташовані віялоподібно відносно початку координат. Кут нахилу кожної характеристики зростає по мірі збільшення циклів напрацювання. Максимальний кут нахилу відповідає характеристиці з максимальним діапазоном амплітуд накопичених непружних деформацій, $N=0,08 \dots 0,8$ і відповідає напрацюванню зразка $N=7 \cdot 10^6$ циклів що становить 90% відносної кількості циклів напрацювання. Отже, значення показника $N=0,8$ може бути прийняте у якості критерію визначення граничного стану конструкційного матеріалу.

Висновки:

- Розроблено підходи визначення кінетики непружності сталі X18H10T, що дозволяють на ранніх стадіях навантаження контролювати кінетику її пошкоджуваності за характеристиками розподілу непружних властивостей поверхневого шару конструкційного матеріалу.
- Отримано амплітудні характеристики накопичених непружних деформацій сталі X18H10T що дозволяють за максимальним значенням показника $N=0,8$ контролювати граничний стан.

Література

1. Богачев И.Н. Статистическое металловедение / Богачев И. Н., Вайнштейн А. А., Волков С. Д. – Москва : Металлургия, 1984. – 176 с.
2. Murakami Y. Quantitative evolution of the effect of surface roughness on fatigue strength: effect depth and pitch of roughness / Y. Murakami, K. Takahashi, T. Yamashita // Nihon kakai gakkai ronbunshu. A=Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. – 1997. – Vol. 63, № 612. – P. 1612–1619.
3. Трощенко В.Т., Хамаза Л.А. Условия перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению металлов и сплавов. Сообщение 1. Размеры трещин при пределе выносливости 2014, №3. - С.5-20.
4. Г.Г. Писаренко, А.М. Майло Метод визначення статистичних властивостей поверхні неоднорідних матеріалів. Надійність і довговічність машин і споруд. – 2015. - Вип.40. – С. 158-164.
5. Майло А.Н. Резонансный метод контроля неупругости конструкционных материалов / А.Н. Майло // Пробл. прочн. – 2009. – № 3. – С. 124-133.
6. . Матохнюк Л. Е. Ускоренные усталостные испытания высокочастотным нагружением / Матохнюк Л. Е. – К. : Наук.думка, 1988. – 200 с.
7. Б.В. Киселев Об интерпретации статистического R-S-анализа (показатель Херста). Вопросы геофизики Вып 40. СПб., 2007 – (Ученые записки СПбГУ; № 440).

УМОВИ СУМІСНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ІНДИКАТОРА ВТОМНИХ ПОШКОДЖЕНЬ ІЗ ЗАМКОВИМ З'ЄДНАННЯМ БУРИЛЬНИХ ТРУБ

І.П. Шацький, О.М. Лисканич, В.А. Корнута

Івано-Франківський відділ Інституту прикладних проблем механіки і математики
ім. Я. С. Підстригача НАН України, Україна
Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, Україна

Abstract. *The conditions of compatible deformation of indicator of fatigue damage and tool joint are studied. The contact stresses on the surfaces of the coupling parts and the relationship between operational load and size of sliding zone in frictional contact have been defined depending on the size of the technological gap.*

Проблему передбачення залишкового ресурсу конструкцій за їх індивідуальним станом не можливо розв'язати лише теоретичними засобами через складність об'єктів моделювання та широкий спектр загалом випадкових навантажень. Значною мірою сказане стосується прогнозування індивідуального ресурсу різбових з'єднань елементів бурильної колони за результатами спостережень у експлуатаційних умовах буріння свердловин. Ці труднощі можна подолати за допомогою індикаторів втоми, які, накопичуючи пошкодження разом з контрольованою деталлю, сигналізують про ступінь вичерпання її ресурсу [1–4]. Для того, щоб скорелювати показники довговічності контрольованої деталі та свідка втоми, слід, як мінімум, забезпечити їх сумісне деформування за рахунок досконалого кріплення індикатора. Така задача вирішується у цьому повідомленні побудовою теоретичної моделі фрикційного контакту індикатора з ніпелем замкового з'єднання бурильних труб.

Нехай у ніпель $(r, z) \in [r_2, r_3(z)] \times [0, L]$ із радіальним технологічним зазором Δ_r загвинчується індикатор (свідок) – порожнистий циліндр $(r, z) \in [r_1, r_2] \times [0, L]$. На зовнішню конічну різьбу ніпеля нагвинчується муфта $(r, z) \in [r_3(z), r_4] \times [0, L]$, при цьому ліквідується осьовий зазор Δ_z – віддаль між початковим положенням торця муфти (рис. 1, а) та його положенням у згвинченому стані (рис. 1, б).

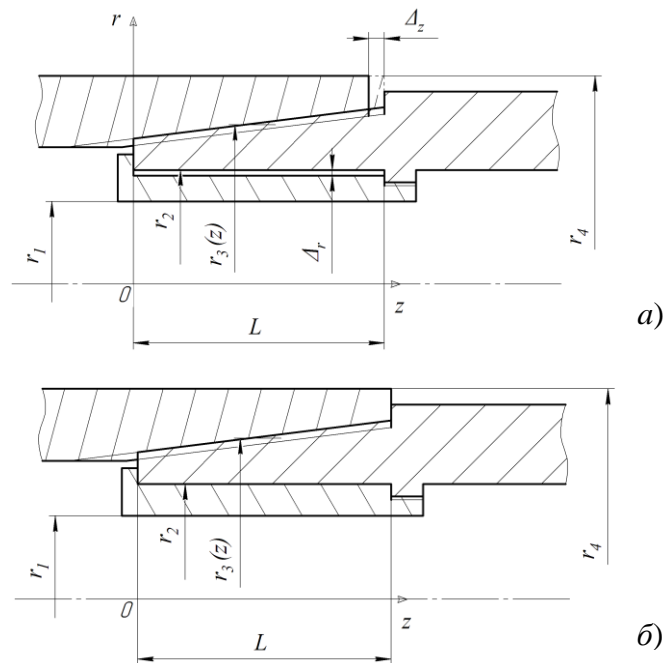


Рис. 1. Схема замкового з'єднання, оснащеного індикатором втомних пошкоджень:
а – перед збиранням; б – у згвинченому стані

Нехай $r_3(z) = r_{3\min} + \Delta r_3 z/L$ – лінійна функція від осьової координати, $\Delta r_3 = r_{3\max} - r_{3\min}$. Конусність різьбових з'єднань вважається малою: $\Delta r_3/L \ll 1$. Матеріали деталей складеної конструкції однакові.

Скориставшись цією обставиною, за модель конструкції прийемо суцільний порожнистий циліндр $(r, z) \in [r_1, r_4] \times [0, L]$ з розривами радіальних переміщень на поверхнях спряження $r = r_2$ та $r = r_3(z)$.

Знайдемо радіальні контактні напруження між деталями.

Квазіодновимірна крайова задача осесиметричного деформування такого циліндра має вигляд (у переміщеннях):

$$\frac{d}{dr} \left(\frac{1}{r} \frac{d}{dr} (r u_r) \right) = 0, \quad r \in (r_1, r_2) \cup (r_2, r_3(z)) \cup (r_3(z), r_4), \quad z \in (0, L); \quad (1)$$

$$\sigma_r(r_1) = 0; \quad (2)$$

$$u_r(r_2+0) - u_r(r_2-0) = \delta_2, \quad \sigma_r(r_2+0) - \sigma_r(r_2-0) = 0; \quad (3)$$

$$u_r(r_3(z)+0) - u_r(r_3(z)-0) = \delta_3, \quad \sigma_r(r_3(z)+0) - \sigma_r(r_3(z)-0) = 0; \quad (4)$$

$$\sigma_r(r_4) = 0. \quad (5)$$

Тут $\delta_2 = -\Delta_r$, $\delta_3 = \Delta_z \Delta r_3/L$ – задані розриви радіальних переміщень, які описують відповідно радіальний зазор та радіальний натяг.

За розв'язком крайової задачі (1)–(5) дістали залежність напруження σ_r від радіальної координати (а через функцію $r_3 = r_3(z)$ – і від осьової координати). Зокрема, на поверхнях спряження:

$$\sigma_r(r_2) = -\frac{E}{2} \frac{1 - \frac{r_1^2}{r_2^2}}{1 - \frac{r_1^2}{r_4^2}} \left(\left(1 - \frac{r_2^2}{r_4^2} \right) \frac{\delta_2}{r_2} + \left(1 - \frac{r_3^2}{r_4^2} \right) \frac{\delta_3}{r_3} \right), \quad (6)$$

$$\sigma_r(r_3) = -\frac{E}{2} \frac{1 - \frac{r_3^2}{r_4^2}}{1 - \frac{r_1^2}{r_4^2}} \left(\left(1 - \frac{r_1^2}{r_2^2} \right) \frac{r_2^2}{r_3^2} \frac{\delta_2}{r_2} + \left(1 - \frac{r_1^2}{r_3^2} \right) \frac{\delta_3}{r_3} \right). \quad (7)$$

Перевіряючи нерівність однобічного контакту $\sigma_r(r_2) \leq 0$, встановлюємо умову закриття зазору на поверхні $r = r_2$:

$$\frac{\Delta_r}{r_2} \leq \frac{1 - \frac{r_{3\max}^2}{r_4^2}}{1 - \frac{r_2^2}{r_4^2}} \frac{\Delta r_3}{L} \frac{\Delta_z}{r_{3\max}}, \quad (8)$$

яка забезпечує змикання технологічного зазору Δ_r між ніпелем і свідком при згвинчуванні конічної різьби із взаємним осьовим переміщенням муфти і ніпеля на Δ_z .

Розглянемо тепер іншу задачу. Піддамо розглянуту конструкцію експлуатаційному навантаженню, наприклад, осьовому стискові P .

Різьбове з'єднання $r = r_3$ передаватиме дотичні напруження від муфти до ніпеля. Номінально нерухоме з'єднання з натягом на поверхні $r = r_2$ буде частково проковзувати з тертям в околі початку координат на ділянці $z \in [0, a]$. Знайдемо залежність довжини ділянки проковзування a від величини прикладеної сили P для фіксованої історії навантаження від 0 до P . Ефектом Пуассона при цьому нехтуємо.

Складемо рівняння рівноваги для внутрішньої оболонки на ділянці проковзування

$$2\pi r_2 \int_0^a \tau dz - \pi(r_2^2 - r_1^2)\sigma = 0. \quad (9)$$

Тут $\tau = -f\sigma_r(r_2)$ – дотичне напруження на ділянці проковзування, $\sigma = P/(\pi(r_4^2 - r_1^2))$ – осьове напруження на суцільній ділянці тришарової композиції, f – коефіцієнт тертя.

Враховуючи вираз для контактного напруження (6), після обчислення квадратур із співвідношення (9) дістали остаточну аналітичну залежність зовнішнього навантаження від довжини ділянки фрикційного проковзування

$$P = fS_2 \frac{E}{2} \left\{ \left(\frac{r_4^2}{r_2^2} - 1 \right) \frac{a}{L} \frac{\delta_2}{r_2} + \left[\frac{r_4^2}{r_2^2} \frac{r_{3\min}}{\Delta r_3} \ln \left(1 + \frac{\Delta r_3}{r_{3\min}} \frac{a}{L} \right) - \frac{r_{3\min}^2}{r_2^2} \frac{a}{L} \left(1 + \frac{\Delta r_3}{r_{3\min}} \frac{a}{2L} \right) \right] \frac{\delta_3}{r_{3\min}} \right\}. \quad (10)$$

Тут $S = 2\pi r_2 L$ – площа поверхні спряження свідка з ніпелем.

Залежність (10) не містить параметра r_1 . Це означає, що на довжину ділянки проковзування від заданої сили P не впливає товщина стінки $r_2 - r_1$ індикатора пошкоджень. Не залежить від товщини свідка і нерівність (8).

Аналіз результатів (6)–(8), (10) проводили на прикладі замкового з'єднання 3-121 з такими параметрами: $E = 2 \times 10^5$ МПа; $f = 0.1$; $L = 102$ мм, $r_1 = 38$ мм, $r_2 = 40$ мм, $r_{3\min} = 46.5$ мм, $r_{3\max} = 59$ мм, $r_4 = 73$ мм. Для розрахунків прийняли осьовий зазор $\Delta_z = 1.6$ мм, закриття якого створює на конічній поверхні радіальний натяг $\delta_3 = \Delta_z \Delta r_3 / L = 1.6(59 - 46.5) / 102 \approx 0.2$ мм. Розглядали два варіанти спряження свідка з ніпелем: гіпотетичне без зазору ($\Delta_r = 0$, тоді $\delta_2 = 0$) та з радіальним зазором $\Delta_r = 0.05$ мм (тоді $\delta_2 = -0.05$ мм).

Підрахунки показали, що для розглянутого з'єднання нерівність (8) буде забезпечена при $\Delta_r \leq 0.07$ мм. По суті це є обмеженням допуску обробки деталей, які контактуватимуть з потрібним натягом. Прийнятий тут технологічний зазор $\Delta_r = 0.05$ мм такій вимозі задовольняє. Результати обчислень подано на рис. 2, 3.

Наявність неминучого технологічного зазору призводить до зменшення контактних тисків $q_i = -\sigma_r(r_i)$ на поверхнях спряження, особливо це стосується взаємодії індикатора з ніпелем.

Ненульовий зазор Δ_r суттєво знижує несучу здатність номінально нерухомого контакту свідка з ніпелем (крива 2 на рис. 3). Однак для реальних навантажень на бурильну колону $P = 180 \dots 250$ кН довжина ділянки проковзування не перевищує $L/5$: $a \approx 13.5 \dots 19.5$ мм $\approx (0.13 \dots 0.19)L$. Тому, утворивши штучний концентратор втомних пошкоджень поза зоною проковзування – на ділянці досконалого кріплення $z \in (a, L)$, можна

допомогтися однакової деформації робочої частини індикатора та замкового з'єднання бурильної колони для заданого рівня навантаження.

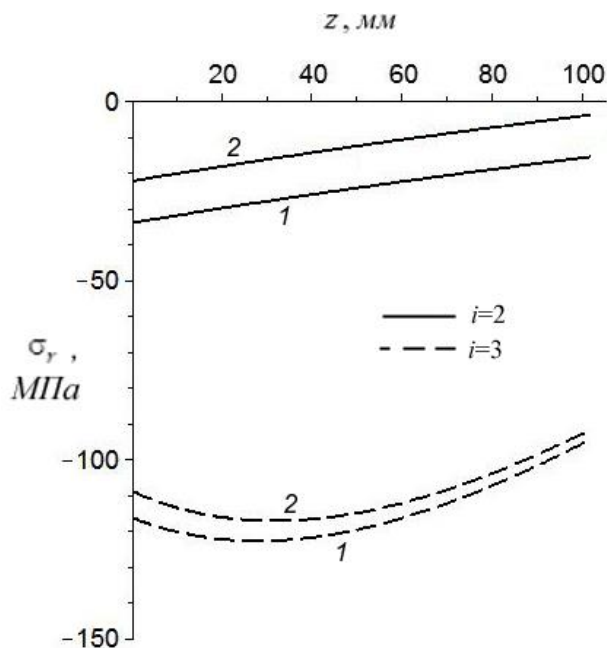


Рис. 2. Контактні напруження на поверхнях
спряження $r = r_i$:
1 – $\Delta_r = 0$; 2 – $\Delta_r = 0.05$ мм

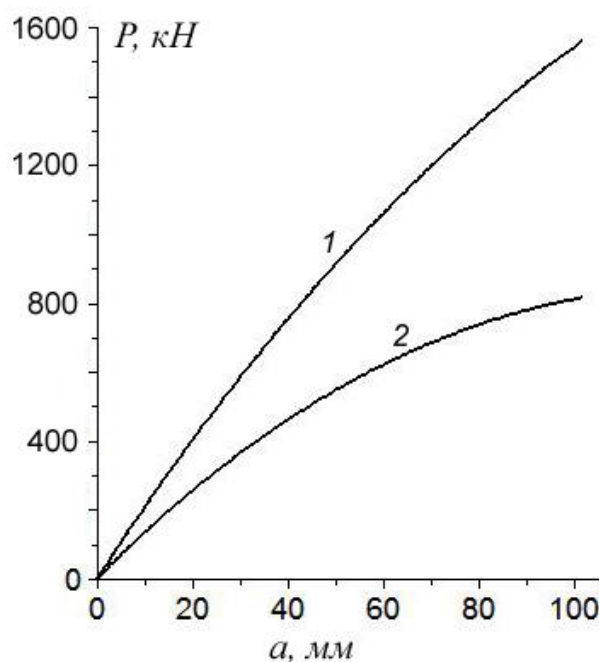


Рис. 3. Зв'язок між довжиною ділянки
проковзування і величиною зовнішнього
навантаження:
1 – $\Delta_r = 0$; 2 – $\Delta_r = 0.05$ мм

Література:

1. Трощенко В. Т. Датчик усталостного повреждения и обоснование его использования / В. Т. Трощенко, В. И. Бойко. // Пробл. прочности. – 1985. – № 1. – С. 3–14.
2. Сызранцев В. Н. Измерение циклических деформаций и прогнозирование долговечности деталей по показаниям датчиков деформации интегрального типа / В. Н. Сызранцев, С. Л. Голофаст. – Новосибирск : Наука, 2004. – 206 с.
3. А. с. № 655810 (СССР) МКИ E21B 17/042; E21B 17/06 Резьбовое соединение бурильных труб / Е. К. Почтенный, В. М. Ивасив. – Оpubл. 05.04.1979. Бюл. № 13.
4. Патент 62007 (Україна) МПК E21B 17/042. Різьбове з'єднання бурильних труб / М. В. Лисканич, П. І. Огородніков, А. П. Джус та ін. – Оpubл. 15.12.2003. Бюл. № 12.

ІМІТАЦІЙНЕ ТА ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ СИСТЕМИ МОНІТОРИНГУ КОНСТРУКЦІЙ В ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Н.І. Бурау, С.О. Цибульник, Д.В. Шевчук

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут», Україна

Abstract. This work is dedicated to computer simulation and physical simulation of the developing monitoring system, which are correspond to Structural Health Monitoring. The vertical steel tank is considered as the testing object. The monitoring system contains the following measuring lines: vibration, tensometry and directional survey. The simulation models of monitoring system and tank are developed and studied. The breadboard model of system is researched.

Вступ

Технічний стан (ТС) відповідальних елементів конструкцій авіаційної техніки, машинобудування, енергетики, нафтогазової галузі, інженерних споруд спеціального призначення елементів, будівель і споруд є інтегральною характеристикою, яка показує їх здатність, чи об'єкта в цілому, виконувати передбачені завдання в межах граничних умов. Для моніторингу ТС конструкцій в експлуатації в [1] запропоновано та обґрунтовано розробку системи на основі концепції Structural Health Monitoring (SHM) для вертикальних сталевих резервуарів з еколого-небезпечними речовинами, що знаходяться у важкодоступних місцях та під впливом динамічних (сейсмічних, вітрових) і кліматичних навантажень. Така система є багатоканальною, призначена для оцінювання функціонального технічного стану елементів конструкції та прогнозування його зміни (відповідності чи не відповідності) в майбутньому, попередження руйнування та запобігання катастрофічних наслідків. В зазначеній праці наведено функціональну схему та перелік вимірювальних каналів, серед яких: вібродіагностичні; тензометричні; інклінометричний; газоаналізу; автоматичного визначення метеорологічних параметрів.

Метою даної роботи є імітаційне та фізичне моделювання системи моніторингу на основі концепції SHM, яка розробляється для вертикальних сталевих резервуарів з еколого-небезпечними речовинами, що знаходяться у важкодоступних місцях та під впливом динамічних навантажень.

Імітаційне моделювання системи моніторингу

Імітаційне моделювання є програмним відтворенням функціонування системи завдяки відтворенню функцій або моделей елементів та зв'язків [2,3]. Умовно імітаційну модель можна представити у вигляді програмно (або апаратно) реалізованих функціональних блоків. На рис. 1 наведено структуру імітаційної моделі відповідно до наведеної в [1] функціональної схеми системи.

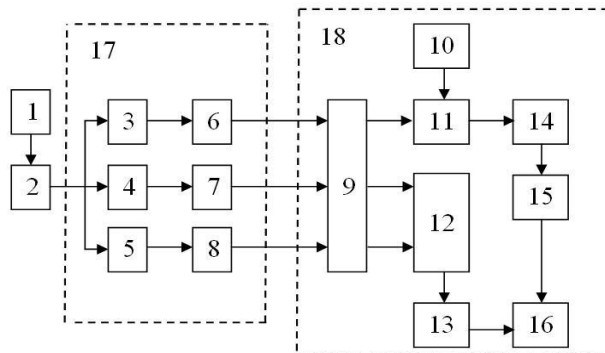


Рис. 1. Структура імітаційної моделі системи моніторингу

Розроблена модель за допомогою блоку завдання параметрів 1 у відповідності до математичної моделі сформувані у блоці 2 моделі зовнішніх впливів на об'єкт. Під дією

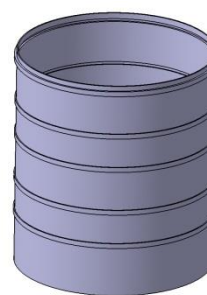
останніх формуються моделі сигналів вібрації (у блоці 3), деформації (у блоці 4) та нахилу об'єкта (у блоці 5). Для моделювання вимірюваних сигналів датчиків призначені блоки моделей акселерометра (6), тензорезистора (7) та інклінометра (8). Перетворення сигналів у дискретну форму забезпечується блоком моделювання квантування сигналів 9. Для фільтрації вібраційних сигналів використовуються блоки 10 (налаштування параметрів фільтрів) та 11 (модель цифрового згортання). Блок 12 реалізує процедуру порівняння вимірюваних параметрів з пороговими значеннями, а результат відображається у блоці 13. Блоки 14 і 15 призначені для обробки вібраційних сигналів, а блок 16 – для візуалізації результатів моніторингу. Загалом, сукупність блоків 3-8 моделює процес отримання інформації (17), а сукупність блоків 9-16 моделює діагностичний сервер 18.

Моделювання резервуару

У якості фізичної моделі резервуару, як об'єкта контролю, для дослідження використано сталевий циліндричний резервуар об'ємом $0,04 \text{ м}^3$, а в програмному середовищі САПІА було розроблено його спрощену тривимірну модель (рис. 2). Спрощення моделі обумовлено необхідністю оптимізації співвідношення часу та точності розрахунків під час імітаційного моделювання.



а)



б)

Рис. 2. Модель об'єкта контролю: а) вертикальний сталевий резервуар; б) спрощена тривимірна модель

Модальний аналіз моделі резервуару виконано у програмному комплексі скінчено-елементного моделювання ANSYS, скінчено-елементна модель містила 480 тисяч елементів. Визначено частоти коливань моделі для перших двадцяти мод коливань. Результати модального аналізу наведені в табл. 1, а приклади коливань - на рис. 3.

Таблиця 1

Результати модального аналізу спрощеної моделі резервуару

Мода	Частота, Гц	Мода	Частота, Гц	Мода	Частота, Гц	Мода	Частота, Гц
1	303,81	6	414,43	11	745,63	16	909,03
2	303,81	7	559,43	12	745,64	17	931,02
3	407,62	8	559,44	13	780,91	18	931,04
4	407,62	9	742,77	14	780,93	19	965,38
5	414,4	10	742,83	15	908,99	20	965,42

Отримані результати використовуються для порівняльного аналізу з результатами фізичного моделювання каналу вимірювання вібрації системи моніторингу.

Фізичне моделювання системи моніторингу

Для фізичного моделювання системи моніторингу у відповідності до наведеної в [1] функціональної схеми розроблено макетний зразок системи, у якому використано три вимірювальні канали, як і для імітаційного моделювання. Для каналів вимірювання вібрації та інклінометрії у якості датчика первинної інформації використано блок акселерометрів, який містить два закріплені на платі MEMC датчики MS8002.D фірми Colibrus (Швейцарія)

[4]. Приклад закріплення блока акселерометрів на фізичній моделі резервуару для вимірювання вібраційного відклику на імпульсне збурення наведено на рис. 4.

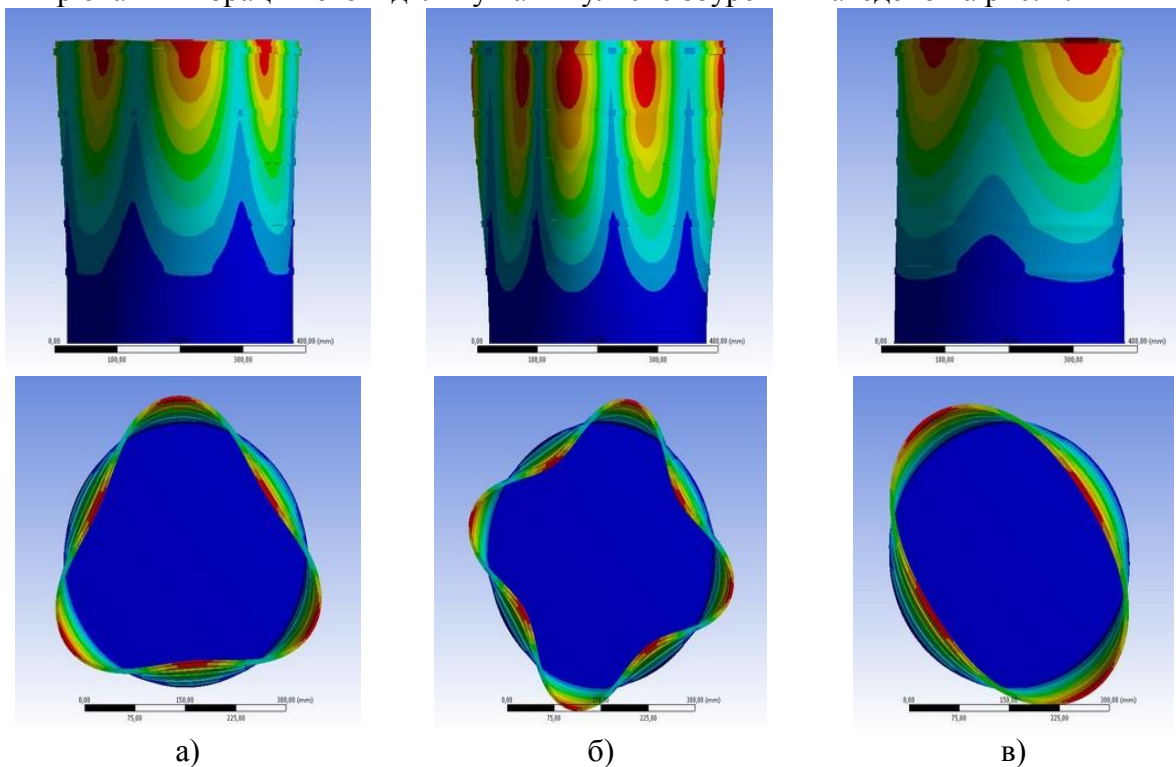


Рис. 3. Приклади коливань спрощеної моделі резервуару для першої (а), третьої (б) та п'ятої (в) мод

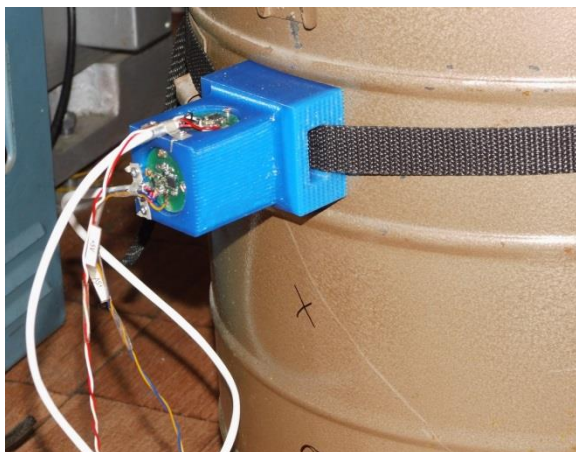


Рис. 4. Приклад закріплення блока акселерометрів на резервуарі

Датчики у корпусі розміщені таким чином, що їх осі чутливості є ортогональними, для одного акселерометра вона є горизонтальною і спрямованою по радіусу циліндра, а для другого – спрямована вертикально вгору. Таким чином забезпечується вимірювання вібрації за двома осями в кожній точці закріплення блоку акселерометрів. Для каналу інклінометричних вимірювань блок акселерометрів закріплюється на кришці резервуару таким чином, щоб визначити просторове положення резервуару відносно вертикальної осі. Для каналу тензометрії використано ланцюг одинарних прямокутних тензорезисторів ПІ фірми ВЕДА [5].

Для перетворення виміряних сигналів у дискретну форму застосовано 14 –розрядний аналого-цифровий перетворювач (АЦП) m-DAQ-14. Частота дискретизації вібраційних сигналів 2 кГц забезпечує коректне відтворення частотного діапазону, у якому відповідно до результатів імітаційного моделювання (табл. 1) відбуваються коливання резервуару.

Для обробки вібраційних відкликів об'єкту на імпульсне збурення застосовано спектральний аналіз, Вейвлет-перетворення [6] з наступним визначенням статистичних та

фрактальних характеристик [7] для отриманих в результаті розкладання часових реалізацій, приклад яких наведено на рис. 5.

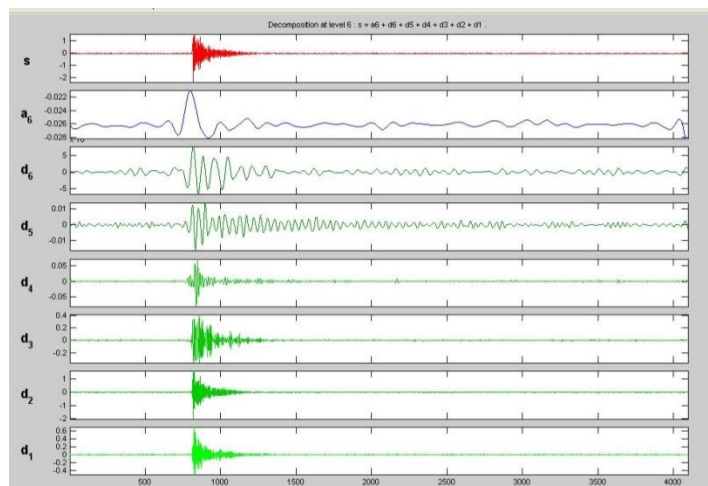


Рис. 5. Приклад Вейвлет-розкладання вібраційного відклику резервуару на імпульсне збурення

Висновки

Результати досліджень фізичних моделей об'єкта контролю та системи моніторингу показали, що спектральні характеристики вібраційного відклику суттєво залежать від напрямку прикладення збурення та напрямку вісі чутливості акселерометра. Порівняльний аналіз скінчено-елементного та фізичного моделювання дозволив встановити, що в результаті імпульсного збурення коливання фізичної моделі об'єкта відбуваються в горизонтальній площині за першими двома формами коливань, а у вертикальній площині – за 19-ю та 20-ю формами незалежно від напрямку прикладення збурення. Відносна похибка визначення частоти коливань за першою формою чисельними методами та експериментально не перевищує 6,3%.

Результати обробки інформації на основі методів Вейвлет-перетворення, статистичного та фрактального аналізу дозволяють виділити відмінності у вимірних вібраційних сигналах, пов'язані як зі зміною динамічного навантаження, так і зміною функціонального стану об'єкта.

Література

1. Бурау Н.І. Структурно-функціональний синтез систем діагностики конструкцій в експлуатації / Н.І. Бурау, О.М. Павловський, Д.В. Шевчук// Вісник Тернопільського національного технічного університету. – 2013. – Том 72. – №4. – С. 77-86.
2. Томашевський В.М. Моделювання систем / В.М. Томашевський – К.: Видавнича група BHV, 2005. – 352 с.
3. Комп'ютерне моделювання систем та процесів. Методи обчислень. Частина 1. [Електронний ресурс] – Режим доступу: http://posibnyky.vntu.edu.ua/k_m/t1/14...htm.
4. MEMS Capacitive Accelerometers. Data sheet. MS8000.D. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <http://www.colibrys.com>.
5. Тензорезистор одиночний прямокутний ПІ. [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <http://veda.com.ua/catalogue/tenzorezistory/odinochnyi/1.html>.
6. Бурау Н.И. Анализ современных методов обработки акустических сигналов для их использования в задачах виброакустической диагностики/ Н.И. Бурау, П.И. Марчук, А.Н. Тяпченко // Акустичний вісник. – 2001. – 4, №4. – С.3-10.
7. Кроновер Р.М. Фракталы и хаос в динамических системах/ Р.М. Кроновер. –М.: Постмаркет, 2000. –352 с.

ОБРАЗОВАНИЕ И РАСПРОСТРАНЕНИЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ОБРАЗЦАХ С МНОЖЕСТВЕННЫМИ КОНЦЕНТРАТОРАМИ

С.Р. Игнатович, Е.В. Каран, В.С. Краснопольский, Д.Г. Шкуратов,
И.И. Швиднюк

Национальный авиационный университет, Украина

Abstract. In this work test procedure of specimens with multiple holes made of aluminum alloy D16AT is considered for multiple site damage assessment. Special methodology for fatigue cracks initiation and propagation registration is developed. According to experimental data kinetic diagrams of fatigue crack propagation are obtained. Crack propagation rate and number of cycles up to estimated length crack formation are defined.

Введение. Современные авиационные конструкции согласно нормативным документам (АП-25, FAR-25) должны отвечать требованиям прочности, надежности и безопасной эксплуатации на протяжении всего срока своей службы. Обеспечение соответствия этим требованиям создает необходимость периодического контроля конструкции с целью своевременного обнаружения повреждений. Среди различных видов таких повреждений следует выделить усталостные трещины в элементах конструкций. К наиболее опасным видам усталостного повреждения авиационных конструкций относится многоочаговое повреждение (Multiple Site Damage – MSD), которое характеризуется наличием множественных усталостных трещин в одном конструктивном элементе [1].

Основным местом локализации данного вида повреждения являются швы заклепочных соединений авиационной конструкции из-за концентрации напряжений у отверстий под заклепку. Трещины зарождаются у края отверстий в случайные моменты времени и растут со случайной скоростью. Распространение относительно небольших по размерам трещин между отверстиями может привести к разрушению перемычки между ними. В результате формируется магистральная трещина, которая из-за перераспределения напряжений по сечению заклепочного соединения начинает достаточно быстро распространяться вдоль такого соединения и приводит к разрушению конструкции в целом [2]. Потому проблема изучения образования и распространения усталостных трещин в подобных соединениях является актуальной и важной для прогнозирования остаточного ресурса конструкции.

Настоящая работа посвящена экспериментальным исследованиям многоочагового повреждения в образцах из алюминиевого сплава Д16АТ, имитирующих заклепочный шов реальной конструкции. Данный сплав широко применяется в авиационных конструкциях.

Подготовка образцов. Образцы для исследования многоочагового усталостного повреждения изготавливались из листового алюминиевого сплава марки Д16АТ толщиной 1,5 мм. В состоянии поставки лист имел габаритные размеры 4000×1500 мм, нормальную точность изготовления, закаленный и искусственно состаренный, с обычной обработкой поверхности. На гильотине производилась вырубка заготовок образцов с последующим доведением заданных геометрических размеров фрезерованием. Форма и размеры образцов для исследований выбирались из соображения их надежной фиксации в захватах испытательной машины и для расположения нескольких концентраторов напряжения, имитирующих фрагмент обшивки летательного аппарата. В образце выполнены 14 отверстий под заклепку диаметром 4 мм, которые расположены в три ряда по 5, 4 и 5 отверстий соответственно (рис. 1.1.).

Сверление отверстий выполнялось на сверлильном станке с высокой скоростью вращения. После сверления отверстия обрабатывались с использованием специальной развёртки. Такая технология предотвращала появление наплывов и надиров у отверстий, которые способствуют зарождению усталостных трещин.

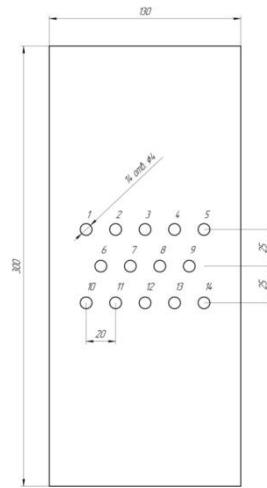


Рис. 1.1. Образец для испытаний.

После сверления и развёртывания отверстий выполнялось полирование поверхности образца вдоль концентраторов алмазной пастой – АСМ 60/40 до показателя шероховатости $R_a = 0,320 \dots 0,050$ мкм, что позволяло надёжно регистрировать трещину на начальных стадиях её роста.

Оборудование для испытаний. Для выполнения испытаний в условиях осевого растяжения использовалась гидропульсирующая испытательная машина МУП-20 (рис. 1.2). Частота нагружения составляла 11,12 Гц.

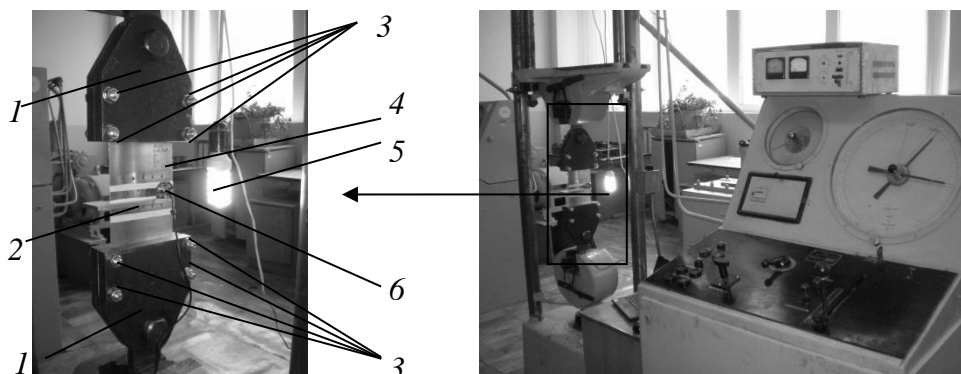


Рис. 1.2. Испытательная машина МУП-20: 1 – захваты; 2 – штатив для крепления камеры на образце; 3 – болты затяжные; 4 – образец; 5 – лампа; 6 – камера.

Крепление образца на испытательной машине осуществлялось специальными захватами с центрирующими отверстиями, что обеспечивало равномерное распределение напряжения по сечениям образца. Эти отверстия предотвращают перекос образца в захватах и обеспечивают его центрирование.

Образцы нагружались циклическим растяжением при трех значениях максимальных номинальных напряжениях цикла в нетто сечениях вдоль горизонтальной линии с пятью отверстиями: 80 МПа; 100 МПа и 120 МПа (по три образца на каждый режим нагружения). Напряжения в нетто сечении вдоль линии с четырьмя отверстиями были меньше по величине, и это учитывалось при определении КИН.

Методика регистрации и измерения длин усталостных трещин. Все трещины, образовавшиеся на образце в процессе его нагружения, регистрировались цифровой камерой *Logitech QuickCam E3500* с распределительной способностью 960×720 пикселей и увеличением $\times 20$ (рис. 1.3). Управление камерой осуществлялось посредством оригинального программного обеспечения *Logitech WebCam 1.10.1113.0 Software (ENU)* установленного на персональном компьютере. Подключение камеры к персональному компьютеру выполнялась через порт *USB 2.0*.

С целью уменьшения веса камеры и возможности ручной регулировки резкости, плата камеры с линзой была освобождена от корпуса, как показано на рис. 1.3 б).

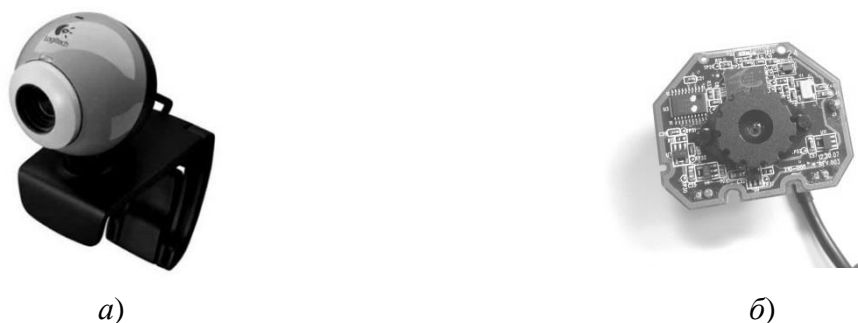


Рис. 1.3. Цифровая камера *Logitech QuickCam E3500*: а) камера в корпусе; б) плата камеры с линзой.

Для крепления камеры на образце был разработан специальный штатив, который позволяет одной камерой фотографировать каждую зону вероятного появления трещины (рис. 1.4). В штативе выполнен прорезь для установки платы камеры с натяжкой. Использование штатива позволяет получать снимки на одинаковом фокусном расстоянии, а крепление его на образце устраняет размытость снимков.

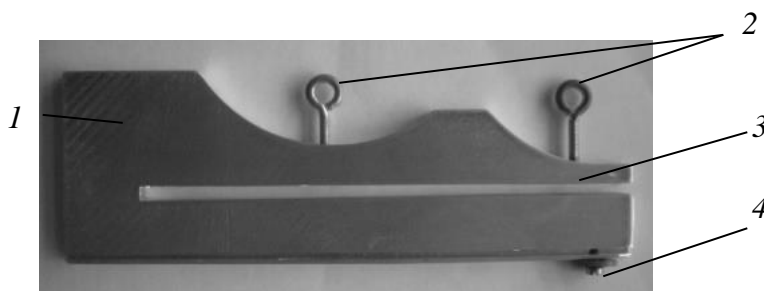


Рис. 1.4. Штатив для крепления камеры на образце: 1 – тело штатива; 2 – винты для фиксации штатива на образце; 3 – прорезь для образца; 4 – винт крепления камеры.

На снимках автоматически регистрировалось точное время каждой сделанной фотографии, что позволяло с высокой точностью определять число циклов на момент фотографирования. Полученные снимки отображают порядковый номер отверстия, длину трещины, а также направление её роста. В процессе эксперимента фиксируется очерёдность появления трещин.

При группировке фотографий по зонам, в которых появилась и развивалась трещина, определялось число циклов наработки. С использованием программы «Scale 1.0» вычислялись длины трещин. Эта программа позволяет определить расстояние в пикселях между двумя точками, указанными оператором с последующим пересчётом с помощью коэффициента в метрическую систему.

Полученные данные по длинам трещин использовались для построения кинетической диаграммы усталостного разрушения – зависимости скорости роста трещины от размаха коэффициента интенсивности напряжения.

Кривые роста трещин представлялись в виде функций их длины (a) от числа циклов нагружения (N). По этим зависимостям для любой длины трещины определялись значения скорости распространения трещин (da/dN).

Данные о размерах трещин использовались также для определения размаха коэффициента интенсивности напряжения (КИН) в цикле. КИН рассчитывался по формуле

$$\Delta K = Y(a) \Delta \sigma \sqrt{\pi a}, \quad (1)$$

где $\Delta\sigma$ – размах номинальных напряжений в нетто сечении образца по линии отверстий с учетом разгрузки этого сечения уже имеющимися трещинами; $Y(a)$ – геометрическая функция коррекции, описывающая влияние на КИН высоких напряжений у отверстия из-за эффекта концентрации.

Размах номинального напряжения, действующего в сечении, рассчитывался по формуле:

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta F}{b \left(l - kd - \sum_{i=1}^n a_i \right)} \quad (2)$$

где ΔF – размах растягивающей силы на образце; l – ширина образца; k – количество отверстий в сечении; d – диаметр отверстий; b – толщина образца; a_i – длина i -й трещины; n – количество трещин в сечении.

Параметр $Y(a)$ описывает влияние на КИН высоких напряжений у отверстия из-за эффекта концентрации. Для пластины с отверстием радиусом r , из которого исходит трещина длиной a , параметр $Y(a)$ определяется по формуле

$$Y(a) = 1 + 2,36 \exp \left[-2,08 \left(\frac{a}{r} \right) \right]. \quad (3)$$

По результатам испытаний для всех трещин в образцах получена обобщенная кинетическая диаграмма усталостного разрушения, которая имеет три характерные участка – участок низких скоростей (I), участок средних скоростей (II) и участок высоких скоростей (III) роста трещин (рис. 1.5).

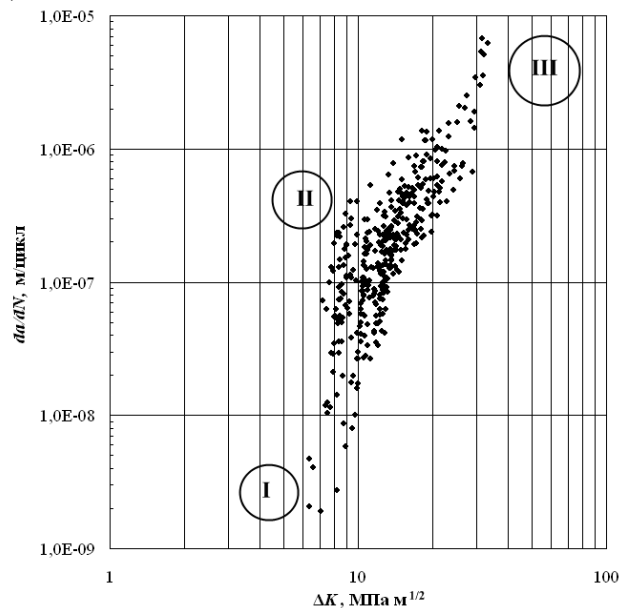


Рис. 1.5. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения алюминиевого сплава Д16АТ, полученная при испытаниях образцов с отверстиями.

Литература

1. Метод определения соответствия к АП 25.571. Обеспечение безопасности конструкции по условиям прочности при длительной эксплуатации. – М.: Минтранс, 1996. – 29 с.
2. Recommendations for regulatory action to prevent widespread fatigue damage in the commercial airplane fleet: a report of the AAWG (Final Report) / Airworthiness Assurance Working Group. – 1999. – 162 p.

ОЦІНКА ЯКІСНИХ ЗМІН МІКРОСТРУКТУРИ СТАЛЕЙ ТРИВАЛО ЕКСПЛУАТОВАНИХ ОБ'ЄКТІВ ЗА КОМПЛЕКСОМ ЇХ ФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ

В. Д. Миндюк, А. М. Карпаш

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу

Abstract. The optimal quantity of the best correlated physical parameters with the microstructure parameters is established. Depending functions between the two microstructure features and the complex with three physical properties are obtained by using artificial neural networks algorithm for the non-destructive determination of the actual quality state of the ferritic steel grade microstructure during their long-term using.

Забезпечення надійності та прогнозування технічного стану сталевих елементів металоконструкцій має надзвичайно велике практичне значення. Однак, в нормативно-технічних документах, що застосовуються при розрахунку залишкового ресурсу металоконструкцій, не враховується рівень мікроструктурної деградації матеріалів і конструкцій у процесі експлуатації, що істотно знижує достовірність прогнозу. Забезпечення безаварійної експлуатації обладнання можливе тільки на основі отримання й аналізу об'єктивних інструментальних даних про фактичний стан його матеріалів. Тому особливо важливим науково-практичним завданням є всебічне вивчення мікроструктурних змін, що відбуваються в сталях металоконструкцій у процесі їх тривалої експлуатації

В роботах [1, 2] авторами роботи було проведено інструментальні дослідження щодо встановлення наявності та характеру взаємозв'язку між фазо- і структурночутливими параметрами методів неруйнівного контролю із основними характеристиками мікроструктури певних марок конструкційних сталей, а саме: співвідношення між структурною і фазовою складовими мікроструктури сталевих зразків (P/Fe), а також середніми розмірами зерен (\bar{D} , мкм).

Комплекс досліджень виконувався на зразках доевтектоїдних вуглецевих та низьколегованих сталей як у стані поставки, так і з різним терміном експлуатації, які використовують, зокрема, для конструкцій нафтогазового обладнання, що працює в складних умовах циклічних навантажень, і схильні до деформаційного старіння.

Таблиця 1. Перелік марок сталей, що піддавались дослідженням

Марка сталі	Нормативний документ, що регламентує властивості
Сталь 10пс	ГОСТ 1050-88
Сталь 10	ГОСТ 1050-88
Сталь 09Г2С	ГОСТ 19281-89
Ст3пс	ГОСТ 380-71
Ст4пс	ГОСТ 380-71
Сталь 09Г2	ГОСТ 19281-89
Сталь 10Г2С1	ГОСТ 19282-73
Сталь 40Г	ГОСТ 4543-71
Сталь 45	ГОСТ 1050-81
Сталь 60Г	ГОСТ 14959-79

Для встановлення залежності між параметрами мікроструктури та фізичними властивостями досліджуваних матеріалів були розраховані коефіцієнти кореляцій між відповідними параметрами за формулою

$$R = \frac{\frac{1}{n} \left[\sum_{i=1}^n M_{q_i} \cdot F_{j_i} - \frac{1}{n} \left(\sum_{i=1}^n M_{q_i} \right) \left(\sum_{i=1}^n F_{j_i} \right) \right]}{\sigma_{M_q} \cdot \sigma_{F_j}}, \quad (1)$$

де: де R – коефіцієнт кореляції; M_q - відповідний параметр мікроструктури; F_j - відповідний фізичний параметр; σ_{M_q} та σ_{F_j} - стандартні відхилення відповідних величин; n – кількість спостережень.

Результати досліджень показали, що серед обраних п'яти фізичних та двох мікроструктурних досліджуваних параметрів [3] спостерігається хороша кореляція між співвідношенням перліт/ферит (P/Fe) та: твердістю HB ($R=0,79$), коерцитивною силою H_c ($R=0,90$) та магнітним індуктивним параметром I ($R= -0,58$) відповідно. Знак мінус в останньому випадку говорить про обернену залежність. Кореляція між середнім розміром зерна (\bar{D}) та цими ж фізичними параметрами і незначною: $R=0,33$; $R=0,50$; $R= -0,19$ відповідно. Такі структурно чутливі параметри, як питомий електричний ρ опір та теплопровідна характеристика T мають незначну кореляцію ($R \leq 0,4$) з обраними параметрами мікроструктури через невисоку чутливість методів до структурних змін на мікрорівні, тому в подальших дослідженнях вони не застосовувались. Як правило, значення, що перебувають в межах від $0,4$ до $0,8$ вказують не на відсутність зв'язку між досліджуваними характеристиками, а на його нелінійний характер. Таким чином, результати кореляційного аналізу допомогли відкинути відразу інформативні параметри, що ніяким чином не пов'язані з цільовим та вказати на можливий нелінійний характер залежності.

Нелінійний характер зв'язку між обраними параметрами мікроструктури і фізичними параметрами попарно робить доцільним застосування фізичних параметрів в комплексі для подальшої апроксимації зв'язку між ними.

Метою подальших досліджень було визначення оптимальної комбінації вимірюваних параметрів (твердість, коерцитивна сила та магнітний параметр) із усіх визначених, які найкраще корелюють в комплексі з досліджуваними параметрами мікроструктури, з використанням кореляційно-регресійного аналізу

При формуванні комплексних наборів даних керувались правилом перебору всіх можливих варіантів, тобто в разі наявності 3 інформативних параметрів слід сформувати 4 набори даних: 3 набори з 2-ох параметрів та 1 набір з 3-ох параметрів. Для цих випадків були одержані рівняння лінійної регресії за значеннями попарних груп вхідних параметрів. Коефіцієнти лінійної регресії знаходились за методом найменших квадратів (табл.2).

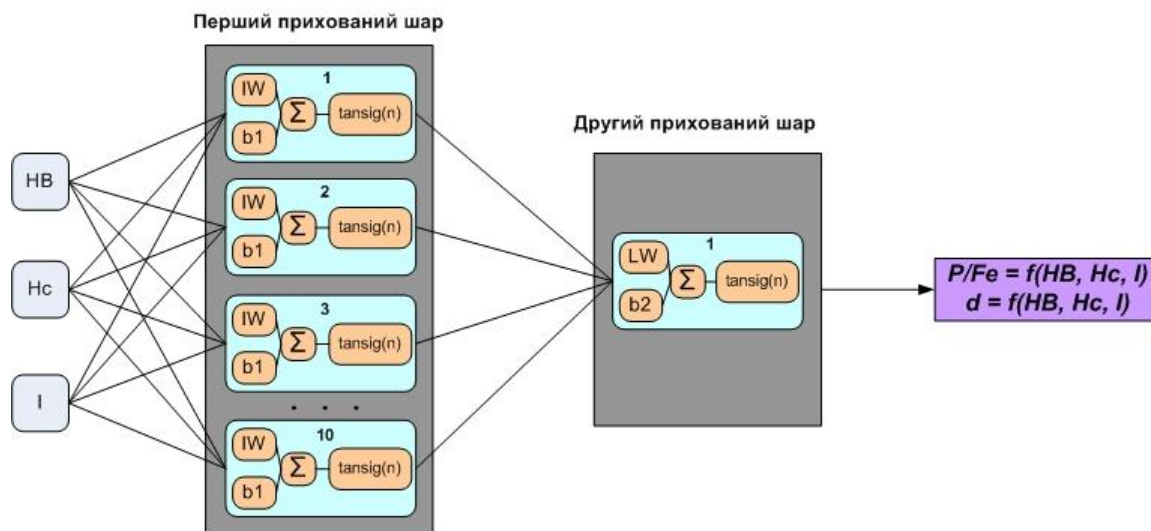
Як бачимо з таблиці 2, квадрат кореляції між групою аргументів та функцією (наближення цього значення до одиниці свідчить про краще моделювання) має найвищі значення при застосуванні у якості вимірюваних параметрів структурночутливих магнітних властивостей (коерцитивної сили та індуктивного параметру), що черговий раз підтверджує правильність вибору вказаних магнітних параметрів контролю. При оцінюванні середнього діаметру зерна більш достовірним буде результат при урахуванні трьох фізичних параметрів контролю (коерцитивної сили, індуктивного параметру та твердості), при визначенні співвідношення фаз достовірним результат буде при комплексному врахуванні як трьох параметрів (коерцитивної сили, індуктивного параметру та твердості), так і комбінації значень коерцитивної сили та індуктивного параметру I .

Оскільки кореляційний аналіз дав можливість встановити тільки наявність чи відсутність залежності між досліджуваними параметрами, а не оцінити її характер, то для встановлення, власне, характеру зв'язку між параметрами мікроструктури і фізичними властивостями досліджуваної групи сталей. Для вирішення цієї задачі було використано алгоритми штучних нейронних мереж (ШНМ).

Таблиця 2. Рівняння лінійних регресій між вимірними параметрами досліджуваних сталей

Функція залежності	Рівняння лінійної регресії	Коефіцієнти регресії	Коефіцієнт узгодженості R^2
$P/Fe = f(Hc, HB, I)$	$Y = A0 + A1 \cdot Hc + A2 \cdot HB + A3 \cdot I$	$A0 = 1,633; A1 = 0,826; A2 = 0,002; A3 = 0,002$	0,9193
$\bar{D} = f(Hc, HB, I)$	$Y = A0 + A1 \cdot Hc + A2 \cdot HB + A3 \cdot I$	$A0 = 46,07; A1 = 6,529; A2 = -0,152; A3 = -0,004$	0,5432
$P/Fe = f(Hc, HB)$	$Y = A0 + A1 \cdot Hc + A2 \cdot HB$	$A0 = -2,277; A1 = 0,896; A2 = 0,003$	0,9038
$P/Fe = f(Hc, I)$	$Y = A0 + A1 \cdot Hc + A3 \cdot I$	$A0 = 1,838; A1 = 0,851; A3 = -0,002$	0,9192
$P/Fe = f(HB, I)$	$Y = A0 + A2 \cdot HB + A3 \cdot I$	$A0 = 0,896; A2 = 0,033; A3 = -0,003$	0,8195
$\bar{D} = f(Hc, HB)$	$Y = A0 + A1 \cdot Hc + A2 \cdot HB$	$A0 = 37,042; A1 = 6,69; A2 = -0,149$	0,5409
$\bar{D} = f(Hc, I)$	$Y = A0 + A1 \cdot Hc + A3 \cdot I$	$A0 = 25,486; A1 = 4,004; A3 = -0,002$	0,5032
$\bar{D} = f(HB, I)$	$Y = A0 + A2 \cdot HB + A3 \cdot I$	$A0 = 40,246; A2 = 0,097; A3 = -0,011$	0,3433

Нейронна мережа заданої архітектури (10x1x1) (рис.1) тренувалась для вирішення задачі апроксимації окремо середнього розміру зерна та співвідношення фазових складових від двох або трьох вимірюваних параметрів, описаних вище. Нейромеревевий підхід було використано, зокрема, для отримання функцій залежностей між комплексом фізичних вимірних параметрів та окремо середнім розміром зерна і відношенням фазових складових.



$IW\{1,1\}$ – вагові коефіцієнти першого шару нейронів – матриця 10×3 ; $b\{1\}$ – затримки першого шару – матриця 10×1 ; $LW\{2,1\}$ – вагові коефіцієнти другого шару – матриця 1×10 ; $b\{2\}$ – затримки другого шару – матриця 1×1 .

Рис.1. Архітектура нейромережі для визначення параметрів мікроструктури за трьома вхідними параметрами: HB, Hc, I

Одержані функції залежності середнього розміру зерна та відношення фазових складових від фізичних параметрів (HB, Hc, I) в комплексі мають вигляд:

$$\bar{D} = \frac{290}{1 + e^{-2 \left(\sum_{n=1}^{10} LW\{2,1\} \cdot \frac{2}{1 + e^{-2 \cdot \sum_{n=1}^{10} (IW\{1,1\}) \cdot \left(\frac{HB-100}{200} \right) \cdot \left(\frac{HC-1}{12} \right) \cdot \left(\frac{I-1500}{100} \right)^{+b\{1\}}} \right)} - 1 \right)} - 163,457; \quad (2)$$

$$P/Fe = \frac{20}{1 + e^{-2 \left(\sum_{n=1}^{10} LW\{2,1\} \cdot \frac{2}{1 + e^{-2 \cdot \sum_{n=1}^{10} (IW\{1,1\}) \cdot \left(\frac{HB-100}{200} \right) \cdot \left(\frac{HC-1}{12} \right) \cdot \left(\frac{I-1500}{100} \right)^{+b\{1\}}} \right)} - 1 \right)} - 13,069; \quad (3)$$

де \bar{D} – середній розмір зерна, P/Fe – співвідношення фазових складових HB – твердість за шкалою Брінеля; HC – коерцитивна сила; I - значення індуктивного параметра. $IW\{1,1\}$ – масив коефіцієнтів розмірністю 10×3 для перших шарів нейронів; $b\{1\}$ – масиви вагових коефіцієнтів розмірністю 10×1 для перших шарів нейронів; $LW\{2,1\}$ – масиви коефіцієнтів розмірністю 1×10 для других шарів нейронів.

Результати перевірки достовірності одержаних функцій на зразках, що не брали участь в тестуванні, відображені в таблиці 3.

Таблиця 3. Результати перевірки нейромережі

Розраховані значення \bar{D} , мкм	7,78	11,12	95,88	8,57
Дійсні значення \bar{D} , мкм	10,67	10,69	113,50	8,02
Розраховані значення P/Fe	0,23	0,36	4,53	0,32
Дійсні значення P/Fe	0,20	0,36	5,13	0,26
Середня похибка визначення \bar{D} , %	3,71			
Середня похибка визначення P/Fe , %	2,31			

Дані функції є інструментом для визначення кількісних параметрів мікроструктури за результатами вимірювання фізичних властивостей конструкційних сталей феритного класу. Результати визначення параметрів мікроструктури сталей за даними формулами можуть використовуватися експлуатуючими організаціями для розрахунку дійсних значень механічних характеристик та встановлення їх відповідності заявленим під час вхідного контролю відповідних марок сталей, а також для виявлення ознак деградаційних процесів матеріалу, які виражатиметься у зміні кількісних характеристик мікроструктури на більше, ніж 10% відносно попередніх результатів обстеження обладнання тривалої експлуатації.

Література.

1. Миндюк В.Д. Характер зв'язку між параметрами мікроструктури і фізико-механічними властивостями сталей тривалої експлуатації // В.Д. Миндюк, О.М. Карпаш, М.О. Карпаш / Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2013. – №4. – С.129 – 133.
2. Миндюк В.Д. Експериментальна перевірка характеру зв'язку між параметрами мікроструктури і фізичними властивостями матеріалів металоконструкцій довготривалої експлуатації для оцінки ступеню їх деградації // В.Д. Миндюк, М.О. Карпаш, Е.Р. Доценко / Вісник Тернопільського національного технічного університету. – 2013. - №3 (71). – С. 153 – 163.
3. Миндюк В.Д. Оценка деградации структуры металлоконструкций длительной эксплуатации по изменению их физических свойств // В.Д. Миндюк, М.О. Карпаш, Е.Р. Доценко / Научные известия “NDT days 2013” / SCIENTIFIC PROCEEDINGS. XXI, №2 (139). – 2013. – С. 52 – 54.

МОДЕЛЮВАННЯ ПОШКОДЖЕННЯ І РУЙНУВАННЯ ПАНЕЛЬНИХ КОНСТРУКТИВНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ІЗ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ПРИ УДАРІ

В. В. Астанін, Г. О. Щегель

Національний авіаційний університет, Київ, Україна

Abstract. The research is devoted to modeling damage and fracture of panel structural elements made of laminated fiber-reinforced composite material. Modeling is based on proposed and elaborated probabilistic approach to analysis of damage parameters, which is realized within the damage mechanics procedures. Results of FEM-calculations are tested in comparison with experimental data.

Постановка задачі. Ідеологія побудови зміцненого умовно нескінченними армуючими волокнами композиційного матеріалу передбачає найбільш безпосередню реалізацію у вигляді ламінованих багатошарових пластин і оболонок. В інженерній практиці важливе значення має сприйняття виготовленими із такого виду композитів панельними конструктивними елементами бокового, тобто із ненульовою нормальною до поверхні панелі складовою швидкості руху, ударного навантаження. Такого виду задачі виникають у авіаційній промисловості, наземному транспорті. Визначенню підлягають характеристики енергопоглинання матеріалу конструктивного елемента. Проте сприйняття матеріалом енергії і витікаючі з цього властивості захисту від удару, несучої здатності і живучості конструкції визначаються особливостями формування пошкоджень і їх розподілом у об'ємі матеріалу, а також співвідношенням пошкодженого і зруйнованого, тобто уже без залишкової міцності, матеріалу. Це визначає важливість розв'язання проблеми адекватного моделювання пошкодження і руйнування композитів при ударному навантаженні.

Фізична модель матеріалу. Проблемою, з якою зіштовхується моделювання поведінки композиційних матеріалів під навантаженням, є, у зв'язку з їх багатокомпонентністю і багатогранністю діючих механізмів пошкодження, складність об'єднання та врахування всіх прийнятих до уваги факторів, що впливають на процес деформування і руйнування, до єдиних рівнянь, представлених в рамках моделі матеріалу як математично детермінованої залежності напружень від деформацій $\sigma_i = f(\varepsilon_i)$. Напруження як силова характеристика, що є мірою, за допомогою якої математично описуються базові для макросвіту впливи електромагнітної та гравітаційної взаємодій, однозначно пов'язується в моделі з деформацією як просторовою мірою зміни взаємного розташування точок матеріалу. В даному дослідженні здійснена спроба моделювання поведінки композиційного матеріалу на основі запропонованого авторами ймовірного підходу до розрахунку параметрів пошкодження, що реалізовано в рамках механіки пошкодження [1] і перевірено у порівнянні з експериментальними даними розрахунками методом скінченних елементів.

Відповідно до класичної теорії шаруватих оболонок залежність зусиль N і моментів M в площині ламінату від відносних деформацій ε^0 в серединній площині і других похідних κ від прогину серединної площини по координатним напрямкам, які позначимо як $i=1, j=2$ і які лежать одночасно в площині ортотропного ламінату та у відповідних площинах симетрії, виражається таким чином [2]:

$$\begin{bmatrix} N \\ M \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon^0 \\ \kappa \end{bmatrix}, \quad (1)$$

де, якщо позначити як Q_{ij}^l матрицю жорсткості, яка відповідає l -му шару, зовнішня поверхня якого відстоїть від серединної поверхні ламінату на відстані z_l , а m – загальна кількість таких шарів:

$$A_{ij} = \sum_{l=1}^m Q_{ij}^l \cdot (z_l - z_{l-1}); \quad B_{ij} = \frac{1}{2} \cdot \sum_{l=1}^m Q_{ij}^l \cdot (z_l^2 - z_{l-1}^2);$$

$$D_{ij} = \frac{1}{3} \cdot \sum_{l=1}^m Q_{ij}^l \cdot (z_l^3 - z_{l-1}^3).$$
(2)

Рівняння напружено-деформованого стану матеріалу шарів, що піддаються пошкодженню внутрішньої структури внаслідок дії прикладеного навантаження, але непошкоджені ділянки якого продовжують чинити цьому навантаженню пружний опір, має вигляд залежності напруження σ від деформацій ε (прийняті позначення індексів за Фойгтом [4])

$$\sigma_i = f[\tilde{Q}_{ij}(d_{ij}), \varepsilon_j], \quad i, j = 1, 2, 6. \quad (3)$$

де \tilde{Q}_{ij} – тензор пошкодженої жорсткості, який розраховується залежно від величини параметрів пошкодження d_{ij} [5].

У відповідності до запропонованої моделі параметри пошкодження d_{ij} знаходять як конкретну реалізацію випадкової величини, заданої функцією ймовірності пошкодження матеріалу, яку позначимо як P_d і представимо у вигляді:

$$P_d(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \left(1 - \frac{1}{2\pi \cdot L} \cdot e^{-\left(\frac{(\varepsilon - d\mu_\varepsilon)^2}{2 \cdot (dS_\varepsilon)^2} + \frac{(\dot{\varepsilon} - d\mu_{\dot{\varepsilon}})^2}{2 \cdot (dS_{\dot{\varepsilon}})^2} + \frac{(T - d\mu_T)^2}{2 \cdot (dS_T)^2}\right)}\right)^2, \quad (4)$$

де $L = dS_\varepsilon \cdot dS_{\dot{\varepsilon}} \cdot dS_T$; $d\mu_i$ – зміщення максимуму функції ймовірності пошкодження щодо осі відносної деформації ε , швидкості деформації $\dot{\varepsilon}$, температури T при значеннях індекса $i = \varepsilon, \dot{\varepsilon}, T$ відповідно; dS_i – середньоквадратичне відхилення для зазначених аргументів, яке знаходять за характеристиками критичних станів матеріалу, що відповідають його повному руйнуванню.

Результати чисельних розрахунків. Принципова схема навантаження панельного конструктивного елемента КЕ із багат шарового ламінованого композиційного матеріалу нормально до його поверхні в лабораторному експерименті, що відтворювалася при моделюванні, приведена на рис. 1.

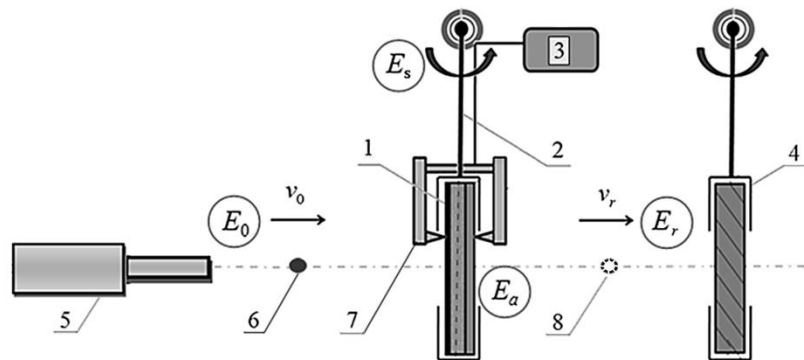


Рис. 1. Принципова схема ударного навантаження панельного КЕ:

- 1 – досліджуваній КЕ, що поглинає енергію удару E_a ; 2 – балістичний маятник для реєстрації переданої на опору КЕ енергії E_s ; 3 – блок реєстрації та аналізу параметрів електромагнітного та акустичного полів; 4 – маятник для реєстрації залишкової кінетичної енергії ударника E_r ; 5 – система розгону ударника; 6 – ударник з швидкістю v_0 і енергією E_0 ; 7 – система датчиків акустичної та електромагнітної емісії; 8 – ударник після пробивання КЕ з швидкістю v_r

Моделювання здійснювалося в рамках скінченноелементного програмного комплексу «Abaqus», особливості застосовуваних методик розрахунку описані в [6]. Алгоритм розрахунку поведінки матеріалу при навантаженні відповідно до запропонованої

імовірнісної моделі був реалізований у вигляді користувальницької підпрограми, автоматично імплементованої у загальний алгоритм розрахунку даним програмним комплексом, як описано в [7]. Розглядається діапазон швидкостей удару до 1500 м/с ударником малої маси, таким чином, що енергія удару лежить в діапазоні до 3 кДж. Досліджуються защемлені по колу прямокутні панельні елементи при ударі сферичного ударника. З метою мінімізувати вплив крайового защемлення, діаметр робочої зони КЕ становив 150 мм. В якості вихідних даних для розрахунку використовувалися механічні характеристики гібридово-волоконного матеріалу на основі скловолокна та поліпропіленової матриці, визначені і описані у [8], [9], [10].

Отримані за результатами чисельних розрахунків відповідно до запропонованої імовірнісної моделі ізополя питомої поглиненої матеріалом енергії удару та сумарного пошкодження матеріалу в напрямку волокон основи і утка при швидкості удару 140 м/с приведені на рис. 2, а, б. Як видно з рис. 2, областям підвищеного енергопоглинання відповідають зони максимального пошкодження матеріалу. В рамках моделювання вдалося врахувати вплив величин деформації і швидкості деформації на величину пошкодження із отриманням близьких до експериментальних даних, як показано нижче, величин енергопоглинання зразка панельного елемента.

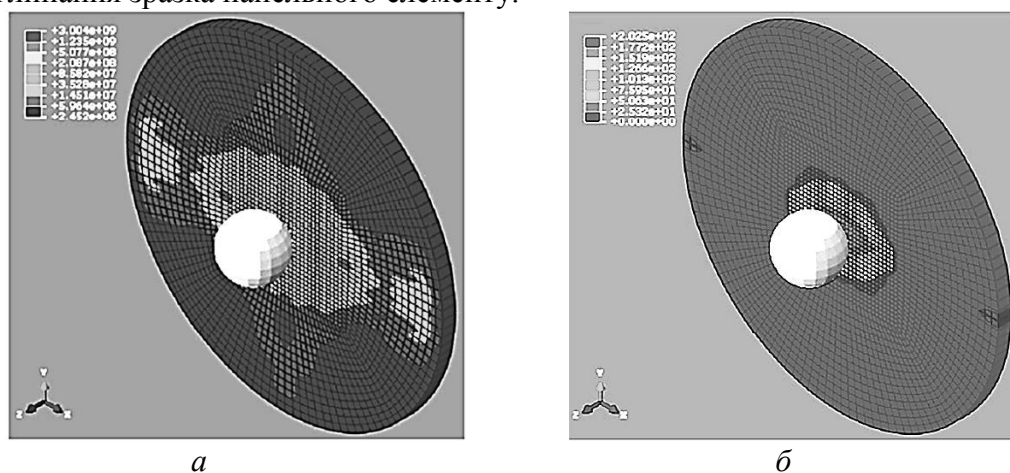


Рис. 2. Розрахункові ізополя питомої поглиненої матеріалом енергії удару (а) та параметрів пошкодження матеріалу в напрямку волокон основи і утка (б)

Порівняння результатів моделювання і експерименту. Основну увагу при проведенні дослідів та аналізі експериментальних даних було приділено загальній поглинутій панельним елементом енергії, що характеризує його як захисну перешкоду, а також характеристикам імпульсу (рис. 3, 4).

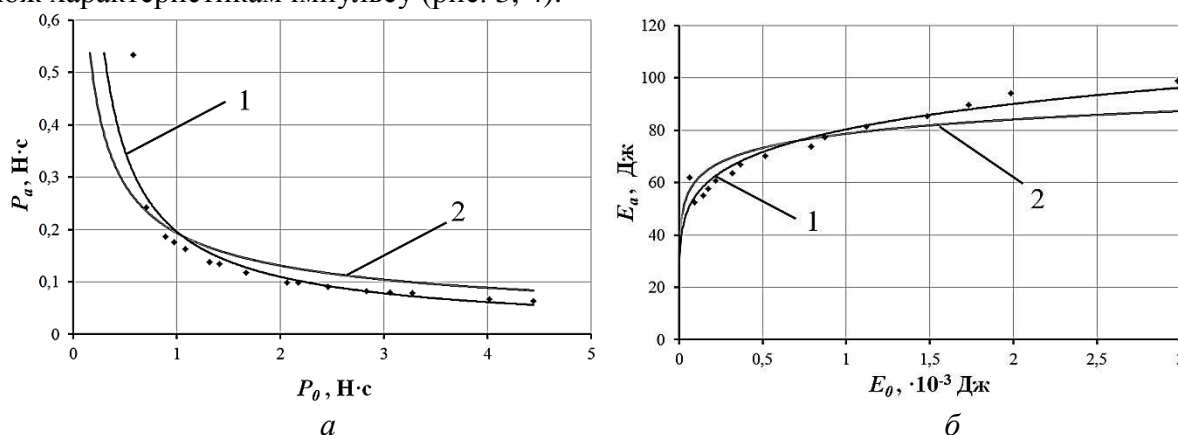


Рис. 3. Втрачений ударником при взаємодії із зразком імпульс в залежності від початкового імпульсу ударника (а) та поглинута панельним елементом енергія в залежності від початкової енергії удару (б)

В якості дослідницької установки використовувався експериментальний комплекс «aSTanin» («Acceleration System for Testing of Antidamage Innovations») для вивчення процесів ударної взаємодії в широкому діапазоні швидкостей, який дозволяє реєстрацію процесів перерозподілу енергії ударника і зразка матеріалу, а також реєстрацію акустичної та електромагнітної емісії, яка, як було встановлено в [5], супроводжує високошвидкісний удар складних композиційних матеріалів досліджуваного типу.

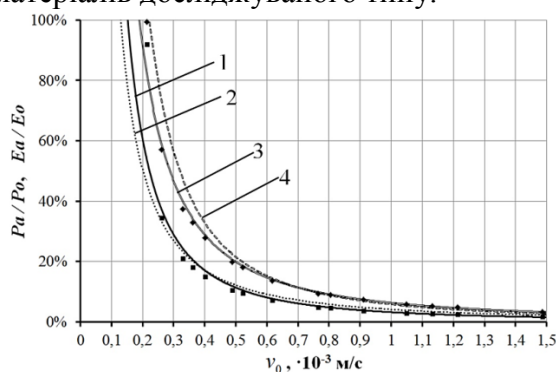


Рис. 4. Залежність питомого імпульсу (1, 2) та енергії (3, 4) ударної взаємодії за результатами експерименту (1, 3) та розрахунку (2, 4)

На рис. 3, а показана залежність різниці $P_a = P_0 - P_r$ імпульсу ударника до удару P_0 і після наскрізного пробивання P_r від початкового імпульсу ударника P_0 , на рис. 3, б – залежність поглиненої панельним елементом енергії E_a від початкової енергії удару E_0 за результатами розрахунку (1) та експерименту (2). Рис. 4 ілюструє залежність співвідношення відповідних величин від початкової швидкості удару v_0 . В рамках моделювання вдалося відобразити, як видно з графіків, не лише характер зміни властивостей енергопоглинання, а саме спадання питомої частини імпульсу та енергії ударника, яку бере на себе панельний елемент, виконуючи захисні функції, при зростанні швидкості удару (рис. 4), але і ту особливість ударної взаємодії, що хоча переданий на панельну ламіновану конструкцію імпульс при цьому зменшується (рис. 3, а), тим не менше абсолютні показники поглинутої енергії зростають (рис. 3, б), що дозволяє передбачити за результатами моделювання резерви несучої здатності конструкції.

Перелік посилань

1. Работнов Ю.Н. Введение в механику разрушения / Ю.Н. Работнов. – М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1987. – 80 с.
2. Рассказов А.О. Теория и расчет слоистых ортотропных пластин и оболочек / А.О. Рассказов, И.И. Соколовская, Н.А. Шульга. – К.: Вища школа, 1986. – 191 с.
3. Altenbach H. Einführung in die Mechanik der Laminat- und Sandwichtragwerke / H. Altenbach, J. Altenbach, R. Rikards. – Stuttgart: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1996. – 410 p.
4. Becz S. Analysis of barely visible impact damage for aerospace structures / S. Becz, J. Hurtado, I. Lapczyk // ICCM-16 : 16th Int. Conf. on Composite Materials, 8-13 July 2007, Kyoto, Japan : Conf. Proc. – 2007. – p. 1-8.
5. Shchegel G.O. Probabilistic damage modelling of textile-reinforced thermoplastic composites under high velocity impact based on combined acoustic emission and electromagnetic emission measurements / G.O. Shchegel, R. Böhm, A. Hornig, V.V. Astanin, W.A. Hufenbach // Int. J. Impact Engineer. – 2014. – vol. 69. – p. 1-10.
6. Simulia Abaqus User Subroutines Reference Manual / Simulia. – Providence: Dassault Systems, 2012. – 591 p.
7. Böhm R. Bruchmodebezogene Beschreibung des Degradationsverhaltens textilverstärkter Verbundwerkstoffe / R. Böhm // Diss. akad. Grad. Dr.-Ing. – Technische Universität Dresden. – 2008. – 123 p.
8. Щегель Г.О. Деформування та руйнування пластин із композиційних матеріалів при ударному навантаженні / Г.О. Щегель // автореф. дис. канд. техн. наук : 01.02.04.–2013.–20 с.
9. Böhm R. A phenomenologically based damage model for textile composites with crimped reinforcement / R. Böhm, M. Gude, W. Hufenbach // Compos.Sci.Technol.–2010.–vol. 70.–p. 81-87.

EVALUATION OF ELECTROCHEMICAL PROPERTIES OF STEEL SHEETS FOR AUTOMOTIVE APPLICATIONS

J. Koncz, J. Brezinová, D. Draganovská, J. Viňáš

Technical university of Košice, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Mechanical Technologies and Materials, Mäsiarska 74, 040 01 Košice, Slovakia

Abstract

Galvanizing as a process of zinc coating of base material is still the most widely used technology applied in surface treatment of materials which are supposed to meet the requirement of high corrosion resistance in various environments. This article presents the results of research aimed at determining the corrosive properties of galvanized sheets in selected environments – distilled water, NaCl and SARS solution, using electrochemical potentiodynamic test.

Introduction

Galvanized sheets are currently used in the construction of vehicle bodies. Even though the vehicle bodies in production undergo through number of processes (cataphoresis bath, painting) which are able to protect their surface from the effects of external influences, it is important that the material itself achieves required anti-corrosion properties. This will ultimately further improve the overall corrosion resistance of the vehicle body. [1-2] This characteristic of the base material applies in mechanical damage of the vehicle body when the layers of covering, filling paint and cataphoresis are not able to fulfil their protective purpose. In such cases the corrosion is partially or fully suppressed by zinc coating which due to its lower electrode potential compared to steel corrodes preferentially. [3]

In zinc coatings the real rate of corrosion is different depending on the current corroding phase. The top most η -phase which is formed by 100% zinc corrodes faster than other phases formed by zinc with a certain content of iron. In steady environmental conditions the rate of zinc corrosion is almost linear. Real environmental conditions, however, are unstable due to the large amount of factors influencing them, such as air temperature, relative humidity, the degree of pollution, etc. Therefore the corrosion aggressiveness of the atmosphere is different at different places. In Slovakia there are C2 categories for rural and urban environments and C3 for industrial environment (categorization according to STN EN ISO 9223). The corrosion resistance of hot-dip galvanized sheets is influenced by other factors such as compliance with technological conditions of the manufacture of zinc coating, structural aspects, etc. [4 - 6]

Materials and methods

For experimental work steel sheet DX54D + Z (EN 10142/2000) was used, producer U.S. Steel Košice (ZINKOHAL 220). This is hot-dip galvanized sheet with zinc coating in which the minimum two-sided coating weight is 140 g.m^{-2} . Chemical and mechanical properties of experimental sheet are shown in Table 1. Surface treatment of the sheet has internal reference MB which means that it is a small texture of zinc and an improved surface according to EN 10 142/2000, without further surface treatment.

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of DX54D + Z sheet

Material	Chemical composition in %							
	C _{max}	Mn _{max}	P _{max}	S _{max}	Al	Ti	N _{max}	Fe
ZINKOHAL 220	0.015	0.02	0.015	0.015	min. 0.02	0.06-0.14	0.006	bal.
Mechanical properties								
Material	R _{p0.2} [MPa]		R _m [MPa]	A _{min} [%]				
ZINKOHAL 220	max 220		max 350	36				

The samples were exposed to three different environments – distilled water with pH=7, 0.1M solution of sodium chloride and SARS solution.

- *0.1 M solution of NaCl* – it is 0.1 M solution which with the molar mass of NaCl of 58.44 g/mol constitutes 5.84 grams of sodium chloride per litre of distilled water. This solution was chosen because NaCl is the most commonly used gritting material for winter maintenance of roads and therefore comes into contact with the vehicle body, especially chassis parts most commonly.

- *SARS solution* – this solution simulates the slightly acidic atmospheric rain with pH=5 which comes into contact with vehicle body in so-called wet acid deposition from atmosphere.

Measurement of potentiodynamic curves was carried out using potentiostat SP 150, of Bio-Logic Science Instruments Company and processed in EC-Lab V10 software. As the reference electrode there was the calomel electrode with constant potential $E = 0.242$ V connected to the device and as the auxiliary electrode platinum electrode was used. Corrosion cell with an opening of 1.065cm^2 ensured a firm grip of measured sample and its contact with the electrolyte. Circuit diagram for the measurement is shown in Fig.1. The connection of the corrosion cell to the potentiostat is shown in Fig. 2. The outcome of the measurements were potentiodynamic polarization curves rendered in semi-logarithmic coordinates and gradients of anode and cathode dependence were determined using Tafel analysis.

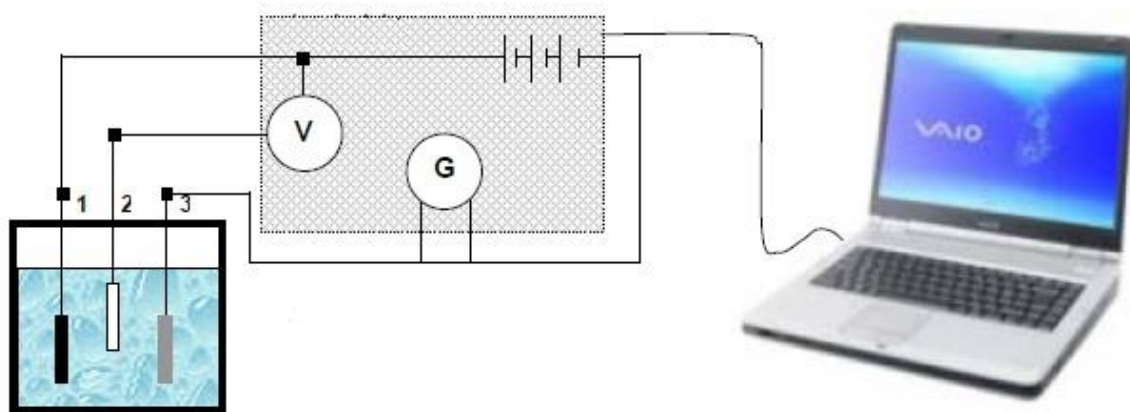


Fig. 1 Circuit diagram for the measurement of potentiodynamic curves
1 – metal sample, 2 – reference electrode, 3 – auxiliary electrode

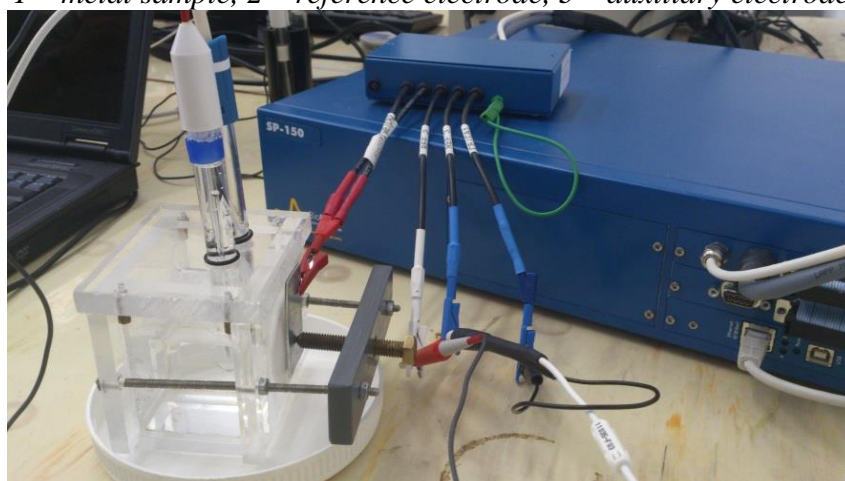


Fig. 2 Connection of corrosion cell to potentiostat

Results

The experimental samples were clamped and sealed in the corrosion cell and after application of the electrolyte checked for the presence of air bubbles. Establishment of the sample ran at the temperature of 20°C. After 10 minute establishment the values of free potentials were as follows:

- distilled water: - 0.7829 V, corrosion potential $E_{corr} = -782$ mV, corrosion current density $i_{corr} = 1.470$ μ A, difference of reduction and oxidation speed was very small.
- 0.1 M NaCl solution: - 1.0137 V, corrosion potential $E_{corr} = -1014$ mV, corrosion current density $i_{corr} = 25.82$ μ A.
- SARS solution: - 0.9813 V, corrosion potential $E_{corr} = -981.27$ mV, corrosion current density $i_{corr} = 14.31$ μ A.

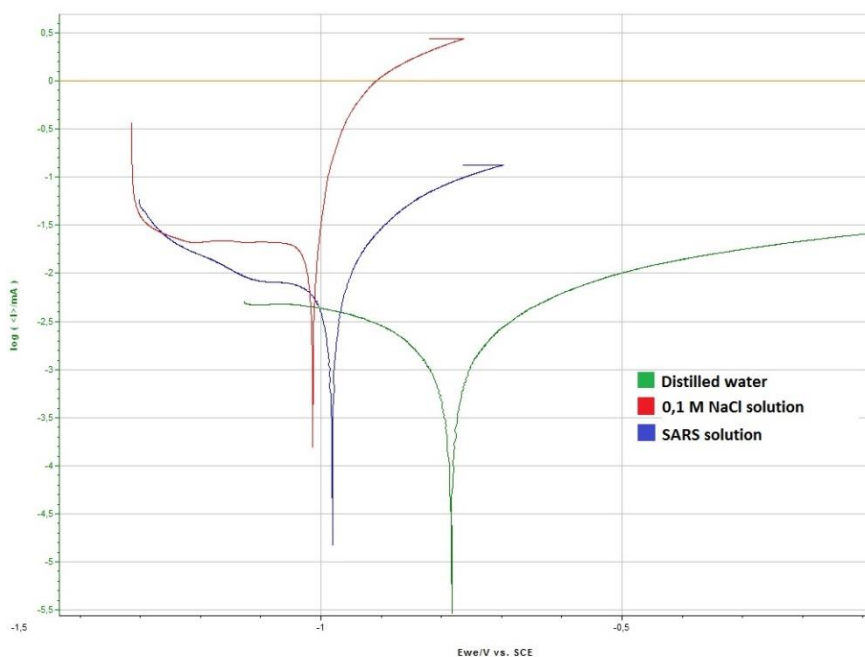


Fig. 2 Potentiodynamic polarization curves of measured samples

Based on entered data such as area of electrolyte effect S (1.056 cm^2), atomic weight M of the material coming into contact with electrolyte (zinc = 65.380 g/mol) and density of the material coming into contact with the electrolyte (zinc = 7.14 g/cm^3) and based on the measured values of corrosion potential and current density we determined the corrosion rate of the material in selected environment. Corrosion rate values obtained by software were as follows:

- in distilled water environment: 0.0417 mm/year,
- in 0.1 M solution of NaCl: 0.7326 mm/year,
- in SARS solution: 0.4059 mm/year.

The graph in Fig. 2 shows potentiodynamic polarization curves of all three measured samples. From these graphs it can be determined with certainty even without using Tafel analysis that the corrosion rate will be highest in the environment of 0.1 M solution of NaCl while the slowest rate of corrosion will be present in the environment of distilled water.

Conclusion

Presented article deals with the analysis of corrosion properties of hot-dip galvanized vehicle body sheets in selected environments. Experimentally obtained results point to the fact that sodium chloride used as most common gritting material for winter maintenance of roads is at concentration of 5.84 g NaCl in one litre of distilled water rather aggressive towards the exposed samples. Oxidation of samples in such electrolyte strongly dominated over the reduction and corrosion rate stabilized at 0.732 mm/year. Although less pronounced but still dominating oxidation reaction was observed in sample exposed to SARS solution, a solution simulating acid rain. In this case the aggressiveness of the environment was supported by nitric acid which is very corrosive, its concentration was however so low that the value of corrosion rate of the exposed sample was 0.4

mm/year. As expected, the lowest corrosion rate was recorded in neutral distilled water where the very small and indistinctive dominance of oxidation resulted into value of only 0.04 mm/year.

Acknowledgement

This contribution is the result of the project VEGA No. 1/0600/13.

References

1. Grainger, S. *Engineering Coatings: Design and Application*. Industrial Press, 1992. ISBN 0831130458.
2. Davis, J. R. *Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance*. ASME International, 2001. ISBN 1615030727.
3. Cartier, M., Polak, T. A. *Handbook of surface treatments and coatings*. ASME Press, 2003. ISBN 0791801950.
4. Kreislová, K. et al. *Metodika stanovení životnosti zinkových povlaků v atmosférickém prostředí*. Konstrukce, 2011. ISSN 1803-843.
5. McCafferty, E. *Introduction to Corrosion Science*. London, Springer, 2010. ISBN 978-1-4419-0454-6.
6. Revie, R. W., Uhlig, H. H. *Corrosion and Corrosion Control*. New Jersey, Wiley, 2008. ISBN 978-0-471-73279-2.

ЛАЗЕРНА УДАРНО-ХВИЛЬОВА ДІЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ПРИПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ЗВАРНОГО З'ЄДНАННЯ ІЗ АУСТЕНІТНОЇ СТАЛІ

**М.І. Підгурський, Ю.М. Нікіфоров, Б.П. Ковалюк, В.В. Лазарюк, М.Г.
Грещук, Х. Лопез*, Б. Чарч***

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя,
Тернопіль, Україна

*Університет Вісконсин-Мілуокі, США

The authors have researched the weld joints of austenitic stainless steel 12X18H10T after laser shock wave treatment of the welded joint surface, heat affected area and base metal. The character of the structure and microhardness changes in the weld joint exposed areas in crossing has been established. It has been found that the structural and phase changes in the surface layers occur as a result of laser shock wave treatment at a distance up to 300 mkm from the surface. Increase in corrosion resistance and microhardness of exposed surface layer of weld joint has been observed.

Аустенітні хромонікелеві сталі є поширеним конструкційним матеріалом для виготовлення вузлів енергетичних установок завдяки високій пластичності, корозійній стійкості, добрій зварюваності та технологічності [1, 2]. В результаті термічного циклу зварювання у структурі зварних з'єднань із аустенітних сталей відбуваються зміни фазового та хімічного складу, що суттєво впливають на процеси руйнування зварного з'єднання за механізмами міжкристалітної корозії. Для попередження локальних корозійних пошкоджень проводять термічне оброблення зварних з'єднань при 900 °С [1, 2]. Високотемпературний вплив сприяє розчиненню карбідів хрому, гомогенізації твердого розчину аустеніту по хрому [2]. З метою запобігання корозійного розтріскування пришовних ділянок з'єднань із нержавіючих хромонікелевих сталей в промисловості проводять термічне індукційне оброблення, механічне зміцнення та зварювання з примусовим тепловідводом [1 - 3].

Одним із сучасних способів модифікації поверхні є лазерна ударно-хвильова обробка. Встановлено позитивний вплив такої обробки на механічні та корозійні властивості хромонікелевих сталей типу 18-10 [4, 5]. У даній роботі проведено експериментальні дослідження лазерної ударно-хвильової обробки на властивості металу шва та зони термічного впливу зварного з'єднання з аустенітної сталі 12X18H10T.

Методика досліджень

Для дослідження використано сегменти стикового з'єднання трубопроводу з товщиною стінки 3,5 мм із аустенітної сталі 12X18H10T (ГОСТ 5632-72), виготовленого аргонодуговим зварюванням з використанням присадного дроту марки Св-04Х19Н11М3 (ГОСТ 2246-88).

Опромінення зразків поверхні зварного з'єднання здійснювалось за допомогою модернізованої лазерної установки на базі ГОС-1001 ($\lambda=1,06$ мкм) [4] в режимі модульованої добротності. Діапазон амплітуд імпульсів тиску в експериментах знаходився в межах 0,5 – 5,6 ГПа. Для підсилення тиску в якості прозорого конденсованого середовища використано епоксидну смолу. Опромінення зразка проводилось над зварним швом на ділянці А, зоною термічного впливу зварювання на ділянках В та С (рис. 1а).

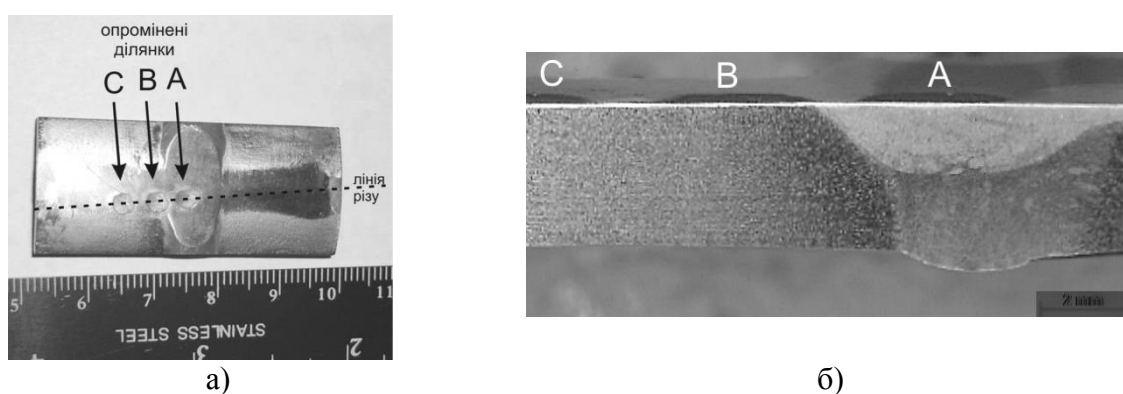


Рисунок 1. Схема вирізання та опромінення зразка зварного з'єднання: ділянка А над зварним швом, ділянка В та ділянка С над зоною термічного впливу зварювання

Вирізання та полірування зразка проведено з водяним охолодженням. Шліф приповерхневого шару розміщений перпендикулярно до опроміненої поверхні (рис.1б). Металографічні дослідження приповерхневого шару виконували методами оптичної та растрової електронної мікроскопії. Травлення поверхні шліфа проведено електролітичним методом в 10%-ому водному розчині щавлевої кислоти при напрузі 3 В протягом 30 с. Мікротвердість досліджено з допомогою мікротвердоміра Лесо DM-400 методом Віккерса при навантаженні 200 г протягом 15 с з кроком 75 мкм.

Результати дослідження та обговорення

Зварне з'єднання у вихідному стані (без обробки)

Металографічними дослідженнями мікроструктури металу зварного з'єднання у вихідному стані на ділянках термічного впливу зварювання та основного металу виявлено аустенітну структуру з незначними феритними включеннями по границях зерен. Границі аустенітних зерен протравлені в виді тонких ліній, канавки по границях зерен відсутні. В мікроструктурі основного металу та зони термічного впливу зварювання по границях зерен спостерігаються пітинги. У зоні термічного впливу зварювання, крім крупнозернистої неоднорідної ділянки перегріву, спостерігається чисто аустенітна ділянка шириною 500-600 мкм із меншою, ніж на основному металі, густиною пітингів (рис.2а).

Розміщення пітингів у вихідній структурі зварного з'єднання без лазерної обробки має стрічкоподібний характер (рис.2б). Хромонікелеві сталі типу 18-10 за свідченням авторів [6], вирізняються стрічковою будовою внаслідок своєрідного смугастого розташування первинного фериту. Відомо також [6, 7], що в зварних з'єднаннях нержавіючих аустенітних сталей локалізація фазових перетворень відбувається на приграничних ділянках первинного

фериту та аустеніту. Головною причиною міжкристалітної корозії аустенітних сталей типу 18-10 називають корозію на границях аустенітних зерен у зонах збіднених на хром, внаслідок структурних змін зернограничного твердого розчину та виділення карбідів хрому або інших фаз багатих на хром [7].

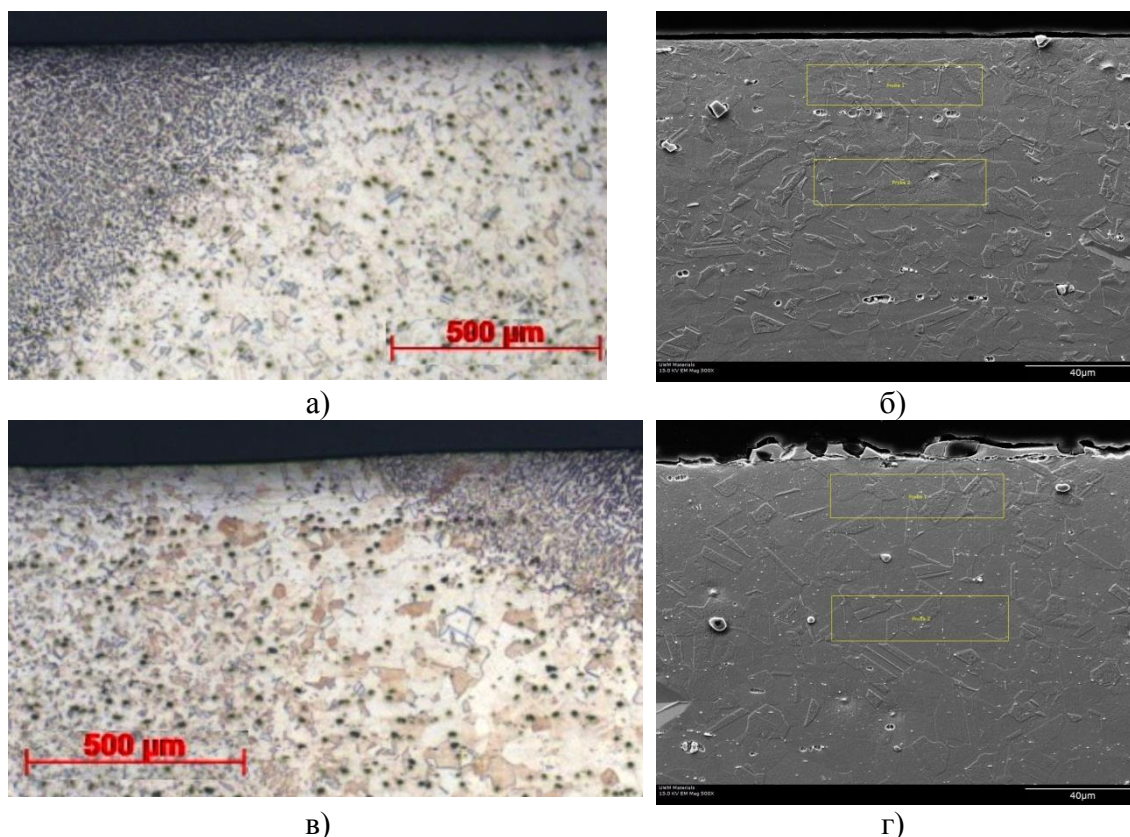


Рисунок 2. Мікроструктура приповерхневого шару зварного з'єднання до лазерної обробки на ділянці В (а) та ділянці С (б) та мікроструктура приповерхневого шару зварного з'єднання після лазерної обробки (в, г)

Характеристика зварного з'єднання після лазерної ударно-хвильової обробки

У приповерхневому шарі опромінених ділянок В та С спостерігається зменшення кількості пітингів та їх розмірів у порівнянні з вихідним станом (рис. 2в, 2г). Поява точкових корозійних дефектів травлення у приповерхневому шарі опромінених ділянок спостерігається на відстані від поверхні 100-160 мкм. Порівняння мікроструктур приповерхневого шару зварного з'єднання з лазерною ударно-хвильовою обробкою на ділянці С (рис.2г) та без неї (рис.2б), що виконані на методі растрової електронної мікроскопії також показує зменшення дефектів корозії. Імовірно лазерна ударно-хвильова дія підвищує дифузійну рухливість атомів вуглецю та інших домішок по границях зерен, що приводить до зменшення корозії у приповерхневому шарі, що було виявлено при травленні зразків. Зменшення пітингоутворення виявлено також при дослідженні впливу поверхневої лазерної обробки хромонікелевих сталей S31603 [8].

У поперечному перерізі приповерхневих шарів опромінених ділянок проведено також дослідження мікротвердості (рис.3). У вихідному стані середні значення мікротвердості основного металу становили 155 ГПа. У приповерхневому шарі опромінених ділянок В та А спостерігається збільшення мікротвердості на 10-15 %. При цьому найбільші значення виявлено на відстані 75 мкм від поверхні. У місці появи пітингів на ділянці В мікротвердість зменшується до 157 ГПа. Більш суттєві зміни мікротвердості у приповерхневому шарі опроміненої ділянки С, де максимум мікротвердості 176 ГПа спостерігається на відстані 150 мкм від поверхні. Зміна мікротвердості на ділянці С відбувається до відстані до 300 мкм від поверхні опромінення. Відомо [7], що аустенітні сталі легко наклепуються в результаті

холодної пластичної деформації. Виявлене збільшення мікротвердості може вказувати на збільшення стискаючих напружень у приповерхневому шарі опромінених ділянок.

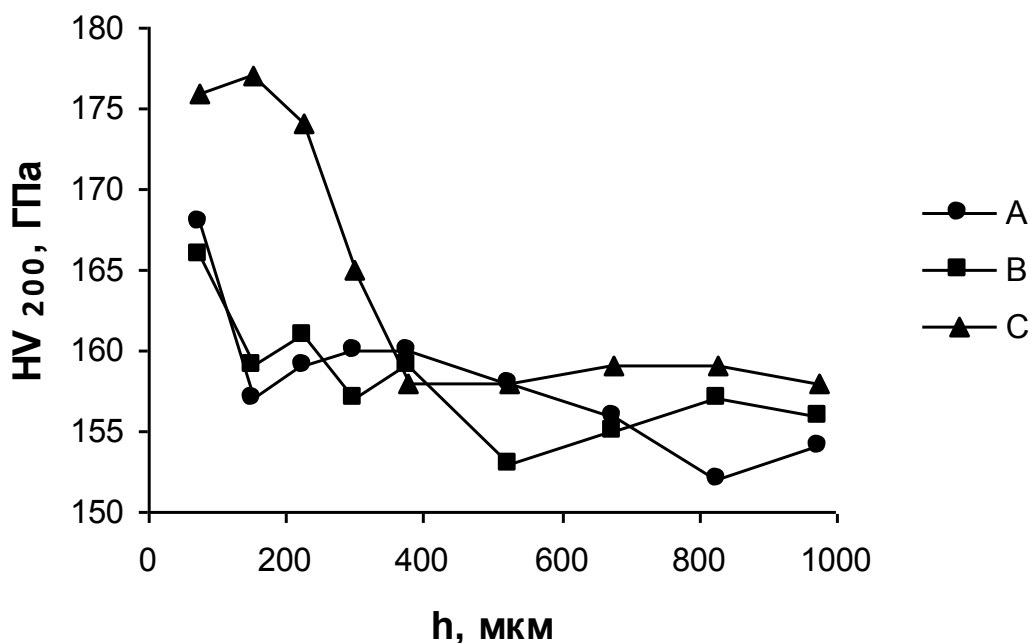


Рисунок 3. Розподіл мікротвердості приповерхневого шару по глибині зразка під опроміненими ділянками А, В та С

Зменшення кількості корозійних дефектів травлення - пітингів та одночасне підвищення мікротвердості в тонкому приповерхневому шарі після лазерної ударно-хвильової обробки очевидно викликані структурними та фазовими змінами. Очищення границь аустенітних зерен та їх гомогенізація є сприятливими чинниками підвищення корозійної стійкості зварних з'єднань.

Література:

1. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. *Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений*. - М.:Машиностроение, 1989. -336 с.
2. Романов А.Н., Державин А.Г., Шутько К.И., Коростелев А.Б., Бортников М.В. *Высокотемпературная термическая обработка как метод исключения МКРПН сварных соединений трубопроводов из аустенитной стали Ду300 РБМК-1000 // *Металлург* - 2014. - №5. С.83-87.*
3. Rybicki E. F., McGuire P. A. *The effects of induction heating conditions on controlling residual stresses in welded Pipes // *J. Eng. Mater. Technol.* 1982, 104(4), P. 267-273.*
4. Нікіфоров Ю.М. *Лазерна ударно-хвильова дія на матеріали: монографія / Нікіфоров Ю.М., Ковалюк Б.П. - Тернопіль : Вид-во ТНТУ імені Івана Пулюя. - 2015. -272с.*
5. Zhang Y. , Lu J., Luo K. *Laser Shock Processing of FCC Metals: Mechanical Properties and Micro-structural Strengthening Mechanism, Springer Series in Materials Science, 2013. 194 p.*
6. *Медовар Б. И. Сварка хромоникелевых аустенитных сталей. М.; Киев: Машгиз, 1958. 339 с.*
7. *Медовар Б. И. Сварка аустенитных сталей и сплавов. Киев: Техника, 1964. 184 с.*
8. Kwok C.T., Man H.C. , Cheng F.T. *Cavitation erosion and pitting corrosion of laser surface melted stainless steels // *Surface and Coatings Technology.* 1998, 99 (3), P.295-304.*

ВИЗНАЧЕННЯ ВТОМНОГО ПОШКОДЖЕННЯ МАТЕРІАЛІВ ЗА СТУПЕНЕМ ВИЧЕРПАННЯ ЦИКЛІЧНОЇ ПЛАСТИЧНОСТІ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОМУ НАВАНТАЖЕННІ

Г. Цибаньов, А. Новіков

Інститут проблем міцності імені Г.С. Писаренка НАН України

Abstract. In the report, the calculated estimation of fatigue damage kinetics and inelastic deformation under variable cyclic loading amplitude is submitted. To this effect the previously developed model of ultimate cyclic plasticity exhaustion (UCPE) was used. On this basis, the model of fatigue damage summation which allows to calculate the kinetics of fatigue damage in irregular load is developed. The model proved that for materials with instabile cyclic inelastic deformation, the fatigue damage summation factor is not equal to 1.

Вступ. Реальні елементи конструкцій в процесі своєї експлуатації зазнають дії експлуатаційного навантаження, яке змінюється в часі за своєю інтенсивністю в залежності від заданого режиму роботи і є в більшості випадків втомним за своєю природою. Так як експлуатація конструкційних елементів в більшості випадків протікає в режимі змінного навантаження, то необхідно мати достовірну методику розрахунку втомного пошкодження і залишкового ресурсу конструкційних матеріалів при нерегулярному навантаженні. Раніше авторами розроблено модель граничного вичерпання циклічної пластичності (ГВЦП), яка використовувалась для розрахунку кінетики непружних деформацій і визначення довговічності до настання граничного стану різних груп конструкційних матеріалів в області багатоциклової втоми. Модель для розрахунку використовує експериментальні дані, одержані в умовах симетричного розтягу–стиску гладких зразків за м'якого режиму навантаження [1]. Сама модель ГВЦП базується на розрахунковому покроковому визначенні зміни локальної циклічної границі текучості матеріалу, його пошкодження і граничного вичерпання пластичності на кожному напівциклі навантаження. Причому, пошкодження матеріалу розглядається як безперервне зміцнення/знеміцнення локальних об'ємів матеріалу, що приводить до вичерпання ресурсу пластичності матеріалу і настання граничного стану – зародження втомної тріщини. Метою роботи є використання розробленої раніше моделі ГВЦП [1] для розрахунків довговічності матеріалів при нерегулярному навантаженні.

Основні співвідношення моделі для підсумовування втомних пошкоджень. Для підсумовування пошкоджень за змінних режимів циклічного навантаження з використанням розробленої моделі ГВЦП, розглянуто отриману раніше залежність набутого пошкодження від границі циклічної текучості [1]. Як і було відзначено, розрахункове пошкодження у такому вигляді супроводжує процес зміни границі циклічної текучості матеріалу від його початкового значення до критичного у відносних величинах. У загальному випадку змінного навантаження для визначення сумарної довговічності необхідно користуватися системою, складеною з раніше знайдених рівнянь для обчислення непружної деформації і границі циклічної текучості в кожному напівциклі [1] з врахуванням умови граничного стану у вигляді:

$$D_{\varepsilon,i} = \frac{\sigma_{T,i} - \sigma_{T,0}}{\sigma_{T,cr} - \sigma_{T,0}} \leq [D_{cr}] = 1. \quad (1)$$

де $\sigma_{T,0}$, $\sigma_{T,cr}$ – початкове і критичне значення границі текучості, відповідно; $\sigma_{T,i}$, $D_{\varepsilon,i}$ – границя циклічної текучості і пошкодження матеріалу в (i) -тому напівциклі навантаження, відповідно; D_{cr} – критичне значення втомного пошкодження.

Для використання рівнянь для обчислення на кожному циклі навантаження непружної деформації $\varepsilon_{ine,i}$ і границі циклічної текучості $\sigma_{T,i}$ за змінних амплітуд циклічного навантаження необхідно задати закон зміни напруження, залежно від кількості циклів навантаження (i) у вигляді $\sigma_{a,i}=f(i)$. З врахуванням $\sigma_{a,i}$ отримано:

$$\begin{cases} \varepsilon_{ine,i} = A_\varepsilon \cdot (\sigma_{a,i})^{B_\varepsilon} \cdot \left(L_0(\sigma_{a,i}) + \frac{\sigma_{T,i} - \sigma_{T,0}}{\sigma_{T,cr} - \sigma_{T,0}} \cdot (L_K(\sigma_{a,i}) - L_0(\sigma_{a,i})) \right); \\ \sigma_{T,i+1} = \sigma_{T,i} \pm E \cdot \frac{a \cdot b \cdot (\varepsilon_{ine,i})^{a-1}}{(1 \mp a \cdot b \cdot (\varepsilon_{ine,i})^{a-1}) \cdot E - a \cdot b \cdot (\varepsilon_{ine,i})^{a-1}} \cdot \varepsilon_{ine,i}, \end{cases} \quad (2)$$

де i – індекс напівциклів навантаження; $\sigma_{a,i}$ – функція зміни амплітуди напруження на кожному напівциклі навантаження; a, b – коефіцієнти моделі ГВЦП.

Довговічність для цього випадку навантаження визначається як половина від кількості напівциклів навантаження до досягнення критичного стану згідно (1) – $N=i/2$. Рівняння (1) і (2) складають модель підсумовування втомних пошкоджень для нерегулярних режимів циклічного навантаження. Рівняння (1) і (2) використовуються для визначення довговічності до настання граничного стану і для попівциклової побудови діаграми вичерпання пластичності та кінетики непружних циклічних деформацій і пошкодження. Коефіцієнт підсумовування S для загального випадку нерегулярного навантаження визначається як:

$$S = \frac{1}{2} \sum_{j=1}^i S_j = \frac{1}{2} \sum_{j=1}^i \frac{1}{N(\sigma_{a,j})} \quad \text{чи} \quad S = \frac{1}{2} \int_0^i \frac{dn}{N(\sigma_a(n))}. \quad (3)$$

Для багатоступінчастого навантаження система (2) запишеться в спрощеному вигляді. Для цього основне рівняння моделі [1] записується не для граничного стану матеріалу, а для проміжного, з заміною в ньому границі інтегрування. Розрахунки довговічності матеріалів при нерегулярному навантаженні проводяться за критерієм граничного вичерпання пластичності матеріалу в найкритичнішому перетині зразку.

Визначення довговічності за умов ступінчастого навантаження. Далі модель ГВЦП використано для визначення втомної довговічності в умовах змінних амплітуд циклічного навантаження для двоступінчастого навантаження за режимів зміни амплітуди напруження на ступенях навантаження від меншої до більшої (режим М–Б) і від більшої до меншої (режим Б–М). Для двоступінчастого навантаження взято сталь 45(II) і сталь 1X13(I). Використовуючи (2) визначається дискретна функція вичерпання пластичності, а також кінетика непружного циклічного деформування і пошкодження на кожному напівциклі навантаження. Виходячи з проведеного аналізу, можна сказати що: в умовах нерегулярного навантаження криві пошкодження монотонно зростають, криві зміни границі циклічної текучості можуть як монотонно зростати, так і спадати (зміцнення, знеміцнення), а на кривих кінетики непружних деформацій спостерігаються розриви першого роду через зміну амплітуди напруження.

Далі представлено систему рівнянь нелінійного підсумовування втомних пошкоджень (2) в графічному вигляді (рис. 1). Так як кінетика пошкодження на кожному рівні багатоциклового навантаження різна, то під час варіювання співвідношень напружень на першій і другій ступіні $\sigma_{a,1}$, $\sigma_{a,2}$ і тривалості першого ступеня n_1 та визначеної з (1) залишкової тривалості n_2 другого ступеня отримано, що $S_1+S_2 \neq 1$. Де $S_j = n_j/N(\sigma_{a,j})$ – коефіцієнт підсумовування, який визначається як відносна кількість циклів напрацювання на (j)–тому ступіні. Видно, що використання моделі приводить до відмінності результатів у порівнянні з лінійною гіпотезою підсумовування втомних пошкоджень. З результатів розрахунку також витікає, що для матеріалів I і II груп режим М–Б приводить до збільшення $S = S_1 + S_2$, а режим Б–М – до зменшення S . Для матеріалів III групи – навпаки. Ці закономірності підтверджуються тим, що для реальних матеріалів I і II груп, для режиму М–Б спостерігається збільшення параметра S – явище тренування матеріалу, а для режимів Б–М ($\sigma_{a1} > \sigma_{a2}$) – навпаки, зменшення S – явище погіршення втомних властивостей. Тобто, врахування кінетики непружних деформацій дозволяє показати відмінність у накопиченні втомних пошкоджень між зміцнюваними і знеміцнюваними матеріалами.

Для прогнозування індивідуальних значень кінетики непружних деформацій і пошкодження за допомогою моделі ГВЦП розроблено розрахункову схему переходу від

індивідуальних властивостей зразків до тих, які відповідають 50% кривій втоми. Ця схема дозволяє перейти до індивідуальних напружень, які визначаються за індивідуальною кривою втоми кожного зразка у вигляді: $\sigma_{a,in} = \sigma_a(N(\sigma_a) \cdot P)$. Параметр P – це коефіцієнт для перерахунку напружень σ_a заданих в експерименті в індивідуальні $\sigma_{a,in}$, знайдений за в умови рівності розрахункової і експериментальної довговічності. Для двоступінчастого режиму навантаження схема визначення амплітуди індивідуальних напружень приведено на рис. 2,а. На рис 5,б наведено порівняння експериментальних коефіцієнтів підсумовування S_E з параметрами P , розрахованими за допомогою моделі ГВЦП і схеми з рис. 2,а. З нього видно, що між експериментальними коефіцієнтами підсумовування S_E і розрахованими параметрами P існує кореляція у вигляді прямої лінії.

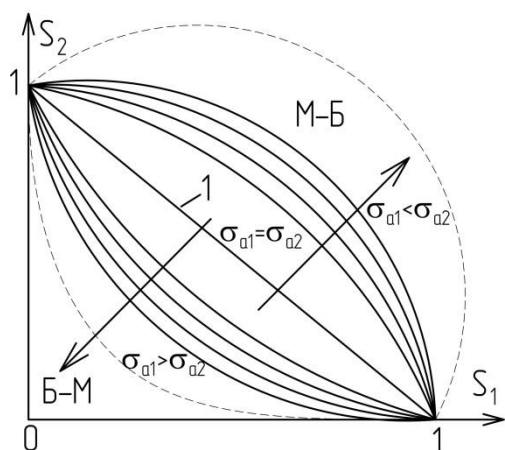


Рисунок 1. Схематичне (а) і розрахункове для сталі 45(II) (б) поле коефіцієнтів S_1 і S_2 моделі підсумовування пошкоджень (б) і зміна суми коефіцієнтів підсумовування S_1 і S_2 від відношень навантажень другої ступіні до першої $\sigma_{a,2}/\sigma_{a,1}$ (в): 1 – лінійна гіпотеза підсумовування пошкоджень і випадок, коли $\sigma_{a,1} = \sigma_{a,2}$. Стрілками позначено в області М-Б – напрямком збільшення, а в області Б-М – напрямком зменшення відношення $\sigma_{a,2}$ к $\sigma_{a,1}$.

Використовуючи рівняння (3) та $P = S_E$, визначено розрахункові значення коефіцієнтів моделі підсумовування пошкоджень в умовах двоступінчастого навантаження сталей 45 (II) (рис. 3,а) і 1X13 (I) (рис. 3,б) з врахуванням схеми приведення напружень, наведеної на рис. 2,а. Як видно з рис. 3, отримано узгодженість розрахункових і експериментальних даних.

Також за допомогою моделі і схеми приведення отримано кінетику непружних деформацій для зміцнюваної сталі 45(II) і знеміцнюваної 1X13(I) (рис. 4). З рис. 4 видно, що кінетика, яку отримано за допомогою моделі та схеми приведення напружень, коректно описує експериментальну кінетику на відміну від кривих, отриманих за значеннями напружень, заданими в експерименті. Це підтверджує адекватність розробленої схеми приведення напружень і говорить про обернену можливість: застосування експериментальної кінетики дозволяє прогнозувати індивідуальну довговічність зразків за програмного навантаження.

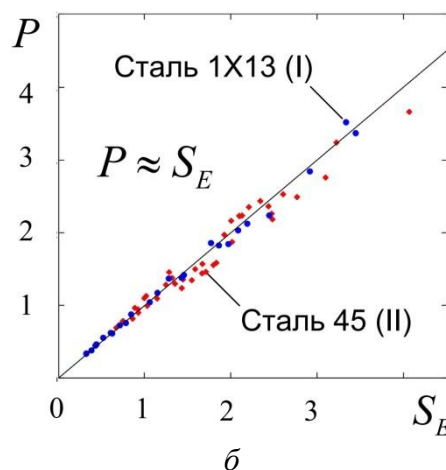
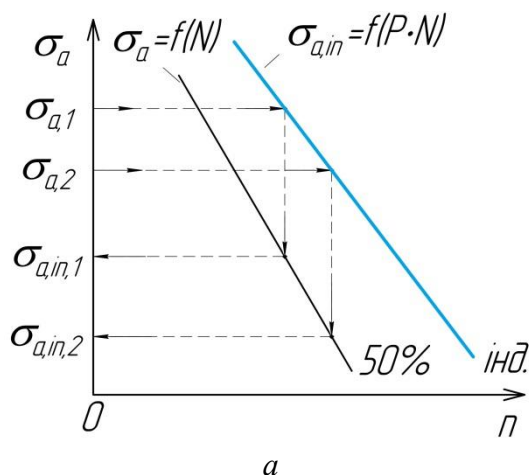


Рисунок 2. Схема визначення індивідуальних напружень(а) і порівняння експериментальних коефіцієнтів S_E з розрахованими параметрами P (б).

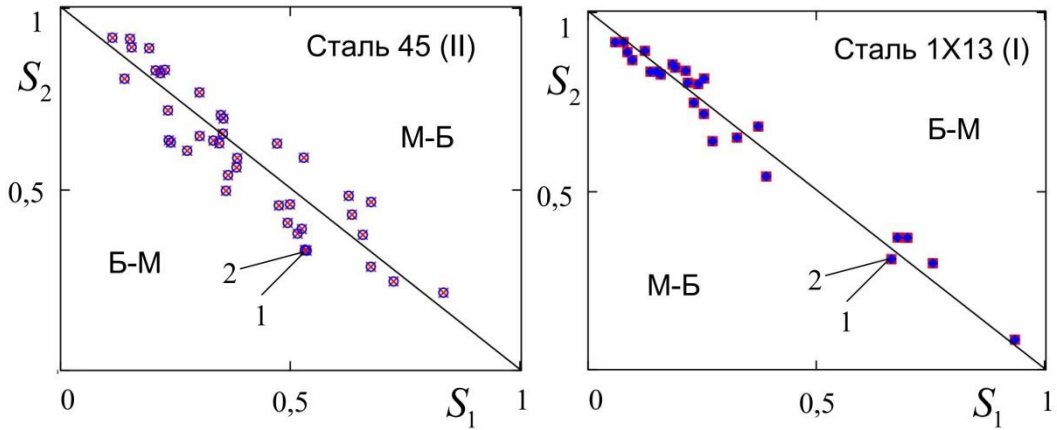


Рисунок 3. Розрахункове підсумовування втомних пошкоджень за моделлю та схемою приведення для сталей 45(II) і 1X13(I): (1) – S_p ; (2) – S_E .

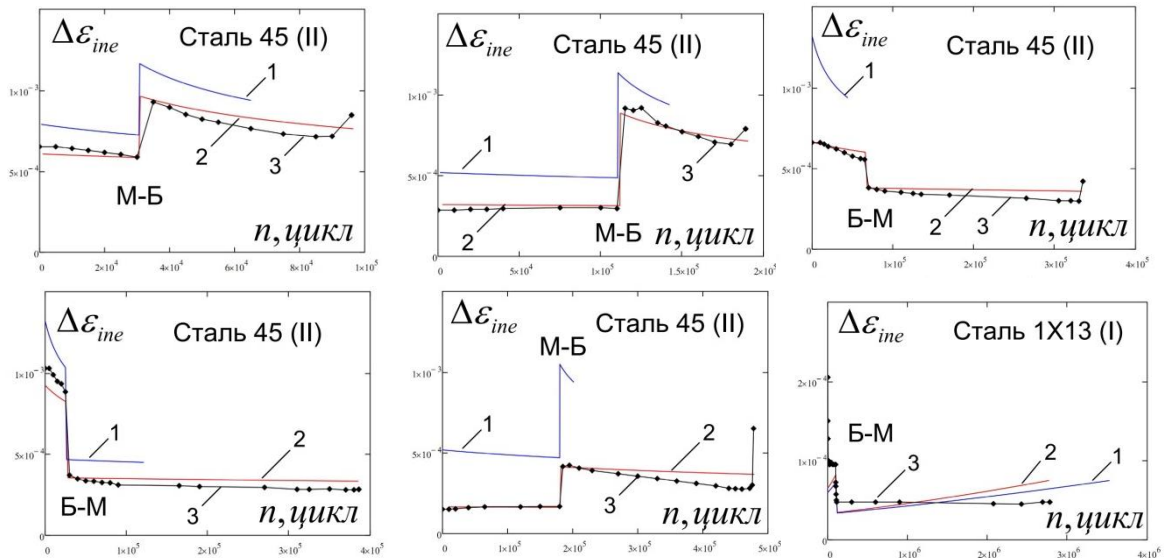


Рисунок 4. Порівняння даних з кінетики непружних деформацій для двоступінчастого режиму навантаження М–Б і Б–М, отриманих за схемою приведення напружень (2), та без неї (1) з експериментальними (3 криві з точками) для різних $\sigma_{a,1}$, n_1 , $\sigma_{a,2}$, n_2 .

Висновки. В роботі показано використання раніше розробленої моделі ГВЦП для оцінки втомної довговічності матеріалів, кінетики пошкодження та непружних деформацій за змінних амплітуд циклічного навантаження. За допомогою моделі доведено що для матеріалів, які при циклічному навантаженні показують нестабільність непружної деформації коефіцієнт підсумовування втомних пошкоджень відрізняється від 1. Для цих матеріалів кінетика втомних пошкоджень також відрізняється від такої, що визначається лінійною гіпотезою підсумовування пошкоджень. Так випадку ступінчастого навантаження матеріалів, які зміцнюються по опуклій траєкторії режим М–Б приводить до збільшення коефіцієнта підсумовування втомних пошкоджень, а режим Б–М – до його зменшення. Для матеріалів які зміцнюються по увігнутій траєкторії – навпаки. Розроблена оригінальна схема врахування індивідуальних властивостей зразків, яка полягає в приведенні експериментальних напружень до індивідуальних напружень, які визначаються за індивідуальною кривою втоми кожного зразка. Показано, що кінетика, яку визначено за допомогою моделі та схеми приведення напружень, коректно описує експериментальну кінетику на відміну від кривих, отриманих за значеннями напружень, заданими в експерименті.

1. Tsyban'ov G.V. Ultimate hardening/softening model of material for fatigue crack initiation onset and determination of its parameters [Текст] / G.V. Tsyban'ov, A.I. Novikov // International Journal of Fatigue. – 2012. – Volume 39. – P. 15 – 24.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МНОГООЧАГОВОГО УСТАЛОСТНОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16АТ

С.Р. Игнатович, Е.В. Каран, А.С. Якушенко

Национальный авиационный университет, Украина

Abstract. The process simulation of multiple-site damage (MSD) rivet holes compounds aircraft structures consists of two stages. The first stage this is modeling of time (number of cycles) initial cracks at the rivet holes. For this stage necessary have two parameters of distribution, such as α – shape parameter; β – scale parameter. The second phase this is a random simulation of fatigue cracks based on the Paris law with two or one material coefficient C and m , this depend of the type model. Input parameters for statistical modeling Monte Carlo experimental results appear elements of aircraft structures rivet holes connection. Limit state design - the destruction of at least one jumper between studs.

Введение. Для определения ресурсных характеристик авиационных конструкций с многоочаговым повреждением (MSD) заклепочных соединений используют, как правило, метод Монте-Карло [1]. При этом реализуется численное моделирование процессов случайного появления и случайного роста усталостных трещин, а также их объединения [2].

Численное моделирование MSD заклёпочных соединений авиационных конструкций состоит из двух основных этапов. Первый этап – это моделирование времени (количества циклов N_0) до возникновения трещины начальной длины у отверстий под заклёпки. Второй этап – моделирование случайного роста усталостных трещин. Входными параметрами для статистического моделирования методом Монте-Карло выступают результаты экспериментальных исследований элементов авиационных конструкций с заклёпочным соединением. Предельное состояние конструкции – разрушение хотя бы одной перемычки между заклёпками.

Для численного моделирования первого этапа многоочагового повреждения – времени до возникновения трещины, размеры которой составляют 0,00127 м., используется двухпараметрическое распределение Вейбулла [1]:

$$F(N_0) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{N_0}{\beta}\right)^\alpha\right], \quad (1)$$

где $F(N_0)$ – обобщённая функция распределения; N_0 – количество циклов до появления трещины заданной длинны; α – параметр формы; β – параметр масштаба или характерный усталостный ресурс.

Параметр формы α для алюминиевых конструкций обычно принимается равным 4,0 [3]. Есть рекомендации использовать разные значения параметра α в зависимости от рассматриваемого конструктивного элемента самолета и условий его нагружения – от $\alpha = 4$ (для самолёта в целом) до $\alpha = 8$ (для критической детали при нагружении от перепада давления в кабине) [1]. Параметр масштаба β принимается в расчётах как значение, ниже которого лежат 63,2% всех наблюдений.

На основе выбранных значений α и β , а также полученных экспериментальных данных для N_0 [4] определяется функция распределения количества циклов до появления трещины $F(N_0)$.

Функция $F(N_0)$ используется для моделирования количества циклов до появления усталостных трещин:

$$N_0 = \beta \left[\ln \frac{1}{1 - F(N_0)} \right]^{1/\alpha} \quad (2)$$

После появления трещины начинается ее рост.

Второй этап моделирования случайного роста усталостных трещин базируется на использовании уравнения Периса:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (3)$$

где a – длина трещины при количестве циклов N ; C и m – коэффициенты материала; ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений в цикле.

Для детерминированных или полудетерминированных моделей задаются детерминированные значения коэффициентов материала C или m . Эти значения берутся из литературных источников [5].

Обычно принимается, что коэффициент m является детерминированной величиной, а C – случайной, причем распределённой в соответствии логарифмически нормальным законом.

На основании проведенных экспериментальных исследований получено, что коэффициент m – случайная величина, распределенная по логнормальному закону с математическим ожиданием $\mu[m] = 3,4163$ и среднеквадратичным отклонением $\sigma[m] = 1,1306$ (рис. 1).

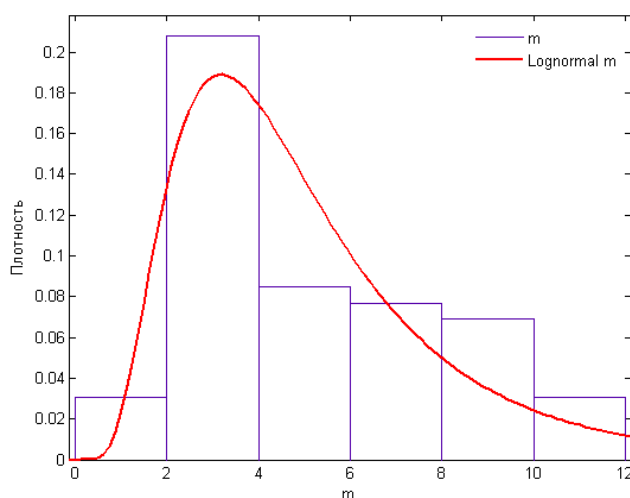


Рис. 1. Логарифмически нормальное распределение параметра m уравнения (3) для алюминиевого сплава Д16АТ

Следовательно, распределения параметров m и C являются необходимыми данными для построения статистической модели.

Методика проведения моделирования методом Монте-Карло. Для проведения моделирования методом Монте-Карло в специально разработанной программе – «CrackSkinP» выделяются три основных этапа моделирования.

1. Моделирование геометрии образца и порядок размещения отверстий.

Для моделирования геометрии образца в программе реализован раздел – «Геометрия». Этот раздел содержит в себе три основных окна, в которые оператор вводит необходимые величины. В первое окно вводится количество перемычек между отверстиями, разрушение хотя бы одной перемычки считается как предельное состояние. Во второе окно вводится шаг отверстий, расстояние между их центрами. И в третье окно вводится диаметр отверстий под заклёпки.

После ввода данных в три окна в разделе «Геометрия» образовывается модельный образец. Например, геометрические размеры образца для модели:

- количество отверстий – n (1...50);
- диаметр отверстий – d (0,004 м);
- расстояние между центрами отверстий – l (0,020 м).

2. Материал и нагрузки.

Следующим этапом ввода данных выступает раздел «Материалы/Нагрузки». В данном разделе реализовано 4 окна. В первое окно вводится величина циклической нагрузки (σ , МПа). Во второе окно, вводится предел текучести для исследуемого материала ($\sigma_{0,2}$, МПа). В третье окно вводится коэффициент асимметрии цикла нагружения (R). Например:

- напряжение – σ (80...120 МПа) при $\Delta\sigma = \sigma_{\max} \Rightarrow R = 0$;
- шаг нагружения – ΔN (100 циклов).

3. Трещина

В разделе «Трещина» основные 3 окна и блок для выбора типа модели. Первое окно – «Минимальная длина», в это окно вводится начальный размер трещины, например, 1,27 мм. В следующие два окна вводятся параметры закона распределения Вейбулла α и β .

В блоке выбора типа модели реализовано три основных подхода моделирования которые описаны выше.

Результаты статистического моделирования. На первом этапе моделирования программа выдает следующие параметры: развитие отдельных трещин, гистограмму длин трещин, среднее значение длины, максимальную и минимальную длину перемишки, а также напряжение в нетто сечении заклепочного шва (рис. 2).

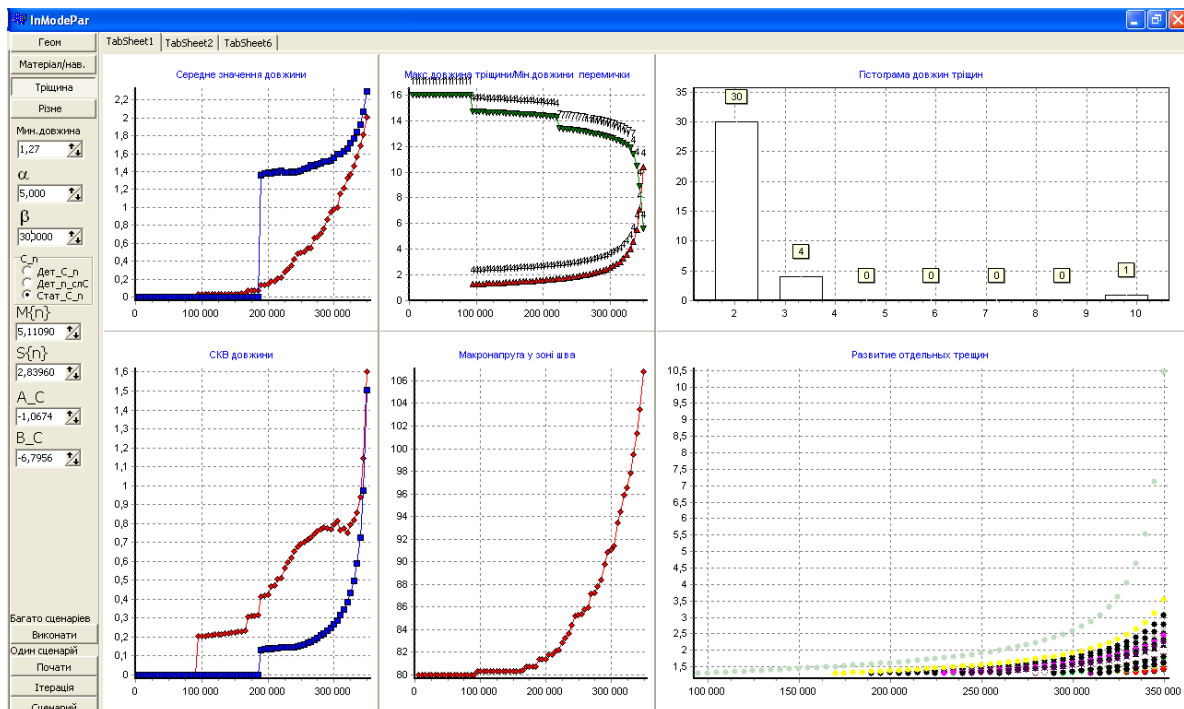


Рис. 2. Окно программы с результаты моделирования многоочагового усталостного повреждения заклёпочного соединения

Далее моделируется скорость роста отдельных трещин и возможное их объединение при росте навстречу друг другу (рис. 3). Объединение трещин осуществляется при касании пластических зон при их вершинах.

На заключительном этапе моделирования определяется зависимость количества циклов до появления трещины (N_0) от количества циклов, при котором возникло предельное состояние (N_Σ) (рис. 4).

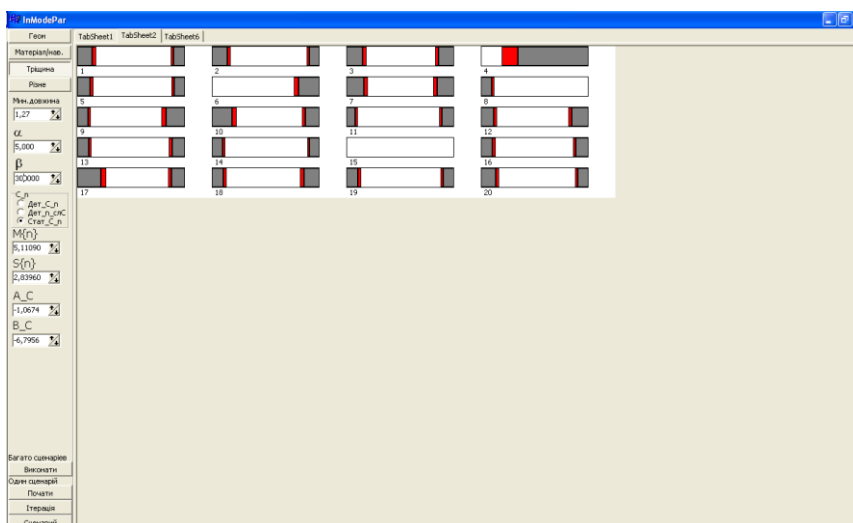


Рис. 3. Окно программы, показывающее объединение встречных трещин

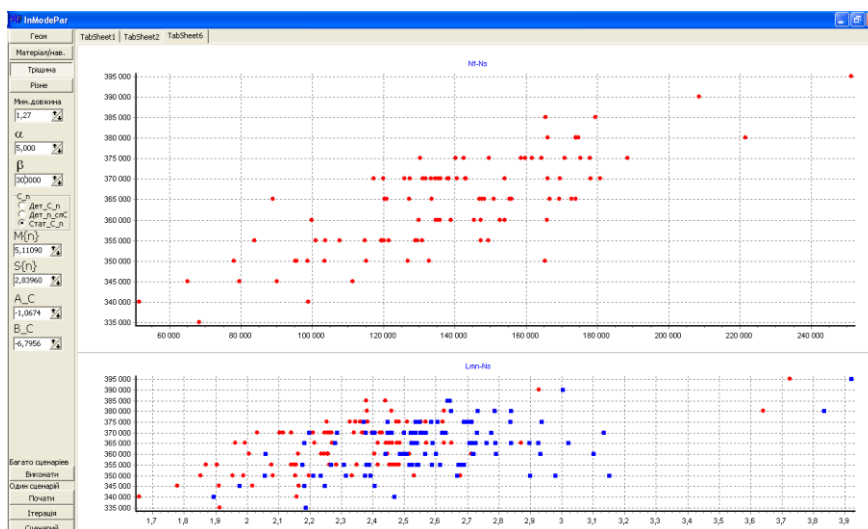


Рис. 4. Окно программы с результатами моделирования разрушения при MSD

1. Recommendations for regulatory action to prevent widespread fatigue damage in the commercial airplane fleet: a report of the AAWG (Final Report) / Airworthiness Assurance Working Group. – 1999. – 162 p.
2. Schijve J. Multiple-site damage in aircraft fuselage structures // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struc. – 1995. – Vol. **18**, 3. – P. 329 – 344.
3. Rambalacos A. Non-periodic inspection of aging aircraft structures / A. Rambalacos, G. Deodatis // Proc. 9th Joint FAA/DoD/NASA Conf. on Aging Aircraft (Atlanta, USA, GA, March 6–9, 2006). 2006. – P. 1 – 18.
4. Каран Є. В. Методика дослідження множинного втомного пошкодження зразків з отворами // Наукоємні технології – 2014. – 21, № 1. – С. 105-109.
5. Sinclair G.B., Pierie R.V. On obtaining fatigue crack growth parameters from the literature // Int. J. Fatigue – 1990. – 12, No 1. – P. 57-62.

ОЦЕНКА МЕТОДАМИ СТРУКТУРНО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ КИНЕТИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ ПАРАМЕТРОВ ПРОЧНОСТИ, ДОЛГОВЕЧНОСТИ, ПОВРЕЖДЕННОСТИ МАТЕРИАЛА ПОДВЕРЖЕННОГО НЕСТАЦИОНАРНЫМ НАГРУЗКАМ

Н.А. Штырёв

Частная научно-производственная фирма «ЛЮ» г. Николаев Украина

Are shown physical quantities and parameters, equation of state, dependence, which characterize the properties of strength and destruction of materials in the structural- energy kinetic theory of strength. Using the obtained dependences, examples of the calculation of strength, damage, fatigue, longevity, plastic deformation of construction materials are shown.

Создание обобщенного физического метода решения задач хрупкого, пластического разрушения материалов под влиянием различных факторов и нестационарных нагрузок является актуальной задачей теории прочности и механики деформированного твердого тела. В теории физических процессов разрушения материалов успешно применяется кинетическая концепция прочности [1,2,3]. Однако в эмпирической формуле Журкова для оценки долговечности материала при постоянных напряжениях, нет объяснения физической сути структурно коэффициента материала γ , отсутствует теория перехода от постоянных одноосных напряжений к нестационарному и сложному напряженному состоянию деформированного твердого тела (далее ДТТ) [1,2].

В структурно-энергетической кинетической теории предложены обобщенная физическая модель деформирования и разрушения, новые методы аналитического решения задач прочности и механики разрушения [4,5]. ДТТ рассматривается как конденсированная физическая среда из идеальных структурных единиц (СЕ). Которые находятся в трехмерном поле энергии микроскопических волн, вызванных флуктуациями, разрушающими термодинамическое равновесие ассоциированных атомных связей в каждом элементарном молярном объеме тела. Элементарный молярный объем ДТТ это микроскопический источник-сток (пульсирующий диполь) энергии от разрушительной характеристической физической флуктуации. В линейном приближении энергия разрушительной флуктуации за характерный период времени представляет квазичастицу (фонон), энергии разрушенных связей. Квазичастицы несут кинетическую тепломеханическую энергию разрушения ДТТ. Совокупность квазичастиц как матрица идеальных источников энергии разрушительных флуктуаций, образует поле и картину потока механических напряжений. Используя физическую теорию неравновесных состояний, векторную теорию поля, кинетическую концепцию, показано, моль это физическая статистическая макроскопическая количественная мера энергии микроскопического элементарного движения возникающего от флуктуаций разрушающих термодинамическое равновесие в конденсированной среде [4]. Молярные характеристики отражают энергетические статистические процессы разрушительных флуктуаций на структурно-атомарном уровне конденсированных сред. Используя свойства функций молярной энергии разрушительных флуктуаций в деформированном твердом теле, теоретически обоснованы формула Журкова, структурный коэффициент материала, аналитически получены экспериментальные зависимости концепции и механики пластического деформирования ДТТ [5]. Обоснован переход к нестационарному и сложному напряженному состоянию [3]. ДТТ рассматривается как термомеханическое квазиравновесное состояние макроскопической системы квазичастиц возникающих от флуктуаций разрушающих прочные структурные связи и термодинамическое равновесие. Физические свойства системы зависят от времени, параметров ДТТ, температуры и микропараметров разрушительных характеристических тепловых флуктуаций в элементарных молярных объемах. Начальные значения структурно-энергетических физических параметров материала определяются экспериментально. В

теории получены зависимости от напряжений, температуры и времени, для расчета текущих значений структурных параметров состояния ДТТ, необратимых деформаций, микроскопических повреждений, теплообразования, условий макроскопического разрушения. Физическая энергетическая модель разрушения заменяет механическую идею «перенапряженных связей» между атомами [1,3]. Этот подход является теоретическим развитием кинетической концепции и обобщением результатов других теоретических работ [4].

Цель работы, показать новые физические величины, параметры и зависимости теории, рассмотреть на примерах принципы нового обобщенного метода расчета прочности, долговечности, усталости, поврежденности, деформирования, скорости разрушения, при различных одноосных нагрузках. Показать универсальный характер определяемых молярных структурно-энергетических кинетических физических параметров ДТТ, связь с обычными параметрами предел текучести, прочности, усталости, долговечности, поврежденности и др.

Рассмотрим, в первом приближении, ДТТ как гетерогенную однофазную (трехмерная фаза) однокомпонентную термодинамическую систему, прочный изотропный конгломерат идеальных структурных единиц. Функция напряжений $\sigma(t)$, $|\sigma| > 0$ задана. Опираясь на эксперименты и теорию, для одной компоненты тензора получена зависимость [6]:

$$W_L(\sigma, t) = W_\sigma(\sigma, t) \cdot Sh(\sigma, t). \quad \text{J/mol} \quad (1)$$

Где, $W_L(\sigma, t)$ - молярная энергия ДТТ, $Sh(\sigma, t), \text{m}^3 / \text{mol}$ - молярный объем квазичастиц микроскопической энергии от разрушения (необратимого изменения) прочности структуры деформированного твердого тела, $W_\sigma(\sigma, t), \text{J/m}^3$ - плотность энергии упругих деформаций по одной компоненте тензора главных напряжений, $W_\sigma = \sigma^2 / 2E$. E - модуль упругости. В работах [4,6] экспериментально и теоретически обоснован физический закон состояния ДТТ:

$$\sigma \cdot Sh(\sigma, t) = Gr. \text{ J/mol.}$$

Где, Gr - структурно-энергетический физический параметр, потенциал молярной энергии прочных корневых энергетических связей в материале. Это количество молярной энергии микроскопического движения, возникающего в элементарном молярном объеме ДТТ за период характеристической разрушительной флуктуации τ_{r0}, s , при напряжении равном $\sigma = E$. Коэффициент Журкова γ связан зависимостью с параметром $Gr = \gamma \cdot E$ [6]. Структурно-энергетическая функция $Gr(\sigma, T, U_0, Gr_0, t)$ контролирует необратимые процессы под действием механической и тепловой нагрузок, деформации и элементарные физические разрушения в ДТТ [6]. Начальное значение Gr_0 определяется по методике Журкова экспериментально или аналитически [2,3]. $U_0 \text{ J/mol}$ - энергия активации разрушения, теоретическая величина молярной энергии необходимая для хрупкого разрушения за время порядка $\tau_0 = 1 \cdot 10^{-13} \text{c}$ [2,3]. В [5] получено уравнение равновесия молярной энергии для произвольной функции одноосных напряжений. Для одной компоненты главных напряжений $\sigma(t)$, в условиях $T = \text{const}$, уравнение состояния ДТТ имеет вид:

$$\frac{dGr}{dt} - \frac{ERT}{\sigma \tau_0} \exp \frac{Gr - U_0}{RT} = 0, \quad Gr(t) = W_L \frac{E}{\sigma}, \quad |\sigma| > 0 \quad (2)$$

Граничные условия $U_0, Gr(0) = G_0$. Физическое условие разрушения [4]:

$$U_0 - W_L = 0, \quad W_L = Gr(t) \frac{\sigma}{E} = \gamma \cdot \sigma. \quad (3)$$

Где, t_* - время под нагрузкой до состояния разрушения. Общий интеграл (2) не удалось получить. Для случая $\sigma = \text{const}$, в явном виде, получены молярные функции и параметры состояния ДТТ: $W_L(\sigma, t)$, $Sh(\sigma, t)$, $Gr(\sigma, T, U_0, Gr_0, t)$, $I_R(\sigma, t)$, $J/\text{mol} \cdot \text{s}$ - абсолютная скорость повреждений (разрушений), $I_r(\sigma, t)$, $1/\text{s}$ - относительная скорость повреждений (разрушений), $\varepsilon_r(t)$ - необратимые деформации.

Задаем функцию $\sigma(t)$, решения (2) находим численными методами. Молярная энергия инвариантна знаку напряжений, $\sigma(t)$ берем по абсолютной величине [6]. Параметр Gr учитывает историю нагрузки, характеризует измененные свойства материала.

Рассмотрим примеры решений (2) для разных случаев нагрузки. Молярные функции отражают физические процессы разрушений, позволяют аналитически получить зависимости параметров для процессов разрушения и деформирования. На этом основании получены формула Журкова, зависимости для необратимых деформаций, скорости ползучести, долговечности, скорости роста свободной поверхности, количества повреждений (дислокаций в металлах), функция теплообразования и др. параметры разрушения и необратимого деформирования. По текущему значению параметра Gr можно аналитически определить измененные механические показатели прочности, ожидаемое время разрушения для заданной функции напряжений. Основные зависимости подтверждаются известными эмпирическими формулами механики ДТТ.

Обобщенная формула долговечности Журкова [1,5]:

$$\tau_* = \tau_0 e^{\frac{U_0 - W_{L0}}{RT}} \text{ s}, \quad W_{L0} = \frac{\sigma}{E} Gr_0 = \gamma_0 \sigma, \quad \sigma = \text{const}, \quad \tau_0 \text{ параметр нормировки.}$$

Получена и экспериментально подтверждена структурно-энергетическая функция [6]:

$$Gr(t) = \gamma(t)E = \frac{E}{\sigma} \left[U_0 - RT \ln\left(\frac{\tau_{*0} - t}{\tau_0}\right) \right] \text{ J/mol}, \quad \sigma = \text{const}$$

Универсальная физическая \ln ге (на деле) характеристика прочности, долговечности [5], однозначно связана с механическими параметрами прочности материала:

$$I_r = \frac{Gr'}{Gr} = \frac{RT}{\tau_*(W_L)W_L(t)}, \text{ 1/s}$$

Суммарные истинные необратимые макроскопические деформации:

$$\varepsilon_r(t) = \int_0^t \frac{1}{\tau_*(W_L)W_L(t)} dt = \int_0^t I_r dt,$$

Скорость истинных необратимых деформаций, для одноосного деформирования:

$$\dot{\varepsilon}_r(t) = \frac{RT}{\tau_*(W_L)W_L(t)} = \varepsilon_{r0} \exp\left(\frac{\sigma Gr / E - U_0}{RT}\right), \text{ 1/s.}$$

Параметр установившейся ползучести $\varepsilon_{r0} = \frac{RT}{\tau_0 Gr} \frac{E}{\sigma}$, для чистых металлов он соответствует экспериментальным значениям [3].

Удельная работа Q_1 образования тепла при деформировании материала. Расчеты по приведенной формуле дают удовлетворительные совпадения с экспериментами [8]:

$$Q_1(t) = U_0 \int_0^t \frac{RT}{\tau_*(W_L)W_L(t)\gamma_r(t)} dt, \text{ J/m}^3.$$

Рассмотрим разрушение образца нагрузкой постоянного веса. Решая (2) численными методами, находим значения функций $G(\sigma, t)$, деформации $\epsilon_r(t)$, истинные $\sigma(t)$, время до разрушения τ_* . Для образцов сплавов Д16Т, 1201Т1 аналитически построены кривые необратимых истинных деформаций растяжения $\epsilon_r(t)$, получены ϵ_{r*} , τ_* , результаты расчетов соответствуют данным испытаний [2].

Решая (2) получены кривые малоциклового усталости для пульсирующей нагрузки меди, Ст20. Расчет для X18Н9Т сопоставлен с экспериментальной кривой для аналога стали А517 [7].

Выполнен расчет циклов до разрушения малоциклового пульсирующей нагрузки блоками разной амплитуды. Результаты согласуются с данными экспериментов [8]

Получены хорошие результаты сопоставления экспериментальных данных [2] и численного решения (2), зависимости предела прочности от разной скорости растяжения алюминиевых сплавов линейно возрастающими напряжениями $\sigma = kt$, k - параметр.

Выполнен анализ и сопоставление расчетных и экспериментальных данных по разным контролируемым параметрам: влияние скорости, частоты, ползучести, долговечности, разогревания, образования дислокаций для некоторых материалов. Результаты подтверждают универсальный характер данного подхода [8]

Получены уравнения состояния для сложного напряженного состояния однокомпонентного ДТТ. Используя уравнение состояния, данный подход можно использовать для оценки прочности многокомпонентной среды (сплавы и др.) [2,5].

Предлагаемый подход расширил возможности теоретических методов оценки прочности, механики разрушения, материаловедения, сократил число контролируемых механических параметров прочности [2,5]. Структурно-энергетические кинетические параметры и зависимости позволяет решать разные задачи прочности, учитывать с физических позиций влияние поверхности, внешней среды, масштабный фактор и др.

1. Журков С.Н. Кинетическая концепция прочности твердых тел / С.Н. Журков Вестник // АН СССР №3 1968г.с.46-52.
2. Петров М.Г. О деформировании и разрушении алюминиевых сплавов с позиций кинетической концепции прочности / М.Г. Петров, А.И. Равикович // ПМТФ. 2004г. Т.45. №1. 151-161 с.
3. Регель В.Р. Кинетическая природа прочности твердых тел / В.Р. Регель, А.И. Слуцкер, Э.Г. Томашевский. Наука. Москва, 1974г. 560с.
4. Штырёв Н.А. Атомарно-структурная кинетическая модель, молярная энергия и мощность разрушения конгломерата деформируемого твердого тела. / Н.А. Штырёв «Энергия долговечности». №3. 2013г <http://energydurability.com>
5. Штырёв Н.А. Деформирование и разрушение твердых тел с позиций кинетической структурно-энергетической теории прочности / Н.А. Штырёв // 5^я Международная конференция механика разрушения и прочность материалов. 2014. Львів. с.63-70.
6. Штырёв Н. А. Функция структурного состояния деформированного твердого тела кинетической концепции прочности / Н.А. Штырёв «Энергия долговечности». №1. 2013г <http://energydurability.com>
7. Дебук И. Влияние средних напряжений и деформаций на малоцикловую усталость сталей А517, А201 / И. Дебук, И. Ванасе, А Бирон // Конструирование и технологии машиностроения: Тр. Американского общества инженеров механиков. 1970. №1. с. 38-51
8. Штырёв Н.А. Физические параметры и свойства деформированного твердого тела в структурно – энергетической кинетической теории прочности. Примеры решения задач прочности и усталости / Н.А. Штырёв «Энергия долговечности». №5. 2013г <http://energydurability.com>

МОДЕЛЮВАННЯ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ З УРАХУВАННЯМ ЇХ ПОШКОДЖУВАНOSTI

**Л.В. Кравчук, Є.О. Задворний, К.П. Буйських, А.Ю. Лебедин,
М.М. Феофентов**

Інститут проблем міцності імені Г.С.Писаренка НАН України, Україна

The kinetics of thermal and stress-strain state (SSS) of the edge of wedge-shaped specimen has been analyzed in the process of thermal fatigue loading due to the variation of the surface layer material characteristics. A considerable influence of dimensions, kinetics and localization of thermal fatigue cracks on the variation of SSS of structure is shown.

Розвиток методів і підходів з врахування кінетики пошкодження елементів конструкцій в процесі експлуатації з метою оцінки їх залишкового ресурсу і живучості є однією з актуальних задач при вирішенні питань забезпечення надійності сучасної техніки, зокрема газотурбінних двигунів.

У наукових публікаціях і монографіях широко висвітлено і узагальнено результати досліджень щодо впливу технологічних, конструкційних і експлуатаційних чинників на працездатність і вичерпання ресурсу елементів газотурбінних двигунів (ГТД), описані методи контролю з виявлення пошкоджень, що виникають [1, 2]. Досліджено вплив структурного стану матеріалу, стан поверхневого шару і, особливо, його зміни (деградації) на пошкоджуваність елементів конструкцій при термоциклічному навантаженні [3, 4], вплив покриттів на НДС і довговічність елементів конструкцій [5, 6], вивчено процеси пошкодження елементів газотурбінних двигунів та розвитку тріщин [7-9]. Проте, оцінка впливу кожного з вказаних чинників окремо на процес пошкоджуваності матеріалу як в умовах експлуатації, так і при термовтомних випробуваннях є досить складним завданням.

Основною метою досліджень з цієї теми є вивчення напружено-деформованого стану елементів конструкцій жароміцних сплавів і композиційних матеріалів при термоциклічному навантаженні з урахуванням закономірностей пошкодження матеріалу, процесів зародження і розвитку тріщин.

Як початкові дані було використано результати експериментальних досліджень з моделювання умов експлуатації лопаток газотурбінних двигунів на клиновидних зразках (Рис.1), що проводяться на газодинамічних стендах Інституту проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України [10]. Під час випробувань досліджувались процеси пошкодження матеріалу і кінетика розвитку тріщин термовтоми. Основою для аналізу теплового і НДС матеріалу в циклі були результати термометрування об'єктів дослідження при стендових випробуваннях за фіксованими режимами термоциклювання. Один з характерних режимів термоциклічного навантаження зразків показано на рисунку 2. В процесі досліджень необхідні значення температури і НДС матеріалу кромки досягаються вибором геометричних параметрів зразка : кута розхилу - φ , радіусу скруглення кромки - r , довжини хорди - L , висоти - H .

Рішення задачі з визначення теплового і НДС досліджуваних зразків, моделювання впливу пошкоджуваності матеріалу на НДС зразків, дослідження питань, пов'язаних із зародженням і розвитком термовтомних тріщин, вплив покриттів на пошкоджуваність основного матеріалу і довговічність елементів конструкцій проводилось в просторовій постановці за допомогою пакету прикладних програм "SPACE" [11]. Враховуючи просторову і часову неоднорідність теплових процесів і процесів пошкоджуваності матеріалу, характерну для лопаток ГТД, тепловий стан матеріалу клиновидного зразка визначався при вирішенні нелінійної просторової задачі нестационарної теплопровідності за змішаних граничних умов теплообміну.

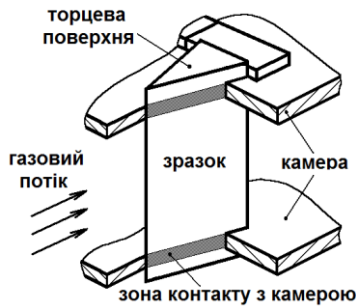


Рис. 1. Розташування досліджуваних зразків в камері.

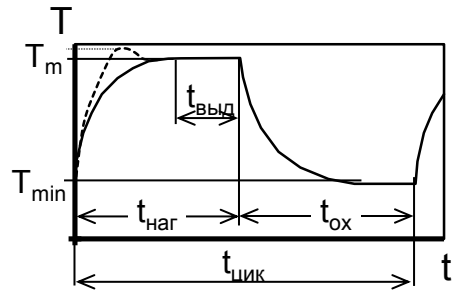


Рис. 2. Характерний режим зміни газового потоку в процесі випробувань.

Визначення НДС матеріалу зразків здійснюється в два етапи. На першому етапі вирішувалась задача з визначення теплового стану зразка (Рис.3), на другому - незв'язана задача термопружності з визначення НДС зразка (Рис.4). Результати, наведені на графіках, відповідають зразку з геометричними розмірами: $\varphi=15^\circ$, $r=0,7$ мм, $L=35$ мм, $H=80$ мм, виготовленому із сплаву ЖС6У, які досліджувалися в циклі навантаження $T_{\min}=350^\circ\text{C}$, $T_{\max}=1100^\circ\text{C}$ тривалістю 120 с, з напівциклом нагріву і напівциклом охолодження 60 с. Неоднорідність НДС матеріалу по висоті кромки, а також необхідність врахування контакту зразка з випробувальною камерою показано на рисунку 4.

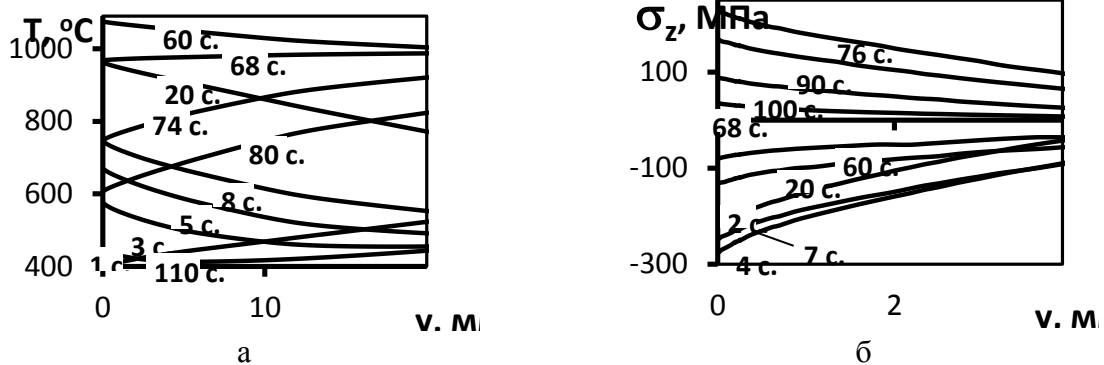


Рис.3. Зміна температури (а) і напружень (б) вздовж хорди зразка.

Результати розрахунків з визначення впливу теплозахисних покриттів на НДС матеріалу зразків показують, що властивості покриттів, їх товщина і конфігурація, технології нанесення, значною мірою впливають на рівні напружень в матеріалі основи і покриття, а відповідно на ступінь пошкоджуваності матеріалу елементів конструкцій. Так, аналіз отриманих результатів для різних типорозмірів зразків, покриттів і циклів навантаження показав, що нанесення покриттів як правило, призводить до зниження рівня напружень в основному матеріалі, проте при цьому може відбуватися стрибкоподібна зміна характеру навантажуваності матеріалу кераміки. На рисунку 5 показана зміна максимальних стискаючих і розтягуючих напружень в матеріалі основи для двох варіантів початкового стану композиції основа-покриття.

Аналіз експериментальних даних показує, що при термоциклюванні на кромці лопатки ГТД і клиновидного зразка на першому етапі виникає сітка коротких тріщин. В процесі подальшого навантаження триває зростання однієї-трьох макротріщин (Рис.6). У зв'язку з цим було досліджено взаємний вплив тріщин термічної втоми, що виникають в різних за величиною термонапружених зонах клиновидного зразка, що відрізняються різною кінетикою пошкодження деградованого шару і термонапруженого стану деталі в цілому. Були проведені чисельні розрахунки і аналіз НДС клиновидного зразка в циклі теплового навантаження в різних зонах по висоті клину з урахуванням тріщин, що знаходяться в цих зонах.

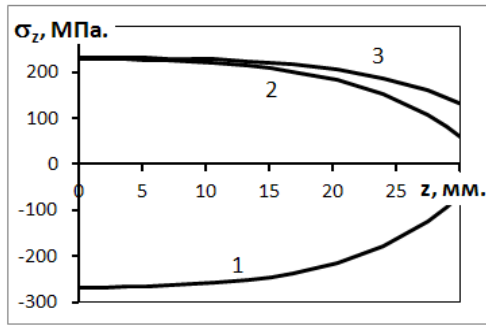


Рис. 4. Розподіл максимальних стискаючих (1) і розтягуючих (2, 3) напружень вздовж кромки клину; 3 – без врахування контакту з випробувальною камерою.

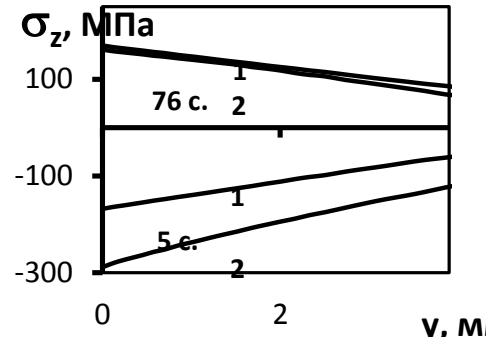


Рис. 5. Зміна максимальних стискаючих і розтягуючих напружень в матеріалі основи при різних температурах нанесення покриттів: 1 – 1020 °С; 2 – 20 °С.

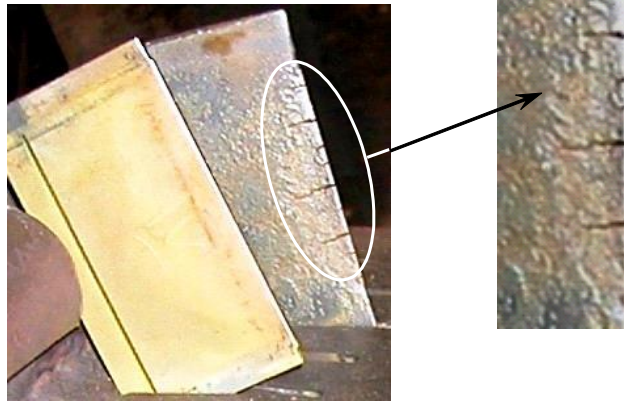
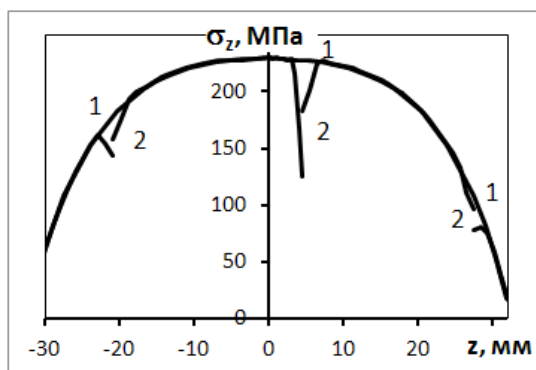
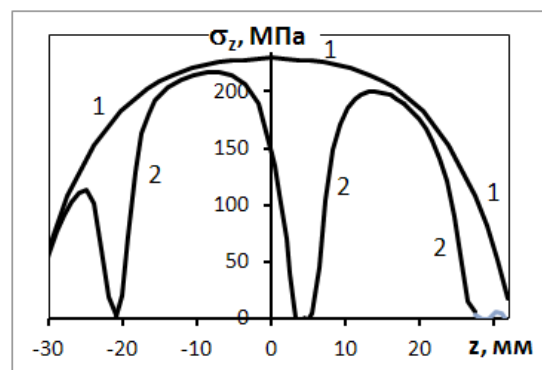


Рис.6. Характерна сітка термовтомних тріщин, що виникають на кромці зразка.

Результати розрахунків (Рис.7) показують, що зміна напруженого стану кромки залежить від довжини тріщин і зниження рівня напружень відбувається на обмеженій ділянці кромки клину. Довжина тріщин впливає наступним чином - чим вона більша, тим нижче рівень напруженості в зоні тріщини. Таким чином, виникнення двох-трьох довгих тріщин, розташованих на достатній відстані одна відносно одної, має досить локальний вплив на напружений стан зразка. У той же час сітка коротких тріщин, розташованих досить близько одна до одної призводить до зменшення навантаженості матеріалу кромки зразка.



$$l_1 = l_2 = l_3 = 250 \text{ мкм}$$



$$l_1 = l_2 = 1,71 \text{ мм}; l_3 = 2,0 \text{ мм}$$

Рис.7. Напружений стан кромки клиновидного зразка з трьома тріщинами різної довжини (l).

У результаті проведених досліджень було уточнено методику розрахункової оцінки ТНДС клиновидного зразка з деградованим шаром з урахуванням тріщин термічної втоми, що утворилися. Встановлено взаємний вплив тріщин термічної втоми, що виникають в різних за величиною термонапружених зонах клиновидного зразка і які відрізняються різною кінетикою пошкодження деградованого шару і термонапруженого стану деталі в цілому.

Література

1. Термическая усталость материалов в условиях неоднородного термонапряженного состояния / Третьяченко Г.Н., Кравчук Л.В., Курият Р.И. и др. – Киев: Наук. думка, 1985. – 278 с.
2. Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. – М.: “Недра”, 1996. – 591 с.
3. Study of Damage Kinetics of Heat-Resistant Alloys Subjected to Thermocyclic Loading in a Gas Flow / Kravchuk L.V., Kuriat R.I., Buiskikh K.P., Zadvornyi E.A., Kiselevskaya S.G. // Strength of Materials. – 2006. – Vol. 382 (38), N4. – p.386-391.
4. Kravchuk L.V., Kuriat R.I., Buiskikh K.P., Kiselevskaya S.G. Surface Layers' Degradation of Heat-Resistant Alloys and Thermal Fatigue Damageability of Gas Turbine Engine Structural Components // Strength of Materials. – 2008. – Vol. 395 (40), N5. – p.552-559.
5. Исследование механизмов термоусталостного повреждения материалов с покрытиями деталей ГТД / Л.В. Кравчук, Р.И. Курият, К.П. Буйских // Вестник двигателестроения. – 2009. – № 1. – С. 45-49.
6. Wang Q.M., Wu Y.N., Ke P.L., Cao H.T. Hot corrosion behavior of AlP NiCoCrAlY (SiB) coatings on nickel-base superalloys // Surf. Coat. Technol. – Vol.186. – 2004. – pp. 389-397.
7. Кінетика тріщин втоми під циклічним термомеханічним навантаженням / Трощено В.Т., Кравчук Л.В., Кононученко О.В., Задворний Є.О. // Физико-химическая механика материалов. – 2001. – Том 37, № 2. – 10 с.
8. Kravchuk L.V., Zadvornyi E.A. Investigation of thermal fatigue crack propagation kinetics in heat-resistant materials under conditions of unsteady heat exchange using the methods of experimental and numerical simulation // Third International Cong. on Thermal Stresses. – Cracow (Poland). – 1999. – pp. 237-240.
9. Mazur Z., Luna-Ramirez A., Juarez-Islas J.A., Campos-Amezcuca A. Failure Analysis of a Gas Turbine Blade Made of Inconel 738LC Alloy // Engineering Failure Analysis. – vol.12. – 2005. – pp. 474 – 486.
10. ДСТУ 23.6794. Єдина система захисту від корозії та старіння. Метали, сплави, покриття жаростійкі. Метод випробувань на високотемпературну корозію та термовтому в потоці продуктів горіння палива/ Кравчук Л.В., Семенов Г.Р., Курият Р.І. та ін.: Наказ № 94 від 25.02.94. – 9 с.
11. Програмне забезпечення “Тривимірне скінченноелементне моделювання теплового і термонапруженого стану елементів машинобудівних конструкцій (SPACE)” / Система сертифікації УкрСЕПРО. Сертифікат відповідності № UA1.017.0084261-02. – 2002.

МЕТОДИКА ТА ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ВИМІРЮВАННЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ ТВЕРДОСТІ ЗА БРІНЕЛЛЕМ

В. П. Швець, О. А. Каток

Інститут проблем міцності імені Г.С. Писаренка НАН України

The Brinell hardness test measurement equipment has been developed for structural materials within the range of temperatures from 293 K to 923 K. The temperature dependence of the Brinell hardness of structural steels 45, 15Kh1M1FL and 25Kh1M1FA is obtained.

Вступ. Як відомо [1], встановлення взаємозв'язку між твердістю металів та сплавів і їх характеристиками міцності останнім часом викликає значну практичну зацікавленість, оскільки виключає необхідність виготовлення спеціальних зразків із металу конструктивних елементів для поточного контролю технічного стану працюючого обладнання [2, 3]. Знання характеристик механічних властивостей конструкційного матеріалу в експлуатаційних умовах користується все більшим попитом в інженерній практиці для оцінки залишкового ресурсу унікального технічного обладнання, яке в більшості випадків працює при температурах вищих за кімнатну.

Аналіз досліджень, пов'язаних з розвитком і розширенням сфер використання методу твердості при вирішенні задач механіки матеріалів та інших технічних додатків, показує, що в даний час основна увага фахівців у цій галузі зосереджено на підвищенні достовірності кореляцій чисел твердості з характеристиками інших властивостей матеріалів [2 - 5 та ін.]. Твердість сама по собі є унікальною характеристикою, що об'єднує цілий комплекс фізичних і механічних властивостей твердих тіл [6, 7]. Тому її можна вважати інтегральним параметром, на який часто орієнтуються при виборі та оцінці якості матеріалів для конструкцій.

Нижче приведені методика та обладнання для контролю поточного стану конструкційних матеріалів технічних виробів за результатами вимірів високотемпературної твердості.

Методика та обладнання. Для вимірювання твердості за Брінеллем конструкційних матеріалів у діапазоні температур від 293 К до 923 К в Інституті проблем міцності імені Г.С. Писаренка НАН України на базі твердоміра типу ТШ-2 сконструйовано спеціальний пристрій (рис. 1).

До складу пристрою входить подовжувач 2, хвостовик якого стопорним гвинтом закріплено у втулці 1 твердоміру. В нижній частині подовжувача є отвір, в якому аналогічно закріплена оправка індентора із кулькою 3. Замість звичайної кульки із сталі ШХ15 використано кульку із твердого сплаву на основі карбиду вольфраму (WC). Головною перевагою застосування цієї кульки є можливість підвищення верхньої межі вимірювання твердості до 600 HBW, а також висока температура плавлення і відмінна стійкість до окислення. Для розміщення зразка 4 на підйомному гвинті твердоміра встановлено предметний столик 5 із жароміцної сталі. Предметний столик зі зразком та нижня частина подовжувача з індентором розташовані в робочій зоні трубчастої електропечі 6. Для запобігання перегріву корпусу твердоміра передбачено систему охолодження 7.

Електропіч призначено для радіаційного нагріву та витримки під час випробувань необхідної температури зразка. Нагрівач виконано з ніхромового дроту (не показано), протягнутого у вертикальних керамічних трубках 8, які зафіксовано по внутрішньому діаметру електропечі і захищено теплоізоляцією, покритою захисною оболонкою 9. Для забезпечення рівномірності нагріву зразків і зменшення тепловтрат отвори електропечі закрито термостійкими накладками 10.

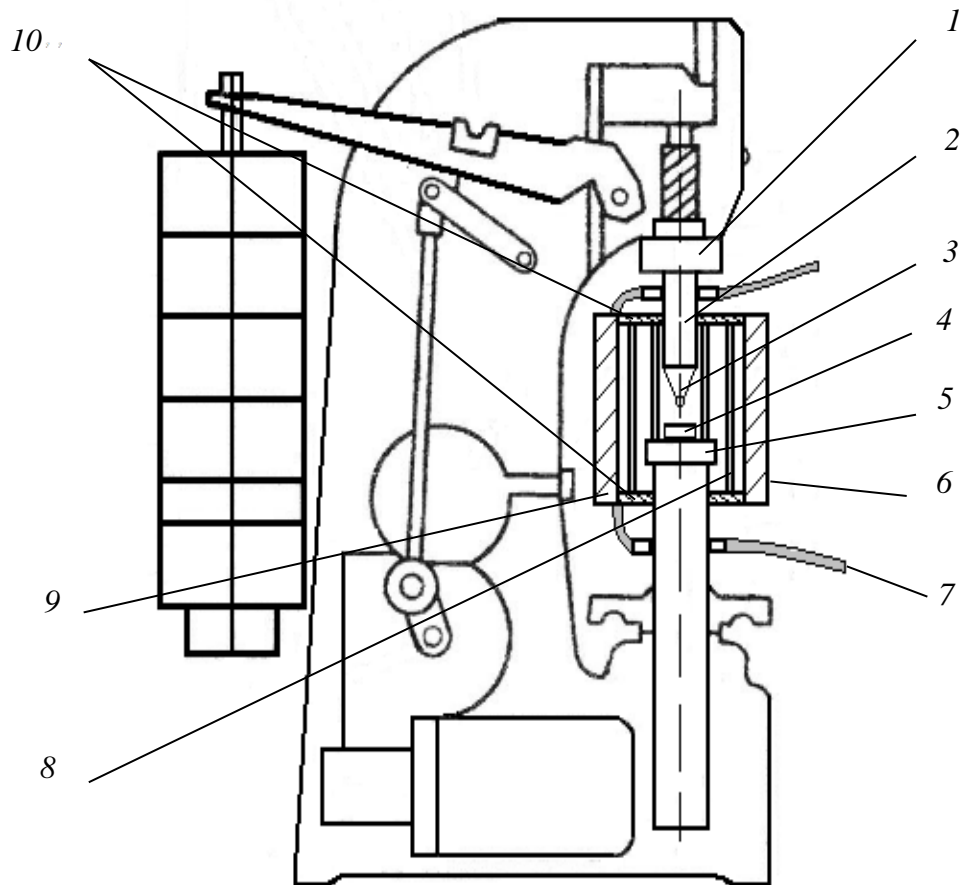


Рис.1. Твердомір типу ТШ-2 із пристроєм для високотемпературних випробувань: 1 – подовжувач; 2 – втулка твердоміра ТШ-2; 3 – оправа індентора із кулькою; 4 – зразок; 5 – предметний столик; 6 – електропіч; 7 – система охолодження; 8 – керамічні трубки; 9 – теплоізоляція із захисною оболонкою; 10 – термостійкі накладки.

Схема системи нагріву зразка та регулювання температури приведено на рис.2. Для нагрівання та підтримки під час випробувань заданої температури зразка застосовують контролер МІК-51 (виробництво підприємства «МІКРОЛ», Україна), у якому використано широтно-імпульсний метод регулювання температури. Похибка підтримання температури не перевищує 0,1 % від діапазону регулювання. Вимірювання температури зразка проводять контактним методом за допомогою первинного перетворювача — хромель-алюмелівої термопари. Контакт між зразком та термопарою забезпечують кріпленням спаю термопари у центрі основи зразка за допомогою зварювання.

Вимірювання твердості проводять наступним чином. На предметний столик встановлюють зразок із привареною термопарою. Обертанням маховичка підйомного гвинта розташовують індентор і зразок на відстані 1 мм ... 2 мм один від одного. Термостійкими накладками закривають отвори електропечі і проводять нагрів зразка до температури випробування. Після витримки при заданій температурі випробувань, тривалість якої встановлюють в залежності від прогріву об'єму матеріалу, зразок підводять до кульки з деяким навантаженням до упора, після чого наносять відбиток. Обертанням маховичка у зворотній бік опускають зразок і поступово відкривають термостійкі накладки до повного охолодження робочої зони електропечі. Виймають зразок з електропечі і за допомогою мікроскопа вимірюють в двох взаємно перпендикулярних напрямках розміри діаметрів

отриманого відбитка. За середнім значенням діаметра відбитка відповідно ГОСТ 9012-59 визначають твердість матеріалу.

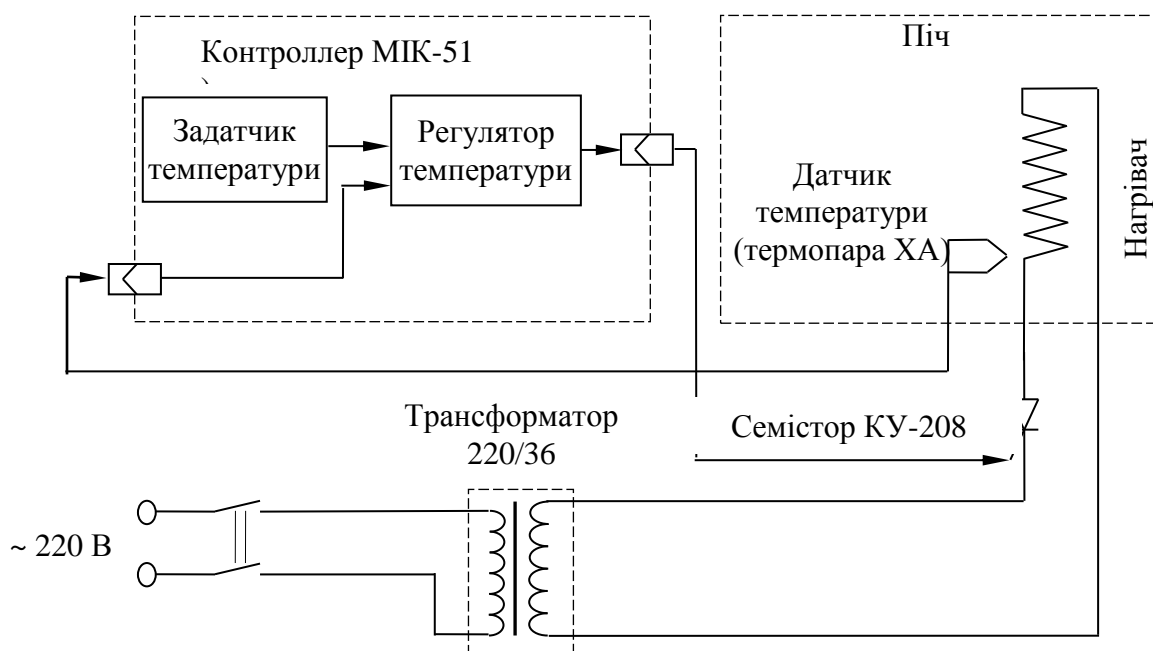


Рис. 2. Блок-схема нагріву зразка

Для запобігання можливості окислення металу випробувану поверхню зразка попередньо покривають шаром борної кислоти, якщо випробування ведеться при температурах до 823 К, або шаром борнокислого натрію, якщо температура випробувань лежить в інтервалі 823 – 923 К. Покриття наносяться шляхом занурення зразка у відповідні розплавлені хімікати. На результати вимірювань твердості ці покриття не впливають [8].

Результати апробації методики. Апробацію розроблених методик та обладнання проводили шляхом вимірювання значень характеристик твердості конструкційної сталі 45 та двох марок теплостійких сталей перлітного типу 15X1M1ФЛ та 25X1M1ФА, які широко використовуються для виготовлення конструкційних елементів в тепловій та атомній енергетиці. Для індентування металів було застосовано кульку діаметром 2,5 мм. Навантаження на індентор складало 1839 Н або 612,9 Н. Тривалість витримки під навантаженням становило 60 сек.

Температурна залежність характеристик твердості (НВ) та міцності ($\sigma_{0,2}$) досліджуваних металів показана на рис.3, із якого видно, що із підвищенням температури випробувань опір деформуванню як в умовах статичного розтягу, так і під дією контактних зусиль зменшується. Слід також відмітити деяку кореляцію між залежностями $HV = \varphi_1(T, K)$ та $\sigma_{0,2} = \varphi_2(T, K)$, що раніш відмічалось в роботах [1, 10]. На цих залежностях відмітимо три характерних ділянки, пов'язані з інтенсивністю зміни пластичному деформуванню в умовах розтягу та контактному навантаженні. На першій ділянці, яка знаходиться в інтервалі температур 293-473 К має місце майже лінійна залежність твердості та умовної границі текучості від температури. Подальше підвищення температури випробувань до 803 К дещо знижує інтенсивність опору пластичному деформуванню як в умовах індентування, так і при розтягу. При температурах вищих за 803 К (третя ділянка) відбувається інтенсивне зниження як характеристик твердості, так і міцності, що добре корелює з даними [1, 9, 10]. Таким чином слід відмітити, що розроблена методика і створене обладнання можна успішно використовувати для контролю поточного стану матеріалу конструкційних елементів, що працюють в умовах характерних для енергетичного обладнання.

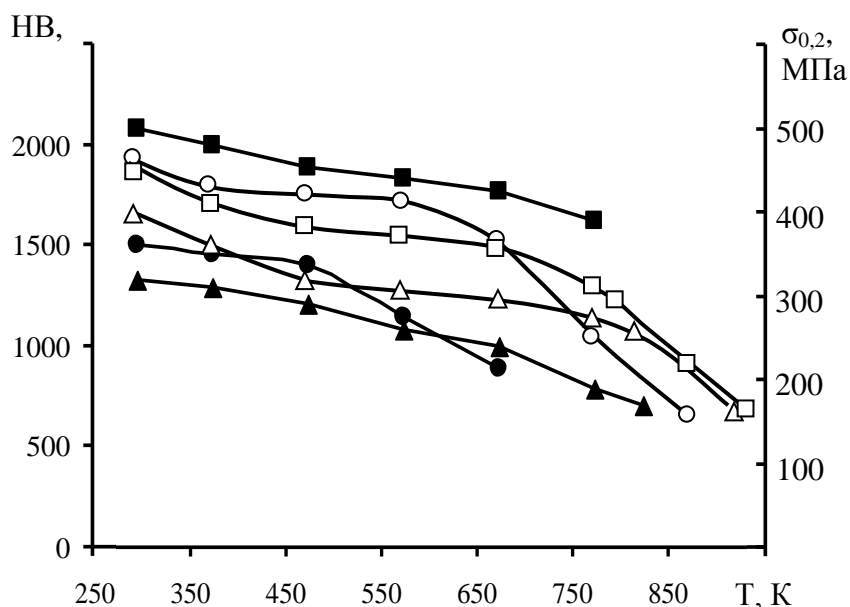


Рис. 3. Температурна залежність характеристик твердості, HV (○, Δ, □) і міцності, $\sigma_{0,2}$ (●, ▲, ■) конструкційної сталі 45 (○, ●) та двох теплостійких сталей перлітного типу 15X1M1ФЛ (Δ, ▲) та 25X1M1ФА (□, ■).

Висновки. Розроблено методику і сконструйовано пристрій високотемпературних випробувань, що дозволяє проводити вимірювання твердості конструкційних сталей на базі твердоміра типу ТШ 2 в діапазоні температур 293 – 923 К. Досліджено залежність величини твердості за Брінеллем сталі 45 та теплостійких сталей 15X1M1ФЛ і 25X1M1ФА від температури.

Література

1. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. – М.: Машиностроение, 1972. – 368 с.
2. Марковец М.П. Определение механических свойств металлов по твердости. – М.: Машиностроение, 1979. – 191 с.
3. Матюнин В.М. Оперативная диагностика механических свойств конструкционных материалов. – М: Издательский дом МЭИ, 2006. – 214с.
4. Каток О. А., Харченко В. В., Дроздов А. В., Панасенко А. В. Определение механических свойств сталей методом непрерывного индентирования // Надежность и долговечность машин и сооружений. – 2008. – Вып. 31. – С. 208 – 213.
5. Лебедев А.А., Музыка Н.Р., Швец В.П. О резервах повышения достоверности методов определения твердости материалов // Пробл. прочности – 2011. №3. С.5 –18.
6. Комаровский А.А. Физическая природа твердости // Контроль. Диагностика. – 2003. - №1. – С.41 - 43.
7. Лебедев А.А., Музыка Н.Р., Швец В.П. Метод оценки вязкости разрушения материала по рассеянию характеристик твердости. // Пробл. прочности. – 2007. №6. С.5 –11.
8. Авдеев Б.А. Техника определения механических свойств материалов. – М.: Машиностроение, 1965. – 488 с.
9. Борисенко В.А. Твердость и прочность тугоплавких материалов при высоких температурах. – К. : Наукова думка, 1984. – 212 с.
10. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – М. : Металлургия, 1969, 2-е изд. – 752 с.

**ADVANCED METHODS FOR RELIABILITY AND FRACTURE RISK
ASSESSMENT OF STRUCTURAL ELEMENTS WITH CRACK-LIKE
DEFECTS**

O. Bilyy^a, J. González-Sánchez^b, R. Iukhym^a

^a Karpenko Physico-Mechanical Institute of National Academy of Sciences of Ukraine, Lviv, Ukraine.

^bCentre for Corrosion Research, Autonomous University of Campeche, Campeche, Mexico.

Abstract. Technical diagnostics and exploitation experience of critical structures and technological equipment showed that in different objects of industrial infrastructure the number of so-called “non-traditional” damaging increases. This type of damage is not predicted by the instructions or codes. This situation can be in heat-and-power generation plants; pipeline transport; chemical and medical industry; mechanical engineering.

In this work some advanced methods for reliability and fracture risk assessment of structural components with crack-like defects are presented. They are based on fracture mechanics approaches and the criteria for calculation of strength and durability of defected structural elements, in particular the criterion of threshold (safe) crack depth and the criterion of brittle catastrophic fracture, are involved.

In work [1] the criteria for the strength and durability assessment of defected structural elements are grounded. In particular, it has been done for the threshold (safe) crack depth and for the criterion of the brittle catastrophic fracture. The new criterion for assessment of the strength and reliability of structures with crack-like defects is proposed on the base of the concept “resistance of structural element to crack growth”, which is a characteristic of the variation rate of the stress intensity factor change at the crack tip during its development in a considered structural element. Based on the dependence of this parameter on the geometry of structural element, loading mode and the shape and location of crack-like defects, it is possible to assess the fracture risk of the structures or their components and also to formulate the procedure requirements for the technical diagnostics of structures during their operation.

This work presents two criteria for the critical depth of defects. First criterion is a_{fc} . In this case the assessment is carried out according to well-known criterion of brittle fracture mechanics [1, 5] $\Delta K_I \leq \Delta K_{fc}$, where ΔK_{fc} is a cyclic fracture toughness [5].

On this ground, the critical defect depth a_{fc} is attained when stress intensity factor is equal of the critical value: $K_I = K_{fc}$ and the criterion of the “critical” crack-like defects will be the condition: $a \leq a_{fc}(\Delta K_{fc})$.

Thus, all detected crack-like defects in structural elements with a depth about $a \approx a_{fc}$ can be considered critically dangerous, because the high probability of their unstable growth that could lead to catastrophic failure of objects.

It has been found that there is a defect size a_* , at which the variation rate of SIF K_I significantly increases. This defect size is considered a fundamental parameter for the assessment of strength and reliability of structural elements with crack-like defects. A defect for which the value of a_* is the lowest one was accepted as the most hazardous from the viewpoint of fracture risk. For

many cases the value a_* is lower than the critical size of defect a_c . Therefore it can be concluded that a defect size within the range $a_* \leq a \leq a_c$ involves an increasing risk of fracture. In some cases this “red range” should be omitted under calculation of the residual durability of the defected structural component.

These relations have the following specific feature: One can always indicate a size of the defect $(a/t)^*$ starting from which the rate of changes in the SIF K_I rapidly increases as shown in figure 1.

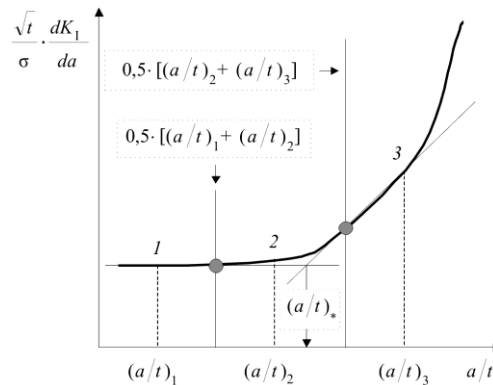


Fig.1 General schematic of determination the characteristic size of a crack like defect.

In this work a modification of this method was conducted with the following considerations.

1. The segment is divided in n parts.
 2. n parts give a set of points.
 3. A period from the minimum to the last point is considered to get a set of values roughly from a minimum to a maximum.
 4. Assessment of the increments function at these points for further work with increments.
 5. Determine the maximum increase. Of course it will be the last point of the curve.
- According to the characteristic point increment or take, depending on the value in accordance with: (for example, if the increase - 0.6, then the characteristic point - 0.5. if the increase - 300, then the characteristic point - 100. We call it z^*
6. Three scenarios for the program were considered:
 - 1) $(0.01 \cdot z^*; 0.1 \cdot z^*; z^*)$ - in this case all such points exist in the target graph;
 - 2) $(0.1 \cdot z^*; z^*; 0.5 \cdot (z^* + \max))$ - if there is not $0.01 \cdot z^*$;
 - 3) $z^*; 0.5 \cdot (z^* + \max); \max$ - if there is not $0.1 \cdot z^*$.
 7. Depending on the availability of these points, the program (fig. 2) selects one of the three options proposed by us.
 8. The program (fig. 2) defines three points and continues working on the existing algorithm. The arguments of these points respectively designated as, and. After that point the arguments and held tangent to the graphics dependence. The point of intersection of the tangents took over.

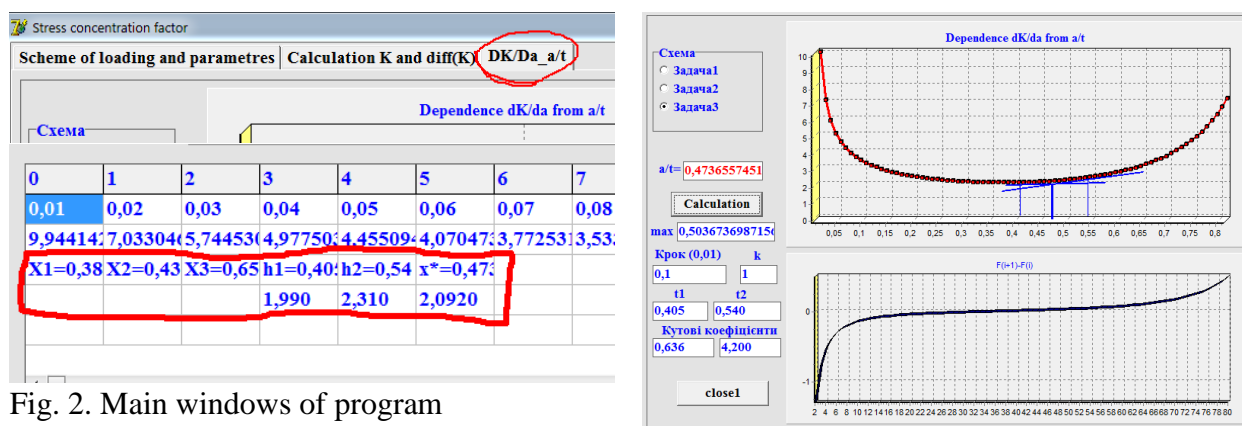


Fig. 2. Main windows of program

Based on this calculation, defined $(a/t)^*$ values in different pipes with different defects (fig. 3) can be determined.

Moreover, the circumferential crack for which the value of the characteristic parameter $(a/2r)^*$ is minimal proves to be the most dangerous crack for round bars with cracks subjected to the action of uniaxial tension (fig. 3).

In pipes with external axial semielliptic cracks, as the ratio (a/c) decreases, the value of the characteristic parameter $(a/t)^*$ becomes lower, which reveals a decrease in strength (fig. 3). In other words, the elongated semielliptic cracks are more dangerous.

The comparison of three characteristic types of defects in the pipe wall under the action of internal pressure, i.e., of axial, circumferential, and elliptic cracks (fig. 3), that the external axial semielliptic crack is much more dangerous than the other types of cracks. Indeed, for this crack, the value of the characteristic parameter $(a/t)^*$ is very low, i.e., all defects of this type with $(a/t)^* = 0,199$ are potentially characterized by high levels of fracture hazard.

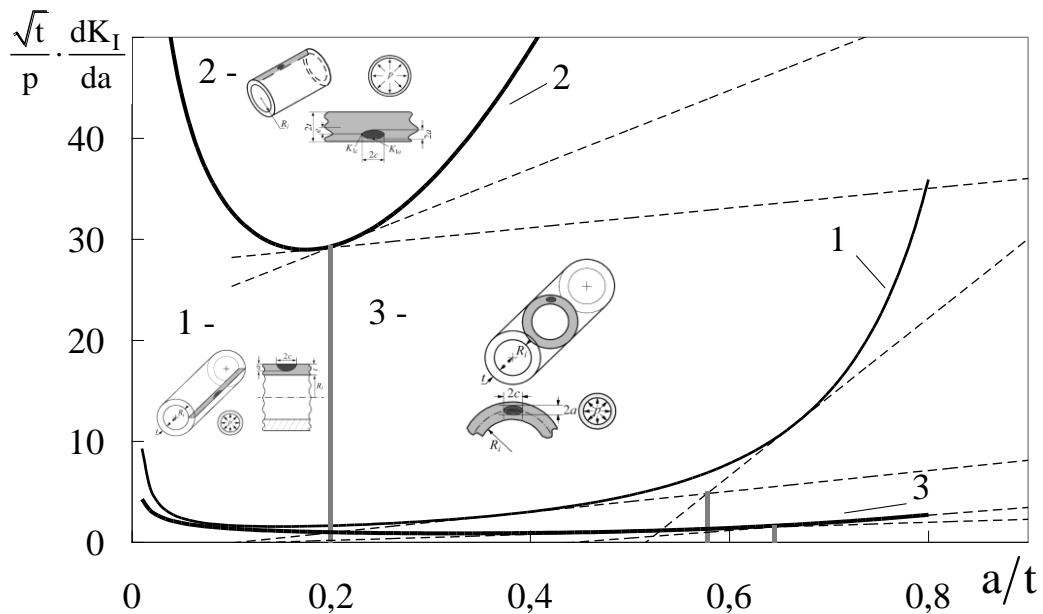


Fig. 2. Comparative assessment of the danger of an axial longitudinal semielliptic crack on the external surface of the pipe (1) and axial (2) or circumferential (3) elliptic cracks in the pipe wall under internal pressure and characteristic values $(a/t)^*$ for this cases: 1 - $(a/t)^* = 0,199$; $(a/t)^* = 0,578$; $(a/t)^* = 0,646$.

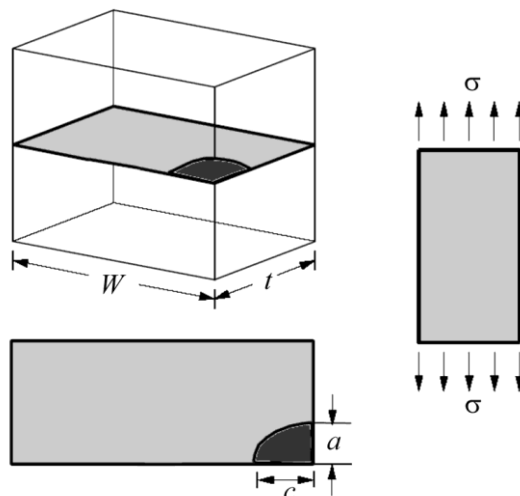


Fig. 2. DEFECT in plate from bone cement: Plate under tension with crack, quarterelliptical corner crack: W – length of plate; t – width of plate; a – length of crack; $2c$ – width of crack; σ – ongoing efforts.

Table 2 show the length of the crack in the considered case, after reaching which may occur spontaneously its growth, which is likely to lead to the fracture of the object. Here are the values, which obtained with three different approaches to the calculation of critical crack length: the calculation of the mathematical model for SIF; the definition of the characteristic value of $(a/t)^*$ for the same model using the original SIF. These three values chosen minimum, which also represented a critical crack length for this particular case. The situation is that for the same objects, but for other defects of form and geometry necessary to apply different criteria to determine whether an investigated parameter.

Table 2 Values of the a_{fc} in simulated body fluid with quarterelliptical corner crack of acrylic bone cements with different soaking time in SBF for 4 and 6 %

Defect I	DEAEA			DEAEM		
	0 months	3 months	6 months	0 months	3 months	6 months
a/c=0.1	0 months	3 months	6 months	0 months	3 months	6 months
4	0.87775	0.88042	0.88487	0.86974	0.87775	0.88932
6	0.8822	0.88309	0.8911	0.8733	0.8822	0.88843
a/c=0.25	0 months	3 months	6 months	0 months	3 months	6 months
4	1.27 (a_*)	1.27 (a_*)	1.27 (a_*)	1.27 (a_*)	1.27 (a_*)	1.27 (a_*)
6	1.27 (a_*)	1.27 (a_*)	1.27 (a_*)	1.27 (a_*)	1.27 (a_*)	1.27 (a_*)
a/c=0.5	0 months	3 months	6 months	0 months	3 months	6 months
4	1.88615	1.94112	2.02477	1.74275	1.88615	2.12037
6	1.96502	1.97936	2.14905	1.81206	1.96502	2.0893
a/c=0.75	0 months	3 months	6 months	0 months	3 months	6 months
4	2.24054	2.32725	2.33	2.01629	2.24054	2.25
6	2.36612	2.38705	2.37	2.12094	2.36612	2.38

Note: a_* - by $(a/t)^*$.

We propose a method for the evaluation of the serviceability and fracture hazard of structural elements with crack like defects according to the parameter of “crack-growth resistance of structural elements” characterizing the rate of changes in the stress intensity factor. We also estimate the efficiency of application of the proposed parameter $(a/t)^*$ for the determination of the residual service life of defective structural elements under cyclic loads in working media.

This research used in following part of this work for another elements..

1. Bilyi O.L. Life Assessment of Defective Piping Systems with Anthropogenic Impurities in Feed Water Media / O.L. Bilyi, I.M. Dmytrakh, A.M. Syrotyuk // Strength of Materials (Springer Science + Business Media New York). – 2014. – V. 46, Is. 5. – P. 625–630.
2. Panasyuk V.V. A method for the Assessment of the Serviceability and Fracture Hazard for Structural Elements with Crack-like Defects / V.V. Panasyuk, I.M. Dmytrakh, L. Toth, O.L. Bilyi, and A.M. Syrotyuk // Materials Science (Springer Science + Business Media New York). – 2014. – V. 49, No 5. – P. 565–576.
3. Alejandro May-Pata,b, Wilberth Herrera-Kaoa, Juan V. Cauich-Rodrígueza, José M. Cervantes-Uca,* , Sergio G. Flores-Gallardob Comparative study on the mechanical and fracture properties of acrylic bone cements prepared with monomers containing amine groups JOURNAL OF THE MECHANICAL BEHAVIOR OF BIOMEDICAL MATERIALS 6 (2012) 95 – 105.

THE CRITERION FOR SELECTING THE LENGTH OF REALIZATION TO ESTIMATE THE MACHINES LIFETIME UNDER SERVICE LOADING

I. V. Gadolina¹, R. I. Zainetdinov², I. M. Petrova¹

¹Institute of Mechanical Engineering RAS, Moscow, Russia; (gadolina@mail.ru);

²Moscow State University of Railway Engineering, Moscow, Russia

To estimate the lifetime of machines and to make an informed decision about the accelerated fatigue testing, it is necessary to analyze the history of loading of machine parts in service. Currently there are at least two approaches for analyzing the service loading: 1) analysis of individual modes of loading and compiling the model block based on the share of operation in these modes; 2) global registration load for a long time during a representative period of operation. The latter approach proved to be technically feasible with the advent of microprocessors.

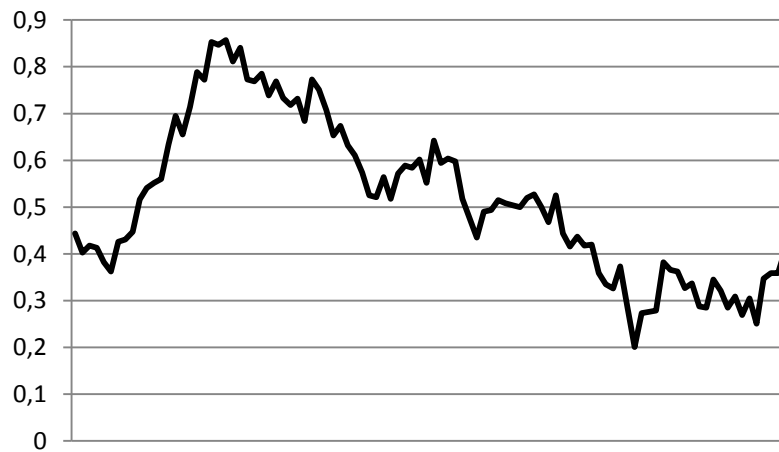
In both cases, there is the question of stationarity of the process of loading and of necessary length of realization. The definition of the stationarity in a wide sense was given by Alexander Khinchin. It is said that the random function is stationary if their mean value as well variance are constant, and the auto correlation function depends only on the difference of the times for which the ordinates of random function are taken. Unfortunately this definition gives little for estimation of properties of the random processes for evaluation of characteristics for lifetime assessment. It does not say anything about the required length of realization for estimation of characteristics of loading. Little could be said about the loading processes on the basis of spectral density because the properties of longevity correlate very weak with the frequency of the process. Here a new concept of stationarity of the process of loading in the narrow sense in relation to fatigue damage is proposed. It assumes the use of monitoring criterion for the estimated fatigue damage.

Loading processes of machines in service is likely to be a non-stationary random processes. It is known that the statistical parameters of the random process (mean value, variance, spectral density) do not correlate with the accumulation of fatigue damage. Representative convolution of the process is the distribution of amplitudes of full cycles. Since this distribution is only a supporting element for the assessment of machines lifetime L , this last is selected as the main criterion by which to judge the required length of realization. If the length of realization is large enough, the random effects are averaged and the calculated machines lifetime is stabilized. Let's consider a discrete chain of estimates of $L^*(t)$ of the lifetimes, which depends on the length t of the realization.

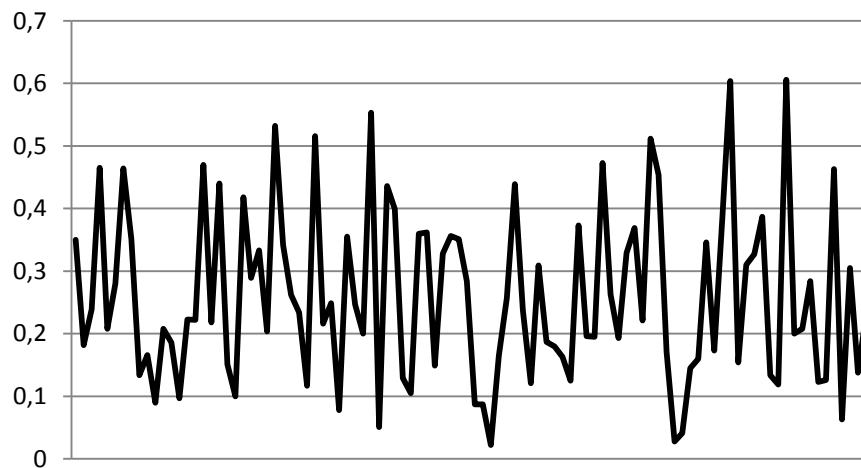
To analyze the effect of heterogeneity of the loading process of loading the monitoring of the results of estimated machines life time is used. When the realization becomes sufficiently long, random inhomogeneities are averaged, and the estimated lifetime is stabilized and tends to be a constant value.

The lifetime is calculated by the corrected linear hypothesis [1] with the reduction of the amplitudes of stress σ_a to equivalent ones taking into account the values of mean values of the cycles σ_m . Distribution of σ_a and σ_m is the result of cycle counting. That is the two-parameter rain flow cycle counting method. The algorithm of the three extremes [2] was used. The algorithm allows to update the estimator of L as information becomes available during service.

Two varied processes for investigation were selected [3]. The process A is wideband process with a small coefficient of irregularity $\omega=0,10$. Here $\omega = N_0/N_e$, where N_0 is the number of intersection of the mean level, N_e is the number of extremes. The process C on the contrary, is narrowband process with $\omega=0,883$. The coefficients of the fullness of their spectra V [3] are respectively $V_A=0,676$ and $V_C=0,520$. The parts of realizations of the normalized to unity processes A and C are shown on Pic.1 and Pic.2 respectively.



Pic.1. Part of realization of the random wideband process A.



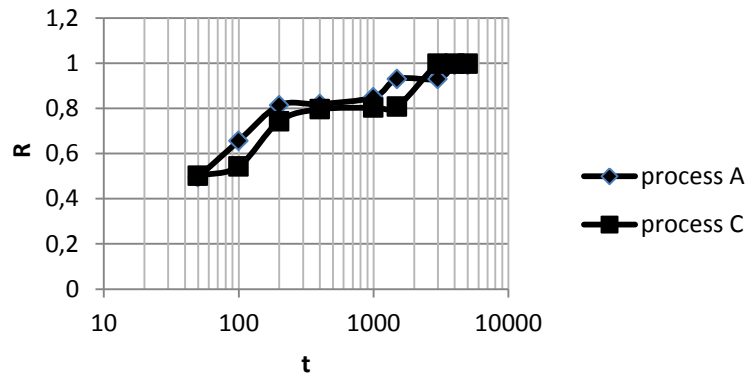
Pic2. The part of realization of the random narrowband process C.

The important characteristic of the process concerning the estimation of the lifetime is a maximum amplitude of the spectra σ_{amax} . If the mean value of cycle is not taken into account, it will be $\sigma_{\text{amax}}=R/2$, where R is the realization range. On the Pic.3 the ranges R for two processes are shown. For the process A stabilization of this parameter for process A is achieved at the realization length 4000 (that is about 1333 extremes) but for process C it is achieved at the realization length 3000 points.

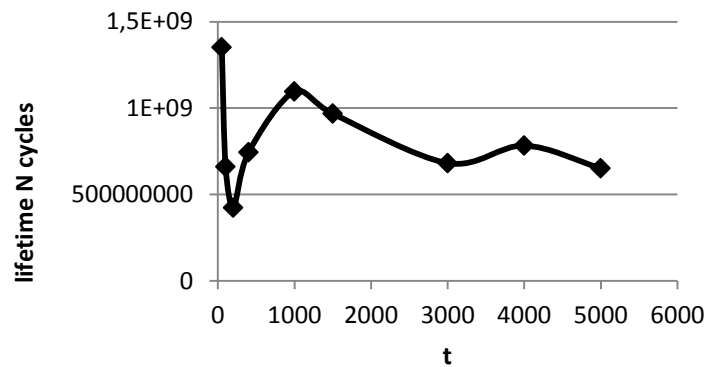
According the proposed approach on the Pic. 4 and Pic.5 the dependences of the estimated lifetime in number of cycles depending on the length of realization are shown. It can be seen that for narrow band process C the length of about 1500 is sufficient enough for the stabilization of estimated lifetime. On the contrary for wideband process A even the length 5000 might be not sufficient. For the estimation of lifetime the model fatigue curve for loading coefficient $n_p = \sigma_{\text{amax}} / \sigma_r = 1,1$ with slope coefficient $m=5$ was used. The correcting coefficient a_p of the corrected linear hypothesis [1] for simplification was taken as $a_p=0,3$.

Summary

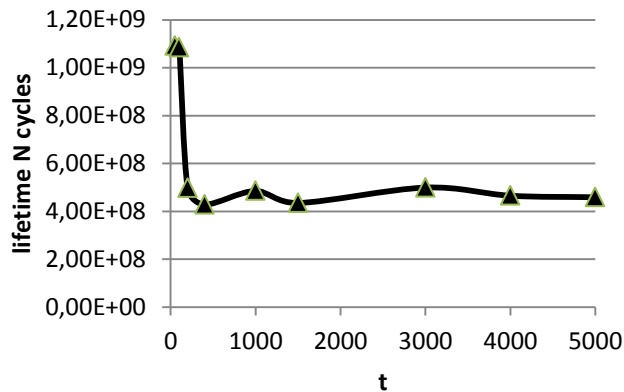
The wideband process requires the longer realization length that the narrowband one. The analysis of sufficient realization length according to the proposed approach is recommended.



Pic.3. Maximum range R of the normalized processes A and C depending on the realization length



Pic.4. Estimated lifetime L^* as a function of realization length for the process A



Pic.5. Estimated lifetime L^* as a function of realization length for the process C

List of references

1. Kogaev V.P. Strength estimation under stresses varied on time. Moscow. Mashinostroenie. 1977. -232 p. (in Russian)
2. Kuzmenko V.A.. Highcycle fatigue under variable amplitude loading. Kiev. Naukova Dumka. 1986. 264. p. (in Russian).
3. Savkin A.N. The steel damageability simulation under random loading by the power, energetical and strain fracture criterions / Savkin A.N., Sedov A.A., Andronik A.V. // Periodica Polytechnica, Mechanical Engineering. - 2014. - Vol. 58, Issue 2. - P. 119-126.

ВДОСКОНАЛЕННЯ МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ МІЦНОСТІ ЗЧЕПЛЕННЯ НАПЛАВЛЕННЯ З ОСНОВНИМ МЕТАЛОМ

О. А. Каток^а, М. А. Долгов^а, В. В. Харченко^а,
П. Е Мельник^б; А. В. Бажуков^б

^а Інститут проблем міцності імені Г.С. Писаренка НАН України, Київ, Україна
^б ВП «Южно-Українська АЕС», [Южноукраїнськ](#), Україна

The procedure for assessing the bond strength is improved and tested for the cladding made of the material of grade 08Kh19N10G2B to steel 10GN2MFA using the developed equipment. A specimen with an axial dead hole is proposed, the bottom of which has the shape of a cone or a sphere segment. The fracture stresses characterizing the bond strength of the corrosion-resistant cladding to the base material were 560 MPa.

В сучасній концепції антикорозійного захисту конструкційних матеріалів технічних виробів енергетичного устаткування, що працює в умовах впливу рідких корозійних середовищ, широко використовують наплавлений шар стійкий до корозії металів. Тому досить актуальним постає питання оцінки міцності з'єднання наплавленого шару з основним металом.

Методи дослідження міцності зчеплення [1, 2] мають як переваги, так і недоліки. В даний час не існує єдиного універсального методу, який задовольняє всім вимогам. Характеристики міцності зчеплення, отримані різними методами, не завжди можна коректно зіставити. Результати визначення адгезійних характеристик залежать від форми і розмірів зразка, виду та характеру навантажування, крайових ефектів, напруженого стану в зоні адгезійного контакту і інших подібних чинників.

Найбільш доцільною при дослідженні міцності зчеплення наплавленого матеріалу є методика, яка приведена у стандарті ASTM В 898–11 [3]. Зразок (рис. 1) для випробування за даною методикою, виконаний у вигляді двох співвісних циліндрів 2 і 6 різних діаметрів, жорстко поєднаних між собою. З вільного боку основи циліндру 2 більшого діаметру виконаний глухий осьовий отвір 1. Плоске дно осьового отвору 1 розташоване у циліндрі меншого діаметру і перпендикулярне до осі циліндрів. Робоча ділянка 3 зразка являє собою кільце, утворене зовнішньою циліндричною поверхнею циліндра меншого діаметру 6 та циліндричною поверхнею глухого отвору. Глухий отвір 1 призначений для введення до нього пуансону циліндричної форми (рис. 1.б). Згідно нормативного документу довжина робочої частини дорівнює 3,46 ($2 \times 1,73$) мм.

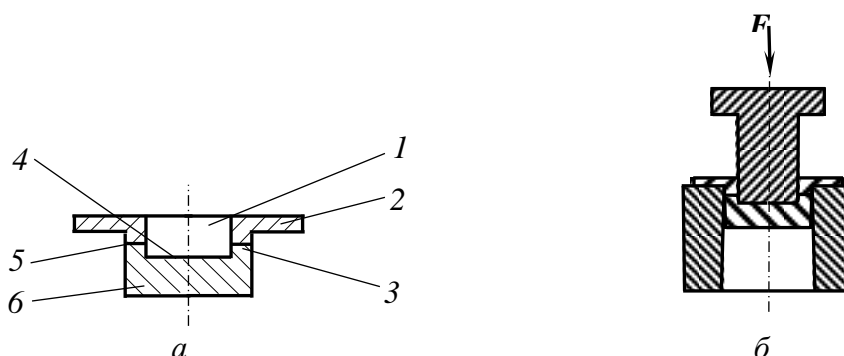


Рис. 1. Зразок і схема навантажування для дослідження міцності зчеплення наплавлення з основним металом: *а* – схема зразка; *б* – схема навантажування зразка: 1 – глухий осьовий отвір; 2 – циліндр більшого діаметру; 3 – робоча частина зразка у вигляді кільця, 4 – дно осьового отвору, яке має форму конуса; 5 – зона зчеплення наплавки з основним металом; 6 – циліндр меншого діаметру

При дослідженні міцності зчепленні з'єднань, які отримані зваркою вибухом застосовують зразки з кільцевою частиною рівною 0,4 (2×0,2) мм [4]. При використанні лазерного наплавлення, особливістю якого є точність процесу, досліджують зразки без кільцевої частини [5].

Метою цієї роботи є вибір і обґрунтування методу дослідження міцності зчеплення наплавлення з основним металом та отримання нових даних для зразків, виготовлених із фрагменту металу двошарової (плакуваної) труби Ø990×70, що є елементом головного циркуляційного трубопроводу (ГЦТ) Ду850 АЕС з реакторною установкою ВВЕР-1000, щодо міцності зчеплення конструкційних матеріалів різних структурних класів (або з різними фізико-хімічними властивостями).

Матеріали та обладнання. Випробовували фрагмент металу труби (далі темплет), що складається із основного металу (сталь марки 10ГН2МФА) та наплавленого матеріалу (присаджувальний матеріал марки 08Х19Н10Г2Б або ЕА 898/21Б). Корозійностійке наплавлення було зроблено за технологією в заводських умовах. Темплет вирізали в припуску контрольного зварного з'єднання з боку внутрішньої поверхні, виготовленого з метою відпрацювання технології зварювання ГЦТ. Схема вирізки зразків для дослідження міцності зчеплення показано на рис. 2. Для апробації методики випробувань використовували конструкційну вуглецеву сталь марки 20, яка також широко використовується в атомній енергетичній промисловості.

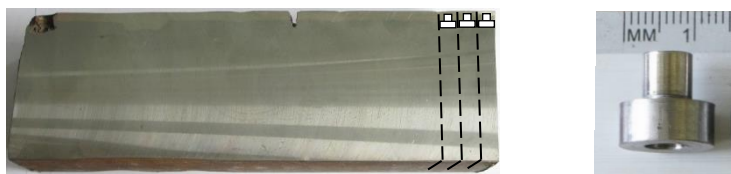


Рис. 2. Фото зразка та фрагменту вузла із схемою вирізки зразків для дослідження міцності зчеплення

Для реалізації методики з дослідження міцності зчеплення наплавлення з основним металом було використано лабораторну установку УТМ – 20 НТ (рис. 4) [6], після її модернізації. В устаткуванні було модернізовано затискний пристрій для фіксації мікророззка на координатному столику та саму оправу індентора (пуансона).

Устаткування працює наступним чином. Зразок встановлюється в циліндричний стакан і за допомогою кронштейнів жорстко кріпиться до координатного столика випробувальної машини співвісно з віссю прикладання навантажування. Навантажування зразка здійснюється через пуансон головки індентування і реєструється датчиком навантаження установки. Реєстрація розтягування робочої частини зразка відбувається шляхом вимірювання переміщення оправи індентора відносно верхньої поверхні стакана за допомогою індуктивних датчиків, що закріплені за допомогою кронштейна безпосередньо на пуансоні. В процесі випробувань сигнали з датчиків навантаження та переміщення поступають до вимірювальної системи установки. Перетворений цифровий сигнал від інформаційно-вимірювальної системи подається на персональний комп'ютер та обробляється за допомогою спеціально розробленого програмного забезпечення SP-Test.

Результати досліджень та їх обговорення. Апробацію методик оцінки міцності зчеплення проводили шляхом визначення механічних характеристик на модельному матеріалі (конструкційна вуглецева сталь 20). Випробування проводили на зразках без і з кільцевою робочою частиною довжиною 3,46 мм.

Діаграми деформування зразків сталі 20 без і з кільцевою робочою частиною. в координатах «навантаження-подовження» наведено на рис. 7. Видно, що діаграми деформування зразків без і з кільцевою робочими частинами відрізняються. Опір руйнування зразків без кільцевої робочої частини вищий ніж у зразках з робочою частиною. Максимальне навантаження при їх випробуванні становить 7 кН.

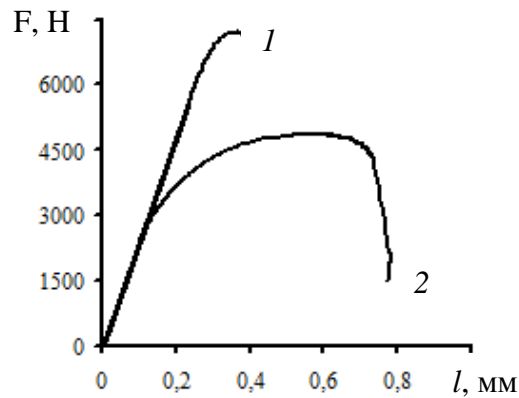


Рис. 3. Діаграми деформування зразків сталі 20 в координатах «навантаження-подовження»: 1 – випробування зразків на міцність без кільцевої робочою частиною; 2 – випробування зразків на міцність з кільцевої робочою частиною довжиною 3 мм.

Відхилення значень границі міцності, отриманих шляхом випробувань зразків виготовлених за кресленням приведеним на рис. 1, від таких, що отримані при випробуванні стандартних зразків на розтяг [7] сягає 5 %. Ймовірно це пов'язано з тим, що на стадії утворення шийки в зразку за рахунок деформацій кільцева робоча частина зразка звужується у місці утворення шийки і здавлює пуансон. Внаслідок чого змінюється напружений стан зразка, що призводить до некоректної реєстрації даних випробувань.

Для уникнення затирання між пуансоном і внутрішньою поверхнею кільцевої робочої частини зразка було запропоновано нову схему навантаження (рис. 4), де застосовано пуансон меншого діаметру в порівнянні з внутрішнім діаметром глухого осьового отвору зразка. Центрування зусилля навантаження відносно осі зразка забезпечено за рахунок модифікації дна глухого осьового отвору. Поверхня дна отвору виконана випуклою у напрямку матеріалу циліндра меншого діаметра і може мати форму конуса або форму сегмента сфери [8]. При цьому вільний торець пуансона повинен мати подібну вигнуту форму поверхні навантаження.

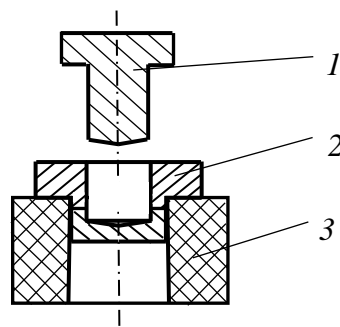


Рис.4. Модифікована схема навантаження для дослідження міцності зчеплення наплавлення з основним металом: 1 – пуансон; 2 – зразок з модифікацією дна глухого осьового отвору, яке має форму конуса; 3 – циліндричний стакан.

Середнє значення границі міцності σ_s для сталі 20 визначених шляхом випробувань зразків із модифікованим дном глухого осьового отвору складає 481 МПа. Відхилення значень границі міцності визначених за результатами випробувань стандартних зразків на розтяг і запропонованих зразків не перевищує 2 %.

За результатами випробувань фрагменту металу плакуваної труби Ду850 досліджували міцність зчеплення перлітної сталі 10ГН2МФА із аустенітним наплавленням 08X19H10Г2Б. В результаті дії пуансона спостерігали формозміну стінок робочої частини зразка у вигляді пластичної деформації на зовнішній поверхні і розшарування на внутрішній поверхні матеріалів. Середня величина напружень руйнування, які відшаровують наплавлення від основи матеріалу дорівнювала 560 МПа. На рис. 5 показано зразок після

руйнування та його фрактограми. За результатами фрактографічних досліджень спостерігали в'язке і крихке руйнування зразка.

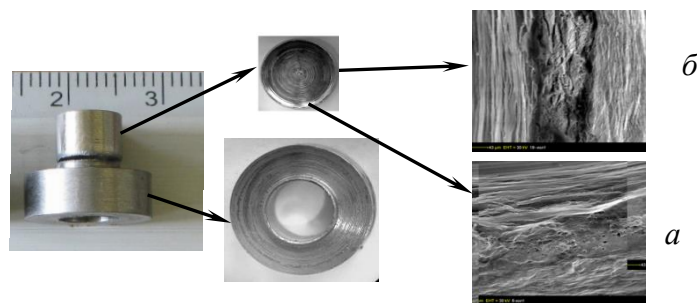


Рис. 5. Зразок після випробувань фрагменту металу вузла з фрактограмами руйнування: в'язке (а), крихке (б).

Висновки

1. На базі лабораторної установки створено устаткування для дослідження міцності зчеплення основного металу і його наплавлення.

2. Вдосконалено стандартну методику оцінки міцності зчеплення наплавлення з основним металом. Запропоновано зразок з глухим осьовим отвором, дно якого має форму конуса або форму сегмента сфери. Показано, що відхилення значень границі міцності сталі 20 визначних за результатами випробувань стандартних зразків на розтяг і запропонованих зразків не перевищує 2 %.

3. Із застосуванням запропонованих зразків досліджено фрагмент металу труби, плакуваної зсередини корозійностійким наплавленням. Середня величина напружень руйнування, які відшаровують наплавку від основи матеріалу дорівнювала 560 МПа.

4. Такі випробування є доцільними для різних стадій експлуатації трубопроводів та обладнання АЕС, виготовлених із перлітних сталей з корозійностійким наплавленням, та особливо актуальними є на стадії подовження понадпроектного терміну експлуатації.

1 Mittal K.L. Selected bibliography on adhesion measurement of films and coatings / K.L.Mittal, W.Kern // Journal of Adhesion Science and Technology. – 1987. – V.1, No1. – P.247 – 262.

2 Steinmann P.A. A review of the mechanical tests for assessment of thin-film adhesion/ P.A.Steinmann, H.E.Hintermann // Journal of Vacuum Science and Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films. – 1989. – V.7. – P.2267 – 2272.

3 ASTM B 898–11, Standard specification for reactive and refractory metal clad plate. Book of ASTM Standards, vol. 02.04, 2011

4 Hokamoto K., Izuma T., Fujita M. New explosive welding technique to weld// Metallurgical Transactions A.– 1993.– V.24, o10.– P.2289 – 2297.

5 P. Bhargava, C.P. Paul, C.H. Premsingh, S.K. Mishra, Atul Kumar, D.C. Nagpure, Gurbinderjit Singh, L.M. Kukreja Tandem rapid manufacturing of Inconel-625 using laser assisted and plasma transferred arc depositions // Adv. Manuf. (2013) 1:305–313.

6 Установка для определения механических характеристик конструкционных материалов методом инструментированного индентирования / В. В Харченко, Н. П. Рудницкий, О. А. Каток [та ін] // Надежность и долговечность машин и сооружений. – 2007. – Вып. 27. – С. 140 – 147.

7 Металлы. Методы испытаний на растяжение: ГОСТ 1497–84. Введ. 01.01.86. – М.: Изд-во стандартов, 1984. – 28 с.

8 Патент на корисну модель № 73839 Україна, МПК (2012.01) G 01 N3/00, G 01 N3/08 (2006.01). Зразок для випробування листових матеріалів на міцність у трансверсальному напрямку / В. В. Бухановський, В. В. Харченко., А. Г. Макаєв, О. А. Каток, А. В. Богомолів, М. І. Гречанюк – Чинний з 10.10 2012. Бюл. № 19.

THE KEY PROBLEMS OF LOCAL APPROACH TO CLEAVAGE FRACTURE

S. Kotrechko

G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics NAS of Ukraine

The theoretical basis of Local approach to cleavage fracture of metal and alloys are given. Three main problems of Local approach to fracture are considered, namely: (i) intensity of microcrack nucleation within “process zone” and its influence on fracture probability; (ii) theoretical and experimental assessments of the value of threshold stress; (iii) “multi-barrier” effect at microcrack growth in polycrystalline metal.

Introduction

The Local approach (LA) to fracture has been considerably developed over the past two decades, not only to provide a better understanding of the fracture behaviour of materials, in particular the failure micromechanisms, but also to deal with loading conditions which cannot easily be handled with the conventional global fracture mechanics. However, recent findings have demonstrated limitation of both the predictive capabilities and fundamental assumptions of conventional versions of LA to fracture. The main reason of the problems lies in empirical nature of existing versions of LA to cleavage fracture because all of them are based on empirical Weibull distribution which was obtained for very brittle materials, such as ceramics, so, it can't account for specific features of cleavage fracture of metal. This appears, specifically, in the fact that Weibull distribution parameters, m and σ_u , aren't material's constants but depend on the temperature, notch radius and plastic strain value.

Multi-scale version of LA was developed in [1,3]. Unlike the conventional one, this version doesn't use empirical Weibull distribution. Fracture probability is estimated by the analysis of the crack nuclei (CN) formation and unstable propagation in polycrystalline aggregate. In this approach a hierarchy of structural levels of stresses acting on the CN (macro-stresses and stochastic micro- and submicro-stresses) is accounted. The crack growth is considered as instability of it nucleus inside of the grain with further overcoming of boundaries of randomly oriented grains by grain-size crack.

This report is aimed at employment of such multi-scale version of LA as the theoretical basis of analysis of three key problems of LA to cleavage fracture, namely: (i) intensity of microcrack nucleation and its influence on fracture probability; (ii) theoretical and experimental assessment of the value of threshold stress; (iii) stochastic analysis of “multi-barrier” effect at microcrack growth in polycrystalline metal

Crack nuclei formation

Specific feature of cleavage fracture of metals and alloys is that: (i) CN are formed as a result of plastic flow; (ii) only “fresh” CN, which have become unstable at the moment of nucleation, may be the cause of a global fracture [4, 5]. The latter isn't accounted in conventional models of LA. They assumed that microcracks remain “active” over the entire loading history. It is, specifically, one of the reasons for the dependence of Weibull parameters on temperature and strain rate. Therefore, only number of cracks arising at given certain value of plastic strain should be accounted. In other words, one should know the intensity of CN generation in a volume unit ρ . Within the framework of the multi-scale model it is shown that ρ depends nonmonotonically on the plastic strain value.

Threshold stress

Conventional version of LA, uses, as a rule, two-parameter Weibull distribution, i.e. the value threshold stress σ_{th} is assumed to be zero. For steels, the value of σ_{th} is sufficiently great and may reach $\sigma_{th} = (0,4-0,6)\sigma_f$, where σ_f is local fracture stress, so, neglect of σ_{th} gives rise to significant (several times) error in estimation of Weibull modulus m . As a result, certain attempts were made in some works to estimate σ_{th} using the value of yield stress σ_Y . However, this contradicts to physical essence of threshold stress of cleavage fracture. From the multi-scale point

of view, the difference between the critical value of minimal stress of microcrack instability, ξ_c^{\min} , and the value of threshold stress, σ_{th} , is predetermined by the value of stress fluctuations:

$$\sigma_{th} = \xi_c^{\min} / (1 + tI_{\xi_{11}}) \quad (1)$$

where $I_{\xi_{11}}$ is the coefficient of variation of micro-stresses ($I_{\xi_{11}} \approx 0,13$); t is the realization probability tolerance ($t \approx 3$); ξ_c^{\min} is specified by the grain sizes in “tail” region of density distribution [2].

Simulation findings have enabled to express the value of σ_{th} via *macroscopic* stress R_{MC} :

$$\sigma_{th} = \alpha R_{MC} \quad (2)$$

where α is coefficient (for structural steels $\alpha \approx 0,8-0,9$); R_{MC} is brittle strength of metal. Its value is determined as the minimum fracture stress over the “ductile-to-brittle transition” temperature range. If for steel this range lies below the temperature of liquid nitrogen, so the value of R_{MC} may be determined by the results of tests of notched cylindrical specimens with notch radius 2 mm.

“Multi-barriers” effect

Ascertainment of critical event of microcrack growth, which governs possibility of global fracture, is one of the urgent and unsolved problems. Within the framework of multi-scale model, mechanism of microcrack in non-homogeneous medium, which consists of *randomly* oriented grains separated by boundaries as energy barriers is offered. Stochastic nature of micro-stresses acting inside of the grain is accounted. Computer simulation findings have shown that for typical structural steels the average value of macro-stresses, at which the CN become unstable, exceeds critical level required for overcoming of grain boundaries. On the whole, it is exhibited that multi-scale models of fracture are theoretical basis for the further improvement of conventional version of LA. Moreover, this gives new field of application of LA related to prediction of the influence of metallurgical factors on the shape of temperature dependence of fracture toughness, scatter limits of K_{JC} , scale effect value, etc.

References

1. Kotrechko S., Meshkov Yu. *Physical fundamentals of a local approach to analysis of brittle fracture of metals and alloys*, Mat. Science, 37(4), 2001, pp. 583-597.
2. Kotrechko S. *A local approach to brittle fracture analysis and its physical interpretation*, Strength of Materials, 35 (4), 2003, pp. 334-345.
3. Kotrechko S. *Local Approach to Analysis of Cleavage Fracture*, Mechanical Characteristic. I. Dlouhy (ed), NATO Science Series. Series II, 2002, Vol. 78, p.135-150.
4. Kotrechko S. *Statistic model of brittle fracture of polycrystalline metals*, Phys. Metals, 14, 1995, pp. 1099-1120.
5. Bordet S., Karstensen A., Knowles D., Wiesner C. A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part I: model presentation, Engineering Fracture Mechanics, 72, 2005, pp. 435-452.

TRENDS TO DETERMINE FRACTURE INTIATION AND PROPAGATION OF A PIPE UNDER SERVICE PRESSURE

G. Pluinage, M. Ben Amara, J. Capelle, Z.Azari

ENIM (France)

Abstract

A fracture toughness transferability curve has been established for the X52 pipe steels described by a linear relationship between the notch critical stress intensity factor and the average value of T stress over the opening stress distribution. This curve is used to determine the fracture toughness associated with the structure.

the characteristic length of the fracture process. Crack extension modelled by Finite Element method using CTOA criterion coupled with the the node release technique is used to predict the crack velocity, the arrest pressure and crack length. This method is compared with the different Two Curves Methods Batelle, HLP and HLP-Sumitomo

1. INTRODUCTION

Gas pipeline fracture initiation is usually followed by extended running crack propagation. Such disasters lead to significant financial loss, and should be avoided as much as possible or confined to a short portion of the pipe. Therefore, Two important questions are whether and when the fracture will initiated and self-arrest.

Fracture initiation occurs when the crack driving force overcomes the fracture resistance of the material. This fracture resistance is expressed in terms of stress intensity factor, J energy parameter or critical opening displacement.

Fracture are not intrinsic to material but depend on geometrical factors such as the specimen geometry, thickness, surface roughness and length, defect geometry such as the relative length, radius, or opening angle, loading mode, and environment. The fracture resistance to be used in a structure R_{struct} are deduced from the reference properties R_{ref} and the transferability function $f(p)$, where p is the transferability parameter.

$$R_{struct} = R_{ref} \cdot f(p) \quad (1)$$

For fractures emanating from a defect where fracture mechanics can be applied, the transferability is treated with the concept of stress constraint. These transferability parameters emanate from the defect tip distribution (notch or crack). If we compare the stress distribution obtained in a reference situation (generally small scale yielding) with another general one, the stress distribution is modified in two ways: there is a shift of the stress distribution and a small rotation. These modifications of the stress distribution are considered as transferability problems. The shift of the stress distribution is introduced into the plastic constraint, which is used as the transferability parameter. In the literature, we can note the following constraint parameters: the plastic constraint factor L [1], the stress triaxiality β [2], the Q parameter [3], T stress [4], and A_2 [5].

Even if brittle crack propagation can be successfully avoided by using high toughness steel, the running ductile fracture remains the most important failure mode in modern gas pipelines [6]. It occurs when driving force energy, caused by internal pipe pressure, overcomes the crack propagation toughness.

In fracture mechanics, the crack resistance growth can be expressed by the experimental crack growth resistance curve (R-Curve), crack tip opening displacement (CTOD) or crack tip opening angle (CTOA) interconnected parameters based on the crack extension Δa . In terms of a limit state design, the arrest pressure can be predicted by solving the equality between the fracture toughness and component stress which depend on the pipeline dimensions, internal pressure and material strength. This material resistance is balanced with a component stressing which is determined involving specific pipe dimensions, pressure p and material strength. In terms

of a limit state design, the arrest pressure can be predicted by solving the equality between the stress state at crack tip:

$$\langle \sigma_{ij}(p) \rangle = \langle \sigma_{ij,c}(p_{ar}) \rangle \quad (2)$$

where p_{ar} is the pressure at arrest. Condition of arrest can be transformed by the new following condition :

$$CTOA(p) = CTOA_c(p_{ar}) \quad (3)$$

where CTOA is the crack tip opening angle induced by the current pressure and $CTOA_c$ the fracture toughness.

In the standard codes for gas transmission pipelines, the toughness requirement for crack arrest is based on models which express the fracture resistance and driving force in terms of the fracture and gas decompression wave velocities. This approach involves the superposition of two curves: the gas decompression wave speed and the ductile fracture propagation speed characteristic, each as a function of the local gas pressure. For this reason, they are called Two Curves Method (TCM).

In this paper, new approaches of predicting fracture initiation of a pipe under service pressure are presented :

the material failure master curve fracture toughness versus constraint is used to predict stress conditions of fracture initiation,

the crack arrest criterion, given by equation (2), is extended to the two-curve method through an FE simulation model in conjunction with the node release technique.

2. CONSTRAINT

Constraint is considered as a modification of the defect tip distribution under the effects of specimen or defect geometries or loading mode. Different constraint parameters are defined and associated with the defect type or stress-strain behaviour.

For a notch with infinite acuity, Williams [7] has given a solution for elastic stress distribution as the following series:

$$\sigma_{ij} = \sum_{n=1}^{\infty} Re[A_n r^{\lambda_n - 1} f_{ij}(\lambda_n, \theta)] \quad i, j = r, \theta \quad (4)$$

For a crack, Larson et al. [8] have suggested describing the elastic stress field at the crack tip by three terms and introduce for the first time the T term as the second one of the series:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_{ij}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T \delta_{ij} + O(\sqrt{r}) \quad (5)$$

Therefore, ideally T stress is a constant stress which acts along the crack direction and shifts the opening stress distribution according to the sign of this stress. For stress distribution emanating from a blunted crack or notch, T stress is not constant along the ligament. This leads to consider a conventional value defined as the effective T stress.

An example of the computed T stress distribution along the ligament for a Roman tile specimen with a notch is given in Fig. 1. It can be seen that T is not really constant as it is in theory. For short cracks, distribution of the T stress is stabilized after some distance. For long cracks, T increases linearly with the ligament except in a region close to the crack tip. To avoid this dependence of the T stress on distance, it is attractive to use a conventional definition of the effective T stress.

3. DETERMINATION OF EFFECTIVE T STRESS

The stress distribution ahead of a crack tip depends on the polar angle θ , as we can see in Eq. (4). However for some particular θ angles, the T stress is given by particular values of the difference between the opening stress σ_{yy} and the stress parallel to the crack σ_{xx} (see Table 1). Particularly for $\theta = 0$, the T stress is given by :

$$T = (\sigma_{xx} - \sigma_{yy})_{\theta=0} \quad (6)$$

Table 1: T stress values according to polar direction θ .

$\theta = 0$	$\theta = \pm \pi$	$\theta = \pm \pi/3$	$\theta = \pm \pi/2$	$\theta = \pm 2\pi/3$
$T = (\sigma_{xx} - \sigma_{yy})$	$T = \sigma_{xx}$	$T = \sigma_{xx} - \sigma_{yy}/3$	$T = \sigma_{xx} - \sigma_{yy}/3$	$T = (\sigma_{xx} - \sigma_{yy})$

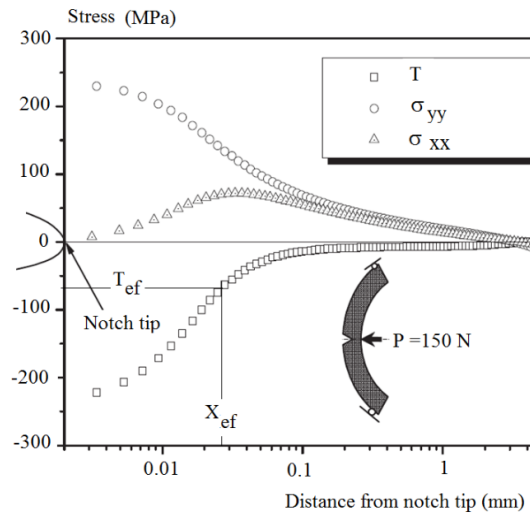


Fig. 1 : T stress evolution with distance for a Roman tile specimen. Values of T_{ef} parameter obtained by extrapolation or volumetric methods.

Maleski et al. [9] suggested representing the T stress evolution by a linear relationship with distance x :

$$T(x) = T_{ef} + \gamma^* (x/a) \quad (7)$$

where γ^* is a constant and a is the crack depth. T_{ef} is obtained by extrapolation $x \rightarrow 0$. Using the volumetric method, Hadj Meliani et al. [10] suggested defining the effective T stress as the corresponding value in the T stress distribution for a distance equal to the effective distance X_{ef} . Figure 1 gives the T stress evolution with distance for a Roman tile specimen and the definition of T_{ef} . One notes that in this case the values of T_{ef} obtained by extrapolation or the volumetric method are relatively close. In the following, the T_{ef} parameter obtained from the critical stress distribution is called $T_{ef,c}$.

4. MATERIAL FAILURE MASTER CURVE

In [10], the Material Failure Master Curve (MFMC) of X65 pipe steel has been determined. It represents the evolution of fracture toughness with constraint. Several specimens of four types, namely CT, DCB, SENT, and RT, were extracted from a steel pipe of diameter 610 mm. The geometries of these specimens were as follows: SENT specimen: thickness = 5.8 mm, width = 58.40 mm; CT specimen: thickness = 5.8 mm, width = 63.80 mm, height = 61 mm; DCB specimen: thickness = 5.8 mm, height = 45.70 mm; RT specimen: thickness = 5.8 mm, width = 40 mm, length = 280 mm. The specimens have a notch with a notch angle $\psi = 0$ and a notch radius $\rho = 0.25$ mm and an a/W ratio in the range 0.3–0.6. The stress distribution used was computed by the finite

element method at a load level corresponding to the fracture force. $T_{ef,c}$ was determined by the volumetric method. It can be noted in Fig. 2 that the fracture toughness decreases linearly with the constraint according to

$$K_{\rho,c} = a T_{ef,c} + K_{\rho,c}^0 \quad (8)$$

where $K_{\rho,c}^0$ is the fracture toughness corresponding to $T_{ef,c} = 0$, which is considered as a reference. $a = -0.069$ and $K_{\rho,c}^0 = 77.2 \text{ MPa}\sqrt{m}$ for the API X52 pipe steel.

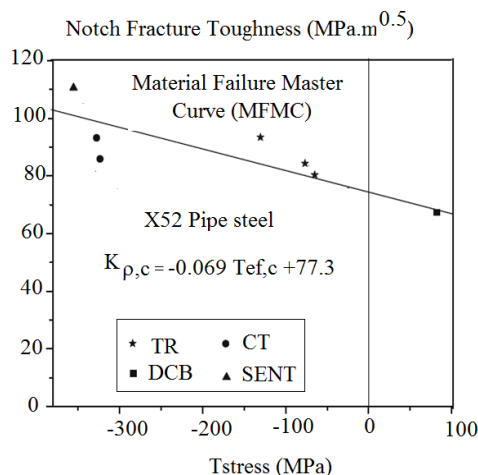


Fig. 2: Material Failure Master Curve $K_{\rho,c}$ - $T_{ef,c}$ of X65 pipe steel [10].

5. FRACTURE TOUGHNESS RELATED TO A STRUCTURE

The fracture toughness $K_{c, \text{struct}}$ related to a pipe made of API 5L X65 with 355-mm diameter and 19-mm thickness has been determined using the MFMC. This pipe exhibits a surface notch with a notch angle $\varphi = 0^\circ$, a notch radius $\rho = 0.25 \text{ mm}$ and a notch depth (a) to thickness (B) ratio equal to $a/B = 0.5$. The loading curve $K_{ap} = f(T)$ has been computed by the finite element method assuming material elastic behaviour. This loading curve $K_{ap} = f(T)$ intercepts the material master curve at point $(T_{ef}^*, K_{c, \text{struct}})$ (Figure 3). The obtained value of T_{ef}^* is -495 MPa. This methods allows to choose a test specimen with a constraint close to the structure in order to minimize the conservatism.

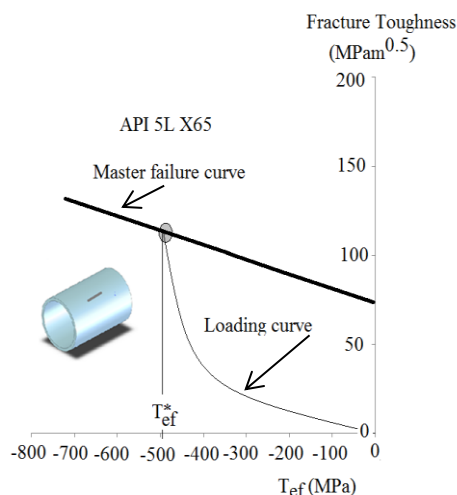


Figure 3. Material failure curve for API 5L X65 steel and loading curve $K_{ap} = f(T)$ for a pipe exhibiting a surface notch.

6. CRACK-TIP OPENING ANGLE (CTOA) OF API 5L X65

CTOA is conventionally defined as the angle comprise between two lines emanating from crack tip and intercepting the crack profile at a conventionally distance Δa^* with $0.5 < \Delta a^* < 1.5$

mm. The crack length Δa^* depends on the condition of the crack surface. Several experimental methods have been proposed for measuring CTOA, for example, optical microscopy [11], image correlation [12], microtopography [13], the δ_5 technique [12] and interpolation from the force-displacement curve [14].

Experimental determination of CTOA on API 5L X65 has been performed on A modified Compact tension (CT) specimen. A commercial Digital Image correlation (DIC) camera and an software analysis package with integrated length and angle measurement tools is used to measure CTOA and crack extension Δa . The recording time is automatically available from the videotapes where a digital stopwatch was used to synchronize the still images. All of this allowed the correlation between test parameters such as load, displacement, crack length Δa and CTOA. The recorded video was transformed into an image sequence file then 25 of this images are selected to measure the evolution of CTOA as a function of crack extension Δa . According to ASTM (E 2472) [15] requirements the CTOA measurements were made at a distance behind the crack tip ranging between 0.5 and 1.5 mm.

A second method involve to reproduce experimental test by combining experimental load-deflection data and finite element analysis then measure the evolution of a CTOA numerically (Combining Numerical Method CN).

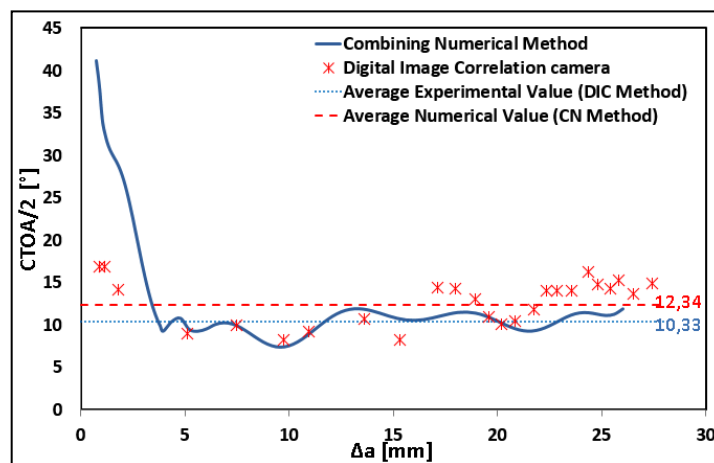


Fig.4 the CTOA vs. crack extension for API5L X 65 pipe steel measured on a modified CT specimen with 6mm thickness.

In Fig.4, the CTOA vs. crack extension data obtained from modified CT specimens using the DIC method and CN method. As we observe, the DIC measured data do not exhibit the initial rapid decrease in CTOA which correspond to instable crack growth, however they are quite comparable to the CTOA measurements obtained using the CN method in the constant CTOA range where stable crack growth occurs.

7. MODELLING CRACK EXTENSION IN A PIPE UNDER INTERNAL PRESSURE

Crack extension is modelled by the finite element method using the CTOA criterion coupled with the node release technique. The node release technique algorithm has been presented in an earlier study [16]. It is based on the assumption that cracks grow step by step, and each step has the length of one mesh element. Boundary conditions were imposed on the pipe in order to make the simulation as real as possible. They consisted of imposing symmetry along the crack plane and constraining the closed part of the crack with fixed nodes in the circumferential direction. These fixed nodes were then removed by the nodal release user subroutine to provoke crack extension. Acting tractions on uncoupling nodes at the crack faces are reduced as the crack opens. This event occurs when CTOA reaches its critical value, and then the representative node of the crack tip is released and the new position of the crack is deduced. This algorithm requires several time increments and a fine mesh (element size under 1.5 mm) around the crack tip for accurate evaluation of the CTOA. In this approach, the evolution of the crack strictly depends on the mesh element size around the crack tip, since it governs the amount of the crack advance. Moreover, the

advancing process is not really continuous since a proper iteration scheme is necessary to evaluate the dynamic crack growth accurately during the integration time.

Crack arrest in gas pipelines was performed with the release user subroutine, in conjunction with the FEM Abaqus code. The computing phase begins by generating a 3D finite element implicit dynamic analysis. Because of the symmetry of the crack planes, only a quarter of the pipeline was analysed. A combined 3D-shell mesh was used to reduce the computing time. A total of 50976 eight node, hexahedral elements were generated along the crack path and combined with 6000 shell elements, as shown in Fig.5.

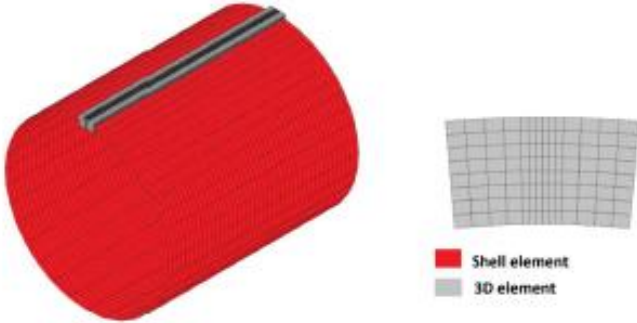


Fig.5 :Combined Shell-3D mesh for numerical simulation of running crack extension

Instantaneous internal pipe pressure was imposed along a certain distance behind the crack-tip node. This distance was given by the cohesive zone model of Dugdale-Barenblatt [17]. The distance is $2b = 3\sqrt{R \cdot t}$ where R and t are outer radius and wall thickness, respectively (Fig.6).

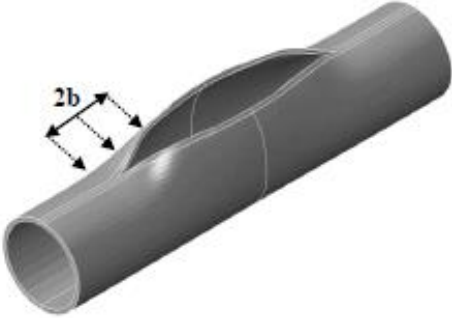


Fig.6 .Zone length where gas pressure is imposed on coupled nodes.

Intensity of this pressure is given by the decompression wave. A simplified gas depressurization model is adopted in this work and assumes that the gas decompression depends only on time and distance from the crack tip. These assumptions are justified by the fact that crack propagation cannot outrun the decompression wave. This means that the crack tip is always present in pipe section affected by the decompression process. Secondly, the expansion of ideal gas is isentropic, the pipe is considered as a large pressure vessel with constant volume. The drop pressure ahead the running crack tip is given by equation as:

$$p(t) = p_0 \cdot \exp(kt) \tag{9}$$

where k is a constant $k=-7.5$ [18] that can be related to the gas parameters and initial conditions of pressure and temperature. The simulation is performed on a pipe of 393 mm outer diameter, 19 mm wall thickness and 6 m length. The pipe was made of API 5L X65 steel with a critical CTOA of 20° or API 5L X100 steel with a critical CTOA of 14°.

8. PREDICTION OF PRESSURE AND CRACK EXTENSION AT ARREST.

Crack extension modelled by Finite Element method using CTOA criterion coupled with the node release technique allows to predict the crack velocity, the arrest pressure and crack length. It has been applied for a pipe with wall thickness equal to $t = 19 \text{ mm}$ and external diameter $OD = 355 \text{ mm}$ made in API L X65. The arrest pressure is obtained by using the CTOA Abaqus user subroutine within a static analysis.

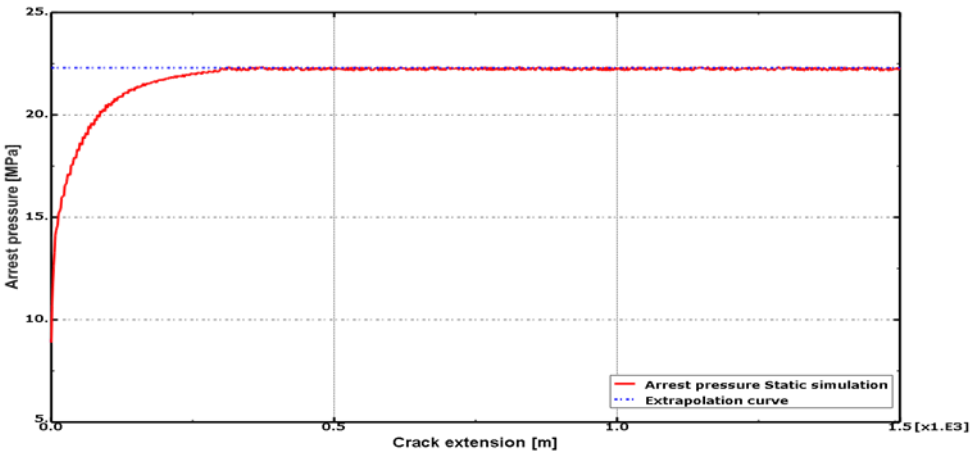


Fig.7 : determination of arrest pressure by static analysis using CTOA Abaqus User Subroutine.

Here the arrest pressure is defined relatively to crack propagation and not arrest. Therefore it is considered as the minimum pressure level to ensure the steady crack propagation. Above this pressure par, the crack propagates in instable manner and along a long distance. Under this value, the crack propagation will auto-arrest or propagates along a short distance. A numerical simulation at initial pressure equal to $p_0 = 22 \text{ MPa}$, lower than the arrest pressure has been performed and presented in fig 7. In this figure, one notes the absence of steady crack propagation and a quick crack arrest after 9ms. The crack extension is less than 0.5 m.

Crack extension at arrest is obtained from the graph crack velocity half of the crack extension to take into account the symmetry of the problem. For the above mentioned conditions of geometry, material and initial pressure, the numerical simulation gives a crack extension of 42 meters which is of the same order of magnitude than those obtained experimentally

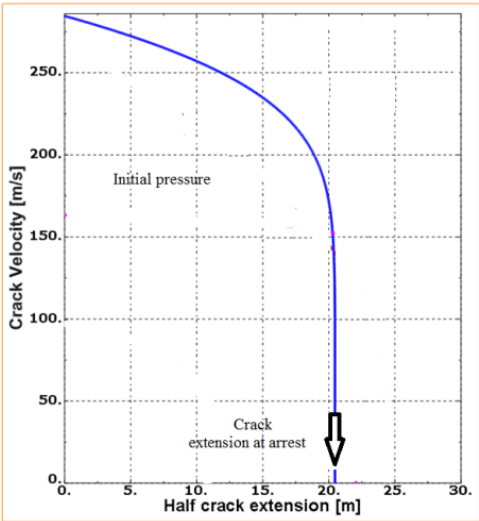


Fig. 8: graph crack velocity half of the crack extension, determination of crack extension at arrest X65 pipe steel, initial pressure $p_0 = 45 \text{ MPa}$.

9. DISCUSSION

In the following section, the Batelle TCM [19] HLP [20], HLP-Sumitomo [21] and CTOA Two Curves methods are compared using the following data $D_{DWT} = 280 \text{ J}$ for HLP and HLP-Sumitomo and $CTOA = 20^\circ$. The resulting crack velocity curves are reported in Table é and Fig.8. Therefore predictions of arrest pressure and crack extension are obtain and reported in Table 10

Table 2 : Analytic and numerical equations of crack velocity curves from BTCM, HLP , HLP-Sumitomo and CTOA models.

Model	Analytic equation	Numerical Equation for X65
BTCM [19]	$V_c = 0.379 \cdot \frac{\sigma_0}{\sqrt{R_f}} \cdot \left(\frac{p_d}{p_a} - 1 \right)^{1/6}$	$V_c = 90.2 * \left(\frac{p_0}{16.6 * 10^6} - 1 \right)^{1/6}$
HLP [20]	$V_c = 0.670 \cdot \frac{\sigma_0}{\sqrt{R_f}} \cdot \left(\frac{p_d}{p_a} - 1 \right)^{0.393}$	$V_c = 211 * \left(\frac{p_0}{15.84 * 10^6} - 1 \right)^{0.39}$
HLP-Sumitomo [21]	$V_c = \alpha \cdot \frac{\sigma_0}{\sqrt{R_f}} \cdot \left(\frac{p_d}{p_a} - 1 \right)^\beta$	$V_c = 161 * \left(\frac{p_0}{15.86 * 10^6} - 1 \right)^{0.023}$
CTOA		$V_c = 290 * \left(\frac{p_0}{24 * 10^6} - 1 \right)^{0.14}$

Table 3 : predictions of arrest pressure and crack extension from BTCM, HLP , HLP-Sumitomo and CTOA models for API5L X65 pipe steel.

Model	Arrest Pressure (MPa)	Crack extension at arrest (m)
BTCM [19]	16.6	23.8
HLP [20]	15.84	40.7
HLP-Sumitomo [21]	15.86	39
CTOA	23	32.1

These results prove that:

- Results obtained in this study are in agreement with the results of HLP-Sumitomo model.
- The BTCM model underestimates arrest pressure and crack extension at arrest. This inconvenient is not taken into consideration in the present CTOA approach which represents probably a future way to predict crack-arrest in pipe lines.
- HLP's equation overestimated the crack propagation velocity and its extension, this could be explained by the fact that HLP Model has not been validated for smaller pipe diameter . HLP parametric correction is therefore insufficient.
- One has to notes that HLP-Sumitomo model use not a material intrinsic curve of crack velocity but a curve which depends strongly of pipe geometry (outer diameter and thickness). HLP was extended with more parameters in the Sumitomo version. This correction is doubtful since it is only based on pipe geometrical reference point (outer diameter and thickness) instead of the material mechanical intrinsic properties, which implies a deviation in smaller pipelines
- The presented CTOA approach results show a significant gap, over 35%, in the prediction of the arrest pressure compared with those obtained by HLP methods This drawback is not taken into consideration in the present CTOA approach which probably represents the best way to predict crack-arrest in pipelines.

10. CONCLUSION

The new trends in pipe design against brittle fracture is to consider both initiation and propagation. For initiation, real fracture toughness has to be checked by the way of two parameters fracture mechanics. True fracture toughness during crack propagation is given by COA value during stable crack extension corrected to take into account constraint effect associated with thickness.

REFERENCES

- [1] Mouwakeh M, Pluvillage G. and Masri S. “Failure of water pipes containing surface cracks using limit analysis notions”. *Res. J. of Aleppo Univ. Engineering Science Series*, Vol 63, (2011).
- [2] Henry B. S, and Luxmore A. R. “The stress triaxiality constraint and the Q-value as a ductile fracture parameter” *Engineering Fracture Mechanics*, Vol 57 : 375–390, (1997).
- [3] Ruggieri C, Gao X and Dodds R. H “Transferability of elastic–plastic fracture toughness using the Weibull stress approach: Significance of parameter calibration”, *Engineering Fracture Mechanics* Vol 67 : 101–117, (2000).
- [4] Hadj Meliani M , Matvienko, Y. G , Pluvillage G. “Two-parameter fracture criterion ($K_{I,II,III} - T_{ef,c}$) based on notch fracture mechanics”, *Inter. Journal of Fracture* Vol 167: 173–182, (2011).
- [5] Nikishkov G.P.”An algorithm and computer program for the three-term asymptotic expansion of elastic–plastic crack tip stress and displacement field ”*Engng Frac Mech*; Vol 50 : 65–83, (1995).
- [6] Maxey, W. A., 5th Symp. on Line Pipe Research, PRCI Catalog No. L30174, Paper J, (1974).
- [7] Williams M.L ” On the stress distribution at the base of stationary Crack”, *ASME J Appl Mech*, Vol 24:109–114, (1957).
- [8] Larsson S.G and Carlsson, A. J “Influence of non-singular stress terms and specimen geometry on small-scale yielding at crack tips in elastic–plastic materials”, *J Mech Phys Solids* 1 Vol (21), : 263–77, (1973).
- [9] Maleski M.J, Kirugulige M.S and Tippur H.V. “A Method for Measuring Mode I Crack Tip Constraint Under Static and Dynamic Loading Conditions”. *Society for Experimental Mechanics*. Vol. 44, No. 5, October, (2004).
- [10] Hadj Meliani M , Matvienko, Y. G , Pluvillage G. “Two-parameter fracture criterion ($K_{I,II,III} - T_{ef,c}$) based on notch fracture mechanics”, *Inter. Journal of Fracture* Vol 167: 173–182, (2011).
- [11] D. Dawicke et M. Sutton, « CTOA and crack-tunneling measurements in thin sheet 2024-T3 aluminum alloy », *Experimental Mechanics*, vol. 34, no. 4, p. 357-368, déc. 1994.
- [12] J. Heerens et M. Schödel, « On the determination of crack tip opening angle, CTOA, using light microscopy and δ_5 measurement technique », *Engineering fracture mechanics*, vol. 70, no. 3-4, p. 417-426, 2003.
- [13] W. Lloyd et F. McClintock, « Microtopography for ductile fracture process characterization Part 2: application for CTOA analysis », *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 70, no. 3-4, p. 403-415, févr. 2003.
- [14] S. Xu, R. Bouchard, et W. R. Tyson, « Simplified single-specimen method for evaluating CTOA », *Engineering fracture mechanics*, vol. 74, no. 15, p. 2459-2464, 2007.
- [15] ASTM E2471-12e1, Standard Test Method for Determination of Resistance to Stable Crack Extension under Low-Constraint Conditions.
- [16] M. Ben amara , J. Capelle , Z. Azari and G. Pluvillage” The application of CTOA criterion to simulate crack propagation and arrest in a modified CT test specimen”, *Congress NT2F14* Belgrade Serbia, (2014).
- [17] Espen Jakobsen, “Deformation of pressurized pipelines”, Master Thesis, Norwegian University of Science and Technology, (2013).
- [18] H.O. Nordhagen, S. Kragset, T. Berstad, A. Morin, C. Dørumb, S.T. Munkejord, “A new coupled fluid-structure modeling methodology for running ductile fracture”, *Computers and Structures* ,94-95 : 13-21, (2012).
- [19] Maxey, W. A., 5th Symp. on Line Pipe Research, PRCI Catalog No. L30174, Paper J, (1974).
- [20] E. Sugie, M. Matsuoka, H. Akiyama, T. Mimura, Y. Kawaguchi, “A study of shear crack-propagation in gas-pressurized pipelines”, *J. Press. Vess. – T. ASME* 104 (4): 338–343, (1982).
- [21] R. Higuchi, H. Makino, I. Takeuchi, “New concept and test method on running ductile fracture arrest for high pressure gas pipeline”, in: *24th World Gas Conference, WGC 2009*, Vol. 4, International Gas Union, Buenos Aires, Argentina,: 2730–2737, (2009).

ВПЛИВ ІСТОРІЇ НАВАНТАЖЕННЯ НА В'ЯЗКОПЛАСТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ 10ГН2МФА З ВРАХУВАННЯМ ПОШКОДЖУВАНOSTI МЕТАЛУ В УМОВАХ ТЕРМОСИЛОВОГО ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ.

Ф.Ф. Гігін'як, П.О. Булах

Інститут проблем міцності імені Г.С. Писаренка НАН України,
Київ, Україна

The results of studies on the visco-plastic properties of steels 10GN2MFA after the pre-deformation taking into account the influence of the stress state and temperature, and shows the relationship between the characteristics and properties of visco-plastic parameter defectiveness.

Вступ. Для оцінки довговічності високонавантажених елементів конструкцій, що працюють в складних умовах термосилового навантаження, суттєве значення має кінетика досягнення граничного стану металу конструкції з урахуванням факторів, супутніх реальним умовам експлуатації. В першу чергу слід виділити вид напруженого стану і пошкоджуваність. Вельми перспективними для цієї мети є підходи, засновані на оцінці в'язких властивостей металу, обумовлених швидкісними ефектами попереднього активного деформування із застосуванням пружно-в'язкопластичної моделі, що враховує пошкоджуваність металу.

Раніше в ПМіц імені Г.С. Писаренка НАН України для описання кінетики досягнення граничного стану (втрата стійкості процесу пластичного деформування) було розроблено пружно-в'язкопластичну (ПВП) модель повзучості (рис.1) [1]:

$$\dot{\varepsilon}_{i i \dot{\alpha} c} = k_i' \cdot \sigma_i^* \quad (1)$$

де $k_i' = a \cdot (\sigma_i^*)^b$ - циклічний коефіцієнт в'язкості;

σ_i^* - нерівноважне напруження, що зумовлює накопичення незворотних деформацій квазів'язкого характеру, а їх величина буде визначати інтенсивність процесів циклічної повзучості, що виникають в результаті активного деформування;

a і b - сталі матеріалу, що визначаються з дослідів на циклічне ступінчате навантаження або на основі двох дослідів на циклічну повзучість за умов одновісного розтягу.

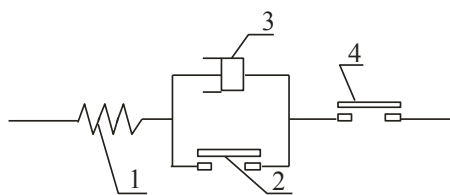


Рис.1. Модель ПВП-властивостей матеріалу і характеристики її елементів: 1 - пружності; 2,4 - пластичності, 3 - в'язкості

Методика експерименту і аналіз експериментальних даних. В роботі досліджувались закономірності циклічної повзучості і малоциклової втоми попередньо деформованої сталі 10ГН2МФА, трубчасті зразки з якої у подальшому випробували в умовах циклічного навантаження при різних співвідношеннях головних напружень і температурі 320°C.

Попереднє одноразове деформування трубчастих зразків виконували при співвідношенні головних напружень $K = \sigma_z / \sigma_\theta = 0,5$ та температурі 20°C до рівня деформації $\varepsilon_{\theta \text{ залиш.}} = 0,5\%$, що імітує умови гідрозапресовки теплообмінних трубок у колектор парогенератора.

Подальші випробування попередньо деформованих зразків виконували в умовах безперервного пульсуючого м'якого навантаження за методикою [1] в умовах одновісного і двовісного розтягу з співвідношеннями головних напружень $K = \sigma_z / \sigma_\theta = \infty; 1; 0,5$.

Пошкоджуваність металу оцінювали методом ЛМ-твердості [3]. При аналізі отриманих результатів, що характеризують пошкоджуваність металу, застосовували відносні значення коефіцієнта гомогенності $m_{відн} = m_i / m_{поч}$, (m_i - поточні значення коефіцієнта, що визначаються в процесі навантаження зразка; $m_{поч}$ - значення, що визначаються перед початком випробувань) розраховані за методикою [2].

Результати обробки та аналіз виконаних експериментальних досліджень а також результати отримані раніше для матеріалу в початковому стані [4], дозволили встановити, що для дослідженого діапазону температур k'_i є параметром інваріантним до виду напруженого стану та величині незворотньої деформації (рис.2), а залежність цього параметра від величини σ_i^* має вигляд:

$$k'_i = a \cdot (\sigma_i^*)^b \quad (2)$$

Така залежність характерна для всіх реалізованих співвідношень головних напружень і досліджених температур.

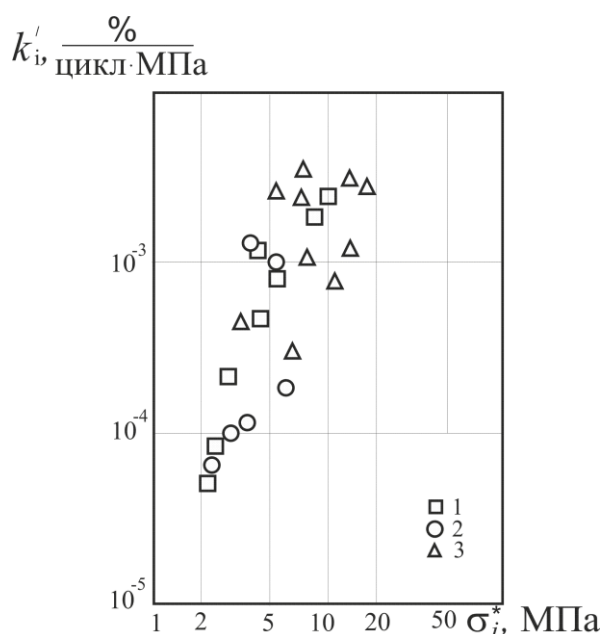


Рис.2. Залежність коефіцієнта циклічної в'язкості від інтенсивності нерівноважних напружень при різних співвідношеннях головних напружень і температурі 320°C: 1– $K = \sigma_z / \sigma_\theta = \infty$; 2– $K = 0,5$; 3– $K = 1$. Для сталі 10ГН2МФА маємо

$$a = 5,4 \cdot 10^{-7} \frac{\%}{\text{цикл} \cdot \text{МПа}}, \quad b = 4,05$$

З отриманих в цьому дослідженні результатів можна зробити висновок, що для описання повзучості попередньо деформованої сталі 10ГН2МФА в області сталого пластичного деформування при циклічному навантаженні досить мати квазістатичну діаграму при одновісному розтязі, визначити залежність коефіцієнта в'язкості k'_i від величини нерівноважних напружень і використовувати ці результати для різних інших співвідношень головних напружень, що істотно спрощує методику експериментальних досліджень та зменшує обсяг і тривалість експерименту.

Результати експериментальних досліджень характеристик в'язкопластичних властивостей попередньо деформованої сталі 10ГН2МФА з урахуванням пошкоджуваності металу послужили основою для вдосконалення ПВП-моделі і її використання для оцінки кінетики процесів повзучості при малоцикловому навантаженні в умовах плоского напруженого стану.

Якщо на різних ступінях циклічного навантаження оцінити зв'язок між нерівноважним напруженням σ_i^* і відносним коефіцієнтом гомогенності $m_{відн}$ в умовах досягнення рівноважного напруженого стану металу, то в дослідженому діапазоні співвідношень головних напружень можна з певною достовірністю стверджувати, що коефіцієнт гомогенності $m_{відн}$ в умовах рівноважного стану є параметром інваріантним до виду напруженого стану.

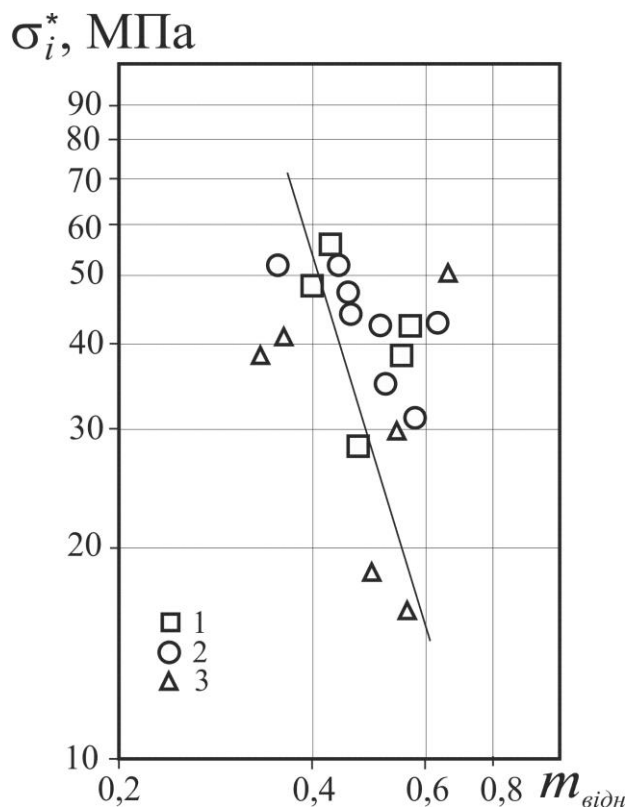


Рис.3. Зв'язок між відносним коефіцієнтом гомогенності $m_{відн}$ та інтенсивністю нерівноважних напружень σ_i^* для попередньо деформованої сталі 10ГН2МФА при різних співвідношеннях головних напружень та температурі 320°C. (Позначення ті самі, що на рис.2).

Експериментально встановлений зв'язок між відносним коефіцієнтом гомогенності $m_{відн}$ та нерівноважним напруженням σ_i^* на основі даних рис.5 можна описати рівнянням (3) і дозволяє розрахувати величини приведених нерівно вісних напружень з врахуванням пошкоджуваності $\sigma_{i\delta}^*$:

$$\sigma_{i\delta}^* = gm_{відн}^{-h}, \quad (3)$$

де g і h - параметри матеріалу, які враховують пошкоджуваність металу і визначаються з експерименту. Для попередньо деформованої сталі 10ГН2МФА – $g=2,0\text{МПа}$, $h=4,5$.

Використовуючи залежність виду (3), в якості параметра, що характеризує в'язкопластичні властивості сталі з урахуванням пошкоджуваності при циклічному навантаженні, можемо записати коефіцієнт циклічної в'язкості, як показано в роботі [4]:

$$k_s' = a_{i\delta} (\sigma_{i\delta}^*)^{b_{i\delta}}, \quad (4)$$

де a_{np} і b_{np} – параметри матеріалу, що враховують пошкоджуваність металу і визначаються експериментально. Як видно з представлених на рис.4 даних для дослідженої сталі, циклічний коефіцієнт в'язкості k_i' , який визначається на основі рівняння (4), є параметром інваріантним до виду напруженого стану, так само як і розрахований по рівнянню (2).

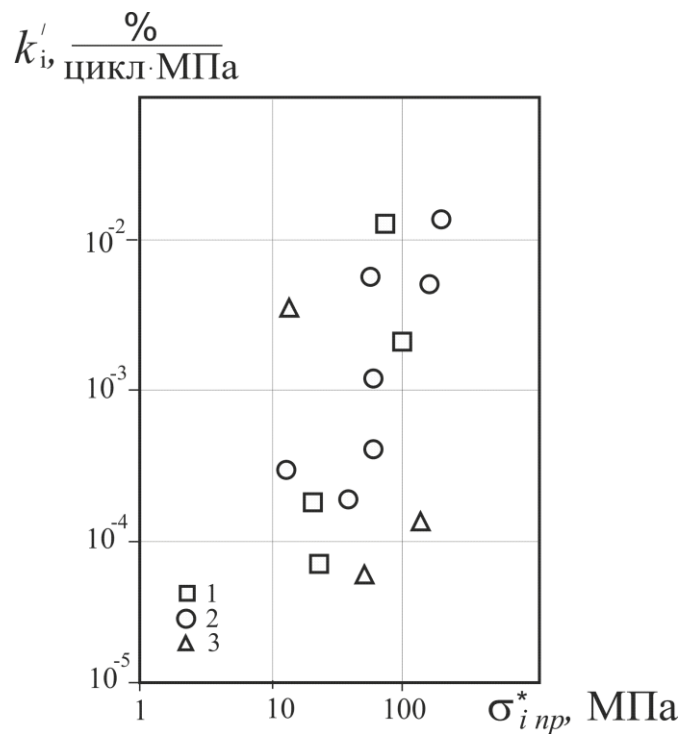


Рис.4. Залежність коефіцієнта циклічної в'язкості k_i' від інтенсивності приведених нерівноважних напружень σ_i^* при різних співвідношеннях головних напружень (Позначення ті самі, що на рис.2).

Висновки. Аналіз результатів отриманих в роботі показав, що для попередньо деформованої сталі 10ГН2МФА вдосконалена пружно-в'язкопластична модель, що встановлює взаємозв'язок між характеристиками в'язкопластичних властивостей металу і параметром його пошкоджуваності ($m_{відн}$), дозволяє з єдиних позицій описати процеси пластичного деформування з урахуванням пошкоджуваності металу при одноразовому і пульсуючому напруженні в умовах плоского напруженого стану.

Також слід відмітити, що попереднє деформування, прийнятого в наших дослідженнях рівня і виду напруженого стану, не суттєво впливає на деформаційні властивості дослідженої сталі при її наступному циклічному розтягу в умовах плоского напруженого стану.

Експериментальні результати, представлені в роботі, в подальшому будуть використані для оцінки довговічності елементів конструкцій, що працюють при циклічному навантаженні в умовах складного напруженого стану. Використання запропонованої моделі деформування дозволяє істотно спростити методику отримання вихідних даних необхідних для оцінки довговічності металів при циклічному навантаженні з урахуванням пошкоджуваності.

Література

1. Гігіняк Ф.Ф., Лебедєв А.О., Шкодзінський О.К. Міцність конструкційних матеріалів при малоцикловому навантаженні за умов складного напруженого стану. – Київ: Наук. думка, 2003. – 270 с.
2. Гігіняк Ф.Ф., Булах П.А., Можаровская Т.Н. Кинетика накопления повреждений теплоустойчивых сталей при различных режимах нагружения// Пробл. прочности. – 2010. – №1. – С. 120-126.
3. Патент України №52107А. Спосіб оцінки деградації матеріалу внаслідок накопичення пошкоджень в процесі напруження. “Метод LM- твердості”/ А.О. Лебедєв., М.Р. Музика., Н.Л., Волчек. Опубл. 15.01.03, Бюл. №1.

4. Гигиняк Ф.Ф., Булах П.А. Усовершенствование упруго-вязкопластической модели деформирования с учетом повреждаемости // Пробл. прочности. – 2012. – № 4. – С. 58-66.

МАЛОЦИКЛОВА МІЦНІСТЬ ТРІЙНИКА З ПОШКОДЖЕННЯМИ

П.С.Юхимець*, О.П. Гопкало**, О.Є. Гопкало**

*Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона (Україна)

**Інститут проблем міцності ім. Г.С.Писаренка (Україна),

Investigated stress-strain state and low-fatigue strength of full-scale sample of T-joint with artificial volumetric surface defects under hydraulic inner pressure loading as well as mechanical, cyclic and structural features of material from its different zones.

Вступ. Проведеними розрахунками методом скінченних елементів (МСЕ) отримані дані про конструктивну концентрацію напружень та концентрацію напружень від геометричних параметрів дефекту і місця його розташування на поверхні рівнопрохідного трійника. У відповідності з отриманими даними в характерних зонах натурального зразка (трійника) були штучно нанесені об'ємні поверхневі дефекти, що імітували корозійно-ерозійні пошкодження. Для визначення статичних та циклічних властивостей металу в цих зонах були виготовлені та випробувані лабораторні зразки.

Результати дослідження НДС трійника МСЕ. Для досліджень були вибрані наступні зони: 1 – на патрубку, 2 – та 3 у двох взаємно перпендикулярних напрямках на лінії сполучення патрубка та основної труби у центральній частині трійника, 4 – розташована напроти патрубка та 5 – по лінії сполучення в місті її перетину з поздовжньою площиною симетрії трійника (рис. 1). Розрахунок амплітуди максимальної деформації у дефекті проводився на основі максимальної експериментальної деформації та коефіцієнта концентрації напружень (ККН) у пружній області навантаження, а також механічних властивостей відповідної зони трійника з використанням інтерполяційного співвідношення для коефіцієнта пружно-пластичної деформації [1].



Рис.1. Загальний вигляд трійника з штучним дефектом (стрілками показано напрямок вирізки лабораторних зразків в досліджуваних зонах 1, 2, 3, 4, 5).

Проведені чисельні розрахунки показали, що при навантаженні внутрішнім тиском максимальні конструктивні напруження виникають в зонах 2 та 5. Підвищення максимальних напружень в трійнику відбувається при збільшенні діаметра патрубка, зменшенні його товщини та радіуса сполучення основної труби з патрубком. Максимальні напруження в дефекті,

розташованому в зоні конструктивної концентрації напружень трійника, підвищуються з зростанням довжини та глибини дефекту та при зменшенні його ширини. Концентрація напружень в дефектах, розташованих в указаних зонах трійника, в 2,5...3,7 рази перевищує відповідні значення для дефектів з тими ж геометричними параметрами у випадку їх розташування на прямій трубі.

Методика експериментальних досліджень. В якості натурального об'єкта для експериментальних досліджень був використаний рівнопрохідний трійник Ø426x12 мм (Ст10 ГОСТ 1050-88), фактичні значення товщини стінки складала 9,8...13,2 мм. Дефекти на

досліджуваних поверхнях трійника наносили штучно шляхом електрохімічного травлення. Фактичні геометричні параметри нанесених дефектів для різних досліджуваних зон знаходились в межах: (35...48) x (27...55) x (7,1...8,7) мм. Для експериментального дослідження НДС трійника використовувався метод тензометрії. Тензорезистори з базою вимірювання 3 мм наклеювали на поверхню штучного дефекту з урахуванням напрямку максимальних розрахункових напружень. Герметизований натурний зразок трійника навантажували пульсуючим внутрішнім тиском води 0,2 – 7,0 МПа з частотою 4-5 циклів за хвилину. Після напрацювання 3060 циклів виникла розгерметизація натурального зразка внаслідок виникнення наскрізної тріщини втомі у дефекті зони 5 і випробування були припинені.

Експериментальні дослідження механічних властивостей металу досліджуваних зон трійника проводили відповідними випробуваннями лабораторних зразків з розмірами робочої частини Ø8x28 мм. Випробування на розтяг та малоциклову втому проводили на електрогідравлічній машині. Циклічне навантаження зразків здійснювали згідно вимог стандартів ISO 12106 – 2003 та ASTM E 606 – 80 та можливостями випробувальної машини з постійною швидкістю деформування 0,1 %/сек. (6 %/хв.) [2, 3] по симетричному трикутному осьовому (розтягу-стиску) циклу деформування з контролем амплітуди деформації (жорстке навантаження).

Металографічні дослідження мікроструктури сталі характерних зон трійника проводились на оптичному інвертованому мікроскопі «AXIOVERT 40 MAT». Вимірювання мікротвердості проведено на мікротвердомірі ПМТ-3 згідно ГОСТ 9450 – 76 при навантаженні 0,5 Н. Фрактографічні дослідження поверхні руйнування розкритої наскрізної тріщини після натурних випробувань трійника проводили на модернізованому растровому електронному мікроскопі РЕМ - 100У.

Результати експериментальних досліджень. На рис. 2 приведені діаграми розтягу зразків металу характерних зон трійника, а на рис. 3 графіки залежності циклічної довговічності зразків металу досліджених зон трійника від амплітуди пружно-пластичної деформації за цикл ε_a .

Із приведених діаграм розтягу слідує, що технологічні фактори, пов'язані з виготовленням трійника, суттєво впливають на характер діаграм та абсолютні значення характеристик міцності та пластичності металу в його окремих зонах. Діаграма розтягу зразка металу із зони 4 (ділянка протилежна патрубку трійника) має ознаки суттєвого зміцнення. Границя міцності металу зони 4 приблизно на 50% вища ніж для металу зони 3, а умовна границя текучості відповідно вища приблизно на 80%. При цьому відносне видовження зразка металу зони 4 на 50% менше, ніж для зразків металу зони 3.

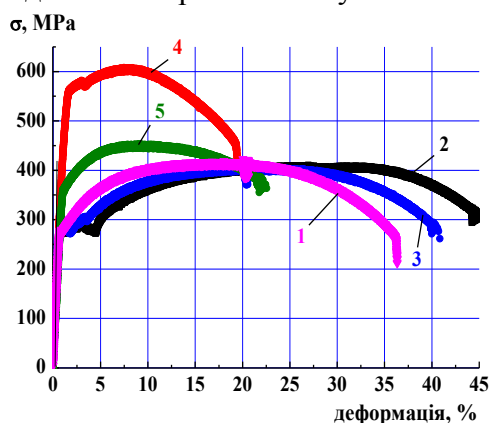


Рис. 2 Діаграми розтягу зразків металу, вирізаних із характерних зон трійника (1 – 5 зони трійника див. рис. 1).

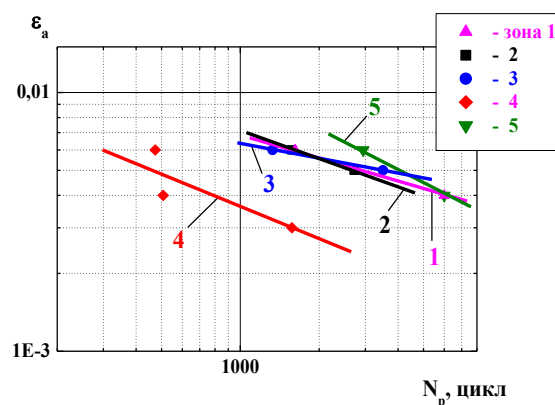


Рис. 3 Залежність циклічної довговічності зразків металу трійника від амплітуди пружно-пластичної деформації за цикл ε_a

Випробування на малоциклову втому показали, що найбільшу циклічну довговічність мають зразки металу зони 5, а найнижчу – металу зони 4. У зв'язку з суттєвими

відмінностями характеру діаграм розтягу металу зон 1, 2, 3, 5 та зони 4 (див. рис. 2) циклічна довговічність зразків металу зон 1, 2, 3, 5 в 4 – 5 раз більша ніж зразків металу зони 4. Дана обставина викликана тим, що метал зони 4 суттєво зміцнений - його пластичність зменшилась приблизно в 2 рази і, як наслідок, його циклічна довговічність нижче ніж у більш пластичного металу зон 1, 2, 3, 5. Кінетика максимальних та мінімальних значень циклічних напружень та циклічної умовної границі текучості при циклічному деформуванні зразків металу в жорсткому режимі навантаження, вирізаних із зони 4 характерна для циклічно зміцнених сталей, а для решти досліджених зон – для циклічно стабільних сталей.

Проведені металографічні дослідження дозволили встановити що, відмінності механічних властивостей металу трійника в різних зонах, при статичному та циклічному навантаженнях, обумовлені структурною анізотропією деформації металу зони 4 (протилежної патрубку трійника) та більш високими значеннями мікротвердості в цій зоні по відношенню до зони 1 патрубка. Мікротвердість фериту в зоні – 1 коливається у межах $HV_{0.05} \sim 100-120$ кгс/мм² при середньому значенні $HV_{0.05} \sim 107$ кгс/мм², а в зоні 4 : $HV_{0.05} \sim 172-198$ кгс/мм² при середньому значенні $HV_{0.05} \sim 176$ кгс/мм². Як в зоні 1, так і в зоні 4 спостерігаються мікротріщини, орієнтовані паралельно зовнішній поверхні досліджуваних зон, при цьому їх кількість та середня довжина переважає в січеннях зони 4 (рис. 4).

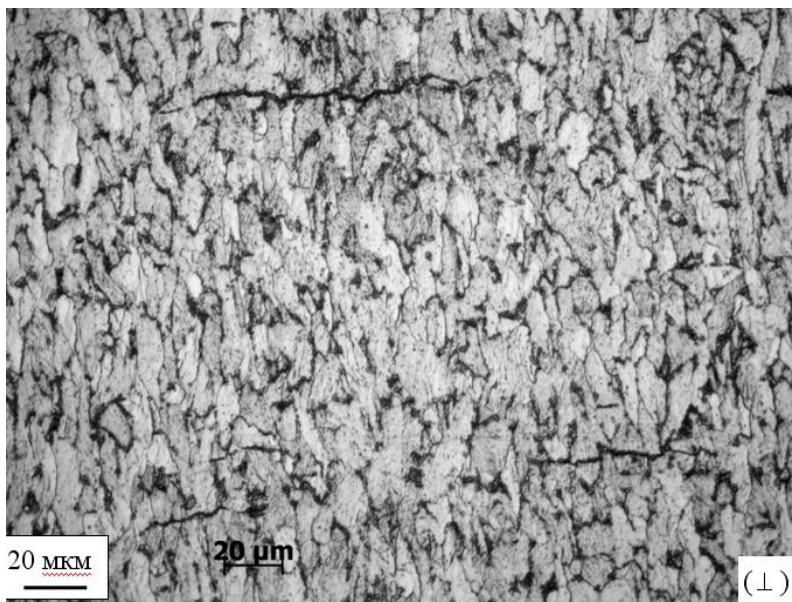


Рис. 4 Мікроструктура металу трійника в поперечному січенні зони – 4.

В процесі випробувань натурального зразка на поверхні дефекту в зоні 5 з внутрішньої сторони труби трійника зародилась багатоосередкова тріщина, яка у центральній частині дефекту проросла в наскрізну магістральну. На макрорівні наряду з фасетками квазікрихкого трансекрystalітного руйнування мають місце ділянки втомних борозенок. Встановлено, що в межах досліджуваної

глибини тріщини фактичні значення кроку борозенок складають $(1,5 \dots 1,8) \times 10^{-3}$ мм.

На рис. 5 приведені розрахункові, згідно рівняння Лангера [4], та експериментальні криві втоми металу характерних зон трійника, з використанням яких була виконана оцінка дії модельних дефектів на довговічність натурального зразка.

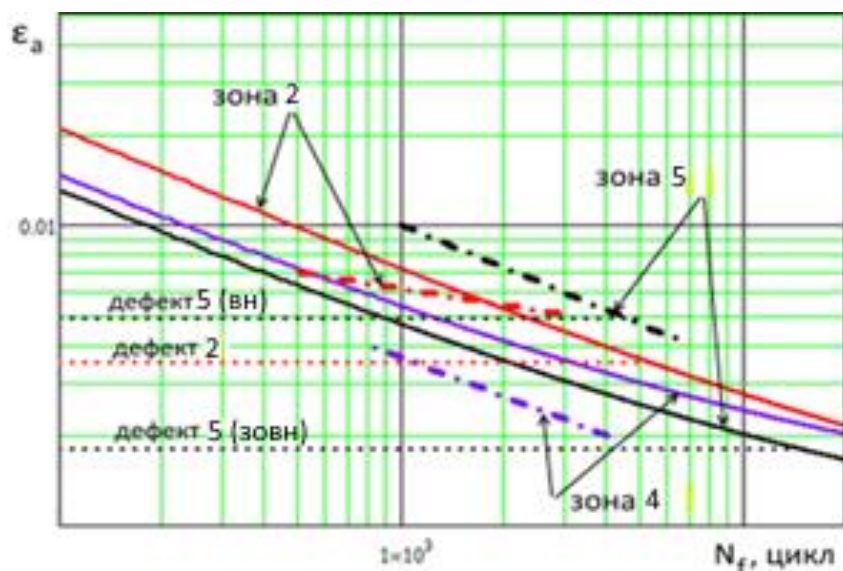


Рис. 5. Залежність циклічної довговічності зразків металу досліджених зон трійника від амплітуди пружно-пластичної деформації за цикл ϵ_a .

Експериментальні (штрих пунктирні лінії) та розрахункові (суцільні лінії) криві втоми. Лініями у вигляді точок помічено

рівень максимальних деформацій у дефекті.

Аналіз результатів. Співставлення результатів показало, що розрахункові деформації перевищували експериментальні величини в дефектах 2 та 5 (всередині та зовні) зони - в 1,13, 1,36 та 1,78 рази, відповідно. Відмінності між розрахунковими та виміряними величинами являються наслідком різновисхідності трійника.

Значення повного ККН у дефекті трійника, визначеного як добуток ККН у прямій трубі та конструктивного ККН у трійнику (МСЕ) перевищують експериментальні значення ККН у дефектах в 1,4 ... 2,2 рази. В той же час, величина повного ККН, визначеного з використанням конструктивного ККН, визначеного згідно [5], має більш близьку відповідність з експериментальними значеннями ККН – перевищення складає 1,2..1,5 рази.

У випадку розташування дефекту тих же розмірів, що і модельний, на поверхні прямої труби $\varnothing 426 \times 12$ ККН суттєво нижче як для експериментальних так і розрахункових значень ККН в дефектах на поверхні трійника. ККН отримані експериментально у всіх випадках нижчі, чим розраховані МСЕ.

Фактичне число циклів до руйнування у дефекті натурального зразка у зоні 5 - $N_{f_5} = 3060$ задовільно узгоджується з результатами прогнозу $N_{f_{пр}} \approx 4400$ циклів з використанням експериментальної кривої втоми (рис. 5) – накопичене пошкодження $d = N_{f_5}/N_{f_{пр}} \approx 0,70$. Згідно фрактографічних досліджень встановленому кроку борозенок $(1,5...1,8) \times 10^{-3}$ мм в межах досліджуваної глибини тріщини відповідає 2667...3125 число циклів до руйнування.

Висновки. Експериментально встановлено, що деформації, які виникли у дефекті, розташованому в зонах конструктивної концентрації напружень по лінії сполучення патрубку до основної труби, під дією внутрішнього тиску в 2 – 3 рази вищі за аналогічні деформації в дефектах з такими ж геометричними параметрами на поверхні прямої труби.

Встановлені суттєві відмінності опору різних зон трійника статичному та циклічному навантаженню, в наслідок зміцнення та втрати при цьому вихідної пластичності однієї окремої зони трійника, які обумовили зниження в 4 ... 5 раз циклічної довговічності цієї зони відносно інших досліджених зон.

Відмінності механічних властивостей металу трійника в різних зонах, при статичному та циклічному навантаженнях, обумовлені різною морфологією мікроструктури металу, яка сформувалась в процесі технологічних особливостей виготовлення трійника.

Число циклів до руйнування натурального зразка задовільно узгоджуються з оцінкою його довговічності, основаною на експериментальних, у тому числі фізичних та розрахункових дослідженнях НДС, та циклічних властивостях металу трійника.

Література.

1. Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность. М.: Машиностроение, 1985. – 224 с.
2. О. Гопкало Визначення опору малоциклового навантаженню конструкційної сталі. // Вісник Тернопільського національного технічного університету, 2014, № 3 (75) с.66-77
3. Fischmeister H.F., Danzer R., Buchmayr B., Life time prediction models. Fat. Fract. Eng. Mat. Struct. 8 (1986), 495-549.
4. Серенсен С.В. Сопротивление материалов усталостному и хрупкому разрушению. М., Атомиздат, 1975, с. 192.
5. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 525 с.

ОКРИХЧУЮЧА ДІЯ КОНЦЕНТРАТОРІВ НАПРУЖЕНЬ

С.О.Котречко, В.М.Грищенко

Інститут металофізики ім.Г.В.Курдюмова НАН України

The article is devoted to analyze the local and global approaches to assessing of the level embrittlement stress concentrators. Based on experimental results which were received on specimens with circular cuts from typical structural steels was assessed the accuracy of these approaches is shown that the global approach results in underestimating the degree of embrittlement of steel. For structural steels maximum value of this error does not exceed 11%

Вступ

На сьогоднішній день для прогнозування можливості крихкого руйнування елементів конструкцій широко використовуються така характеристика, як в'язкість руйнування K_{JC} , (K_{JC}). Ця характеристика досить зручна при розрахунках міцності елементів конструкцій, які містять тріщиноподібні дефекти. Прогнозування руйнування елементів конструкцій при довільній геометрії концентратора можливе в рамках Локального підходу до руйнування, проте використання цього підходу потребує проведення складних комп'ютерних розрахунків.

Мета роботи полягала в розробці спрощеної методики експериментального визначення окрихчуючої дії концентраторів напружень.

Теоретичні основи

За визначенням величина локальних розтягуючих напружень σ_{11} пов'язана з інтенсивністю напружень σ_i через величину жорсткості j [1], тому величина локального напруження руйнування σ_f може бути описана наступним чином:

$$\sigma_f = j\sigma_{if}, \quad (1)$$

де $\sigma_{if} = \sigma_{0.2} \left(\frac{e_{if}}{e_Y}\right)^n$ – величина інтенсивності напружень в локальній області де ініціюється руйнування;

e_{if} - величина інтенсивності мікропластичних деформацій в локальній області руйнування;

e_Y - величина пластичної деформації на межі плинності $e_Y = 0.2\%$;

n - коефіцієнт деформаційного зміцнення за Холломоном.

Як було показано в роботі [2] в першому наближенні сплавам на основі заліза характерна величина пластичної деформації в локальній області де ініціюється руйнування 2%, тому:

$$\sigma_{if} = \sigma_{0.2} \left(\frac{2}{0.2}\right)^n \approx \sigma_{0.2} \times 10^n \approx \sigma_2, \quad (2)$$

де σ_2 – напруження, що відповідає 2% макродеформації.

Підставляючи (1) в (2), отримаємо:

$$\sigma_f \approx j\sigma_2. \quad (3)$$

Залежність (3) дозволяє встановити зв'язок між величиною локального напруження руйнування σ_f та значенням глобальної механічної характеристики металу σ_2 . У відповідності до (3) умовою однозначного зв'язку між σ_f та σ_2 є сталість величини жорсткості $j = const$ напруженого стану в момент руйнування. У зв'язку з чим була розроблена методика визначення критичної температури крихкості T_C , шляхом пошуку такого відношення $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2}$, що забезпечує сталість величини жорсткості j в момент руйнування з урахуванням особливостей деформаційного зміцнення конструкційних сталей.

Оскільки в наближенні ідеально пластичного металу величина жорсткості j ($j = \sigma_{11} / \sigma_i$) є однозначною функцією $\sigma_{NF} / \sigma_{0.2}$ (де σ_{NF} – номінальне напруження руйнування зразка з концентратором напружень) (рис.1) чи $j = f(J_I / \sigma_{0.2})$, де J_I – J інтеграл у випадку гострої тріщини [3].

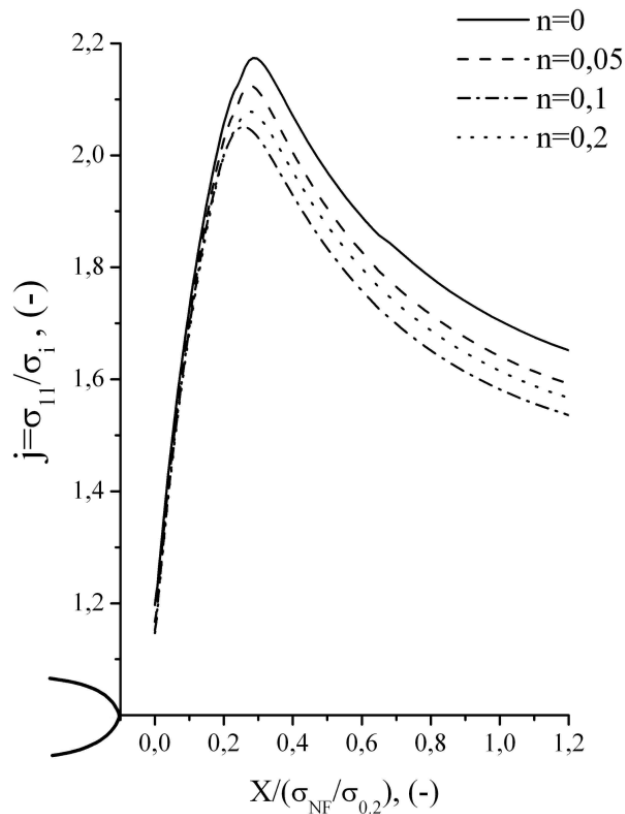


Рисунок 1. – Зміна жорсткості напруженого стану у вістрі кільцевого концентратора $\rho = 0.25$ в залежності від нормованої величини $X / (\sigma_{NF} / \sigma_{0.2})$ що враховує різну схильність матеріалу до деформаційного зміцнення, де X - віддаль від вершини концентратора напружень в поперечному перерізі, σ_{NF} - номінальне напруження руйнування зразка з концентратором, σ_{11} - локальні розтягуючі напруження, σ_i - інтенсивність локальних напружень.

Відповідно до запропонованих уявлень [4] умова крихкого руйнування металу у вершині довільного концентратора:

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_i} \geq \frac{\sigma_f}{\sigma_Y (e_{if} / e_Y)^n} \quad (4)$$

Ліва сторона співвідношення (4) характеризує жорсткість напруженого стану і містить лише локальні характеристики, а права – показує ступінь перевищення величини локальної міцності σ_f над рівнем розтягуючи напружень, які діють в локальній області, де можливе ініціювання крихкого руйнування.

В роботах [2, 5] було показано, що величина локального напруження σ_f завжди перевищує рівень крихкої міцності R_{MC} стандартних зразків в умовах одновісного розтягу, тому вираз (4) можна представити у вигляді:

$$\frac{j}{k_V} \approx \frac{R_{MC}}{\sigma_Y (e_{if} / e_Y)^n} \quad (5)$$

де $k_V = \frac{\sigma_f}{R_{MC}}$ – ступінь перевищення локального напруження σ_f руйнування над крихкою міцністю R_{MC}

Ліва частина в цьому відношенні є кількісною мірою окрихуючої дії концентратора напружень q_σ , яка виражена через локальні характеристики:

$$q_\sigma = \frac{j}{k_V} \quad (6)$$

Як згадувалось вище, в першому наближенні критична величина локальної пластичної деформації близька до 2 %. Спираючись на цей факт і розроблену методику визначення критичної температури T_C , при якій забезпечується фіксоване значення жорсткості локального напруженого стану, праву частину виразу (5) можна представити через величину коефіцієнта механічної стабільності K_{ms} при критичній температурі T_C :

$$K_{ms}(T_C) = \frac{R_{MC}}{\sigma_{0.2} 10^n} \quad (7)$$

Таким чином, значення K_{ms} при T_C дозволяє оцінити величину окрихуючої дії концентратора напружень, спираючись лише на значення таких глобальних характеристик, як R_{MC} , $\sigma_{0.2}$, n . Це означає, що залежність (7) дозволяє встановити зв'язок між величиною локальної характеристики окрихуючої дії концентратора напружень q_σ та її глобальним аналогом $K_{ms}(T_C)$.

Методика Дослідження проводились на конструкційних сталях 30ХГСА, 15Х2НМФА, Ст40 після різних термообробок, що дозволили отримати широкий інтервал міцності $\sigma_{0.2} = 340 \dots 1520$ МПа та забезпечити різні структурні стани – від ферито-перлітної структури до мартенситу відпуску. З вказаних сталей виточували гладкі циліндричні зразки та зразки з кільцевим концентратором $\rho = 0.25$ мм. Випробування на одновісний розтяг в широкому інтервалі температур $T = -196 \dots +20^\circ \text{C}$ проведені на розривній машині Instron-8802.

Результати та обговорення

За результатами експериментальних досліджень були встановлені співвідношення між значеннями величин локальної окрихуючої q_σ та її глобального відповідника $K_{ms}(T_C)$ для типових конструкційних сталей в різних структурних станах (рис.2). У відповідності до отриманих даних величина $K_{ms}(T_C)$ систематично нижча за значення локального параметру окрихуючої дії q_σ . Таке співвідношення між q_σ та $K_{ms}(T_C)$ обумовлено тим, що величина локальної деформації e_{if} тільки наближено рівна 2%, і для переважної більшості конструкційних сталей знаходиться дещо нижче вказаної величини.

Максимальна величина різниці між q_σ та $K_{ms}(T_C)$ складає приблизно 11%. При проведенні розрахунків ця різниця може бути врахована шляхом використання відповідних коефіцієнтів запасу надійності. Використанні для оцінки окрихуючої дії концентратора напружень величини $K_{ms}(T_C)$ має значні переваги, оскільки спирається лише на використання глобальних механічних характеристик R_{MC} , $\sigma_{0.2}$, n , σ_{NF} і не потребує складних комп'ютерних розрахунків.

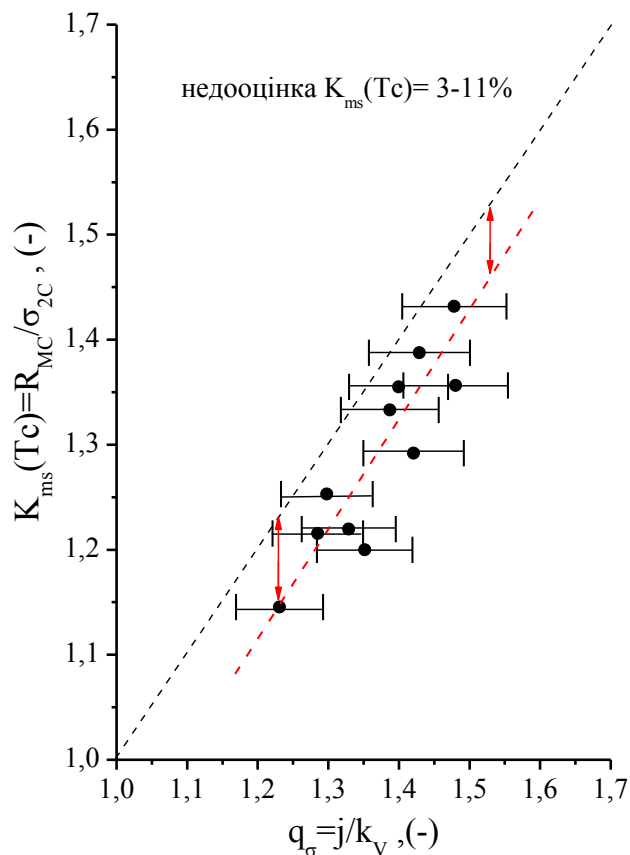


Рисунок 2. – Порівняння окрихчучої дії кільцевого концентратора напружень $\rho = 0.25$ визначеної «локальним» q_σ та «глобальним» $K_{ms}(T_c)$ шляхом.

Висновки

1. Показано, що за умови фіксованої величини жорсткості напруженого стану $j = const$ існує зв'язок між локальними та глобальними характеристиками руйнування.
2. Показано, що незважаючи на локалізацію процесу крихкого руйнування у вістрі концентраторів напружень міру окрихчучої дії концентраторів можна розрахувати, як за допомогою локальних, так і глобальних характеристик руйнування.
3. Інженерний розрахунок окрихчучої дії $K_{ms}(T_c)$ концентраторів напружень за величиною $K_{ms}(T_c)$, що не потребує проведення МСЕ-розрахунків, приводить до недооцінки небезпеки концентратору напружень, яка може досягати 11%.

Література

1. Г.С. Писаренко, А.А. Лебедев, *Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии*. – Киев: Наука, 1976.
2. С.А.Котречко, Ю.Я.Мешков, *Предельная прочность. Кристаллы, металлы, элементы конструкций*. – Киев: Наук.думка, 2008.
3. ASTM-1921-05 *Standard test method for determination of reference temperature, T_0 , for ferrite steels in the transition range*
4. С.А.Котречко, Ю.Я.Мешков, Д.И.Никоненко, Г.С.Меттус, *Проблеми прочності*, №1, с.72-92 (2000г.)
5. С.А. Котречко, *Металлофизика и новейшие технологии*, **14**, №5: 37-41 (1992)

РОЗКИД ФЛЮЕНСУ В ЗРАЗКАХ-СВІДКАХ ТА ЙОГО ВПЛИВ НА ТОЧНІСТЬ ВИЗНАЧЕННЯ КРИТИЧНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ КРИХКОСТІ

М.Г. Голяк, Л.І. Чирко

The object of the study in this paper is the investigation of the influence of the scatter fluence on the accuracy of the critical temperature brittleness. To determine this influence we analyzed the data of test results Sharp specimens. The results of these tests determined the shift of the critical temperature of brittleness due to irradiation ΔT_F and irradiation embrittlement coefficient A_F . It is shown that the variations in the fluence F within $\pm 15\%$ the accuracy of the critical temperature brittleness is within $\pm 5\%$.

На енергоблоках АЕС України виконується штатна програма зразків-свідків, мета якої – відстеження змін механічних властивостей матеріалів корпусу реакторів в процесі всього періоду експлуатації. В результаті випробувань зразків-свідків типу Шарпі визначається залежність зсуву критичної температури крихкості ΔT_F від набраного флюенса швидких ($E \geq 0,5$ MeV) нейтронів та коефіцієнт радіаційного окрихчування A_F .

В Україні діє нормативний документ ПНАЕ Г-7-003-86, в якому зсув критичної температури крихкості ΔT_F визначається як різниця між T_{KF} (критичною температурою крихкості після опромінення), та T_{KI} (критичною температурою крихкості в початковому стані).

Коефіцієнт радіаційного окрихчування A_F визначається методом найменших квадратів з графіку залежності зсуву критичної температури крихкості ΔT_F від набраного флюенса F за законом: $\Delta T_F = A_F F^{1/3}$.

Щоб дані отриманні з результатів випробувань ЗС вважались достовірними, Типова програма контролю, розроблена ДП НАЕК «Енергоатом» та затверджена ДІЯРУ, вимагає щоб кількість зразків, які випробовуються на ударний вигин для визначення критичної температури крихкості T_{kF} , становила не менше 12 штук у групі, а накопичені флюенси зразками не відрізнялися від середнього по групі значення флюенсу більше, ніж на $\pm 10\%$.

Як показує досвід, невдала конструкція контейнерних збірок (КЗ) із зразками-свідками та розміщення КЗ вище активної зони в області високого градієнта нейтронного потоку призводить до великого розкиду флюенса в групах зразків, що часом обумовлює неможливість і відібюру ЗС за необхідною однорідністю нейтронного опромінення особливо при великих флюенсах.

Щоб вирішити цю проблему, у відділі радіаційного матеріалознавства Інституту ядерних досліджень було розроблено технологію реконструкції, яка полягає у фактичному відтворенні ЗС шляхом приварювання до половинок хвостовиків, та нанесенням концентратору. Але і цей підхід не завжди допомагає підібрати необхідну кількість зразків у випадку обмеженої їх кількості та неоднакових умов опромінення.

Даний аналіз проведено з метою відстеження залежності впливу розкиду значень флюенса на визначення ΔT_F .

Розкид по флюенсу (%)	-15 %	-10 %	-5 %	0 %	+5 %	+10 %	+15 %
Середній флюенс	$5 \cdot 10^{22}$ нейтр.м ⁻²						
Розкид $F, (10^{22}$ нейтр.м ⁻²)	4,25	4,5	4,75	5	5,25	5,5	5,75
Розкид $\Delta T_F, ^\circ\text{C}$	32	33	34	34	35	35	36
Розкид ΔT_F (%)	-5%	-3%	-2%	0%	2%	3%	5%
Середній флюенс	$40 \cdot 10^{22}$ нейтр.м ⁻²						

Розкид $F, 10^{22}$ нейтр.м	34,00	36,00	38,00	40	42,00	44,00	46,00
Розкид $\Delta T_F, ^\circ\text{C}$	65	66	67	68	70	71	72
Розкид ΔT_F (%)	-5%	-3%	-2%	0%	2%	3%	5%
Середній флюенс	$64 \cdot 10^{22}$ нейтр.м						
Розкид $F, (10^{22}$ нейтр.м)	51,00	54,00	57,00	60	63,00	66,00	69,00
Розкид $\Delta T_F, ^\circ\text{C}$	74	76	77	78	80	81	82
Розкид ΔT_F (%)	-5%	-3%	-2%	0%	2%	3%	5%

В таблиці представлені данні ΔT_F , які розраховані за нормативними значеннями для металу зварного шва $A_F=20^\circ\text{C}$ та $T_{\text{КИ}}=0^\circ\text{C}$ для значень флюенсів, більших і менших на 10% та 15% від середнього значення по групі. З представлених даних видно, що різниця між значеннями ΔT_F для середнього значення флюенса порядку $64 \cdot 10^{22}$ нейтр/м² з розкидом $\pm 10\%$ та $\pm 15\%$ становить приблизно 2 градуси.

Наступним кроком проведено аналіз даних результатів випробувань ЗС на ударний вигин. Кожен зразок, що випробовується, це є одна точка на графіку залежності ударної в'язкості (KCV) від температури (Т), за яким саме і визначається критична температура крихкості T_{KF} . Кожна група зразків дає лише одну точку на графіку залежності зсуву критичної температури крихкості (ΔT_F) від накопиченого флюенса (F).

Проаналізувавши дані випробувань ЗС для ЗАЕС-1, що мали флюенс не більше $\pm 10\%$ від середнього по групі, було попередньо визначено T_{KF} . Потім до цього графіку було додано ще два зразки з флюенсом в околі 13% від середнього значення по групі, і повторно визначено T_{KF} . Як видно з рис.1 різниця між двома температурами становить 1°C , а зсув був у напрямку більшої консервативності що є кращим варіантом.

При аналізі результатів випробувань ЗС для ХАЕС-1 було побудовано графік залежності ударної в'язкості (KCV) від Т. На рис.2а зображено графік, який побудовано з використанням необхідної кількості зразків та флюенсами не більшими за $\pm 10\%$ від середнього значення по групі. Для нього було визначено критичну температуру крихкості $T_{\text{KF}} = -72^\circ\text{C}$. Додавши до тих же ЗС ще два, які мають відхилення флюенса $\pm 15\%$ від середнього і випробувані при температурі верхнього шельфу було також визначено критичну температуру крихкості $T_{\text{KF}} = -72^\circ\text{C}$ (рис.2б). Видно що T_{KF} не змінилась, тобто верхній шельф майже не чутливий до даного розкиду по флюенсу.

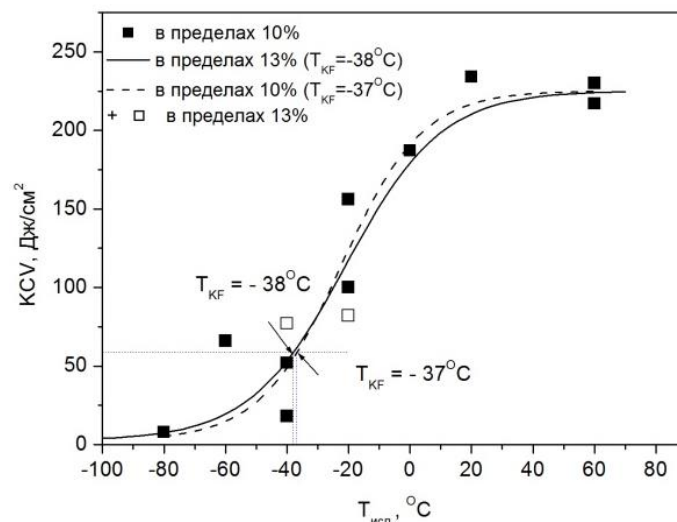


Рис.1. Графік залежності енергії удару від температури (ЗАЕС-1)

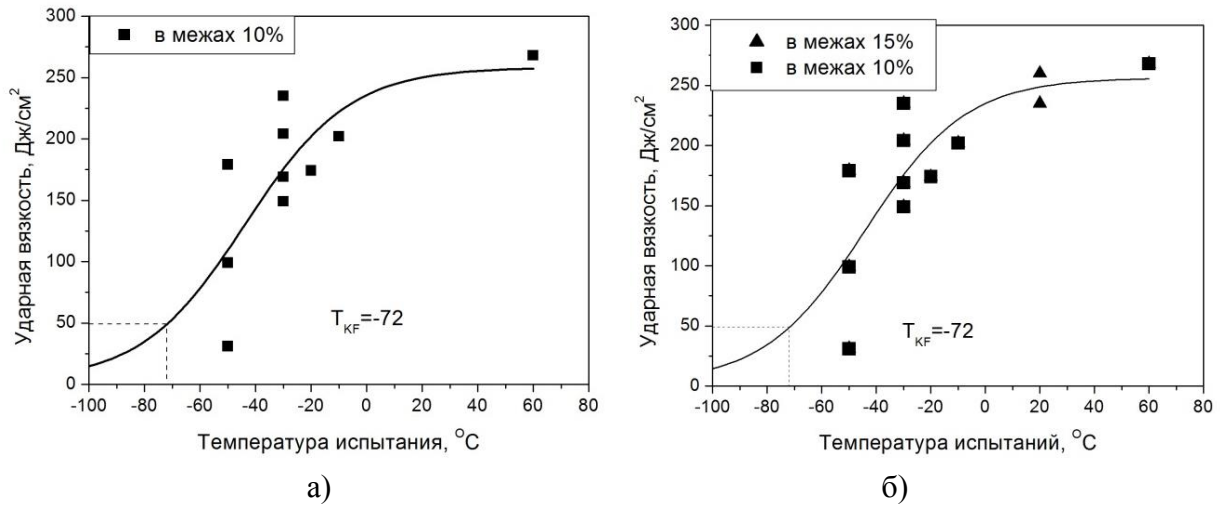


Рис.2а,б. Графіки залежності енергії удару від температури (ХАЕС-1)

Дуже цікавий випадок був виявлений при аналізі результатів випробувань реконструйованих ЗС металу шва №4 КР блоку №1 ЮУАЕС. Було отримано одну контейнерну збірку, в якій знаходилось 12 зразків на верхньому та 12 на нижньому поверхах. Середній флюенс зразків на верхньому поверсі менший за середній на нижньому більш ніж у 2 рази. Після випробувань було отримано 48 половинок, з яких було відібрано для реконструкції дві групи ЗС, що відповідали вимогам Типової програми. А от третю групу вже довелося вибрати таким чином, що флюенс зразків становив більше ніж $\pm 10\%$ за середній по групі. При побудові графіку для визначення T_{KF} було виявлено, що дві точки лежать за межами 95% довірчої кривої, які мають бути виключені (при тому що їх флюенс становив значення не більше за 10% від середнього). При огляді даних зразків було видно, що вони мають деякі вклучення, через що і дали такі результати (рис.3).



Рис.3. Зразки свідки що були забраковані

Графік було побудовано за значеннями 10-ти зразків, та визначено за ним T_{KF} яке становило $3,7^{\circ}\text{C}$. Але згідно вимог Типової програми було необхідно додати ще дві експериментальні точки. За відсутністю вибору було взято два зразки з тієї ж групи, але з флюенсом $\pm 20\%$ від середнього значення по групі. Одна точка на верхньому шельфі, а інша поблизу нижнього, так як вони мало чутливі до такого розкиду по флюенсу. При нанесенні ці точки чудово лягли на графік і лише підтвердили те значення T_{KF} (рис.4).

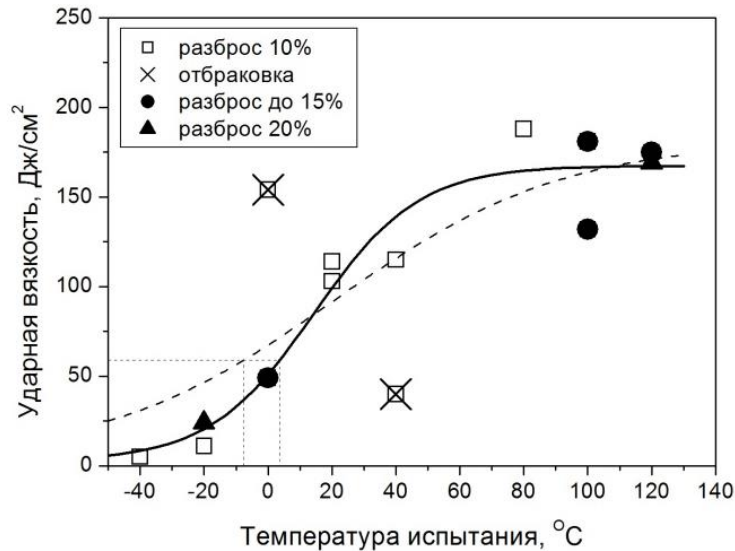


Рис.4. Графік залежності енергії удару від температури (ЮУАЕС-1)

При аналізі впливу значень розкиду флюенса на визначення A_F були проаналізовані дані випробувань зразків металу шва №3 КР блоку №1 для ЮАЕС. Для наочності було взято крайні умови, тобто коли всі точки змістити на -10% та -15% від середнього значення F по групі (рис.5). З рис. 5 видно, що навіть за самих консервативних умов різниця між $A_F(-10\%)$ та $A_F(-15\%)$ становить $0,3^\circ\text{C}$, що задовольняє вимогу Типової програми, згідно якої при обробці результатів випробувань ЗС оцінка довірчих інтервалів проводиться для вірогідності 95 %.

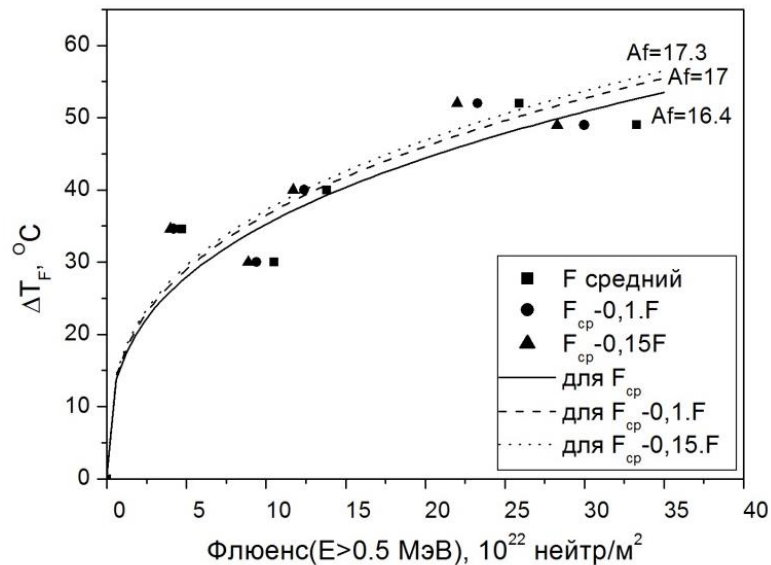


Рис.5. Графік залежності зсуву критичної температури крихкості (ΔT_F) від накопиченого флюенса (F)

Таким чином, результати проведеного аналізу показують, що при розкіді значень флюенса F в межах $\pm 15\%$ точність визначення критичної температури крихкості перебуває в межах $\pm 5\%$, що забезпечує вимогу типової програми, згідно якої при обробці результатів випробувань ЗС оцінка довірчих інтервалів проводиться для вірогідності 95 %.

СТАН ТА ПЕРСПЕКТИВИ ТЕХНОЛОГІЙ ОЦІНЮВАННЯ РИЗИКІВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ МАГІСТРАЛЬНИХ ТРУБОПРОВОДІВ

Л.Я. Жовтуля, О.М. Карпаш, С.П. Ващишак

ІФНТУНГ; 76019, м. Івано-Франківськ, вул. Карпатська, 15, тел. (0342) 504708,
e-mail: z.lyubomyr@gmail.com

Abstract. The linear part of main oil and gas pipelines, which are potentially the most dangerous type of pipeline networks, selected as the object of investigation. The paper presents the method for risk assessment of pipelines using GIS-technologies for predictive modeling. Describes the basic principles of risk assessment and mapping of pipeline risk prediction using geoinformation systems.

Трубопровідні мережі є найбільш безпечним, та економічно ефективним засобом транспортування великих об'ємів рідин та газу на великі відстані. Однак, із світового досвіду [1] відомо, що ризик пошкодження трубопроводу, все ж, існує. Вибухонебезпечні речовини, що транспортуються, є потенційною загрозою навколишньому середовищу та здоров'ю людей.

Для вирішення даної проблеми актуальним є розроблення методики, яка б базувалась на комплексному підході до оцінки ризиків виникнення аварій при експлуатації магістральних трубопроводів.

За останні роки проблематика оцінки ризиків широко вивчається у різних сферах людської діяльності. Це стає невід'ємною частиною організації будь яких робіт, те, що впливає на прийняття важливих рішень та на ефективність роботи. Оцінка ризиків перетворює це поняття у вимірювану величину, яку можна порівняти та спрогнозувати. Управління ризиками повинно призводити до поліпшення як в цілому, так і безпеки людського здоров'я, екологічної безпеки, попереджувати та запобігати виникненню нещасних випадків, пожеж, вибухів, чи інших аварій.

Невід'ємною частиною управління цілісністю будь-якого трубопроводу є процес оцінки ризиків. З метою підтримки цілісності трубопроводу, ми повинні знати і розуміти ризик-фактор. Оцінка ризиків включає в себе аналіз імовірності відмови і можливих наслідків.

Як свідчить багаторічна практика, серйозні аварії на трубопроводах зрідка мають одну причину, а здебільшого є наслідком одночасних відмов декількох елементів, які разом створюють виняткову подію з важкими наслідками. У кращому випадку наявні методи зможуть передбачити ймовірність відмови, однак, їх ефективність значно варіюється в залежності від точності введення даних в моделі прогнозування.

В Україні існують стандарти [2], які регламентують методикау ідентифікації небезпек та оцінювання ризиків. Така методика базується на експертній оцінці ймовірності виникнення аварійної ситуації та важкості наслідків за визначеною бальною номенклатурою. Цей метод є досить простим і швидким, але він не може кількісно оцінити ризик, детально його обґрунтувати, розраховувати важкість наслідків чи надати достатньо інформації для прийняття важливих рішень.

Значний внесок у розвиток питання оцінки ризику трубопровідних мереж приніс W. Kent Muhlbauer, який почав свої дослідження у 90-ті рр.. З тих пір він видав серію книг, присвячених оцінці ризиків трубопроводів. Остання з них, – «Pipeline Risk Management Manual, Third Edition: Ideas, Techniques, and Resources» [3]. У кожному виданні удосконалюються засоби та алгоритми для оцінки ризиків, оскільки вони повинні відповідати сучасним технологіям. Його підхід полягає у визначенні індексу безпечності окремих ділянок трубопроводу та їх порівняння, і потребує збору детальних вхідних даних про трубопровід, транспортуючий продукт та інші, фактори впливу, визначені методом.

Однією із передових організацій у сфері оцінки ризику є Det Norske Veritas (DNV, EU), яка спеціалізується на промисловій безпеці хімічної та нафтогазової промисловості. Ними розроблено програмні продукти PHAST і SAFETI. Методики та програмне забезпечення DNV розроблені на основі передового світового досвіду в сфері моделювання та оцінки наслідків різних аварійних ситуацій.

У світовій практиці виділяються два підходи до оцінки ризиків: якісний і кількісний [4]. При якісній оцінці, ризик характеризується без числового вираження. Оцінка проводиться групою експертів, які оцінюють ймовірність та наслідки за рівнями (низький, середній, високий). Цей метод є досить простим і швидким, але він не може кількісно оцінити ризик, детально його обґрунтувати чи розраховувати важкість наслідків. Проте дані якісної оцінки ризиків можуть бути використані як один із параметрів кількісної оцінки.

Другий підхід до визначення рівня ризику розраховується на основі оцінок імовірності відмови і важкості наслідків, які в свою чергу, включають різного роду показники та їх обробку. Кількісний метод оцінки ризиків є більш складним, і деталізованим. Він включає в себе базу даних чинників та їх параметрів, за якими розраховуються індекси безпечності, проводиться статистичний аналіз або використовуються підходи для оцінки ризику за допомогою аналітичних методів.

В результаті досліджень запропоновано комплексний підхід до кількісної оцінки ризиків, який використовує засоби ГІС-технологій, які дають змогу обробляти дані за розробленим алгоритмом та проводити просторовий аналіз [5]. Візуальне відображення результатів із просторовою прив'язкою значно покращить процес управління ризиками та є незамінним при прийнятті управлінських рішень. Дозволяють оцінити кожен з факторів та одночасний вплив природних (кліматичні особливості району, гідрологічний режим водоймищ та річок, рельєф місцевості, геологічна будова схилів та відкосів, сучасні та новітні тектонічні рухи та сейсмічні явища, гідрогеологічні умови району, розвиток екзогенних супутніх процесів та явищ, особливості фізико-механічних властивостей порід) і техногенних умов. Методика застосування ГІС включає наступні етапи:

- збір та систематизація даних для області досліджень;
- сканування карт їх реєстрація та оцифровка, введення інформації у табличній формі в базу даних;
- інтеграція даних в програмне середовище ГІС;
- використання методів класифікації;
- застосування картографічного накладання;
- аналіз поверхонь;
- обробка даних за розробленим алгоритмом;
- прогнозування ризиків та зон враження;
- наглядне відображення карти ризику.

У процесі оцінки ризиків передбачається формування ризик-моделі – визначення основних факторів експлуатаційної надійності трубопроводу і небезпечних зон враження. Визначення вказаних факторів і їх вагомості проводиться на основі зібраної на попередньому етапі інформації. Отримані значення ризику і створена основа на базі ГІС формують карту ризику по трасі трубопроводу.

На рисунку 1 зображено карту прогнозування ризику, створену за наведеною методикою. Ризик виражений у відсотках, та відображається кольорами зазначеними у легенді карти. На карті явно виражені зони високого рівня ризику, які потребують певних заходів для запобігання виникненню аварій.

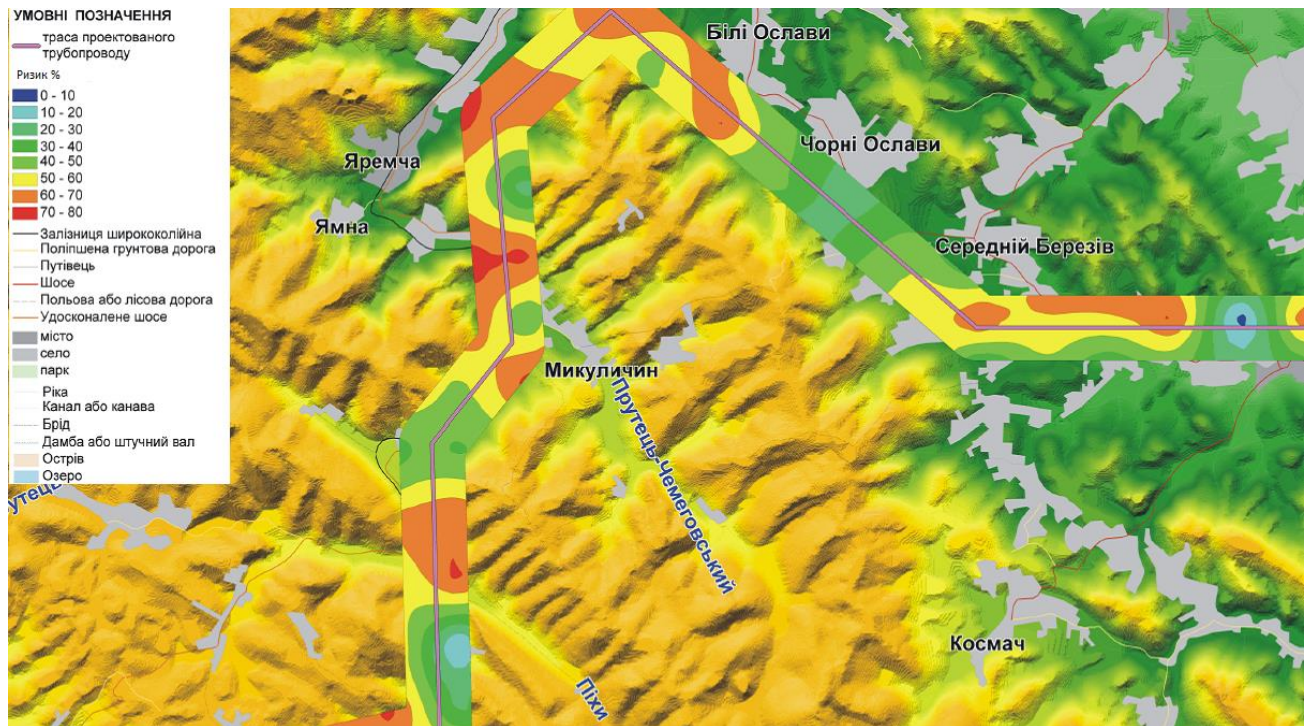


Рисунок 1. Сформована карта прогнозування ризику по трасі трубопроводу

Використання засобів ГІС-технологій дає змогу обробляти дані за розробленим алгоритмом та проводити просторовий аналіз. Візуальне відображення результатів із просторовою прив'язкою значно покращить процес управління ризиками. Також розробка буде корисною при проектуванні шляхів нових трубопроводів з мінімальним рівнем ризику. На основі таких результатів оцінки легко аналізувати усю картину стану трубопроводів та приймати ґрунтовні управлінські рушення.

Література

1. Gas pipeline incidents. 8-th Report of the European Gas Pipeline Incident Data Group (1970-2010). (http://www.egig.nl/downloads/8th_report_EGIG.pdf).
2. СОУ 60.3-30019801-081:2010 Система управління промисловою безпекою. Ідентифікація небезпек та оцінювання ризиків. Методика. – 2010.
3. Muhlbauer W. K. Pipeline Risk Management Manual, Third Edition: Ideas, Techniques, and Resources / Walter Kent Muhlbauer. – Texas, 2004.–395с.
4. A.J. Brito, A.T. de Almeida. Multi-attribute risk assessment for risk ranking of natural gas pipelines. Reliability Engineering and System Safety 94 (2009) 187-198с.
5. Erkut E, Verter V. Modeling of transport risk for hazardous materials. Oper Res 1998;46(5):625—42с.

ТРИВАЛА МІЦНІСТЬ ЗВАРНИХ ШВІВ ТЕПЛОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ В ГАЗОПОДІБНОМУ ВОДНІ

Л.О. Бабій

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

Abstract. Creep characteristics of different zones of welded joints of heat-resistant structural 15Kh2MFA and 2.25Cr-1Mo steels in the initial state and after degradation at laboratory and operation conditions tested in the air and hydrogen environment were present. It was shown that weakest zone of the degraded weld metal is the heat affected zone. Using the Larson-Miller parameter was compared the lifetime of the different zone of welded joints.

Вступ. Непрогнозовані руйнування великогабаритних конструкцій, таких як корпуси реакторів гідрокрекінгу нафти, приводять до значних економічних втрат і тяжких екологічних наслідків. У зв'язку з цим оцінювання роботоздатності теплоенергетичного та нафтопереробного устаткування в Україні вимагає детального вивчення деградації не тільки основного металу але найбільш уразливих зон таких конструкцій – зварних з'єднань (ЗЗ). За сумісного тривалого впливу наводнювального середовищем та жорстких температурно-силових умов експлуатації ЗЗ стають особливо вразливими до крихкого руйнування. Сприяє цьому макронеоднорідність їх структури, хімічного складу та механічних властивостей. Структурні мікродфекти ЗЗ стають енергетично вигідними пастками для водню, що потрапляє до металу і під час зварювальних робіт і з робочого середовища. А високоградієнтні поля залишкових напружень в них сприяють перерозподілу водню і роблять їх особливо чутливими до його впливу. Тому деградація металу шва (МШ) у наводнювальному середовищі може відбуватися інтенсивніше порівняно з основним металом (ОМ) або зоною термічного впливу (ЗТВ).

Матеріали та методичні аспекти роботи. У роботі досліджували типову для пострадянського простору теплостійку конструкційну сталь 15Х2МФА та сталь типу 2.25Cr-1Mo у вихідному та деградованому станах, що широко використовуються для виготовлення корпусів реакторів гідрокрекінгу нафти.

Деградацію різних зон ЗЗ сталі 15Х2МФА проводили лабораторно за допомогою відомої методики термоциклювання зразків у газоподібному водні під тиском 0,3 МПа від кімнатної до робочої для реакторів гідрокрекінгу нафти температури 450 °С впродовж 200 термоциклів (ТЦ) [1]. Деградація сталі 2.25Cr-1Mo у вигляді зразків-свідків відбувалась під впливом технологічного середовища в реакторах гідрокрекінгу нафти впродовж $6 \cdot 10^4$ год.

Результати досліджень. Для підтвердження правомірності використання методики термоциклювання зразків у водні для деградації сталей в лабораторних умовах оцінили короткочасну статичну тріщиностійкість деградованого металу. Виявили, що абсорбований під час термоциклювання сталі 15Х2МФА водень впливає на її значення J_{Ic} . Зміна рівня J_{Ic} від 85 кН/м у вихідному стані до 62 кН/м після 600 термоциклів (ТЦ) і двогодинного відпалу, дозволяє рекомендувати цей спосіб деградації теплостійких сталей для широкого використання. Ці результати не суперечать отриманим даним на теплостійкій сталі 12Х1МФ парогонів ТЕС [2] та підтверджують доцільність використання параметра J_{Ic} , як чутливого до деградації, для оцінки стану матеріалу [3]. Отримані данні свідчать про загрози, пов'язані з наявністю водню у металі. Адже навіть за його інтегрально невисокої концентрації в металі, його локальна концентрація може виявитися достатньою для істотного погіршення роботоздатності експлуатованого металу.

Раніше було встановлено, що водень (порівняно з повітрям), значно інтенсифікує процес деградації. Зокрема це проявляється у тому, що у водні незалежно від прикладеного початкового рівня напружень σ_0 швидкість усталеної повзучості (ШУП) вища ніж на повітрі [4, 5]. Це може бути зумовлено тим, що за випроб у водні поверхня зразків практично не окиснюється, а на повітрі – вкрита щільною окисною плівкою, яка перешкоджає виходу дислокацій на поверхню, гальмуючи процес деформування. Рухливість дислокацій в

присутності водню підтверджується як експериментальними даними [6, 7] так і теоретичними розрахунками [8]. На цій основі вважали, що водень, полегшуючи рух дислокацій, може інтенсифікувати деформацію повзучості.

З іншого боку особливості режиму роботи реакторів гідрокрекінгу нафти передбачають виникнення значних напружень в корпусі внаслідок коливань температури та тиску робочого середовища під час технологічного процесу. Для з'ясування впливу таких коливань напруженого стану на деградацію властивостей випробували 33 сталі 15X2МФА на статичну та повторно-статичну міцність в газоподібному водні. Під час зварювальних робіт на відповідальних об'єктах як правило застосовують автоматичне зварювання з дотриманням технології. Тому очікували найкращих показників для МШ (рис. 1а). Встановлено також, що за бази випроб 250 год ЗТВ є найслабшою ділянкою 33 як за статичного, так і за повторно-статичного навантаження.

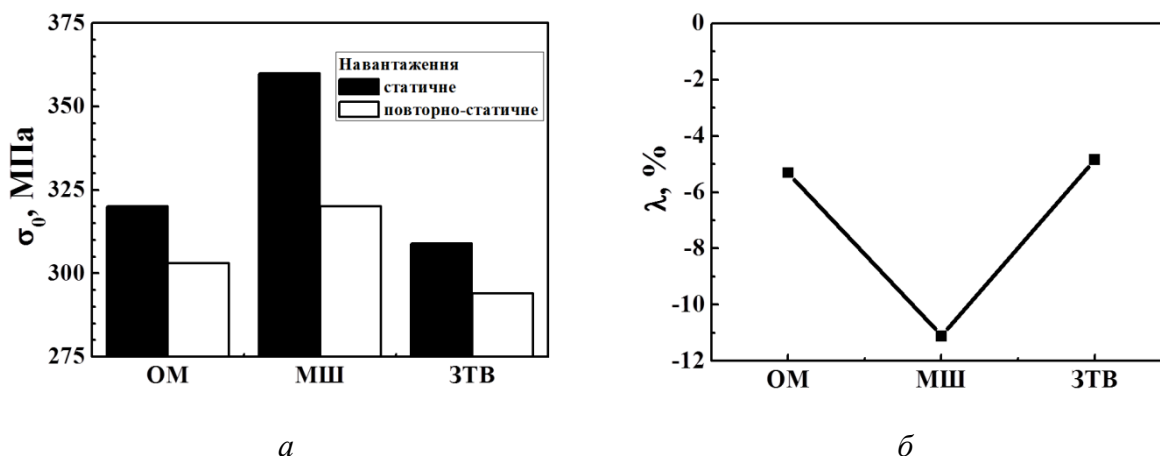


Рис. 1. Порівняння тривалої міцності за статичного і повторно-статичного навантаження (а) та відносна зміна міцності (б) різних зон 33 сталі 15X2МФА у водні за температури 450 °С.

Відомо, що у 33 теплостійких сталей парогонів ТЕС під впливом робочого наводнювального середовища найсильнішим до деградації фізико-механічних властивостей є МШ [9]. Наші результати теж підтвердили (рис.1б), що МШ деградує найсильніше. Так за повторно-статичного навантаження тривала міцність ОМ знижується на 5,3 %, ЗТВ – на 4,9 % а МШ на 11,1 %. Спричинено це може бути як впливом механічного чинника, так і активного наводнювального середовища.

Очевидно, що ШУП сталі і у вихідному стані, і після експлуатації однозначно знижується зі зниженням початкового рівня напружень σ_0 , причому і на повітрі, і у водні (рис. 2). Порівняння сталі 2,25Cr-1Mo після деградації в реакторі і неексплуатованої за ШУП при рівні $\sigma_0 = 330$ МПа свідчать, що у водні ШУП експлуатованого металу більш ніж в 110 разів перевищує її для сталі у вихідному стані.

За ШУП у водні сталь 15X2МФА вже у вихідному стані виявилася гіршою ніж сталь 2,25Cr-1Mo. Якщо порівняти їх за однакового початкового рівня навантаження ($\sigma_0 = 330$ МПа), то ШУП сталі 15X2МФА більше ніж на порядок вища, ніж сталі 2,25Cr-1Mo ($7,4 \cdot 10^{-3}$ і $3 \cdot 10^{-4}$ %/год відповідно).

Така сама тенденція щодо швидкості ШУП за такого самого початкового рівня навантаження ($\sigma_0 = 330$ МПа) зберігається і після деградації сталей. ШУП сталі 15X2МФА залишається вищою, ніж сталі 2,25Cr-1Mo (відповідно $75 \cdot 10^{-3}$ і $38 \cdot 10^{-3}$ %/год). За нижчого рівня $\sigma_0 = 290$ МПа ця тенденція теж залишається. Це означає, що ще перед експлуатацією сталь 15X2МФА відзначається вищою схильністю до повзучості порівняно з вживаною в світовій практиці сталлю 2,25Cr-1Mo, а внаслідок деградації сталей різниця між ними за ШУП дещо зменшується.

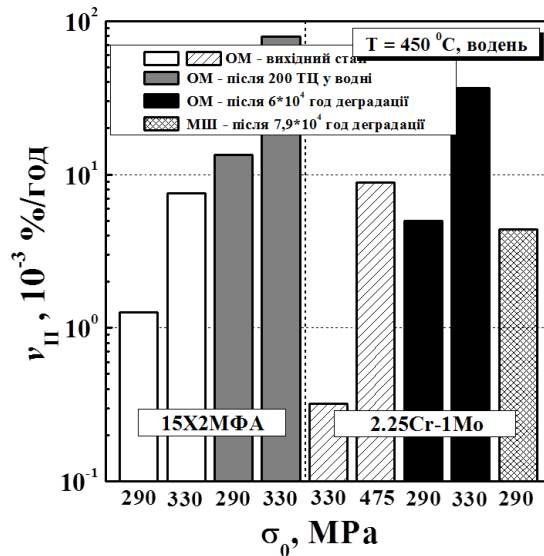


Рис. 2. Порівняння ШУП сталей 15Х2МФА і 2,25Cr-1Мо у вихідному стані та після деградації в лабораторних і експлуатаційних умовах.

Встановили, що значення ШУП для 33 сталі 2,25Cr-1Мо за випроб у водні при однаковому початковому рівні напружень ($\sigma_0 = 290$ МПа) практично на одному рівні для МШ після $79 \cdot 10^3$ год експлуатації в реакторі гідрокрекінгу нафти ($4,37 \cdot 10^{-3} \text{ \%}$) і для ОМ після $60 \cdot 10^3$ год ($4,97 \cdot 10^{-3} \text{ \%}/\text{год}$). Це може бути наслідком вищого опору повзучості МШ на початку експлуатації порівняно з ОМ.

Зменшення відмінностей за ШУП обох сталей після їх деградації може бути наслідком того, що сталь 15Х2МФА дослідили на повзучість лише після 200 ТЦ у водні і вона, за такої кількості термоциклів, ще не досягла критичного рівня деградації. З цього можна припустити, що або сталь 2,25Cr-1Мо в експлуатаційних умовах досягла вищого рівня деградації і тому її ШУП зростає сильніше ніж для менш деградованої сталі 15Х2МФА, або інтенсивність деградації сталі 2,25Cr-1Мо є вищою ніж сталі 15Х2МФА і тому її ШУП зростає інтенсивніше. Внаслідок цього різниця між сталями за ШУП, виявлена для них у вихідному стані, зменшується.

Отримані результати для тривалої міцності різних зон 33 сталі 15Х2МФА та ОМ і МШ для сталі 2,25Cr-1Мо проаналізували з використанням параметра Ларсона-Міллера (LMP), який визначали як $LMP = T \cdot (20 + \lg \tau_f)$, де T – температура випроб, К; τ_f – час до руйнування зразків, год (рис. 3).

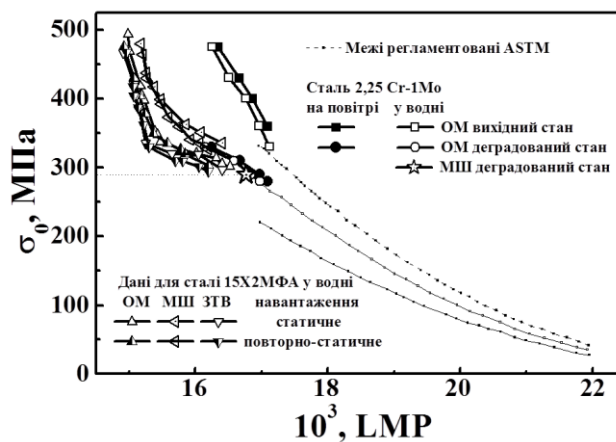


Рис. 3. Криві тривалої міцності металу різних зон 33 сталі 15Х2МФА та сталі 2,25Cr-1Мо в координатах напруження σ_0 від температурно-часового параметра Ларсона-Міллера LMP за температури $450 \text{ }^\circ\text{C}$.

Результати, отримані за вищих навантажень, екстраполювали на робочі. Для порівняння пунктирними лініями на рисунок нанесли смугу, що згідно нормативного документа ASTM A542 та відповідає безпечному діапазону експлуатації сталі 2,25Cr-1Mo, яка є закордонним аналогом сталі 15X2МФА.

Аналіз результатів показав, що для сталі 2.25Cr-1Mo за початкового напруження $\sigma_0 = 290$ МПа час до руйнування τ_f МШ, деградованого внаслідок повзучості при 450 °С в експлуатаційних умовах впродовж $79 \cdot 10^3$ год, майже співпадає з τ_f для ОМ, деградованого впродовж $60 \cdot 10^3$ год. На діаграмі точки обох матеріалів (ОМ і МШ), розташувалися на продовженні лінії, що відповідає МШ сталі 15X2МФА та усередненої залежності для сталі 2.25Cr-1Mo, регламентованої стандартом ASTM A542 [10].

Висновки. Виявлено, що тривала міцність всіх зон 33 за повторно-статичного навантаження нижча, ніж за чисто статичного. МШ виявився найчутливішим до впливу повторно-статичних навантажень. Використання параметра Ларсона-Міллера дало змогу показати, що тривала міцність металу різних зон 33 за випроб у водні вже у вихідному стані досягає нижньої межі регламентованого діапазону безпечної експлуатації теплотривких сталей.

Література.

1. Student O. Z. An accelerated method of hydrogen degradation of structural steels by thermocycling / O. Z. Student // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – № 4. – С. 45-52. (Student O. Z. Accelerated Method for Hydrogen Degradation of Structural Steel // Materials Science. – 1998. – V.34. – P. 497-507.)

2. Студент О. З. Вплив тривалої експлуатації сталі 12X1МФ з різних зон гину парогону ТЕС на її механічні характеристики / О.З. Студент, Л.М. Свірська, І.Р. Дзіоба // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012, – 48, №2. С. 111–118.

3. Студент О. Вплив теплосмін під час експлуатації парогонів тес на статичну тріщиностійкість сталі 15X1М1Ф / О. Студент, Г. Кречковська, Л. Бабій // Вісник ТНТУ – Тернопіль : ТНТУ, 2013. – Том 72. – № 4. – С 199-206.

4. Вплив газоподібного водню на інтенсивність процесу повзучості корпусної сталі реакторів гідрокрекінгу нафти / Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, А. Загурський, Л. О. Бабій, Г. Матисяк // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій / За заг. ред. Лучка Й. Й. – Львів: Каменяр, 2005. – Вип. 6. – С. 716-721.

5. Бабій Л. О. Повзучість у водні експлуатованої сталі 2,25Cr-Mo / Л. О. Бабій, О. З. Студент, А. Загурський, А. Д. Марков // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. – 43, 5. – С. 91-96. (Babii L.O. Creep of degraded 2.25 Cr-Mo steel in hydrogen / L.O. Babii, O.Z. Student, A. Zagorski, A.D. Markov // Materials Science – 2007. – 43, 5. – P. 701-707).

6. Robertson I. M. Hydrogen effects on plasticity / I. M. Robertson, H. K. Birnbaum, P. Sofronis // In: Dislocations in Solids / Eds. by J. P. Hirth, L. Kubin. – Oxford: Elsevier, 2009. – Vol. 15. – P. 249–294.

7. Karpinskii D. N. Analysis of the Plasticizing Effect of Hydrogen Dissolved in a Crystal on the Evolution of Plastic Deformation at the Tip of a Crack / D. N. Karpinskii, S. V. Sannikov // Physics of the Solid State. – 2000. – 42, 12. – P. 2236–2240.

8. Власов Н.М. Влияние атомов водорода на подвижность краевой дислокации / Н. М. Власов, В. А. Зазноба // Физика твердого тела. – 1999. – 41, вып. 3. – С. 451–453.

9. Студент О.З., Марков А.Д., Никифорчин Г.М. Особливості впливу водню на властивості і механізм руйнування металу зварних з'єднань паропроводів ТЕС // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – №4. – С.26-35.

10. Data sheets on the elevated temperature properties of quenched and tempered 2.25Cr-1Mo steel plates for pressure vessels (ASTM A542) // NRIM data sheet. – 1991. – 36 A.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ҐРУНТУ НА ВИЯВЛЕННЯ ДЕФЕКТІВ ІЗОЛЯЦІЙНОГО ПОКРИТТЯ ПІДЗЕМНИХ ТРУБОПРОВІДІВ

В.С. Цих, І.Р. Ващишак, А.В. Яворський, А.П. Кім

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, Україна

Abstract: The problems that may arise during buried pipelines coating testing are described. The analytical model of dependence between soil resistivity and phase displacement of the signal is achieved. The diagrams of phase displacement variance depending on disbondment insulated coating capacity for buried pipelines which are located in different types of soils while measuring on frequencies of 8 and 33 kHz are obtained.

На даний час у сучасному нафтогазовому комплексі транспортування нафти, газу та нафтопродуктів здійснюється за допомогою складної розгалуженої системи трубопроводів. Значна частина таких мереж працює понад свій нормативний термін експлуатації. За таких умов проведення своєчасного та достовірного технічного діагностування трубопроводів є штатною технологічною операцією. У нафтогазовій галузі використовується значна кількість методів і засобів контролю технічного стану підземних трубопроводів. Однією з основних складових даного діагностування є контроль стану ізоляційного покриття, оскільки саме пошкодження ізоляції є однією з першопричин розвитку корозійних процесів металу таких трубопровідних мереж. Серед можливих дефектів ізоляційного покриття виділяємо наскрізні пошкодження та відшарування ізоляції [1]. Особливо ускладненим є діагностування трубопроводів в умовах складних технологічних об'єктів нафтогазового комплексу – газокомпресорних, нафтоперекачувальних станцій, для яких є характерною значна кількість суміжних комунікацій та сторонніх завад. Крім того, значну складність контролю стану ізоляційного покриття підземних трубопроводів можуть спричинити різні типи ґрунтів, які зустрічаються в місцях пролягання таких комунікацій.

Дослідниками запропоновані різні методи та методики контролю підземних трубопроводів [2-7]. Варто зазначити, що більша частина досліджень спрямовані на вирішення проблем, які пов'язані з контролем магістральних ділянок підземних трубопроводів значної протяжності. Також акцент в даних дослідженнях робиться на контроль трубопроводів, які знаходяться в ґрунтах одного типу.

Проведені в [8, 9] роботи спрямовані на вивчення можливості контролювати ізоляційне покриття підземних трубопроводів, які знаходяться у вологих ґрунтах. Але, в даному випадку, питання впливу різних типів ґрунтів (глина, суглинки, пісок та ін.) також залишається недослідженим.

Таким чином, виникає необхідність вирішення питання щодо правильного оцінювання впливу характеристик ґрунту, який оточує досліджуваний трубопровід, на контроль підземних трубопроводів та, відповідно, на виявлення дефектів їх ізоляційного покриття.

З метою максимально точного виявлення місця дефекту ізоляції авторами запропоновано по чергову застосовувати два електромагнітні методи контролю: фазовий та амплітудний [1]. Однак у наведених залежностях в [1] приймалося, що тип ґрунту на досліджуваній ділянці є однорідним, а самі дослідження поширювалися тільки на підземні трубопроводи, які оточені ґрунтовим середовищем одного типу. Для розширення сфери застосування отриманих теоретичних залежностей необхідно додатково проаналізувати вплив зміни питомого опору ґрунту на досліджуваних ділянках підземних трубопроводів.

Для оцінювання впливу оточуючого ґрунту, необхідно у отримані раніше залежності [1] ввести додатковий параметр опору, який оцінюємо на основі електричних параметрів наявного ґрунтового покриття.

З цією метою з використанням стабілізованого джерела струму та за допомогою чотирьохелектродної установки [10] були проведені вимірювання питомого опору різних типів оточуючих середовищ, які можуть мати місце на ділянках пролягання підземних трубопроводів. Отримані результати вимірювань наведені в таблиці 1.

Таблиця 1 – Значення питомого опору різного роду середовищ, які оточують підземний трубопровід

Вид ґрунту	Питомий опір, середнє значення (Ом·м)
Глина	20 – 50
Гравій	360 – 750
Пісок вологий	120 – 350
Пісок зволожений	350 – 2000
Пісок сухий	2000 – 3900
Суглинок	90 – 140
Щебінь вологий	3000
Щебінь сухий	5000

На основі проведених раніше досліджень [1] отримана теоретична залежність для визначення зсуву фази вимірювального сигналу у випадку наявності різних ґрунтових покриттів для бездефектних ділянок трубопроводів:

$$\varphi = 2\pi f \sqrt{\frac{R_C(L_P + L_{S1} + L_{S2})C_C}{Z_i + R_0 + R_C + R_S}} \quad (1)$$

де Z_i – вхідний опір генератора, який задається його технічними характеристиками, Ом; R_0 – опір розтіканню струмів у ґрунт з досліджуваного трубопроводу, Ом/м; R_C – погонний опір ізоляційного покриття, Ом/м; R_S – погонний опір оточуючого ґрунтового середовища, Ом/м; L_P – погонна індуктивність трубопроводу, Гн/м; L_{S1} – внутрішня індуктивність ґрунту як провідника, який оточує досліджуваний трубопровід, Гн/м; L_{S2} – зовнішня індуктивність трубопроводу, Гн/м; C_C – ємність ізоляційного покриття, Ф; f – робоча частота, Гц; φ – зсув фази вихідного сигналу відносно вхідного, рад.

Параметр L_{S1} розраховується згідно наступної залежності, в яку входить значення питомого опору ґрунту:

$$L_{S1} = 2 \cdot 10^{-7} \cdot (5.98 - \ln(r_p + \delta_C) \sqrt{f / \rho_S}), \quad (2)$$

де r_p – зовнішній радіус досліджуваного підземного трубопроводу, м; δ_C – товщина ізоляційного покриття, м; f – частота змінного струму генератора, Гц; ρ_S – питомий опір ґрунту, який оточує досліджуваний трубопровід, Ом·м.

На рис. 1 наведена залежність зміни внутрішньої індуктивності ґрунту як провідника, що оточує досліджуваний трубопровід, від питомого опору оточуючого ґрунту. Розрахунки проведені для ділянки підземного трубопроводу діаметром 720 мм, з шаром ізоляційного покриття, товщиною 5 мм, при використанні робочої частоти генератора величиною 33 кГц. Вибір оптимальної частоти контролю насамперед пов'язаний із умовами, в яких розміщується досліджуваний трубопровід, а також залежно від довжини досліджуваної ділянки [1, 10, 11].

На основі залежності (1) та досліджень, наведених в [1], встановлена аналітична модель зміни зсуву фази залежно від ємності відшарування ізоляційного покриття підземних трубопроводів, які розміщуються в ґрунтах із різним питомим опором:

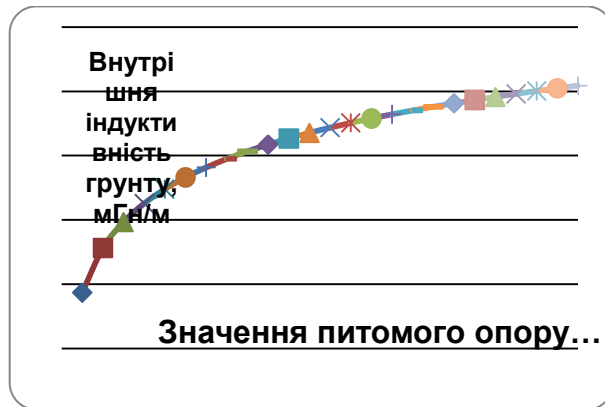


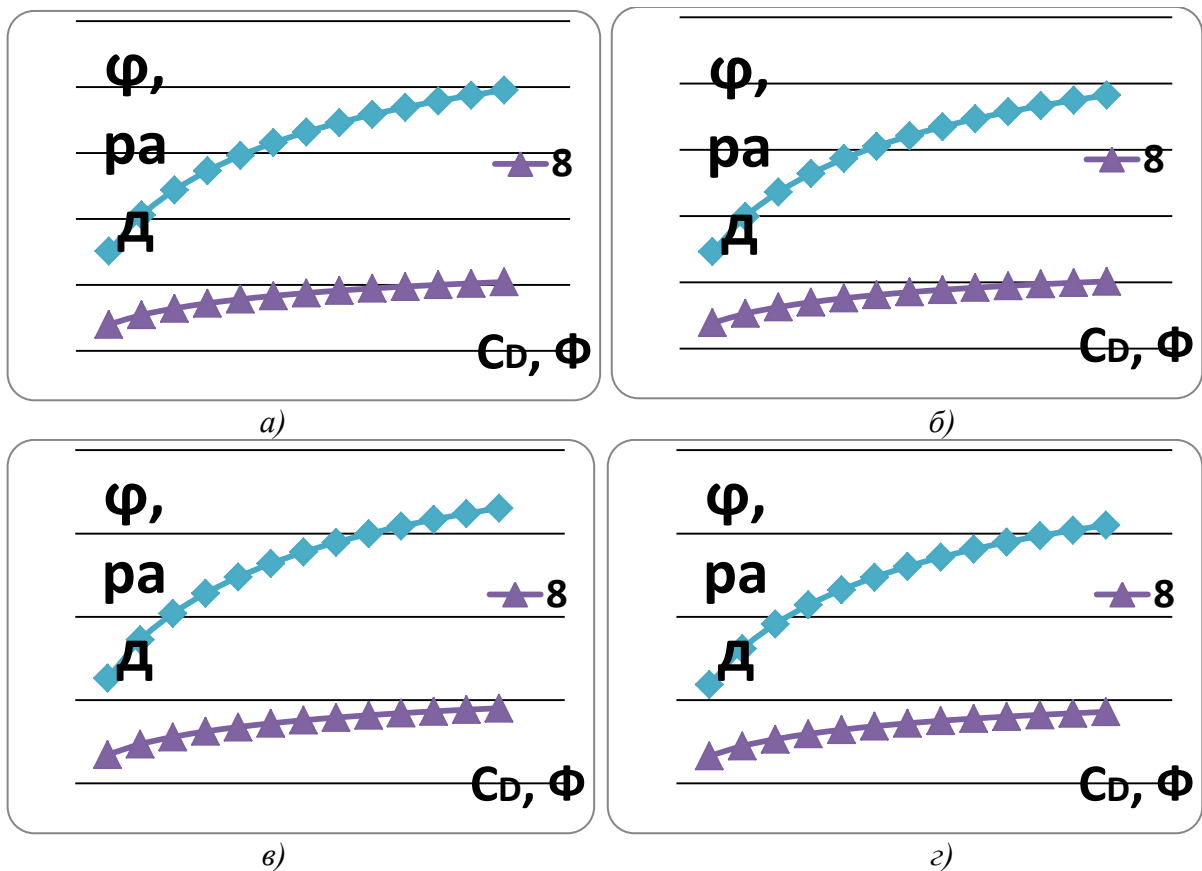
Рис. 1 – Залежність зміни внутрішньої індуктивності ґрунту від значення питомого опору ґрунту

$$\varphi = 2\pi f \sqrt{\frac{R_C(L_P + L_{S1} + L_{S2})C_C C_D}{(Z_i + R_0 + R_C + R_S)(C_C + C_D)}} \quad (3)$$

де C_D – ємність дефекту ізоляційного покриття (ємність відшарування ізоляції).

Отримані залежності (1) – (3) дають змогу оцінювати вплив параметрів оточуючого ґрунтового середовища на процес виявлення пошкоджень ізоляційного покриття під час обстеження ділянок підземних трубопроводів.

На рис. 2 наведено графіки залежності зсуву фази при наявності відшарувань ізоляційного покриття підземних трубопроводів, які розміщуються в ґрунтах з різних питомим опором. Розрахунки проведені на основі залежностей (2), (3) та згідно з [1].



а) – питомий опір ґрунту 20 Ом*м; б) – питомий опір ґрунту 50 Ом*м; в) питомий опір ґрунту 1500 Ом*м; г) питомий опір ґрунту 5000 Ом*м

Рис. 2 – Залежності зсуву фази від ємності відшарувань ізоляційного покриття підземних трубопроводів, які розміщуються в ґрунтах з різних питомим опором

Як видно з рис. 2, зміна питомого опору досить відчутно впливає на зміну зсуву фази – різниця зсуву фази може коливатися в межах 20%. За рахунок цього можуть виникнути помилки щодо трактування отриманої інформації, що призведе до значних неточностей у виявленні дефектів ізоляційного покриття. У зв'язку із цим виникає необхідність введення обов'язкової поправки при проведенні вимірювань зсуву фази на досліджуваній ділянці підземного трубопроводу залежно від типу ґрунту в місцях пролягання комунікації.

Таким чином, врахування параметру питомого опору ґрунту в аналітичних залежностях для електромагнітного фазового методу контролю дозволяє оцінити вплив типу ґрунтового середовища, в якому розміщується досліджуваний трубопровід, на виявлення пошкоджень ізоляційного покриття.

Література

1. Цих В.С. Розроблення методу та засобу контролю дефектів ізоляції підземних трубопроводів [Текст] : дис. канд. тех. наук: 05.11.13 / Цих Віталій Сергійович. – Івано-Франківськ, 2014. – 155 с.
2. Джала Р.М. Електромагнітні обстеження і контроль корозії трубопроводів [Текст] // Механіка руйнування і міцність матеріалів : довідн. посіб. / [В.В. Панасюк]. – Т.5 : Неруйнівний контроль і технічна діагностика / під ред. З.Т. Назарчука. – Львів : ФМІ НАН України. – 2001. – Розд. 5. – С. 263-330.
3. Джала Р.М. Методи і засоби електромагнітних обстежень захисту від корозії підземних трубопроводів [Текст] : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня доктора техн. наук : спец. 05.11.16 «Інформаційно-вимірювальні системи» / Джала Роман Михайлович, Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України. – Львів, 2002. – 36 с.
4. Безконтактний метод і апаратура для оперативних обстежень підземних трубопроводів [Текст] / Джала Р.М., Дикмарова Л.П., Вербенець Б.Я., Хлипняч П.М. // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: Зб. наукових статей. – К.: ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ, 2006. – С. 57-61.
5. Методика оценки фактического положения и состояния подземных трубопроводов [Текст]: ВРД 39-1.10-026-2001. – М. : ВНИИГАЗ, 2001. – 62 с.
6. Вербенець Б.Я. Безконтактний метод і прилади для контролю протикорозійного захисту підземних трубопроводів [Текст]: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : спец. 05.11.13 «Прилади і методи контролю та визначення складу речовин» / Вербенець Богдан Ярославович; Фіз.-мех. ін-т ім. Г.В. Карпенка. – Львів, 2011. – 20 с.
7. Яворський А.В. Розробка методу та системи для безконтактного контролю стану ізоляції промислових нафтогазопроводів [Текст] : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : спец. 05.11.13 «Прилади і методи контролю та визначення складу речовин» / Яворський Андрій Вікторович, ІФНТУНГ. – Івано-Франківськ, 2005. – 20 с.
8. Методика та апаратура двочастотних вимірів для перевірки якості ізоляційного покриття трубопроводу у вологих ґрунтах та на підводних переходах [Текст] / Ткаленко М.А., Юхимець П.С., Мухлінін С.М. та ін. // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 2008. – №1. – С. 19-23.
9. Мухлінін С.М. Вдосконалення методів та засобів контролю якості ізоляційного покриття трубопроводів, що знаходяться у вологих ґрунтах та під водою [Текст] : дис. канд. тех. наук: 05.11.13 / Мухлінін Сергій Михайлович. – Київ, 2012. – 192 с.
10. ДСТУ 4219-2003. Трубопроводи сталеві магістральні. Загальні вимоги до захисту від корозії [Текст] – Київ: Держспоживстандарт України, 2003. – 68 с.
11. Выбор оптимальной частоты измерительного сигнала для поиска мест повреждения изоляции трубопровода [Текст] / Вяхирев Н.И., Захаренко Л.А., Старостенко В.О. и др. // «Надежность и безопасность магистрального трубопроводного транспорта»: материалы VII Международной научно-технической конференции (Новополоцк, 22-25 ноября 2011 г.). Новополоцк: ПГУ, 2011. С. 136-138.

АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА ОПТИМІЗАЦІЯ ОБРАХУНКУ КРИТИЧНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ КРИХКОСТІ НА ОСНОВІ ДАНИХ ЗАЛЕЖНОСТЕЙ УДАРНОЇ В'ЯЗКОСТІ ВІД ТЕМПЕРАТУРИ ШЛЯХОМ СТВОРЕННЯ КОМП'ЮТЕРНОЇ ПРОГРАМИ

Л.І. Чирко; О.В. Шкапяк

Інститут ядерних досліджень НАН України

Abstract. In this work we described development of an algorithm and computer program for calculation automation and optimization of critical temperature of brittleness based on impact toughness on temperature dependence.

Easy-to-use software was created in the course of work. It allowed to reduce an expenses of time in the calculation T_{KI} or T_{KF} .

Вступ. Метою представленої роботи є аналіз підходу ПНАЕ-Г-7-002-86 [1] до побудови залежності KCV від T та побудова алгоритму для подальшого написання комп'ютерної програми. Необхідність проведення такої роботи обумовлена тим, що досить багато часу витрачається не на сам аналіз кінцевих результатів випробувань, а на одні і ті ж операції, що постійно повторюються при обрахунку проміжних дій.

За нині діючим в Україні нормативним документом ПНАЕ-Г-7-002-86 [1] обрахунок критичної температури крихкості здійснюється за наступною схемою.

Залежність ударної в'язкості від температури має вигляд:

$$KCV = A + B \cdot \left(th \left[\frac{T - T_0}{C} \right] \right), \quad (1)$$

де A – середнє значення KCV між верхнім KCV_{max} і нижнім KCV_{min} значеннями ударної в'язкості; $B = (KCV_{max} - KCV_{min}) / 2$; T_0 – температура, при якій значення ударної в'язкості залежності (1) рівне A ; C – емпірична константа.

Значення C і T_0 визначають обробкою експериментальних даних методом найменших квадратів. На графік ударна в'язкість (KCV) від температури випробування ($T_{випр}$) наносять експериментальні значення ударної в'язкості для кожного з випробуваних зразків. Отримані за наведеним вище рівнянням графіки є вихідною інформацією для визначення критичної температури крихкості.

За відомим значенням межі плинності матеріалу при температурі $20^\circ C$ в початковому стані (при визначенні значення T_{KI}) або після опромінення (при визначенні значення T_{KF}) відповідно до табл. П2.1 [1], вибирається критеріальне значення ударної в'язкості KCV_1 .

На графіку $KCV(T_{випр})$ на осі ординат відкладається значення KCV_1 . Через отриману точку проводиться лінія, паралельна осі абсцис, до перетину з кривою ударної в'язкості. Температура, що відповідає точці перетину, позначається як T_1 .

Потім на осі ординат відкладається значення $1,5(KCV_1)$. Через отриману точку проводиться лінія, паралельна осі абсцис, до перетину з кривою ударної в'язкості. Температура, що відповідає точці перетину, позначається як T_2 .

Якщо різниця температур $T_2 - T_1$ виявиться менше $30^\circ C$, то температура T_{KI} або T_{KF} (для вихідного та опроміненого станів відповідно) набуває значення T_1 . Якщо ж різниця виявиться більше $30^\circ C$, то температура T_{KI} або T_{KF} набуває значення $T_2 - 30^\circ C$.

Результати дослідження. Відповідно до вище написаного було розроблено алгоритм для обрахунку температури крихко-в'язкого переходу на основі даних залежностей ударної в'язкості від температури (рис.1).

Суть алгоритму наступна:

Крок перший – введення результатів експерименту, а саме температури та ударної в'язкості для групи зразків.

Крок другий – обрахунок коефіцієнтів регресії формули (1), коефіцієнт A визначається як середнє значення KCV між верхнім KCV_{max} і нижнім KCV_{min} значеннями

ударної в'язкості, коефіцієнт $B = (KCV_{\max} - KCV_{\min}) / 2$, а коефіцієнти C та T_0 обраховуються по методу найменших квадратів [2].

Крок третій – введення критеріального рівня $(KCV)_1$.

Крок четвертий – обрахунок значення температури T_1 , що відповідає значенню ударної в'язкості $(KCV)_1$ за відомими коефіцієнтами регресії A, B, C, T_0 за формулою (1). Після цього іде обрахунок $1,5 \cdot (KCV)_1$. Далі за відомими $1,5 \cdot (KCV)_1$ та коефіцієнтами регресії A, B, C, T_0 за формулою (1) визначаємо T_2 .

Крок п'ятий – якщо різниця температур $T_2 - T_1$ виявиться меншою 30°C , то температура $T_{\text{ки}}$ або $T_{\text{кф}}$ (для вихідного та опроміненого станів відповідно) набуває значення T_1 . Якщо ж різниця виявиться більше 30°C , то температура $T_{\text{ки}}$ або $T_{\text{кф}}$ набуває значення $T_2 - 30^\circ\text{C}$.

Крок шостий – отримання значення температури $T_{\text{ки}}$ або $T_{\text{кф}}$, а також відповідного графіка, які ідуть у звіт.

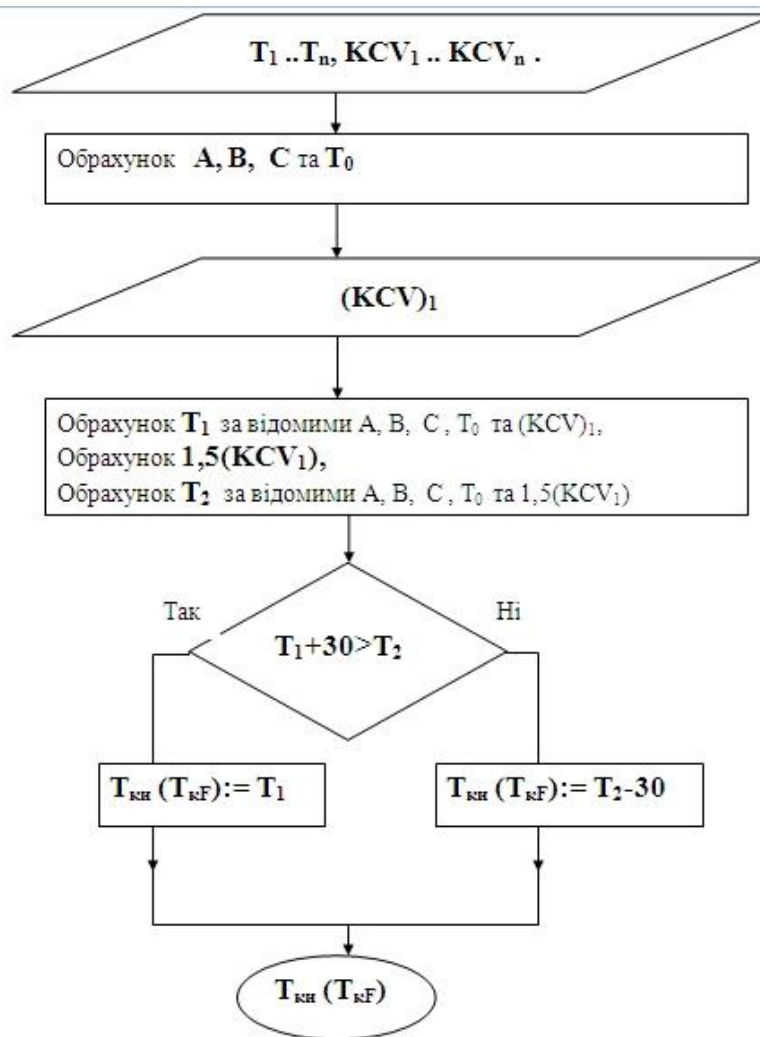


Рис.1 Алгоритм для обрахунку критичної температури крихкості

Для реалізації розробленого алгоритму було використано пакет програм для числового аналізу MATLAB R2013b, в середовищі якого створено спеціальну функцію `kcvtest` для обрахунку температури крихко-в'язкого переходу.

Робота програми складається з трьох етапів. На першому з них треба заповнити дві таблиці, одна з яких містить температуру випробувань та ударну в'язкість (табл. 1), а друга значення верхнього шельфу (KCV_{\max}), нижнього шельфу (KCV_{\min}) і критеріального рівня $(KCV)_1$ (табл. 2). Слід відзначити, що в роботі програми передбачено автоматичне визначення верхнього шельфу (KCV_{\max}). Цифра 0, введена як значення верхнього шельфу (KCV_{\max}), – це умова його автоматичного обрахунку при введених в третю колонку табл. 1 значень долі в'язкого зламу для кожного зразка.

Таблиця 1. Масив даних з температури випробувань, ударної в'язкості та долі в'язкого зламу, який використовує програма kcvtest

Температура випробувань, T, °C	Ударна в'язкість, KCV, Дж*см ⁻²	Доля в'язкого зламу, φ, %
20	106	40
0	95	20
-20	76	10
-40	45	5
-20	106	25
100	239	100
100	237	100
20	180	70
-40	23	0
140	226	100
60	192	90
-60	45	0

Таблиця 2. Масив даних з верхнього шельфу, нижнього шельфу та критеріального рівня (KCV)₁, який використовує програма kcvtest

Верхній шельф, (KCV _{max}), Дж*см ⁻²	Нижній шельф, (KCV _{min}), Дж*см ⁻²	Критеріальний рівень, (KCV) ₁ , Дж*см ⁻²
234	0	59

На другому етапі роботи програма видає таблицю з вихідними проміжними даними (табл. 3), а саме: коефіцієнти регресії (1), та температура крихко-в'язкого переходу.

Третій етап роботи програми - це побудова графіка залежності ударної в'язкості від температури (рис.2).

Таблиця 3. Масив вихідних даних роботи програми kcvtest

Коефіцієнт регресії, A, Дж*см ⁻²	Коефіцієнт регресії, B, Дж*см ⁻²	Коефіцієнт регресії, T ₀ , °C	Коефіцієнт регресії, C, °C	Температура крихкості, T _{кп} (T _{кф}), °C
117,000	117,000	4,093	64,769	-31

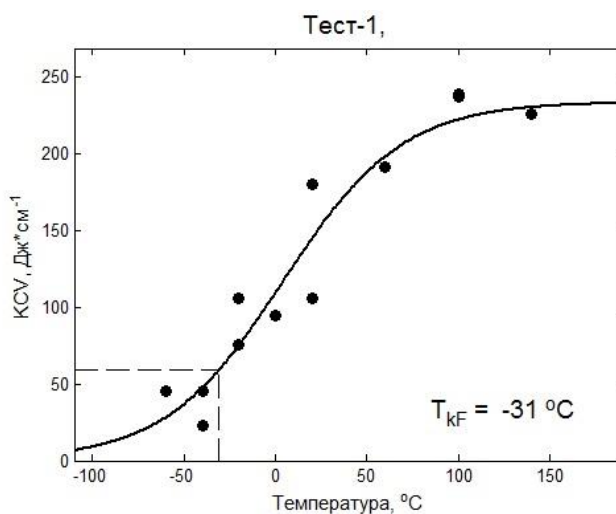


Рис.2. Графік залежності ударної в'язкості від температури

Достовірність розробленої програми була перевірена за допомогою програмного пакета Origin 6.1 на основі розрахунків реальних наборів результатів випробувань на ударну в'язкість зразків-свідків атомних електростанцій України (табл. 4). Всі використані в аналізі результати досліджень зразків-свідків є представницькими й отримані з дотриманням нормативних вимог згідно стандарту ГОСТ 9454 [3]. Похибка в першому знаку після коми – це похибка заокруглень. Оскільки для наших досліджень достатньо цілої частини числа, то цією похибкою можна знехтувати [4].

Таблиця 4. Значення $T_{ки}(T_{кф})$, розрахованих за допомогою розробленої програми та програмного пакета Origin 6.1

Набір даних	kvctest, $T_{ки(кф)}, ^\circ C$	Origin 6.1, $T_{ки(кф)}, ^\circ C$
SET 1	-31,1	-31,0
SET 2	-48,1	-48,0
SET 3	58,4	58,4
SET 4	14,6	14,5
SET 5	-44,9	-44,9
SET 6	-63,1	-63,1
SET 7	-83,0	-83,0
SET 8	-46,4	-46,4
SET 9	-78,4	-78,4

Висновки. У ході виконання роботи створено зручний в користуванні програмний продукт, що дозволив зменшити часові витрати при обрахунку $T_{ки}$ або $T_{кф}$, та відкрити нові можливості для швидкого обрахунку великої кількості однотипних даних з використанням різних методик, при подальшому удосконаленні алгоритму та тіла програми.

Література

1. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (ПНАЭ Г-7-002-86) / Госатомэнергонадзор СССР. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 524 с.
2. Справочник по вычислительным методам статистики / Пер. с англ. В.С. Занадворова; Под. ред. и с предисл. Е. М. Четыркина. – М.: Финансы и статистика, 1982. – 344 с., ил.
3. ГОСТ 9454-78 (СТ СЭВ 472-77, СТ СЭВ 473-77). Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженной, комнатной и повышенной температурах. - М.: Изд-во стандартов, 1982. - 12 с.
4. Л.І. Чирко, О.В. Шкапяк. Створення алгоритму та написання програми для обрахунку критичної температури крихкості на основі даних залежностей ударної в'язкості від температури.// Тези доповідей XXI Щорічної наукової конференції ІЯД НАНУ, Київ, Україна, 28 січня – 31 січня 2014 р. – Київ, 2014. – С. 125 – 127.

ПОШУКИ ОПТИМАЛЬНОГО ПІДХОДУ ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ ЗСУВУ КРИТИЧНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ КРИХКОСТІ МАТЕРІАЛІВ КОРПУСІВ РЕАКТОРІВ ТИПУ ВВЕР-1000

В. М. Ревка, О. В. Тригубенко, Ю. В. Чайковський, Л. І. Чирко

Інститут ядерних досліджень НАН України

Abstract. This paper presents a comparison of the transition temperature shifts due to irradiation based on the fracture toughness (ΔT_0) and Charpy impact test data (ΔT_F) for VVER-1000 RPV weld metal. The ductile to brittle transition temperature shift ΔT_F was determined by three different methods: (1) according to recommendations of PNAE G-7-002-86, (2) using the fixed index impact toughness level of 35 J/cm^2 and (3) using the index impact toughness level which depends on Charpy upper shelf energy. The analysis has shown that in all cases the Charpy impact test data underestimate the shift of a fracture toughness curve. The adjustment of 10°C for the ΔT_F shift is proposed to be consistent with the ΔT_0 value.

Вступ. Серед експлуатаційного обладнання АЕС з реакторами типу ВВЕР особливе місце належить корпусу реактора (КР), оскільки його заміна у випадку суттєвої деградації властивостей металу КР, є економічно недоцільною процедурою. Під час експлуатації корпус реактора постійно перебуває під значним тиском, зазнає впливу нейтронного опромінення і підвищеної температури. Всі ці фактори призводять до погіршення фізико-механічних властивостей корпусної сталі і вимагають постійного контролю за її станом.

Основним критерієм, який використовується для оцінки ступеню деградації і зниження в'язкості руйнування металу КР, є критична температура крихкості (КТК), що не повинна перевищувати максимально допустиме значення.

Найпоширенішим стандартизованим прямим методом визначення в'язкості руйнування феритних сталей є методика Майстер кривої (МК). Метод передбачає, зокрема, випробування зразків Шарпі з тріщиною втоми на триточковий вигин при різних температурах та знаходження референсної температури T_0 . Далі, порівнюючи T_0 для опромінених та неопромінених матеріалів, визначають зсув температури T_0 внаслідок опромінення, який кількісно характеризує ступінь деградації матеріалу.

В Україні методика Майстер Кривої ще не прийнята в якості нормативного підходу і тому основним методом визначення ступеню радіаційного окрихчування металу КР залишається випробування стандартних зразків Шарпі на ударну в'язкість. Тим не менше, штатна Програма зразків-свідків [1] для АЕС України передбачає опромінення в активній зоні реактора зразків для обох типів випробувань. Це дає можливість оцінити зсув КТК двома різними способами і порівняти обидва підходи, враховуючи відмінності умов, за яких проводяться випробування зразків, а також особливості визначення КТК при випробуваннях на ударний вигин. Вказані типи випробувань відрізняються трьома основними факторами: швидкістю навантаження зразків, типом концентратора та долею крихкої складової у зламі зразка при критеріальному рівні. Випробування на триточковий вигин є статичним випробуванням, яке передбачає використання зразків з гострою тріщиною та випробування при температурах, які відповідають крихкому стану металу. Випробування на ударний вигин належить до динамічних методів дослідження матеріалів, за якого випробовується зразок з концентратором у вигляді механічного надрізу, а критеріальний рівень для визначення КТК є змінним і лежить в діапазоні температур крихко-в'язкого переходу металу.

Тому у даній роботі виконано порівняння зсувів КТК, визначених за методикою МК та при випробуваннях на ударний вигин, змінюючи при цьому підходи до визначення критеріального рівня для кривої Шарпі. Інтерес до такого порівняння полягає ще й в тому, що для багатьох комплектів зразків-свідків (ЗС) було накопичено значний флюенс нейтронів і коректне визначення ступеню окрихчування металу при високому рівні радіаційного пошкодження є особливо важливим завданням.

Запропоновані підходи до визначення критеріального рівня

В роботі використано три способи визначення критеріального рівня кривої Шарпі для оцінки температури крихко-в'язкого переходу і її зсуву внаслідок опромінення. Першим є метод ПНАЕ Г-7-002-86 [2], що прийнятий як базовий при аналізі результатів випробувань зразків-свідків на ударний вигин. Відповідно до нормативного підходу ПНАЕ Г-7-002-86 критеріальний рівень при випробуваннях на ударний вигин визначається в залежності від границі текучості матеріалу і змінюється ступінчато з різницею в 10 Дж/см² (табл. 1). Такий підхід до визначення критеріального рівня є неоднозначним, оскільки мала зміна R_{p0,2} може вести до суттєвого зміщення перехідної температури.

Таблиця 1 – Нормативні значення енергії руйнування для визначення температури в'язко-крихкого переходу за результатами випробувань зразків Шарпі [2].

Границя текучості при 20°C, МПа	Енергія руйнування	
	Е, Дж	KCV, Дж/см ²
До 304 вкл.	23	29
Від 304 до 402 вкл.	31	39
Від 402 до 549 вкл.	39	49
Від 549 до 687 вкл.	47	59

Іншим способом було обрано фіксований рівень у 28 Дж або для зразків типу Шарпі 35 Дж/см². Такий критеріальний рівень часто використовується дослідниками при визначенні КТК та її зсуву для матеріалів КР [3, 4]. Вибір рівня 28 Дж пояснюється необхідністю більш коректно характеризувати в'язкість матеріалу з точки зору спротиву крихкому руйнуванню, тим самим зменшуючи відмінності між динамічним та статистичним методами.

Третій спосіб передбачає поступову зміну критеріального рівня енергії руйнування в залежності від пониження верхнього шельфу (USE) кривої Шарпі. Дослідження показали [5], що під час опромінення корпусної сталі відбувається не лише зміщення кривої Шарпі в область підвищених температур, а й падіння USE кривої Шарпі, що вказує на поступове зниження опору металу в'язкому руйнуванню. Це зниження можна компенсувати більш високим значенням критеріального рівня енергії руйнування. Для визначення нового значення критеріального рівня (KCV_{ind}) слід його величину для неопроміненого стану, яка у більшості випадків для металу зварних швів становить 49 Дж/см², помножити на відношення значення верхнього шельфу до опромінення (USE^{unirr}) до значення USE після опромінення (USE^{irr}), тобто

$$KCV_{ind} = 49 \cdot \frac{USE^{unirr}}{USE^{irr}} \quad (1)$$

Таким чином, пропорційне накопиченому флюенсу пониження верхнього шельфу буде поступово піднімати критеріальний рівень, що дозволить частково врахувати особливості окрихчування кожного корпусу.

Досліджувані матеріали та обладнання

Випробування неопроміненних та опроміненних зразків проводилося на експериментальному обладнанні лабораторії «гарячих» камер Інституту ядерних досліджень НАН України. Випробування на триточковий вигин проводилося згідно стандарту ГОСТ 25.506-85 на серво-електричній системі Instron 8862. Для даного типу випробувань використовувалися зразки Шарпі розміром 10×10×55 мм з попередньо вирощеною втомною тріщиною. Випробування стандартних зразків Шарпі на ударний вигин проводилися згідно з ГОСТ 9454-78 на маятниковому копрі КМД-30.

Дане дослідження було проведено для металу зварних швів КР ВВЕР-1000. Для оцінки радіаційного окрихчування металу КР були використані реконструйовані зразки-свідки в

опромінену стані для блоків № 1, 3 та 4 Запорізької АЕС. Діапазон накопиченого флюенсу швидких нейтронів становить $(18 \div 76) \cdot 10^{22}$ нейтр./м². Зразки опромінювалися в енергетичних реакторах при температурі $\sim 300^\circ\text{C}$.

Результати досліджень

Для першого порівняння було взято результати випробувань зразків на ударний вигин, критеріальний рівень для яких брався за методом ПНАЕ Г-7-002-86, а також при 35 Дж/см^2 . Зсуви КТК, отримані шляхом обрахунку вказаними способами (ΔT_F), були співставлені з зсувами температури T_0 (ΔT_0), отриманих при статичному випробуванні на в'язкість руйнування для тих же комплектів ЗС. Результати співставлення показані на рисунку 1а.

Як видно з рисунка, взаємовідношення зсувів КТК мають відмінну від прямої 1:1 кореляцію. Майже у всіх випадках зсув ΔT_0 більший у порівнянні з результатами випробувань на ударний вигин. Проте очевидно, що метод ПНАЕ є більш прийнятним з точки зору оцінки зсуву кривої в'язкості руйнування внаслідок опромінення, тобто зміни КТК, у порівнянні з використанням фіксованого рівня 35 Дж/см^2 .

Наступним кроком було порівняння зсувів КТК, отриманих за нормативним методом ПНАЕ та запропонованим авторами дослідження методом зміни критеріального рівня залежно від зміни величини USE. Результати такого порівняння показані на рисунку 1б. Отримані дані свідчать, що метод визначення критеріального рівня за формулою (1) суттєво не відрізняється від підходу ПНАЕ з точки зору оцінки величини ΔT_F . Окрім того, слід відмітити, що хоча ці точки лежать нижче прямої 1:1, вони розташовані паралельно їй, що вказує на можливість введення сталої поправки (δ) для коригування зсуву ΔT_F по відношенню до ΔT_0 .

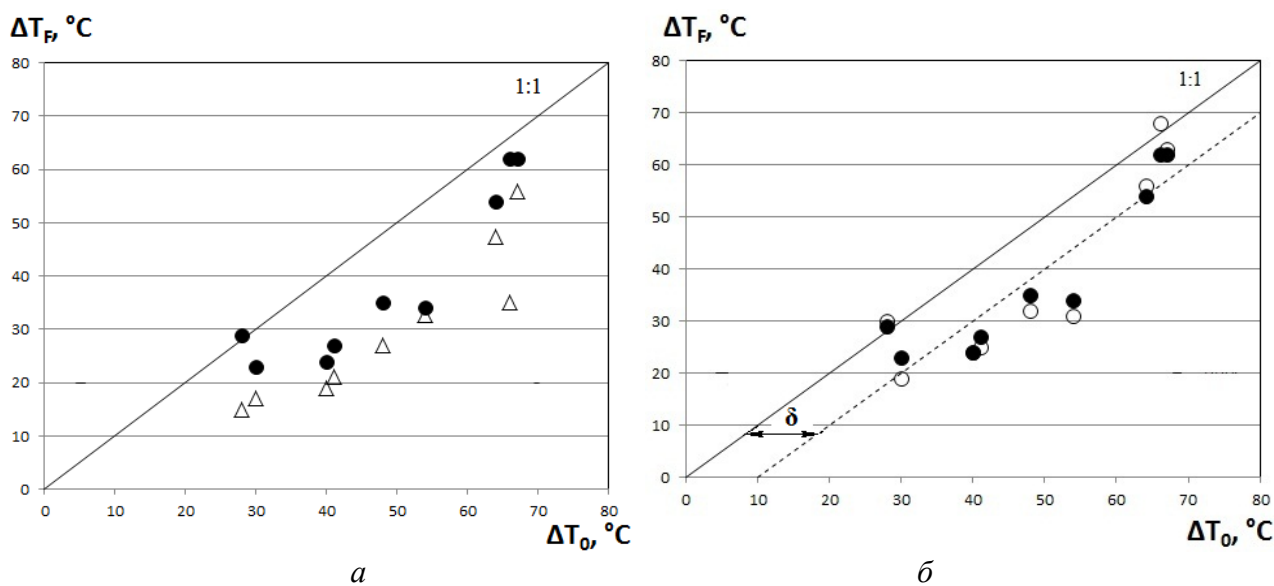


Рисунок 1. Кореляція зсувів ΔT_0 та ΔT_F . Зсув температури ΔT_F визначений різними методами (●) – метод ПНАЕ (а, б); (Δ) – фіксований критеріальний рівень 35 Дж/см^2 (а); (○) – змінний критеріальний рівень (KCV_{ind}) в залежності від USE (б).

Аналіз всіх підходів дозволяє отримати оптимальний спосіб отримання зсуву КТК і, відповідно, коректної оцінки зниження характеристик в'язкості руйнування металу. За основу можна взяти метод ПНАЕ Г-7-002-86, оскільки показано, що в цьому випадку спостерігається найкраща відповідність між результатами випробувань на ударний вигин та в'язкість руйнування. Далі відхилення знайденого значеннями ΔT_F від ΔT_0 компенсувати поправкою у 10°C , визначеною емпірично у даному дослідженні. Результати врахування поправки показані на рисунку 2, що демонструє узгодженість величин ΔT_F^{kop} і ΔT_0 з коефіцієнтом кореляції, близьким до одиниці ($R = 0,91$).

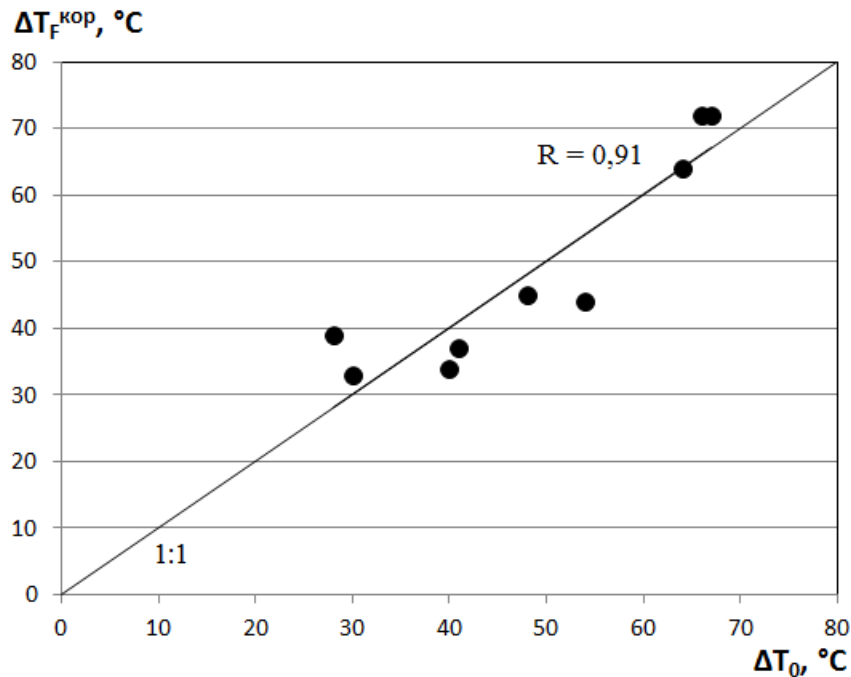


Рисунок 2. Кореляція зсувів ΔT_0 та коригованого значення зсуву $\Delta T_F^{\text{кор}}$ з урахуванням емпіричної поправки

Запропонований спосіб буде більш надійно характеризувати деградацію в'язких властивостей металу КР, визначену на основі випробувань ЗС на ударний вигин. Тим не менш, оскільки він базується на вибірці зразків лише для декількох корпусів, то його застосування може бути для металів цих корпусів. У подальшому з отриманням більшої кількості даних для інших блоків такий підхід при визначенні зсуву КТК можна узагальнити на корпуси всіх реакторів.

Висновок. У роботі було розглянуто кореляцію зсувів критичної температури крихкості, визначеною за підходом Майстер Кривої та методом випробування на ударний вигин для вибірки даних найбільш опромінених корпусів реакторів. Для останнього методу було проаналізовано різні способи визначення критеріального рівня на кривій Шарпі при знаходженні температури крихко-в'язкого переходу та її зсуву внаслідок опромінення. Оскільки ці способи не дозволяють отримати зсуви температури ΔT_F , що узгоджуються з ΔT_0 , то запропоновано оптимальний метод визначення ΔT_F , який враховує поправку у 10°C і більш надійно характеризує окрихчування металу корпусу реактора.

Список використаної літератури

1. Типовая программа контроля свойств металла корпусов реакторов ВВЭР-1000 по образцам-свидетелям ПМ-Т.0.03.120-08. – ГП НАЭК "Энергоатом" – 2008 – 36 с.
2. ПНАЭ Г-7-002-86 Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. Введ. 01.07.87. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 524 с.
3. K. Wallin. A simple theoretical Charpy-V – K_{Ic} correlation for irradiation embrittlement // Innovative Approaches to Irradiation Damage and Fracture Analysis, PVP. – (1989). – Vol. 170. – P. 93–100.
4. D. Ferreno, M. Scibetta, I. Gorrochategui, R. Lacalle, E. van Walle, F. Gutierrez-Solana. Validation and application of the Master Curve and reconstitution techniques to a Spanish nuclear vessel. // Engineering Fracture Mechanics. – 2009. – 76. – P. 2495-2511.
5. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко. Вплив нейтронного опромінення на енергію верхнього шельфу кривої Шарпі для матеріалів корпусів реакторів ВВЕР // Тези доповідей XXI щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України, 27 - 31 січня 2014. – Київ, – С. 145-146.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ОБЖАТИЯ МАТЕРИАЛА В ЗОНЕ ОТВЕРСТИЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ЭЛЕМЕНТОВ АВИАЦИОННЫХ КОНСТРУКЦИЙ

А. В. Заруцкий

Национальный аэрокосмический университет им. Н. Е. Жуковского
«Харьковский авиационный институт», Украина

The fatigue life prediction method is proposed for aircraft structural elements with material pre-compression in the area near the hole. The experimental verification of the proposed method is performed. A satisfactory matching between the calculated and experimental data is ensured. The analysis of the compression parameters effect on the structural elements fatigue life is provided.

Одним из основных критериев безопасной эксплуатации и экономической эффективности самолетов и вертолетов различного назначения является надежность и долговечность элементов конструкции планера летательного аппарата. Поэтому любые усовершенствования планера, которые повышают его долговечность при неизменном весе конструкции, положительно влияют на эксплуатационные показатели воздушного судна и делают его конкурентоспособным на мировом рынке.

С точки зрения повышения характеристик сопротивления усталости эффективными являются методы, основанные на местном пластическом деформировании материала (МПД). В результате образуются остаточные напряжения сжатия, которые увеличивают долговечность элемента конструкции. Особо актуальным является использование МПД в зонах повышенной концентрации напряжений. С этой целью выполняют предварительное обжатие материала в зоне отверстий для перетекания топлива [1] и отверстий под высоконагруженные болтовые соединения [2].

Основной проблемой использования такого метода увеличения выносливости на практике является определение влияния параметров обжатия на долговечность в условиях эксплуатации. Актуальной является разработка метода прогнозирования усталостной долговечности элементов конструкций с учетом предварительного обжатия материала в зоне отверстия при условии ограниченного объема экспериментальных исследований.

Учет остаточных напряжений. В результате пластического деформирования материала в окрестности отверстия реализуется сложное напряженно-деформированное состояние и возникают остаточные напряжения сжатия.

Расчет напряженно-деформированного состояния выполнен по методу конечных элементов. Решена задача контактного взаимодействия рабочей части обжимки с соответствующими участками полосы в физически нелинейной постановке.

Остаточные напряжения, образующиеся в результате обжатия материала в зоне отверстия, предложено учитывать путем изменения асимметрии цикла действующих номинальных напряжений [3].

Для определения новых параметров цикла нагружения введено понятие дополнительных фиктивных напряжений сжатия σ_n^ϕ . Это напряжения, при действии которых в точке максимальной концентрации образуются локальные напряжения, равные остаточным при обжатии.

Параметры нового цикла нагружения с учетом дополнительных фиктивных номинальных напряжений могут быть определены по зависимостям

$$\begin{aligned}\sigma_n^{max} &= \sigma_{но}^{max} - \sigma_n^\phi, \\ \sigma_n^{min} &= \sigma_{но}^{min} - \sigma_n^\phi;\end{aligned}$$

где $\sigma_{но}^{max}$, $\sigma_{но}^{min}$ – максимальное и минимальное номинальные напряжения начального цикла нагрузки; σ_n^{max} , σ_n^{min} – максимальное и минимальное номинальные напряжения скорректированного цикла нагрузки.

Величину фиктивных номинальных напряжений сжатия можно определить в результате решения задачи о деформированном состоянии в координатах разгрузки. В широком диапазоне практически важных случаев обжатия материала в зоне отверстия допустимо использовать зависимость

$$\sigma_n^{\phi} = \frac{\sigma_{ост}}{K_T},$$

где K_T – теоретический коэффициент концентрации напряжений элемента конструкции без предварительного обжатия материала; $\sigma_{ост}$ – остаточные напряжения в точке максимальной концентрации.

Такой подход позволяет дальнейший расчет долговечности проводить для элементов конструкций с концентратором напряжений типа «свободное отверстие».

Прогнозирование долговечности. В работах Фомичева П. А. показано, что долговечность до возникновения трещины в числе циклов нагрузок при регулярном нагружении или числе блоков при программном нагружении может быть определено [4,5] по следующим зависимостям:

– при регулярном нагружении

$$N = \frac{1}{R \cdot W_r^{\alpha} \cdot f\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_b}\right)};$$

– при программном нагружении

$$\lambda = \frac{1}{\sum_{i=1}^k R \cdot W_{ri}^{\alpha} \cdot n_i \cdot f_i\left(\frac{\sigma_{m_i}}{\sigma_b}\right)}.$$

Здесь $f\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_b}\right)$ – функция, учитывающая средние напряжения [5]; R , α – параметры материала, определяемые при симметричном нагружении; i – номер ступени в блоке программы нагружения; n_i – количество циклов на ступени нагружения; W_r – удельная энергия, рассеиваемая за цикл нагружения в концентраторе напряжений

$$W_r = K_{\phi} \cdot \sigma_a \cdot \varepsilon_{ar}^k,$$

где K_{ϕ} – коэффициент формы петли гистерезиса; ε_{ar}^k – амплитуда остаточной деформации в концентраторе напряжений; σ_a – амплитуда напряжений.

Экспериментальная проверка. Для экспериментальной проверки предложенного метода прогнозирования долговечности выполнена серия усталостных испытаний образцов с предварительным обжатием материала в зоне отверстий. Эксперименты проведены на образцах из двух алюминиевых сплавов – Д16АТ и В95пчТ2.

При регулярном нагружении нагрузка прикладывалась по отнулевому циклу. Сопоставление результатов расчетов с данными экспериментальных исследований показано на рис. 1-2.

Последовательность нагрузок при нерегулярном нагружении задана в виде ступенчатой программы, эквивалентной по повреждению комбинированной эксплуатации самолета Бе-200 ЧС. Распределение амплитуд номинальных напряжений – экспоненциальное. Сопоставление расчетных и экспериментальных данных приведено на рис. 3-4.

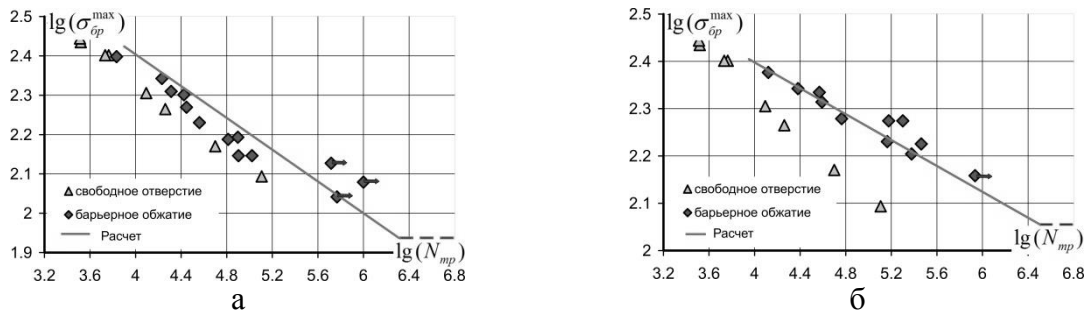


Рис. 1. Долговечность образцов из сплава Д16АТ с предварительным обжатием материала в зоне отверстий при регулярном нагружении: а – глубина обжатия 0,1 мм; б – глубина обжатия 0,2 мм;

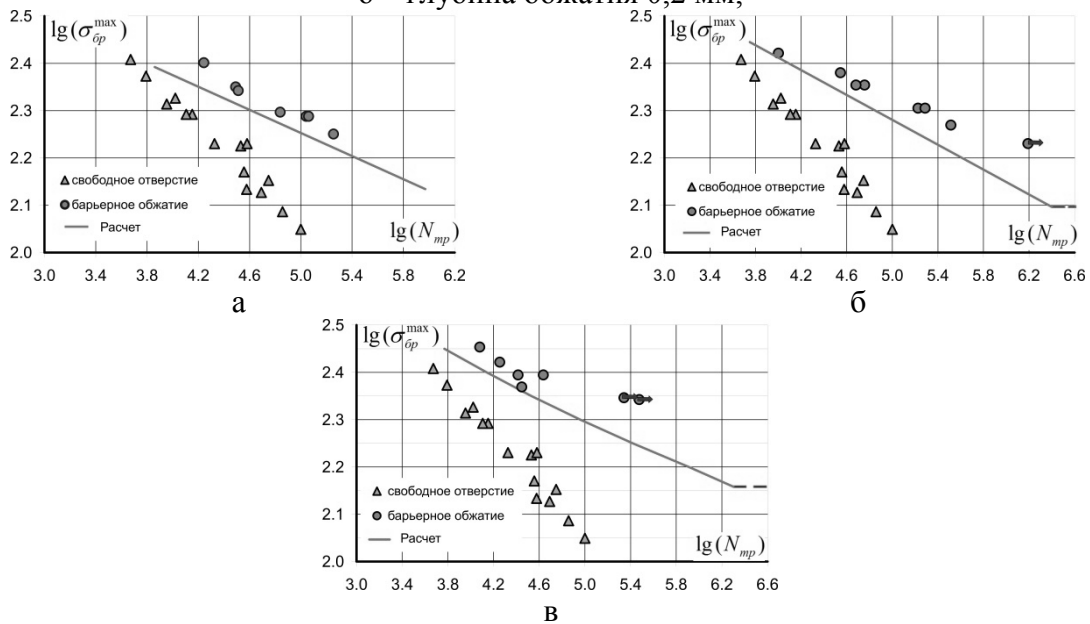


Рис. 2. Долговечность образцов из сплава В95пчТ2 с предварительным обжатием материала в зоне отверстий при регулярном нагружении: а – глубина обжатия 0,07 мм; б – глубина обжатия 0,1 мм; в – глубина обжатия 0,18мм

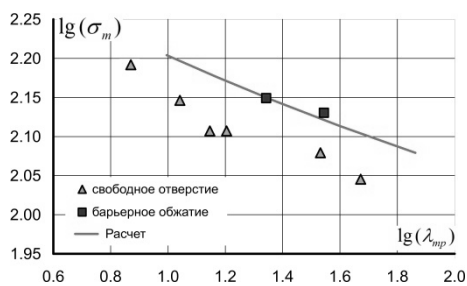


Рис. 3. Долговечность образцов из сплава В95пчТ2 при программном нагружении (глубина обжатия 0,07 мм)

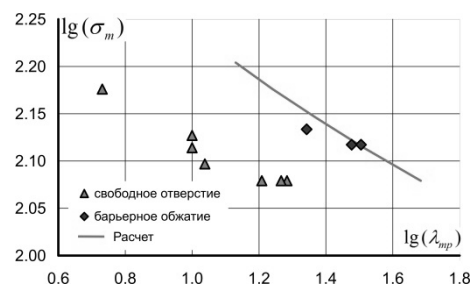


Рис. 4. Долговечность образцов из сплава Д16АТ при программном нагружении (глубина обжатия 0,2 мм)

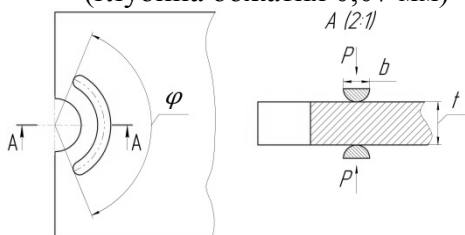


Рис. 5. Геометрические параметры, рассматриваемые при анализе

Анализ влияния параметров обжатия. Так как прирост долговечности зависит от остаточных напряжений, то на основе их величины могут быть сформированы рекомендации по выбору рациональных параметров обжатия с целью достижения максимального ресурса.

Варьируемыми параметрами являлись: ширина b и угол захвата φ рабочей части обжимки, толщина элемента конструкции t , глубина внедрения обжимки Δ (см. рис. 5).

На рис. 6-9 показаны зависимости остаточных напряжений от исследуемых параметров.

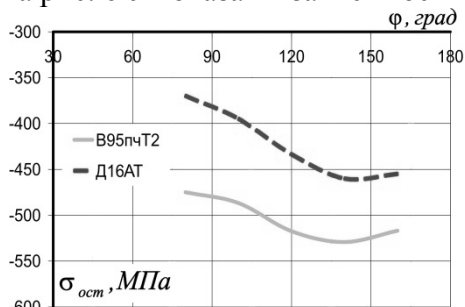


Рис. 6. Влияние угла захвата

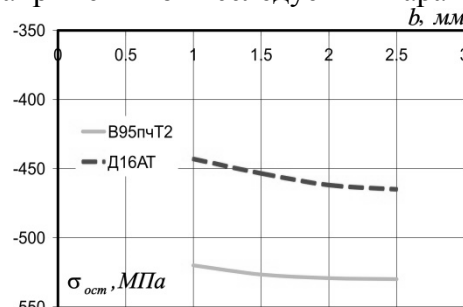


Рис. 7. Влияние ширины рабочей части обжимки

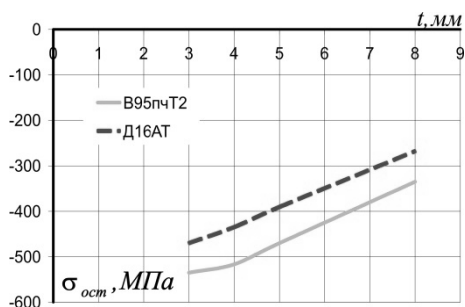


Рис. 8. Влияние толщины элемента конструкции

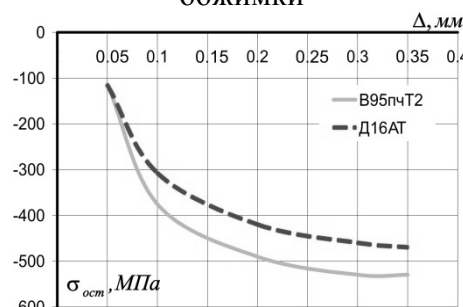


Рис. 9. Влияние глубины внедрения обжимки

По результатам исследований сделаны следующие выводы:

- прогнозирование долговечности по предложенному методу обеспечивает удовлетворительное согласование с результатами испытаний во всей совокупности экспериментальных исследований;
- глубина внедрения обжимки наиболее существенно влияет на величину остаточных напряжений и долговечность элемента конструкции;
- выбор параметров обжатия для достижения требуемой долговечности должен быть основан на анализе напряженного состояния с учетом геометрических размеров (толщина, расположение отверстия и т. д.) и свойств материала элемента конструкции.

Литература

1. Исследование выносливости нижних панелей крыла с отверстиями для перетекания топлива / В. П. Рычик, А. Е. Литвиненко, Н. Т. Остапенко, Е. Т. Василевский // Тр. науч.-техн. конф. по выносливости и ресурсу авиационных конструкций (ноябрь 1976); под ред. А. З. Воробьева и Н. Г. Белого. - С. 100-103.
2. Гребеников В. А. Экспериментальное исследование влияния способов обработки полосы в зоне цилиндрикоконического отверстия на характеристики ее усталостной долговечности // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии. – Вып. 47. – 2010. – С. 62 – 68.
3. Фомичев, П. А., Заруцкий А. В. Долговечность образцов с упрочненными отверстиями при регулярном нагружении // Механика разрушения материалов и прочность конструкций: матер V Междунар. науч. конф., Львов, 24 – 27 июня 2014 г. – С. 278 – 282.
4. Fomichev, P. Substantiation of the predicted fatigue curve for structural elements of aluminium alloy // The international journal “Strength of materials”. – 2011. – №4(43).– P. 363 – 373.
5. Фомичев П. А. Учет средних напряжений в методе расчета долговечности по локальному напряженно-деформированному состоянию // Механика разрушения материалов и прочность конструкций: матер V Междунар. науч. конф., Львов, 24 – 27 июня 2014 г. – С. 731 – 736.

ДОСЛІДЖЕННЯ ПОШКОДЖЕННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ ГТД ПРИ ТЕРМОЦИКЛІЧНОМУ НАВАНТАЖЕННІ ДО І ПІСЛЯ ПОЯВИ ТРІЩИН ТЕРМІЧНОЇ ВТОМИ

Л.В. Кравчук, К.П. Буйських, С.Г. Киселевська, Є.О. Задворний,
А.Ю. Лебедін

Інститут проблем міцності ім. Г.С.Писаренка НАН України, Україна

Investigation of the kinetics of surface degraded layer of the most loaded elements of GTE structures before and after thermal fatigue crack initiation has showed the significance of variations of this layer and necessity to consider them in the assessment of lifetime of high-temperature elements of GTE structures and stress-strain state calculation.

Проблема прогнозування обґрунтованого безпечного продовження ресурсу елементів конструкцій газотурбінних установок в Україні є досить актуальною у зв'язку з неможливістю заміни експлуатованого енергетичного обладнання, яке вичерпало свій робочий ресурс або знаходиться на межі його вичерпання. Тому актуальною є задача дослідження кінетики пошкодження найбільш навантажених елементів конструкцій ГТД, зокрема матеріалу поверхневого шару, де спостерігається поява тріщин термічної втоми [1-3].

Проблемні задачі пошкодження деградованих поверхневих шарів конструкційних елементів досліджувалися [4-6] на клиновидних зразках, на яких моделювалися умови роботи соплових лопаток ГТД [7], і які були випробувані на газодинамічному стенді ІПМіц ім. Г.С.Писаренка НАН України. На рис. 1 представлені результати дослідження закономірностей деградації матеріалу поверхневого шару лопаток ГТД до появи тріщини термічної втоми.

Деградований шар розглядали, як композиційний матеріал, що складається з трьох шарів: зовнішнього шару, що складається з оксидів; внутрішнього шару зі зниженою кількістю кисню; шару, збідненого γ' - фазою, розташованого між внутрішнім окисним шаром і матрицею. Відповідність позначень на фото шліфа і областей розподілів елементів наступне: зовнішній шар - область а (точка 1); внутрішній шар - область b (точка 2); шар, збіднений γ' - фазою - область с (точка 3), матриця - область d (точки 4, 5). Утворення області (с), розташованої на кордоні деградований шар - матриця, збідненої зміцнюючою γ' -фазою, пов'язано зі зниженням концентрації таких елементів, як Al, Cr при зростанні концентрації Ni і Co. Аналіз представлених даних показує, що при більш високій температурі концентрація Ni, Co, Cr, Al в деградованому шарі нижча, ніж при більш низькій температурі.

Аналогічні дослідження з вивчення деградованого шару були проведені в зоні тріщин. На рис. 2 показана схема розташування тріщин на клиновидному зразку, що виникли внаслідок термоциклювання. Ці тріщини виникли і розвивалися в різних за величиною термонапружених зонах клиновидного зразка, які відрізняються різною кінетикою пошкодження деградованого шару.

Досліджувалася мікроструктура і елементний склад на двох тріщинах у кожній з трьох зон: усті, середній частині і вершині. На рис. 3 показаний характерний приклад дослідження елементного складу в усті двох тріщин. У зовнішньому і внутрішньому корозійному шарі зменшується вміст Ni. Вміст Cr, Al також зменшується в зовнішньому корозійному шарі, але збільшується у внутрішньому корозійному шарі. Характер змін концентрації кисню цілком закономірний - за рахунок оксидів Ni і Cr його кількість в корозійному шарі максимальна і дорівнює нулю в освітленій зоні і матриці. Помітно більша кількість кисню спостерігається на берегах довшої тріщини, що пояснюється знаходженням цієї тріщини на клиновидному зразку в зоні з більш високими температурами.

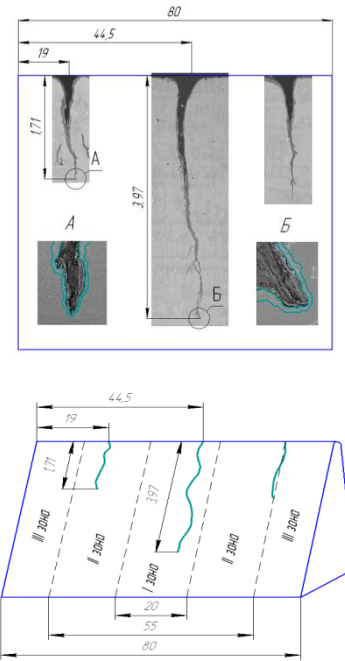
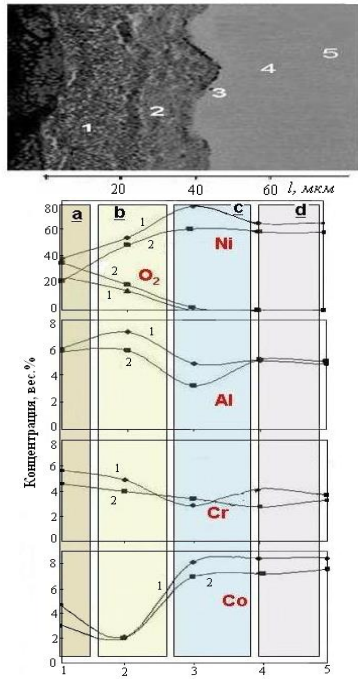


Рис. 1. Зміни елементного складу за глибиною поверхневого деградованого шару сплаву ЖС6Ф при двох значеннях температур: 1 - 900⁰, 2 - 1020⁰ С

Рис. 2. Розташування тріщин на клиновидному зразку та їх фото

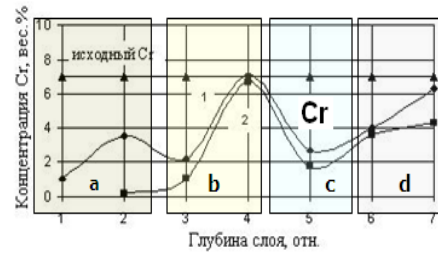
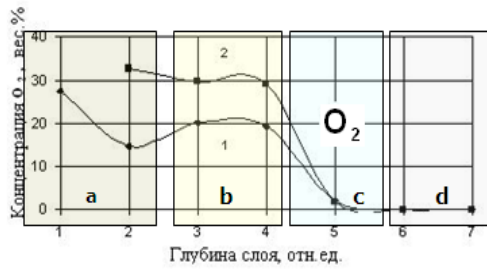
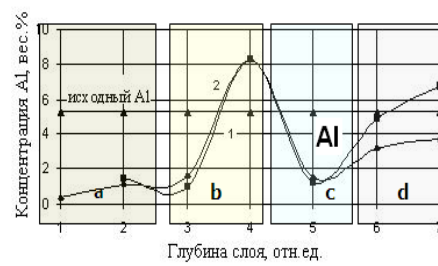
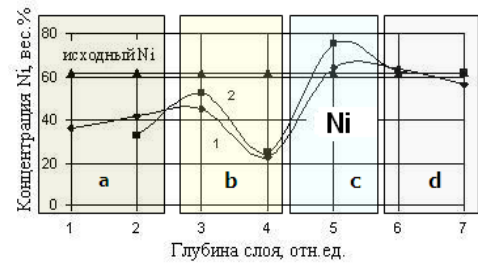
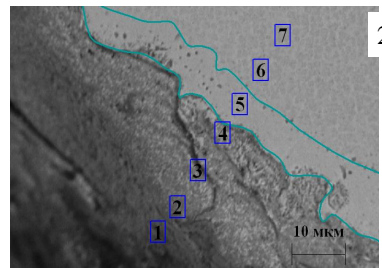
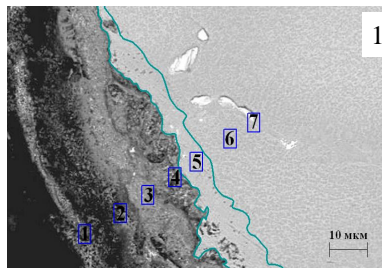


Рис. 3. Дослідження елементного складу в усті тріщин: 1 – тріщина з довжиною 1,71 мм; 2 – тріщина з довжиною 3,97 мм; а – зовнішній шар; б – внутрішній шар; с – шар збіднений γ' -фазою; д – матриця

На рис. 4 представлено дослідження елементного складу в трьох зонах тріщин, збіднених γ' - фазою.

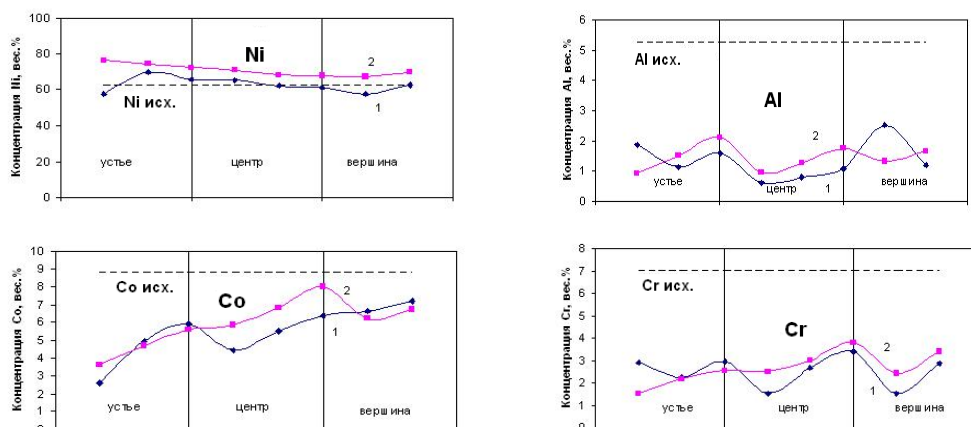


Рис. 4. Зміни елементного складу в трьох зонах тріщин, збіднених γ' - фазою: 1 – тріщина з довжиною 1,71 мм; 2 – тріщина з довжиною 3,97 мм

Аналіз кривих, представлених на рис. 4, показує, що в центральній частині тріщини концентрація елементів Ni, Cr, Co і Al більш висока для довгої тріщини. У вершині і усті характер розподілу змінюється - цих елементів може бути як більше, так і менше, що свідчить про більшу нестаціонарність корозійних процесів, що відбуваються у вершині і усті, у порівнянні з центральною частиною тріщини.

В цілому можна зробити наступні висновки.

Досліджено пошкодження поверхневого шару найбільш навантажених елементів конструкцій ГТД до і після появи тріщин термічної втоми.

Встановлено, що відбулися істотні зміни поверхневого деградованого шару матеріалу деталей, які необхідно враховувати при оцінці ресурсу високотемпературних елементів конструкцій ГТД і розрахунку напружено-деформованого стану.

Література.

1. Bensch M., Sato A., Warnken N., Affeldt E., Reed R.C., Glatzel U. Modelling of High Temperature Oxidation of Alumina-Forming Single-Crystal Nickel-Base Superalloys // *Acta Materialia*. – Vol. 60. – Is. 15. – 2012. – P. 5468-5480.
2. Sato A., Chiu Y.-L., Reed R.C. Oxidation of nickel-based single-crystal superalloys for industrial gas turbine applications // *Acta Materialia*. - Vol. 59. - 2011. - P. 225-240.
3. Gordon A.P., Trexler M.D., Neu R.W., Sanders J.T., McDowell D.L. Corrosion kinetics of a directionally solidified Ni-base superalloy // *Acta Mater.*- Vol. 55.- 2007.-P.3375.
4. Кравчук Л.В., Курият Р. И., Буйских К.П. Термоциклическая долговечность элементов конструкций ГТД с защитными покрытиями // *Вісник двигунобудування*. – 2002. - № 1. – С. 52-56.
5. Kravchuk L.V., Kuriat R.I., Buiskikh K.P., Zadvornyi E.A., and Kiselevskaya S.G. Study of Damage Kinetics of Heat-Resistant Alloys Subjected to Thermocyclic Loading in a Gas Flow // *Strength of Materials*. -2006. - Vol. 382 (38). - N4. - P.386-391.
6. Kravchuk L.V., Kuriat R.I., Buiskikh K.P., Zadvornyi E.A., and Kiselevskaya S.G. Surface Layers' Degradation of Heat-Resistant Alloys and Thermal Fatigue Damageability of Gas Turbine Engine Structural Components // *Strength of Materials*. – 2008. - Vol. 395 (40). - N5. - P.552-559.
7. ДСТУ 23.6794. Єдина система захисту від корозії та старіння. Метали, сплави, покриття жаростійкі. Метод випробувань на високотемпературну корозію та термовтому в потоці продуктів горіння палива. – 9 с.

ЗАКОНОМІРНОСТІ РУЙНУВАННЯ СТАЛІ ТРИВАЛО ЕКСПЛУАТОВАНОГО МАГІСТРАЛЬНОГО ГАЗОПРОВОДУ З УРАХУВАННЯМ НАВОДНЮВАННЯ ТА ПОПРЕДНЬОГО ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ

П.О. Марущак¹, О.Т. Цирульник², У.В. Поливана¹,
Р.Т. Біщак³, І.Б. Окіпний¹

¹ Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя,
Україна

² Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, Україна

³ Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, Україна

Відомо, що тривала експлуатація спричиняє накопичення розпорошеної пошкодженості у матеріалі, структурну деградацію та виникненню мікродефектів [1]. Ці негативні явища особливо небезпечні для магістральних нафто- та газопроводів, оскільки знижують їх експлуатаційну надійність [2].

Для магістральних газопроводів розпорошену пошкодженість можна розглядати як один із деградаційних проявів, зумовлених тривалим сумісним впливом напружень, корозійних процесів та наводнювання [3]. Небезпека розпорошеного пошкодження у тому, що накопичені у металі структурно-механічні дефекти локалізують деформаційні процеси, що може спричинити руйнування об'єкту за напружень нижчих за допустимі [4].

Протягом тривалої експлуатації, за умови контакту стінки газопроводу із корозійними середовищами може відбуватись її електролітичне наводнювання, спричиняючи зменшення пластичності та зниження тріщиностійкості металу. Розпорошені дефекти є основний наслідком деградації тривало експлуатованих труб, що підтверджено результатами досліджень поведінки водню у металі, одержаними за методом оцінювання водневої проникності та температурними залежностями екстракції водню з трубних сталей.

На даний час триває пошук параметрів оцінювання деградації сталей із наявною розпорошеною пошкодженістю. Зокрема, відомі праці А.О. Лебедева та М.Г. Чаусова у яких обґрунтовано використання деформації розпушування, що дозволяє урахувати кінетику пороутворення та злиття мікропор на наявних у матеріалі структурно-механічних дефектах [5].

Проте, на нашу думку оцінювання залишкової міцності сталей тривало експлуатованих магістральних газопроводів та комплексне вивчення деградаційних процесів залишається актуальним.

У даній роботі буде досліджено вплив деформування та наводнювання на міцність, пластичність та мікромеханізми руйнування сталі 17Г1С тривало експлуатованого магістрального газопроводу.

Для визначення механічних властивостей сталі 17Г1С магістрального газопроводу «Київ-Захід 1», після 40 років напрацювання використовували зразки діаметром 5 мм з робочою ділянкою 25 мм, які вирізали з труби у поздовжньому на поперечному напрямках, рис 1а. Окрихчувальні чинники, зокрема наводнювання металу, підсилюють чутливість механічних властивостей експлуатованих трубних сталей до розпорошених пошкоджень, тому саме за таких умов проводили їх дослідження.

Використано наступні схеми досліджень зразків тривало експлуатованого газопроводу, рис. 1б:

I) статичний розтяг;

II) Попереднє наводнення зразків та випробування за статичного розтягу на повітрі
Така схема дозволяла визначати вплив внутрішнього (абсорбованого металом) водню на механічну поведінку сталі;

III) Попереднє деформування до $\epsilon_{pr} = 6\%$, наводнення зразків та випробування за статичного розтягу на повітрі Така схема дозволяла визначати комплексний вплив деформаційного зміцнення та наводнювання на механічну поведінку сталі;

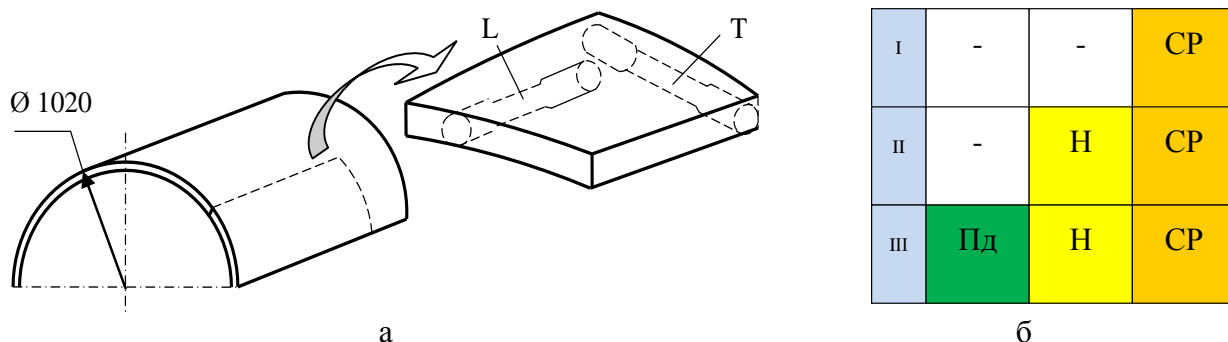


Рис. 1. Схема вирізання зразків – а та випробувань зразків: Пд – пластичне деформування ($\epsilon_{pr} = 6\%$); Н – наводнювання; CP – статичний розтяг

Перед наводнюванням зразки підлягали хімічному знежирюванню в водному розчині, склад якого приведений в табл. 1. Його проводили за температури $80\text{ }^\circ\text{C}$. впродовж 30 хв. Після цього, зразки промивали спочатку в гарячій воді ($\sim 40\text{ }^\circ\text{C}$), а потім в холодній ($\sim 13\text{ }^\circ\text{C}$) воді.

Таблиця 1. Склад розчину для знежирювання поверхні досліджених зразків тривало експлуатованої сталі 17Г1С

NaOH, г/л	Na ₂ CO ₃ , г/л	Na ₃ PO ₄ , г/л	Na ₂ SiO ₃ г/л
30	30	40	2

Електролітичне наводнювання проводили в розчині H₂SO₄ (рН4) з добавкою 2 г/л стимулятора – тіомочевини за густини струму 5 mA/cm^2 при температурі $25\text{ }^\circ\text{C}$ впродовж 25 год. Така кислотність розчину дозволила усунути проблему корозійного ураження поверхні зразка. Відновлення характеристик пластичності сталі після десорбції водню із зразка за його витримки при $100\text{ }^\circ\text{C}$ впродовж доби вказує на те, що у металі за такого рівня струму у процесі ПЕН не розвивається воднем викликана незворотна пошкодженість.

Під час випробувань записували зусилля навантажування, фіксували поздовжнє звуження зразка за допомогою тензодавачів. Поверхню зламу зразків досліджували за допомогою скануючого мікроскопа РЕМ 106 І.

Тривала експлуатація на стадії розвитку розпорошеної пошкодженості зумовлює деформаційне старіння трубної сталі, тому спостерігали зростання міцності сталі 17Г1С яке супроводжується зниженням відносного звуження зразків.

Виявлено відмінності характеристик пластичності експлуатованих сталей у поздовжньому та поперечному напрямках, спільним для яких є значне зниження значень ψ та δ .

З приведенного комплексу експериментальних результатів можна зробити висновок про важливу роль водню у деградації властивостей газопровідних сталей у процесі їх тривалої експлуатації. Зокрема для пластично деформованих сталей, після наводнювання відносне звуження знижується у 2,5...3 рази, залежно від напрямку вирізання. Це свідчить про синергетичний ефект, накладання та підсилення процесів вичерпування пластичності (деформаційного зміцнення) та наводнення сталі 17Г1С.

Встановлено вплив абсорбованого металом водню на мікромеханізми руйнування, зокрема зростання частки крихкого руйнування і утворенні на поверхні локальних ділянок мікросколювання (для зразків поздовжнього напрямку вирізання), розшарувань зниженні

опору крихкому руйнуванню, що проявляється у згладженості поверхні руйнування (для зразків поперечного напрямку вирізання).

1. C.I. Ossai, B. Boswell, I. J. Davies Pipeline failures in corrosive environments – A conceptual analysis of trends and effects // *Engineering Failure Analysis*. – 2015. - Vol., 53, P. 36-58.
2. H. Nykyforchyn, E. Lunarska, O. Tsyurul'nyk, et al. Environmentally assisted “in-bulk” steel degradation of long term service gas trunkline // *Eng. Fail. Anal.* – 2010. – Vol. 17. – P. 624–632 (2010).
3. H. M. Nykyforchyn, E. Lunarska, P. Zonta Degradation of Properties of Long Term Exploited Main Oil and Gas Pipelines Steels and Role of Environment in This Process // *Integrity of Pipelines Transporting Hydrocarbons, NATO Science for Peace and Security Series C: Environmental Security Volume 1, 2011, P. 59-74.*
4. I.M. Dmytrakh, R.L. Leshchak, A.M. Syrotyuk Effect of hydrogen concentration on strain behaviour of pipeline steel // *International Journal of Hydrogen Energy*. – 2015. – Vol. – 40. - P. 4011-4018.
5. Новые методы оценки деградации механических свойств металла конструкций в процессе наработки: Моногр. / А.А. Лебедев, Н.Г. Чаусов; НАН Украины. Ин-т пробл. прочности им. Г.С.Писаренко. — К., 2004. — 133 с.

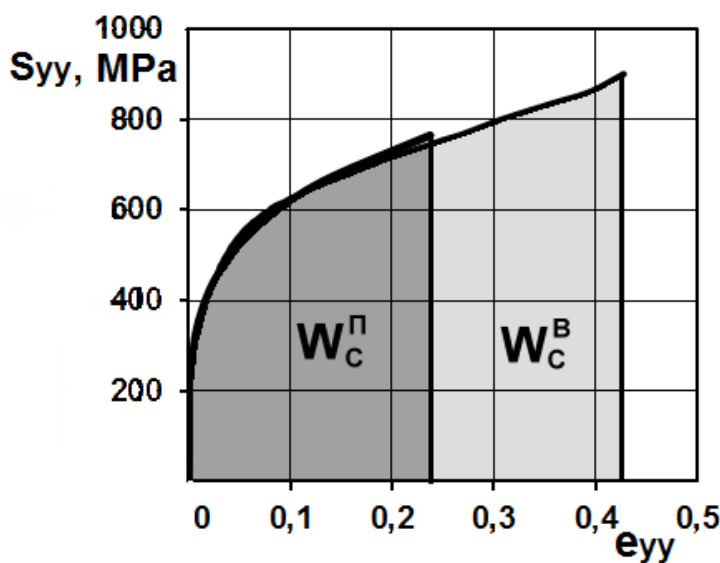
ОЦІНЮВАННЯ ЕНЕРГЕТИЧНОГО СТАНУ МАТЕРІАЛУ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ В ПРОЦЕСІ НАВАНТАЖЕННЯ

Я. Л. Іваницький, Ю. В. Мольков, П. С. Кунь

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Енергетичні запаси матеріалу визначають цілісність та надійність конструкційних елементів за експлуатаційних умов. Повний енергетичний запас одиниці об'єму вихідного матеріалу рівний критичному значенню енергії деформування – енергії руйнування, що встановлюється експериментально. Однак навіть незначний акт навантаження (статичного, циклічного, динамічного і т.п.) призводить до певного енергетичного послаблення матеріалу, особливо в об'ємах найбільшої концентрації напружень. Тобто будь-яка історія навантаження зменшує енергетичні запаси матеріалу. Тому дуже важливо вміти на практиці контролювати ці зміни для подальшого визначення технічного стану та експлуатаційних кондицій елементів конструкцій.

Значна частина конструкцій у промисловості працює за циклічних навантажень, внаслідок чого біля конструктивних концентраторів напружень зароджуються і поширюються втомні тріщини. У багатьох випадках допускається експлуатація конструкції з тріщинами, якщо їх розміри не перевищують допустимих величин. Однак важливо встановити наскільки наявність втомних тріщин у матеріалі зменшує загальну несучу здатність конструкції.



На відміну від конструктивних концентраторів напружень перед вершиною втомної тріщини завжди існує певний об'єм матеріалу, послабленого внаслідок циклічного навантаження (циклічна пластична зона).

Рис. 1. Діаграми локального деформування сталі 65Г перед вершиною надрізу та втомної тріщини.

Оцінювати енергетичні втрати матеріалу у цій зоні пропонується за значенням питомої енергії

деформування W , яку встановлюють за величинами напружень і деформацій у локальному об'ємі матеріалу перед вершиною тріщини, визначених експериментально методом цифрової кореляції зображень. Цей метод дає можливість вимірювати компоненти переміщень з роздільною здатністю в межах одного мікрона. За істинною діаграмою деформування матеріалу встановлюють величину відповідних напружень. За цими даними будують діаграми локального деформування матеріалу, з яких обчислюють критичну питому енергію деформування W_c .

Зокрема, було встановлено енергію руйнування сталі 65Г у вихідному стані і для матеріалу циклічної пластичної зони перед вершиною втомної тріщини. За відношенням цих енергій і пропонується визначати ступінь енергетичних втрат матеріалу за час попереднього циклічного навантаження:

$$R_w = 1 - \frac{W_c^п}{W_c^в} \quad (1)$$

де $W_c^в$ – енергія руйнування вихідного матеріалу за заданих умов (температура, середовище), $W_c^п$ – енергія руйнування матеріалу циклічної зони передруйнування.

РОЗРАХУНКОВА СХЕМА ВИЗНАЧЕННЯ МІЦНОСТІ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ФІБРОБЕТОНІВ

А.Є. Ліснічук, Н.А. Івантишин, Р.Я. Юхим

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

Abstract. The model of deformation and fracture of composite based on cement matrix (fiber-reinforced concrete) under tension condition, which takes into account the micro-cracks and pores in the material structure and the presence of the reinforcing fibers is proposed. Calculation formulas for assessing the strength of fiber-reinforced concrete under tension on the basis of the model has been established.

Конструкційним матеріалом, що здатний вирішувати комплекс найскладніших задач у будівельній галузі є дисперсно армований бетон (фібробетон). Це композит на основі цементної матриці армований волокнами різної природи (сталеві, скляні, базальтові, вуглецеві, полімерні та деякі інші).

На сьогодні в основному широко використовуються три види армуючих волокнистих матеріалів: волокна у вигляді коротких відрізків тонкого сталюго дроту, скляні волокна і волокна на основі поліпропілену. Широке використання армованого бетону зумовлене вищими показниками міцності, тріщиностійкості, ударної в'язкості, меншим мікророзтріскуванням під час тужавіння порівняно з класичним бетоном.

Розглядаючи бетон як конгломерат цементного каменю, піску та щебеню, розрізняють три рівні його структури:

- Мікроструктура – структура цементного каменю;
- Мезоструктура – структура цементно-піщаного розчину;
- Макроструктура – структура щебеню і розчину.

Кожна з цих структур вносить свій вклад у міцність бетону однак значною мірою вона визначається міцністю цементного каменю.

Метою роботи є розробити математичну модель композитів на основі цементної матриці, що дасть можливість прогнозувати міцність таких матеріалів, тобто створювати матеріали із наперед заданими міцнісними властивостями.

У структурі цементного каменю розрізняють дві групи дефектів які впливають на його міцнісні характеристики: округлі типу порожнин (пори) і гострокінцеві типу тріщин. Гострокінцеві є визначальними в умовах розтягу матеріалу, оскільки викликають високу концентрацію напружень в околі вершин, внаслідок чого відбувається руйнування. Округлі

дефекти, навпаки, є достатньо безпечні за розтягу, а в умовах стиску ініціюють зони напружень розтягу, де і з'являються тріщини вже за навантажень, що складають 50% від руйнуючих [1].

Дослідимо деформування цементного каменю за одновісного розтягу. Моделювання реалізуємо в межах двовимірної моделі тіла. В реальних матеріалах тріщини та пори з тріщинами на їх контурі випадково орієнтовані відносно напрямку дії зусиль розтягу. Розглянемо випадок колінеарного розміщення нескінченного числа тріщин, як найбільш несприятливий варіант розміщення дефектів з точки зору міцності. Знехтуємо також впливом дефектів, що знаходяться в паралельних площинах, що збільшить запас розрахункової міцності. Таким чином, розглядаємо схему розміщення дефектів та навантаження тіла, як зображено на рис. 1.

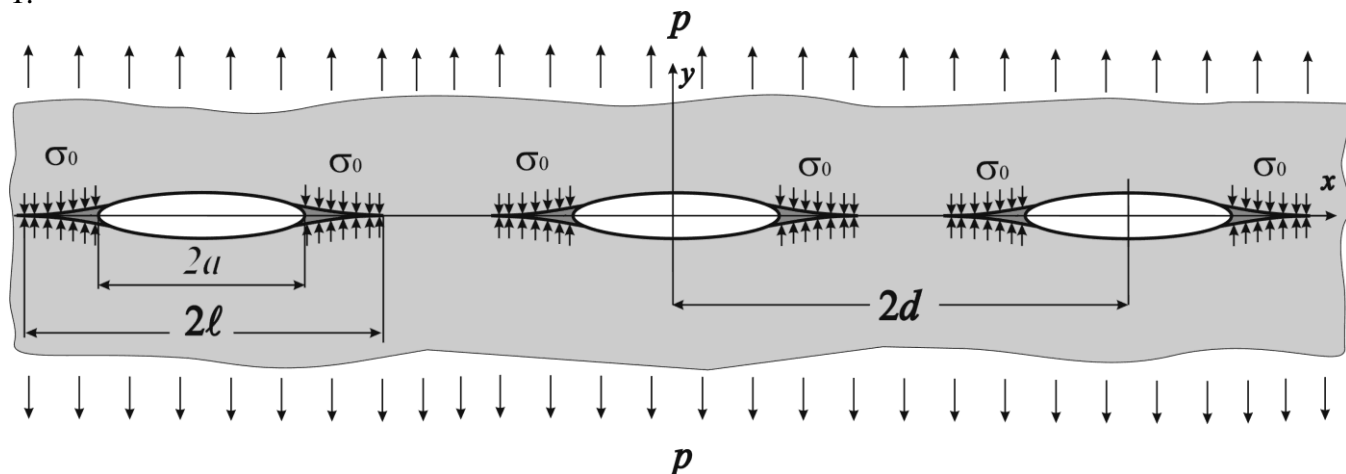


Рис. 1. Розрахункова схема розтягу матеріалу з тріщинами.

Враховуючи малий розмір тріщин концепція коефіцієнтів інтенсивності напружень тут незастосовна. Скористаємось відомим розв'язком цієї задачі у межах моделі Леонова–Панасюка [2, 3], де отримано співвідношення, що пов'язує інтенсивність зовнішнього навантаження p з розміром зони передруйнування

$$\cos\left(\frac{\pi p}{2\sigma_0}\right) = \frac{\sin\left(\frac{\pi a}{2d}\right)}{\sin\left(\frac{\pi l}{2d}\right)}. \quad (1)$$

Значення σ_0 еквівалентне границі міцності об'ємів цементного каменю між порами та тріщинами.

Прийнявши умову злиття зон передруйнування сусідніх тріщин за критерій руйнування матеріалу, отримуємо формулу яка дозволяє визначити границю міцності цементного каменю за розтягу

$$R_{bt}^c = p_* = \sigma_0 \left(1 - \frac{a}{d}\right). \quad (2)$$

Зазначимо, що відношення розмірів тріщини до відстані між ними a/d відображає вміст дефектів у матеріалі, тобто його пошкодженість.

Розглянемо тепер в умовах розтягу цементний камінь, армований мікрволокнами довільної жорсткості. Товщину цих волокон вважатимемо значно меншою від характерних розмірів домінуючих дефектів – пор та тріщин. Це припущення дає змогу розглядати матеріал між порами як однорідний з певними ефективними характеристиками. Армування неперервними або дискретними волокнами може бути як напрямленим так і хаотичним. Стимувальний вплив мікрволокон у зонах передруйнування виражаємо рівномірно розподіленими зусиллями σ_0^f . Їх інтенсивність описуємо відомою залежністю Келлі–Тайсона [4], модифікованою для довільного (направленого або хаотичного) дисперсного армування

$$\sigma_0^f = \lambda \sigma_f V_f \left(1 - \frac{l_c}{2l} \right) + \sigma_0 (1 - V_f), \quad (3)$$

де σ_f – міцність волокон; l_c – гранична неефективна довжина волокна; l – довжина волокна; V_f – об’ємний вміст фібри; λ – коефіцієнт приведення хаотичного армування до напрямленого [5] ($\lambda=1$ – для напрямленого армування вздовж осі розтягу; $\lambda=0,33$ – для хаотичного армування).

Враховуючи залежності (2), (3), отримуємо розрахункову формулу для прогнозування міцності композита (фібробетону) на основі цементної матриці

$$R_{bt}^f = \left(1 - \frac{a}{d} \right) \left(\lambda \sigma_f V_f \left(1 - \frac{l_c}{2l} \right) + \sigma_0 (1 - V_f) \right). \quad (4)$$

На рис. 2 наведено графічні залежності міцності матеріалів R_{bt}^f за різного об’ємного вмісту волокон базальту, поліпропілену, скла та вуглецю та пошкоджень у цементній матриці. Механічні характеристики волокон наведено у таблиці 1.

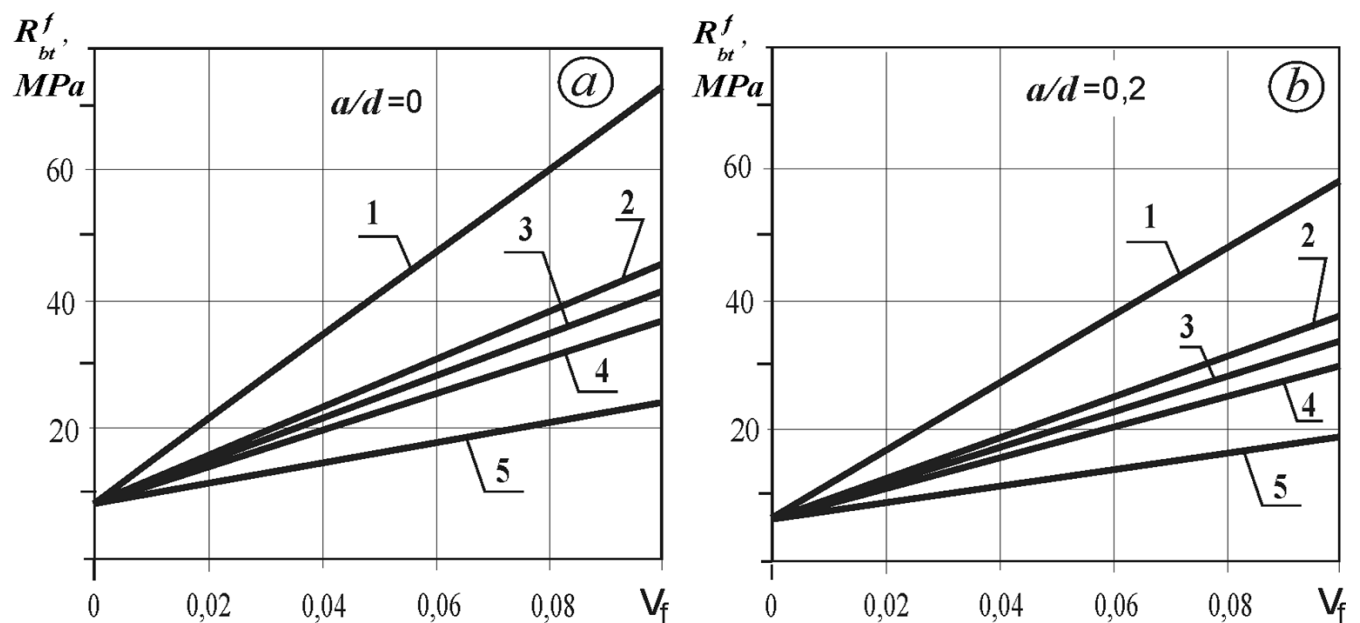


Рис. 2. Залежність прогнозованої міцності композита R_{bt}^f від об’ємного вмісту армувальних волокон: вуглецевих (1); базальтових (2); скловолокон (3); сталеві (4) та поліпропіленової фібри (5); за відсутності пор (a) та параметра пористості $a/d = 0,2$ (b).

Таблиця 1. Механічні характеристики фібри

Назва фібри	Густина, g/cm^3	Міцність на розрив, МПа	Модуль пружності, ГПа
Базальтова	2,65	1200	12
Вуглецева	2	2000	245
Скляна	2,6	1050	75
Стальна	7,8	900	200
Поліпропіленова	0,9	500	5

З метою підтвердження достовірності отриманої аналітичної залежності (4) провели експерименти щодо встановлення міцності композиту на основі цементної матриці за різного об'ємного вмісту базальтової фібри. Для приготування розчинів використали такі матеріали: фібру базальтову; портландцемент ПЦ II/A-3-500; гіперпластифікатор.

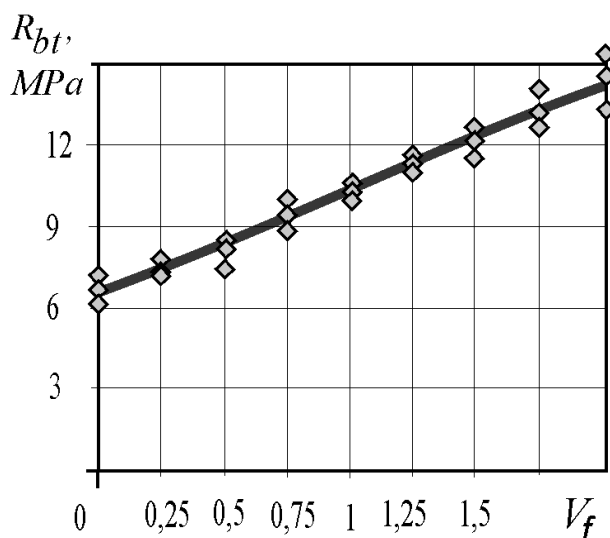


Рис. 3. Міцність на розтяг цементного каменю, армованого різним вмістом базальтової фібри.

На основі наведених компонент виготовлені призматичні зразки розміром 40×40×160 mm для випробування на розтяг при згині. Водоцементне співвідношення брали 0,4 з пластифікатором Verament ТВ- 1 в кількості 0,04% від маси цементу. В дослідженнях використовували фібру (ровінг) завдовжки 12 mm, яка у неексплуатованому стані має вигляд пучків ниток. Розчин перемішували до отримання однорідної суміші протягом 5 min, після чого ущільнювали на вібраційному столі з метою видалення повітряних бульбашок для зменшення кількості пор. Усі серії зразків до випробувань упродовж 27 днів знаходились у лабораторних умовах.

На рис. 3 розрахунковим даним відповідає суцільна лінія, точками позначено дані експериментів. Як видно, результати достатньо добре корелюють між собою. З наведених даних слідує, що міцність композиту на розтяг при 2% фібри

зростає більше ніж у два рази порівняно з базовим неармованим матеріалом.

Література

1. Marukha V. I., Panasyuk V. V., and Sylovanyuk V. P. Injection Technologies for Repair of Damaged Concrete Structures // Springer. – 2014. – 230 p.
2. Витвицький П. М. Пружнопластична рівновага пластинки з періодичною системою щілин // Доп. АН УРСР. Сер. А. – 1970. – № 6. – С. 524–527.
3. Черепанов Г. П. Механика хрупкого разрушения. – М. Наука, 1977. – 640 с.
4. Kelly A. And Tyson W. R. Fiberstrengthened materials // High-strength materials. – New York. – 1965. – № 6. – P. 578–600; Discuss. – P. 600–601.
5. Рабинович Ф. Н. Композиты на основе дисперсно армированных бетонов // Вопросы теории и проектирования, технологии, конструкции. – М.: – 2004. – 560 с.

ПРО КОРОТКОЧАСНУ ТА ДОВГОТРИВАЛУ МІЦНІСТЬ ВІДНОВЛЕНИХ ЗА ІН'ЄКЦІЙНИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ ЕЛЕМЕНТІВ БУДІВЕЛЬНИХ СПОРУД

В. П. Силованюк, А. В. Ревенко, А.Є. Ліснічук

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

Abstract. The calculation model and analysis of long-term strength of bodies with cracks healed by injection technology have developed. Dependencies between short- and long-term strength of renewed massive bodies with elliptical cracks have obtained in a simple engineering representation. These scientific data allow us to select the best in terms of long-term strength injection materials.

Технології ін'єктування дефектних зон у спорудах тривалої експлуатації, як метод відновлення їх несучої здатності, широко використовують у практиці [1, 2]. Для оптимізації технологій ін'єктування та прогнозування ресурсу відновлених споруд необхідні розрахункові моделі і методи оцінювання робоздатності відновлених елементів конструкцій. У наших роботах розроблені моделі, що дозволяють оцінити ефективність відновлення пошкодженого елемента конструкцій як з точки зору короточасної міцності, так і довготривалої.

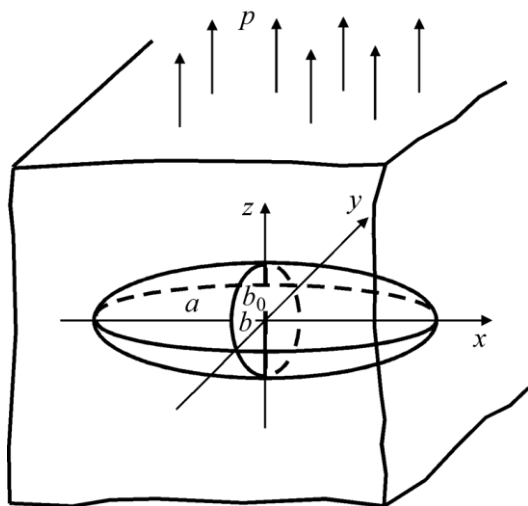


Рис. 1. Схема розтягу нескінченного пружного тіла з еліптичною тріщиною.

Для ілюстрації наведемо дані про відновлення міцності на розтяг масивного елемента конструкції, що містить внутрішню тонку еліптичну в плані тріщину (рис. 1).

Як відомо [3], співвідношення для обчислення руйнівного навантаження для масивного тіла з внутрішньою еліптичною тріщиною має вигляд

$$p_c = \frac{K_{IC} E(k)}{\sqrt{\pi b}}$$

Тут K_{IC} – характеристика тріщиностійкості матеріалу; $E(k)$ – повний еліптичний інтеграл другого роду; $b < a$ – півосі еліпса $\frac{x^2}{a^2} + \frac{y^2}{b^2} = 1$.

За технологією ін'єктування тріщину заповнюємо ін'єкційним матеріалом у всьому об'ємі. Згідно з критерієм Ірвіна та працею [3] руйнівне навантаження тіла із заповненою тріщиною можна обчислити за формулою

$$p_c^i = \frac{K_{IC} (2 \beta \omega (1 - \nu^2) + E(k))}{\sqrt{\pi b} (1 - \omega)}, \quad (2)$$

де $\beta = \frac{b}{c}$, $\omega = \frac{E_1}{E}$, E , E_1 – модулі пружності основного та ін'єкційного матеріалів відповідно.

Із отриманої залежності випливає, що необхідного зміцнення можна досягти або збільшенням параметра β , що відповідає ін'єктуванню в момент якомога меншого розкриття тріщини, або збільшенням параметра ω , що характеризує жорсткість наповнювача.

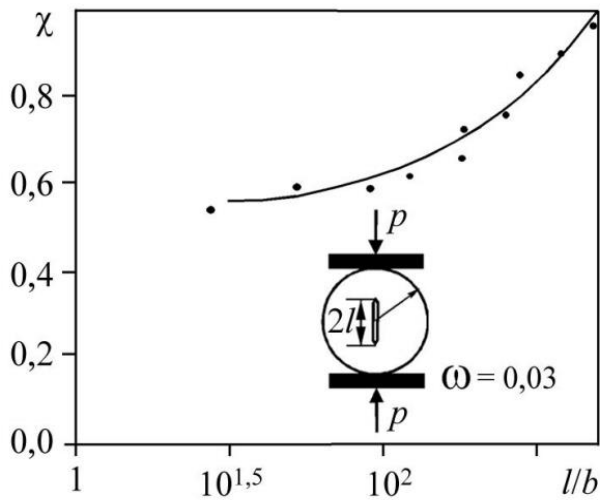


Рис. 2. Порівняння теоретичних та експериментальних даних: суцільна лінія – розрахунок за формулою (2); точки – експериментальні дані для бетонних зразків ($R = 50\text{мм}$, $l = 0,25\text{мм}$); σ_b – границя міцності бетону.

властивістю яких є повзучість. Повзучістю бетону у порівнянні з ін'єкційними матеріалами можна знехтувати.

Повзучість ін'єкційного матеріалу призводить до зменшення з часом міцності тіла. Для ін'єкційного матеріалу прийmemo закон спадкової в'язкопружності у вигляді інтегральної залежності Вольєрра [3]

$$\sigma_{zz}(x, y, t) = E_1 \left(\varepsilon_{zz}(x, y, t) + \int_0^t K(t - \tau) \varepsilon_{zz}(x, y, \tau) d\tau \right). \quad (3)$$

де $K(t - \tau)$ – ядро релаксації. Зв'язок напружень з деформаціями у вигляді залежності (3) часто приймають у реології полімерних матеріалів. Уявно виріжемо з тіла матеріал заповнювача, замінюючи його дію на поверхні утвореної порожнини напруженнями

$$\sigma_{zz}(x, y, t) = \frac{E_1}{h(x, y)} \left(u_z(x, y, t) + \int_0^t K(t - \tau) u_z(x, y, \tau) d\tau \right), \quad (4)$$

$$\sigma_{xz}(x, y, t) = \sigma_{yz}(x, y, t) = 0,$$

де $h(x, y) = c \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2} - \frac{y^2}{b^2}}$, $u_z(x, y, t)$ – переміщення точок поверхні V в напрямку осі Oz .

Співвідношення (4) отримані на основі залежності (3) і припущень про малу товщину включення ($c \ll a, b$) і є узагальненням моделі типу Вінклера на в'язкопружні матеріали.

Зносячи граничні умови з поверхні порожнини на її серединну область $S: x^2/a^2 + y^2/b^2 = 1$, отримуємо крайову задачу для простору з розрізом S , на якому граничні умови задані співвідношенням (4). Оскільки інерційними членами в рівняннях руху тіла, що виникають внаслідок повзучості матеріалу включення, можна знехтувати, то розв'язок отриманої задачі для кожного моменту часу t можна отримати в межах статичної теорії пружності.

З граничних умов для напружень (4), одержимо інтегральне рівняння для визначення

переміщень $u_z^* = u_z - \frac{p_c}{E} \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2} - \frac{y^2}{b^2}}$ в області S :

На рис. 2 наведені дані розрахунку за формулою (2) та експерименту на бетонних зразках і поліуретану, як ін'єкційного матеріалу.

Результати наведені на (рис.2) показують, що розрахункові дані добре узгоджуються із експериментальними.

Таким чином, можна констатувати, що від ін'єктування поліуретану у тріщину в бетоні можна очікувати відновлення достатньо високої короточасної міцності пошкодженого матеріалу.

Що стосується довготривалої міцності відновленого елемента конструкції, то таку оцінку можна отримати в рамках моделі, що враховує повзучість матеріалів та пов'язану з нею релаксацію напружень. Слід зазначити, що ін'єкційними матеріалами є, як правило, високомолекулярні сполуки (поліуретани, акрили, епоксидні та поліефірні смоли тощо), характерною

$$\nabla_{xy}^2 \iint_s \frac{u_z^*(\xi, \eta, t) d\xi d\eta}{\sqrt{(x-\xi)^2 + (y-\eta)^2}} = \frac{4\pi(1-\nu^2)}{E} \left\{ \frac{E_1}{h(x, y)} [u_z^*(x, y, t) + \int_0^t K(t-\tau) \cdot u_z^*(x, y, \tau) d\tau] + \frac{E_1 p}{E} \int_0^t K(t-\tau) d\tau + \frac{E_1 p}{E} - p \right\}. \quad (5)$$

Розв'язок рівняння (5) отримано у вигляді

$$u_z^*(x, y, t) = \frac{f(t)pb}{E} \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2} - \frac{y^2}{b^2}}, \quad (6)$$

де $f(t)$ – невідома функція часу, що задовольняє рівняння.

$$\chi f(t) + \int_0^t K(t-\tau) f(\tau) d\tau + q(t) = 0, \quad (7)$$

$$\chi = \frac{E(k) + 2(1-\nu^2)\omega\beta}{2(1-\nu^2)\omega\beta}, \quad q(t) = \frac{1}{\beta} \int_0^t K(t-\tau) d\tau + \frac{(\omega-1)}{\omega\beta}.$$

Розв'язок інтегрального рівняння (7) для довільного ядра релаксації $K(t)$ знаходимо чисельно. Для деяких часткових випадків повзучості можна отримати аналітичний розв'язок рівняння Вольтерра, а відтак, і вихідної задачі.

Напруження, що виникають в ін'єкційному матеріалі, встановлюємо на основі залежності

$$\sigma_{zz}(x, y, t) = E_1 \left(\frac{p}{E} \left(1 + \frac{f(t)b}{c} \right) + \frac{p}{E} \int_0^t K(t-\tau) \left(1 + \frac{f(\tau)b}{c} \right) d\tau \right). \quad (8)$$

Отримавши розв'язок рівняння (7), коефіцієнт інтенсивності напружень на контурі заповненої еліптичної тріщини можна підрахувати за відомими переміщеннями берегів тріщини [3]. У результаті отримаємо:

$$K_1 = \frac{p\sqrt{\pi b} (a^2 \sin^2 \varphi + b^2 \cos^2 \varphi)^{1/4}}{2(1-\nu^2)\sqrt{a}} f(t), \quad (9)$$

де φ – параметричні координати точок на еліпсі $\frac{x^2}{a^2} + \frac{y^2}{b^2} = 1$. На основі силового критерію Ірвіна ($K_I = K_{IC}$) та співвідношення (9) встановлюємо граничне навантаження для тіла з тонкою еліпсоїдальною порожниною, заповненою в'язкопружним матеріалом:

$$p_c^{creep} = \frac{2K_{IC}(1-\nu^2)}{\sqrt{\pi b} f(t)}. \quad (10)$$

Із отриманої залежності випливає, що міцність у часі тіла із заповненою в'язкопружним ін'єкційним матеріалом еліптичною тріщиною пов'язана з короткочасною міцністю залежністю

$$p_c^{creep} = p_c^i \frac{2(1-\nu^2)(1-\omega)}{(E(k) + 2\omega\beta(1-\nu^2)) f(t)}. \quad (11)$$

Із співвідношень (10), (11) випливає, що залежно від реологічних властивостей ін'єкційного матеріалу та часу довготривала міцність тіла із заповненою тріщиною може змінюватися від величини p_c^i (короткочасної міцності тіла із заповненою тріщиною) до p_c (міцність тіла з незаповненою тріщиною).

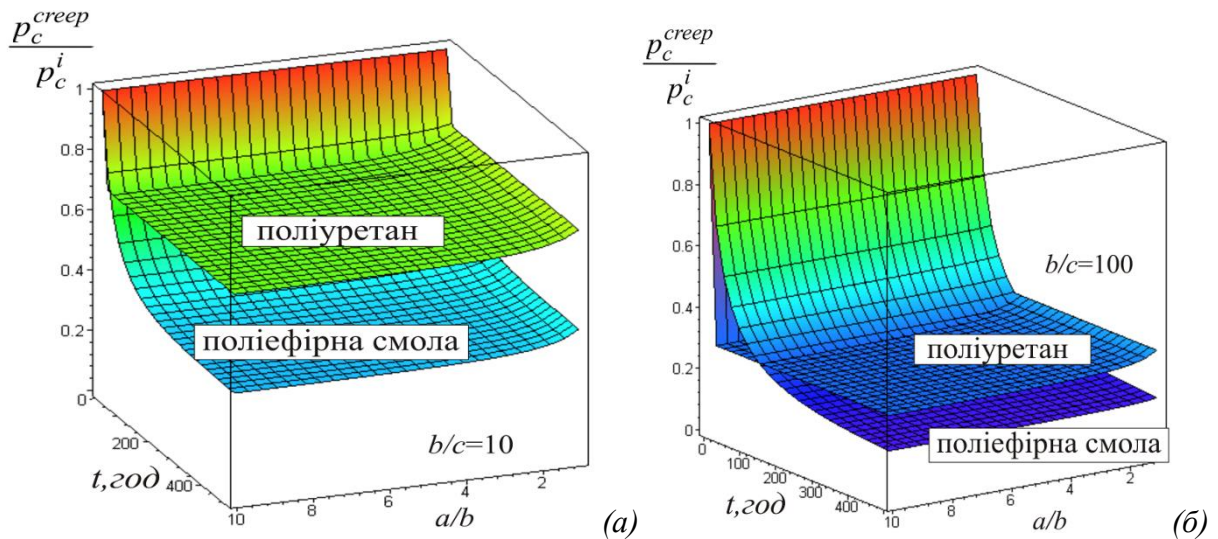


Рис. 3. Довготривала міцність тіл з тріщинами, заповненими поліуретаном або поліефірною смолою.

Для ефективного довготривалого відновлення міцності елемента конструкції з тріщиною ін'єкційні матеріали необхідно вибирати такими, щоб релаксація напружень в них проходила якомога повільніше і напруження в результаті не сягали низьких значень. За повної релаксації напружень у включенні (зменшенні їх до нуля) граничне навантаження для тіла з тріщиною, що заповнена таким матеріалом, не відрізнятиметься від граничного значення навантаження для незаповненої тріщини.

На рис. 3 а, б наведені графіки залежності нормованої довготривалої міцності тіла з тріщиною, яка заповненими ін'єкційними матеріалами різної реології, в залежності від часу і відношення півосей еліпсоїда a/b , b/c .

Як показують одержані графіки, із розглянутих ін'єкційних матеріалів кращими з точки зору забезпечення довготривалої міцності є поліуретан.

Література:

1. Czarnecki L. Naprawa i ochrona konstrukcji betonowych / L. Czarnecki, P. H. Emmons. – Kraków: Polski Cement. – 2002. – 434 s.
2. Marukha V. I. Injection Technologies for Repair of Damaged Concrete Structures / V. I. Marukha, V. V. Panasyuk, and V. P. Sylovanyuk // Springer. – 2014. – 230 p.
3. Панасюк В. В. Концентрация напряжений в трехмерных телах с тонкими включениями / В. В. Панасюк, М. М. Стадник, В. П. Силованюк. – К.: Наук. думка. – 1986. – 216 с.
4. Работнов Ю. Н. Ползучесть элементов конструкций / Ю. Н. Работнов. – М.: Наука. – 1966. – 752 с.

ЖИВУЧЕСТЬ ТРУБ ЛИНЕЙНОЙ ЧАСТИ НЕФТЕПРОВОДА С ТИПИЧНЫМИ ДЕФЕКТАМИ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Л. Сосновский¹, А. Богданович², н., В. Веселуха³

¹Белорусский государственный университет транспорта, Гомель,

²Белорусский государственный университет, г. Минск

³Лидский колледж учреждения образования «Гродненский государственный университет имени Янки Купалы», г. Лида
Республика Беларусь

Abstract. To determine the crack growth resistance of pipeline tubes made of ductile steel can be use formulas of linear elastic fracture mechanics with functions of the plasticity amendments for stress intensity factor. The analysis of the cyclic crack growth life for the linear part of pipeline tubes after long time operation with typical defects (a semi-elliptical longitudinal crack and crack with a dent) is given.

Нагруженность линейной части нефтепровода. Для расчета живучести труб линейной части нефтепровода «Дружба» при наличии трещиноподобных дефектов был принят участок «НПС Мозырь» после 34 лет эксплуатации (диаметр $D=820$ мм, толщина стенки $h = 9,0$ мм) со следующими характеристиками нагруженности.

Выразив величины среднего за пять лет давления в трубопроводе и его среднеквадратического отклонения в окружных напряжениях по формуле

$$\sigma_{\text{окр}} = \frac{P_{\text{max}} (D - 2h)}{2h}, \quad (1)$$

получим $\sigma_{\text{окр}} = 93,646$ МПа и $S_{\sigma} = 26,705$ МПа.

Блок программного нагружения для оценки живучести исследуемого участка нефтепровода был сформирован с помощью метода статистического моделирования (Монте-Карло). Эмпирическая функция распределения $\sigma_{\text{окр}}$ на нормальной вероятностной бумаге построена на рис. 1.

Ступенчатую аппроксимацию смоделированной функции распределения действующих окружных напряжений удобно выполнять в табличной форме (табл. 1).

Табл. 1 – Ступенчатая аппроксимация эмпирической функции распределения окружных напряжений участка «НПС Мозырь»

Номер интервала	Границы интервала $\sigma_{\text{окр}}$, МПа	Середина интервала $\sigma_{\text{окр}}$, МПа	P_i	ΔP_i	n_{i0} , цикл
1	45-55	50	0,12	0,12	168
2	55-65	60	0,16	0,04	56
3	65-75	70	0,46	0,3	420
4	75-85	80	0,58	0,12	168
5	85-95	90	0,72	0,14	196
6	95-105	100	0,76	0,04	56
7	105-115	110	0,79	0,03	42
8	115-125	120	0,83	0,04	56
9	125-135	130	0,99	0,16	224
10	135-145	140	1	0,01	14
Сумма				1,00	1400

В первом столбце табл. 1 указаны номера интервалов одинаковой длины, на которые разбиваем весь диапазон изменения $\sigma_{\text{окр}}$; во втором – границы полученных интервалов; в третьем – середина каждого интервала; в четвертом – соответствующая верхней границе каждого интервала вероятность P_j (см. рис. 1).

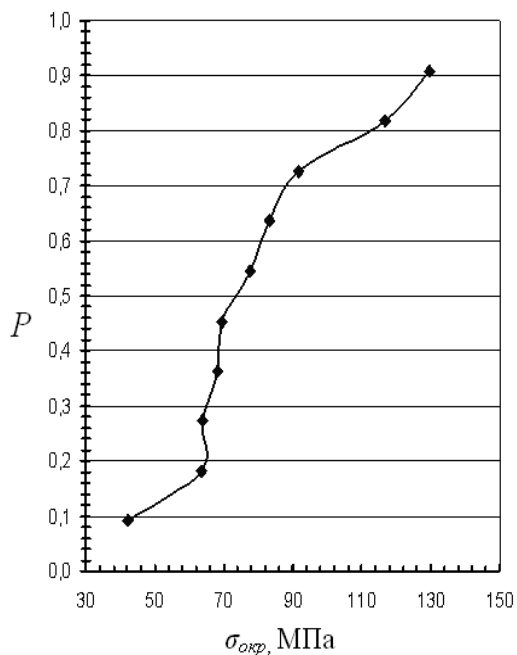


Рис. 1. Эмпирическая функция распределения действующих в трубе окружных напряжений

В пятом столбце приведены значения размерности $\Delta P_j = P_j - P_{j-1}$, показывающие вероятность попадания $\sigma_{окр}$ в данный интервал. В шестом столбце подсчитаны числа циклов $n_{i\bar{6}}$ повторений уровня напряжений $\sigma_{окрj}$ в блоке нагружения:

$$n_{i\bar{6}} = N_{\bar{6}} \cdot \Delta P_j; \quad (2)$$

при этом общее число циклов в блоке $N_{\bar{6}}$ принимаем, исходя из следующих соображений. Обычно за амортизационный срок эксплуатации нефтепровода реализуется $\sim (2 \dots 6) \cdot 10^5$ циклов нагружения. Примем [1], что за 30 лет эксплуатации число циклов изменения внутреннего давления в трубах нефтепровода составило $5 \cdot 10^5$, т. е. за 1 месяц в среднем реализуется $5 \cdot 10^5 / (30 \cdot 12) \approx 1400$ циклов. Будем считать это количество циклов равным одному блоку нагружения: $N_{\bar{6}} = 1400$ циклов [1]. Уровни напряжений $\sigma_{окрj}$, записанные в третьем столбце табл. 1, являются ступенями программного блока, а величины $n_{i\bar{6}}$ – длительностями этих ступеней.

Трещиностойкость материала труб. Для экспериментального определения характеристик сопротивления развитию трещин материала труб линейной части нефтепровода участка «НПС Мозырь» изготавливали компактные образцы, вырезая их из трубы. Испытания образцов вели при внецентренном растяжении, после испытаний производили измерение утяжки ϕ опасного сечения образца [2].

Численные значения необходимых для расчета живучести труб характеристик циклической трещиностойкости трубной стали после 34 лет эксплуатации представлены в табл. 2.

Таблица 2 – Характеристики сопротивления развитию трещин образцов труб линейной части нефтепровода участка «НПС Мозырь» [3, 4].

Характеристика	Численное значение
Критическая скорость роста трещины v_c , мм/цикл	$2,39 \cdot 10^{-8}$
Пороговое значение КИН K_{th} , МПа $\sqrt{м}$	4,91
Предельное значение КИН (циклическая вязкость разрушения) K_{fc} , МПа $\sqrt{м}$	54,75
C_k , мм/(цикл(МПа $\sqrt{м}$) ^{mk})	$4 \cdot 10^{-10}$
m_k	1,555

Оценка живучести труб с продольной трещиной. Живучесть изделий целесообразно прогнозировать с использованием меры поврежденности, предложенной в [5]:

$$\omega = \omega_F = \frac{F_l}{F_0}, \quad (3)$$

где F_l – площадь опасного сечения, занятая магистральной трещиной; F_0 – исходная (номинальная) площадь этого сечения.

Если нагружение носит нерегулярный характер и изменяется, например, по заданной программе в виде многократно повторяющихся блоков длительностью $N_{\bar{6}}$, то модель накопления повреждений на стадии локализованного разрушения можно записать в виде [5]:

$$\lambda \sum_{i=1}^s \left[\frac{n_{i\delta} (1 - \omega_F)^{m_k + 1}}{C_k \cdot \Delta K_i^{m_k} (m_k + 1)} \right] = 1, \quad (4)$$

где λ – число программных блоков до разрушения; i – номер ступени блока; s – количество ступеней в одном блоке; $n_{i\delta}$ – число циклов i -того уровня нагрузки в одном блоке. Живучесть тела с трещиной в этом случае [5]:

$$N_{ж\sigma} = \frac{N_{\delta}}{C_k (m_k + 1) \sum_{i=1}^s \frac{\Delta K_i^{m_k} n_{i\delta}}{(1 - \omega_F)^{m_k + 1}}}. \quad (5)$$

В выражениях (4), (5) величина КИН ΔK_I есть разность максимального $K_{I \max}$ и порогового K_{Ih} КИН, т. е. $\Delta K_I = K_{I \max} - K_{Ih}$; C_k и m_k – параметры (постоянные материала), определяемые по кинетической диаграмме усталостного разрушения в координатах скорость роста трещины $v = d(1 - \omega_F) / dn$ – КИН $K_{I \max}$ (или ΔK_I) [1, 3].

Среди возможных видов трещиноподобных дефектов труб нефтепровода наиболее опасными являются два: 1) ориентированная вдоль оси трубы – продольная поверхностная трещина; 2) комбинированный дефект – вмятина с расположенной в ней продольной поверхностной трещиной.

Примем, что труба нефтепровода повреждена дефектом в виде наиболее опасной полуэллиптической магистральной трещины, имеющей соотношение длин полуосей $a / c = 2/3$, ориентированной вдоль оси трубы. КИН в трубе с такой трещиной может быть вычислен по формуле [1]:

$$K_{I \max} = \frac{p_{\max} (D - 2h)}{2\sqrt{h}} \omega_F^{1/4} Y(\omega_F), \quad (6)$$

где

$$Y(\omega_F) = 1,99 - 0,41 \omega_F^{1/2} + 18,7 \omega_F - 38,48 \omega_F^{3/2} + 53,85 \omega_F^2 \quad (7)$$

Для комбинированного дефекта «вмятина + трещина» КИН можно определить по формуле

$$K_{I \max} = \frac{p_{\max} (D - 2h)}{2\sqrt{h}} \omega_F^{1/4} Y(\omega_F) \alpha_{\delta i}, \quad (8)$$

где коэффициент концентрации напряжений от вмятины $\alpha_{\delta i}$ определяем по формуле

$$\alpha_{\delta i} = 1 + 2,1 \frac{t}{h} + 0,475 \left(\frac{t}{h} \right)^2 - \frac{d}{D} \left[5 - \frac{t}{h} - 0,75 \left(\frac{t}{h} \right)^2 \right] \quad (9)$$

Здесь t и d – глубина и диаметр вмятины, причем должны выполняться условия:

$$0 < t / h < 2, \quad 0,1 \leq d / D \leq 0,3.$$

Примем следующие относительные размеры вмятины для дальнейшего расчета:

$t / h = 1,0$ и $d / D = 0,2$. Тогда получим значение коэффициента концентрации напряжений $\alpha_{\delta i} = 2,725$.

Графики зависимости живучести $N_{ж\sigma}$ элементов трубы из основного металла и срока службы t от длины полуоси a поверхностной полуэллиптической трещины в радиальном направлении представлены на рис. 2 и 3. Материал трубы анализировался после 34 лет эксплуатации. Предполагалось, что толщина стенки трубы остается на протяжении всего срока службы постоянной, т. е. $h = 11,2$ мм.

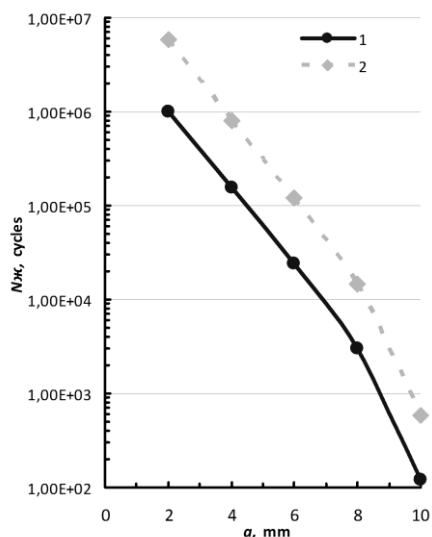


Рис. 2. Графики зависимости живучести $N_{ж\Sigma}$ элементов трубы для типичных трещиноподобных дефектов с длиной трещины a (1 – комбинированный дефект, 2 – продольная поверхностная трещина)

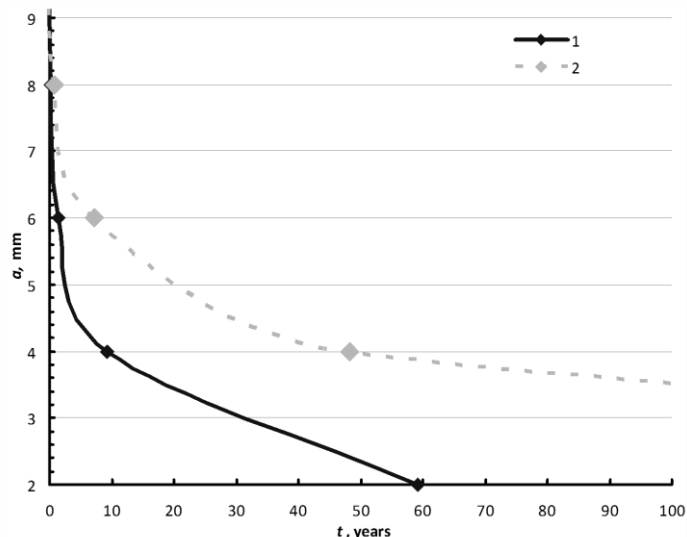


Рис. 3. Графики зависимости срока службы t элементов трубы для типичных трещиноподобных дефектов с длиной трещины a (1 – комбинированный дефект, 2 – продольная поверхностная трещина)

Как можно видеть из графиков на рис. 2 и 3, живучесть элементов труб и срок службы существенно зависят от размера a начальной трещины. При этом за проектный срок службы (30 лет), которому соответствует $\sim 5 \cdot 10^5$ циклов изменения давления в нефтепроводе, аварийная ситуация, связанная с разгерметизацией трубы по причине развития усталостной трещины, не ожидается, если глубина a начальной трещины не превысит $\sim 4,5$ мм; для комбинированного дефекта разгерметизация трубы наступит если глубина a начальной трещины превысит $\sim 3,0$ мм.

Выводы. Влияние длительной эксплуатации и размера трещины на живучесть элемента нефтепровода на рассматриваемом участке можно проанализировать с помощью рис. 3. Как видно из рис. 3, трещина глубиной $a = 4,0$ мм в основном металле трубы может расти в течение ~ 50 лет до появления течи, однако при комбинированном дефекте трещина глубиной $a = 4,0$ мм вырастает менее чем за 10 лет!

Литература

1. Сосновский Л.А., Богданович А.В., Бордовский А.М. Живучесть линейной части нефтепровода. – Гомель: НПО «ТРИБОФАТИКА», 2004. – 112 с
2. Сосновский, Л.А. Анализ диаграммы циклического упругопластического разрушения образца с трещиной. Сообщение 1,2 / Л.А. Сосновский, А.В. Богданович // Проблемы прочности. – 1995. -№ 5-6. – С. 39 – 61.
3. Богданович, А.В. Об оценке ресурса труб нефтегазопроводов на основе деформационного критерия трещиностойкости / А.В. Богданович, В.М. Веселуха, А.Н. Козик, В.В. Воробьев // Актуальные вопросы машиноведения : сборник научных трудов. Выпуск 2, Минск, 2013 г. / редкол.: А.А. Дюжев (гл. ред.) [и др.]. – Минск, 2013. С. 243-246.
4. A.V. Bogdanovich and V.M. Veselukha. Cyclic crack resistance of the steel of oil mains after long periods of operation //Materials Science Volume 47, Number 1, 70-75, DOI: 10.1007/s11003-011-9369-6.
5. Сосновский, Л.А. Статистическая механика усталостного разрушения / Л.А. Сосновский. – Минск: Наука и техника, 1987. – 288 с.

УРАХУВАННЯМ СТРУКТУРНОЇ НЕОДНОРІДНОСТІ МАТЕРІАЛУ ОСІ КОЛІСНОЇ ПАРИ ПРИ ОЦІНЮВАННІ ЇЇ ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ

П.В. Ясній, П.О. Марущак, А.П. Сорочак

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

У статті проаналізовано вплив структурної неоднорідності матеріалу осі на його циклічну тріщиностійкість та запропоновано методику оцінювання залишкового ресурсу осей залізничних колісних пар. На основі запропонованої методики змодельовано підростання поверхневої втомної тріщини в осі з урахуванням зміни співвідношення півосей еліпса та параметрів циклічної тріщиностійкості.

Ключові слова: залізнична вісь, залишкова довговічність, циклічна тріщиностійкість, структурна неоднорідність.

Аналіз підходів до проектування. В процесі експлуатації конструкційні елементи багатьох машин і механізмів працюють під дією циклічного навантаження, що спричинює ймовірність їх втомного руйнування. Тому для них важливе значення має як оцінка довговічності на етапі проектування, так і визначення залишкового ресурсу в елементах конструкцій з наявними пошкодженнями у вигляді втомних тріщин.

Залізничні осі – вузли, що проектуються для нескінченного терміну служби і від яких значною мірою залежить безпека перевезень залізничним транспортом. Проте, в процесі експлуатації не можна уникнути виникнення пошкоджень через дію корозії, удари баласту залізничного полотна, пошкодження підшипникових вузлів, дефекти виготовлення [1-6]. Загальною є практика зняття з експлуатації осей, в яких методами неруйнівного контролю виявлено дефект або тріщину [7-9].

На даний час в практиці проектування відповідальних високонавантажених елементів конструкцій сформувався кілька концепцій, які по різному розглядають явище втоми матеріалів [1, 10]:

1. Концепція безпечної експлуатації (Safe-life) – компоненти залізничних візків проектуються на нескінченний термін експлуатації, при якому не допускаються жодні ефекти втоми.

2. Відмово стійка концепція (Fail-safe) – допускає можливість локалізованого втомного пошкодження елементів конструкції, але виключає можливість розвитку магістральної втомної тріщини.

3. Концепція допустимого пошкодження (Damage tolerance) – допускає можливість появи магістральної втомної тріщини і ставить за мету запобігання її росту до критичного розміру впродовж терміну експлуатації конструкції. Основним параметром є залишкова довговічність, виражена часом або кількістю циклів навантаження, за які початкова тріщина досягне критичної довжини.

Методика досліджень. Для оцінювання залишкового ресурсу осей колісних пар проводили ряд експериментальних досліджень, зокрема вивчали вплив асиметрії циклу навантаження на швидкість росту втомних тріщин на різних ділянках осі колісної пари.

Циклічну тріщиностійкість визначали за однісного розтягу призматичних зразків з центральною тріщиною розмірами 155x25x5 мм (рис. 1). Зразки вирізали із осі колісної пари на ділянці діаметром 198 мм на відстані 20 (ділянка А), 50 (ділянка В) і 81 мм (ділянка С) від її центру.

Дослідження проводили за однісного розтягу з

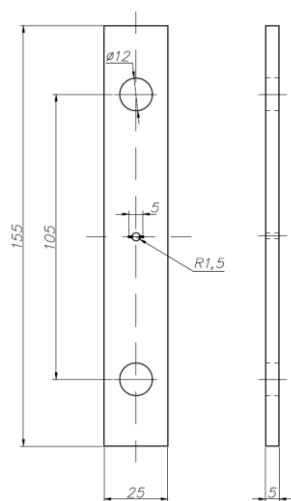


Рис. 1 – Зразок з центральною тріщиною для випробування на циклічну тріщиностійкість

коефіцієнтом асиметрії циклу навантаження $R = -1$ та $R = 0$. Частота навантаження складала $f = 10$ Гц, форма циклу – синусоїдальна. Дослідження проводили при кімнатній температурі на сервогидравлічній випробувальній установці типу STM-100 з комп’ютерною системою керування та реєстрації інформації BISS 2370.

Коефіцієнт інтенсивності напружень (КІН) циклу навантаження K для плоских зразків з центральною тріщиною визначали за формулою [11]

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \cdot Y, \quad (1)$$

де Y – поправкова функція [11]:

$$Y = \left[1 - 0,025 \left(\frac{a}{W/2} \right)^2 + 0,06 \left(\frac{a}{W/2} \right)^4 \right] \sqrt{\sec \frac{\pi a}{W}}, \quad (2)$$

де a – половина довжини тріщини; W – ширина зразка.

Розмах коефіцієнта інтенсивності напружень для різних асиметрій циклу навантаження обчислювали за рекомендацією стандарту ASTM [12]

$$\Delta K = \begin{cases} (1-R)K_{\max}, & R \geq 0 \\ K_{\max}, & R < 0 \end{cases} \quad (3)$$

де K_{\max} – максимальне значення коефіцієнта інтенсивності напружень в циклі навантажування.

Вплив структурної неоднорідності матеріалу на швидкість росту втомних тріщин. Вплив асиметрії циклу навантажування на швидкість росту втомної тріщини в сталі ОСЛ осі колісної пари досліджували в праці [13]. Отримані параметри циклічної тріщиностійкості для різних шарів матеріалу наведено в табл. 1. Отримані експериментальні залежності $da/dN - \Delta K$ апроксимували рівнянням Паріса

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (4)$$

де m, C – параметри, які визначали з експерименту.

При порівнянні діаграм втомного руйнування (ДВР) сталі ОСЛ, що отримані для різних ділянок вирізання при випробуванні за асиметрії циклу навантажування $R = 0$ (рис. 2, а), встановлено, що найвища швидкість поширення тріщин спостерігається у внутрішньому шарі (А), найнижча – у шарі В. Різниця між ними при невеликих значеннях КІН досить значна, майже в 10 разів. Проте при збільшенні КІН і наближенні до ділянки руйнування швидкості поширення тріщин для всіх досліджених ділянок осі майже однакові.

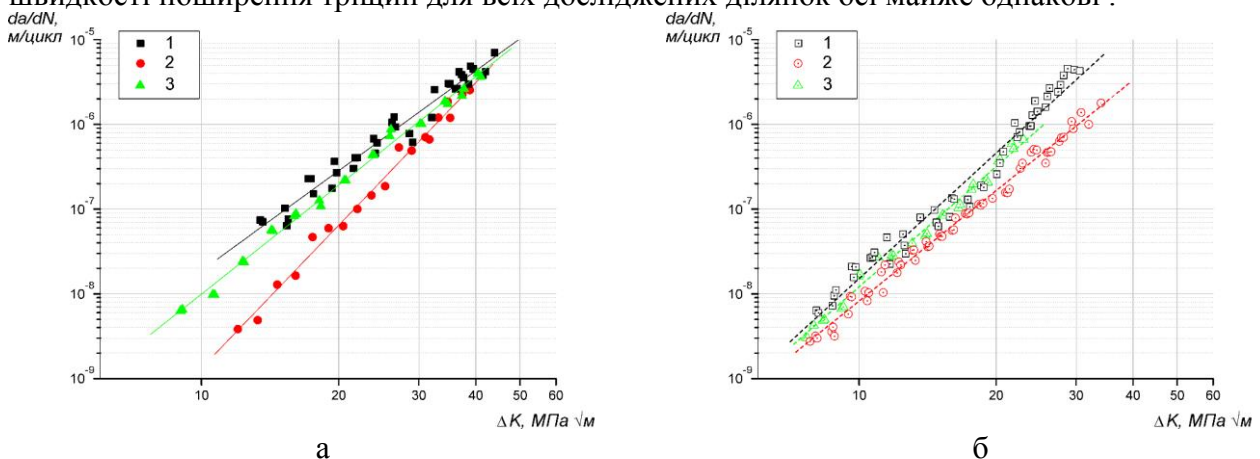


Рис. 2 – ДВР матеріалу осі за асиметрії циклу навантажування $R = 0$ (а) та $R = -1$ (б), вирізаного на різних відстанях від її центру: 20 мм (А) – 1; 50 мм (В) – 2; 81 мм (С) – 3

ДВР, отримані за амплітуди навантажування $R = -1$ (рис. 2, б), схожі до діаграм при $R = 0$ – найвища швидкість поширення тріщин спостерігається у внутрішньому шарі (А), найнижча – у шарі В. Але в цьому випадку різниця між ними значно менша, всього в 1,5-2 рази при невеликих значеннях КІН. За даної асиметрії циклу навантажування з ростом КІН

спостерігається збільшення різниці між швидкістю поширення тріщини в досліджених зонах вирізання. Так, при КІН $30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ вона складатиме близько 3 разів.

Слід зазначити, що для обох розглянутих асиметрій циклу навантажування значення швидкості поширення втомних тріщин для ділянки С знаходяться між значеннями для ділянок А і В. Така значна відмінність в швидкості поширення втомних тріщин на макрорівні пояснюється структурною неоднорідністю матеріалу, раніше встановленою на мезорівні для різних ділянок вирізання зразків [13, 14].

Таблиця 1 – Параметри циклічної тріщиностійкості сталі ОСЛ

R	Ділянка вирізання	$C, \frac{\text{м/цикл}}{(\text{МПа}\sqrt{\text{м}})^m}$	m
0	A	$2.26 \cdot 10^{-12}$	3.923
	B	$3.22 \cdot 10^{-15}$	5.615
	C	$5.34 \cdot 10^{-13}$	4.273
-1	A	$1.86 \cdot 10^{-13}$	4.911
	B	$3.87 \cdot 10^{-13}$	4.325
	C	$2.35 \cdot 10^{-13}$	4.710

Оцінювання залишкового ресурсу. Моделювали ріст поверхневої півеліптичної втомної тріщини у осі локомотива зі сталі ОСЛ (рис. 3). Методика розрахунку ґрунтується на припущеннях:

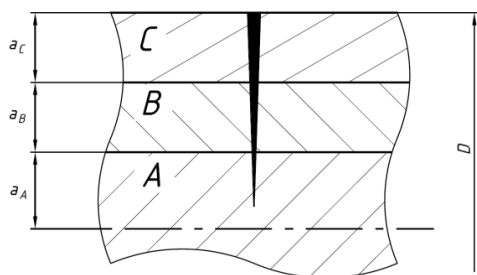


Рис. 3 – Геометричні параметри перерізу з півеліптичною тріщиною

1. Напружений стан осі локомотива з тріщиною описували на основі підходів лінійної механіки руйнування.

2. Вважали що тріщина поширюється лише за розтягуючої фази циклу навантажування.

3. Вісь розглядали за підходами мезомеханіки, як багатомасштабну механічну систему:

- макрорівень (ізотропне середовище);

- мезорівень (тришаровий циліндр);

- структурно-неоднорідне середовище (ферито-перлітна сталь).

Запропоновано модель статичного навантаження буксового вузла залізничного візка, що враховує схему дійсного експлуатаційного прикладення зусилля [6]. Навантаження P на буксу приймали рівним 260 кН . Модуль Юнга матеріалу (сталі ОСЛ) становив $E = 2 \cdot 10^5 \text{ МПа}$, коефіцієнт Пуассона $\nu = 0,3$. Поверхнева півеліптична тріщина розташована поблизу букси колісної пари, перпендикулярно до її повздовжньої осі. Залишкову довговічність осі оцінювали за однієї поверхневої півеліптичної тріщини початковою глибиною $a_0 = 5 \text{ мм}$. КІН для осі з поверхневою півеліптичною тріщиною визначали за формулою:

$$K = \sigma_{bg} \sqrt{\pi a} \cdot Y \quad (5)$$

де a – глибина тріщини; σ_{bg} – нормальні напруження в розрахунковому перерізі осі.

Поправкова функція для найглибшої т. А та поверхневої т. С обчислювалися за формулами з [15]:

$$Y_A = 0.854 - 6.027(a/D) + 27.839(a/D)^2 - 44.290(a/D)^3 \quad (6)$$

$$Y_C = 0.642 - 4.865(a/D) + 23.757(a/D)^2 - 33.466(a/D)^3 \quad (7)$$

Для моделювання РВТ використовували параметри циклічної тріщиностійкості C та m для різних шарів матеріалу, визначені експериментально (див. табл. 1).

Отримано залежність глибини тріщини від кількості циклів навантаження з врахуванням структурної неоднорідності матеріалу (рис. 4). Порівнюючи результати, одержані за запропонованою методикою з врахуванням структурної неоднорідності матеріалу та в припущенні гомогенного матеріалу, видно, що залишкова довговічність осі для асиметрії навантажування $R = -1$ на 5% менша значень одержаних в припущенні гомогенного матеріалу

для критичної довжини тріщини $a_{crit} = 50,8$ мм. Залишкова довговічність осі для асиметрії навантажування $R = 0$ на 7% нижча за значення, одержані в припущенні гомогенного матеріалу. Порівнюючи результати, одержані за запропованою спрощеною методикою та із урахуванням спектру навантажування, слід зазначити що залишкова довговічність осі для асиметрії навантажування $R = -1$ у 1,1 разів менша від значень одержаних за блочного спектру. Залишкова довговічність осі, обчислена для асиметрії навантажування $R = 0$ на 12% вища за значення одержані за блочного навантаження.

Таким чином, хоч дані є близькими, запропонований спосіб обчислення залишкової довговічності дає більш консервативну оцінку залишкового ресурсу осей і може бути запропонований для інженерного використання.

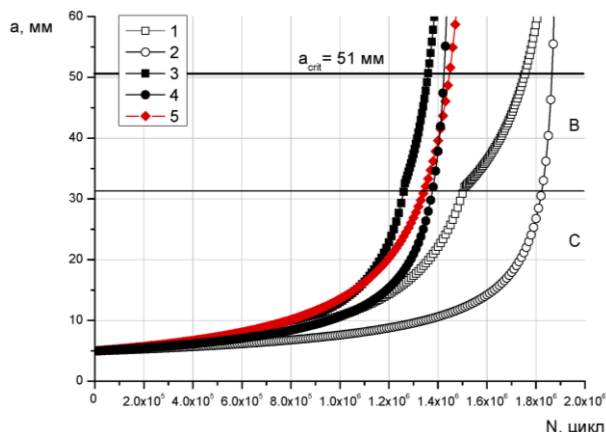


Рис. 4 – Залежність глибини тріщини від кількості циклів навантаження з врахуванням структурної неоднорідності матеріалу (1, 3) та в припущенні гомогенного матеріалу (2, 4, 5 – за даними О.П. Ясній, 2008) при $R=0$ (1, 2), $R=-1$ (3, 4) і блочному навантаженні (5)

Висновки. В даній роботі виявлено основні закономірності впливу градієнту фізико-механічних властивостей на швидкість росту втомних тріщин в сталі ОСЛ за асиметрії циклу навантажування $R = 0$ і $R = -1$ та запропоновано методику оцінювання залишкової довговічності осі колісної пари з напівеліптичним тріщиноподібним дефектом, яка враховує зміну характеристик циклічної тріщиностійкості матеріалу в радіальному напрямі осі. Методика дає можливість визначити параметри довжини тріщини для заданої кількості циклів навантаження і значення довговічності для заданої допустимої глибини тріщини.

Перелік посилань

- Zerbst, U. Fracture mechanics in railway applications – an overview [Text] / U. Zerbst, K. Maedler, H. Hintze // Fracture Mechanics. – 2005. – Vol. 72. – P. 163-194.
- Smith, R. A. A brief historical overview of the fatigue of railway axles [Text] / R. A. Smith, S. Hillnansen // Proceedings of Institute of Mechanical Engineering. Part F: Journal of Rail and Rapid Transit. – 2004. – Vol. 218. – P. 267-277.
- Gerdun, V. Failures of bearings and axles in railway freight wagons [Text] / V. Gerdun, T. Sedmak, V. Sinkovec, I. Kovse, B. Cene // Engineering Failure Analysis. – 2007. – Vol. 14. – P. 884-894.
- Hirakawa, R. The analysis and prevention of failure in railway axles [Text] / R. Hirakawa, K. Toyama, M. Kubota // International Journal of Fatigue. – 1998. – Vol. 20. – P. 135-144.
- Gravier, N. Predicting the life of railway vehicle axles [Text] / N. Gravier, J-J. Viet, A. Leluan // Proceedings of the 12th International Wheelset Congress (Quigdao, China, 21-25 September 1998). – Quigdao, 1998. – P. 133-146.
- Причини образования дефектов на поверхности железнодорожных осей [Текст] / Г. В. Левченко [и др.] // Теория и практика металлургии. – 2012. – № 5-6. – С. 97-101.
- Качество поверхности железнодорожных осей [Текст] / Г. В. Левченко [и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2013. – № 1. – С. 48-52.
- Криворучко, В. Н. Система автоматического неразрушающего контроля осей колёсных пар вагонов – оптимальное решение от отечественного производителя [Текст] / В. Н. Криворучко, А. В. Джаганян, А. В. Дидык // Доповіді 9-ої конф. «Неруйнівний контроль», 2007. – С. 37-41.
- Цомук, С. Р. Новые технологии и средства ультразвукового контроля колесных пар вагонов [Текст] / С. Р. Цомук // Вагонный парк. – 2011. – № 8. – С. 46-49.
- Zerbst, U. Parameters affecting the damage tolerance behaviour of railway axles [Text] / U. Zerbst, M. Schödel, H. T. Beier // Engineering Fracture Mechanics. – 2011. – Vol. 78, № 5. – P. 793-809.
- Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений [Текст]. В 2 т. Т. 1 / Под ред. Ю. Мураками; [пер. с англ.] – М. : Мир, 1990. – 448 с.
- ASTM E647-13aе1. Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates [Text] – West Conshohocken : ASTM International, 2013. – 43 p.

13. Sorochak, A. Cyclic fracture toughness of railway axle and mechanisms of its fatigue fracture [Text] / A. Sorochak, P. Maruschak, O. Prentkovskis // Transport and Telecommunication. – Vol. 16, No. 2. – 2015. – P. 158-166.
14. Maruschak, P. Effect of Load Ratio on Fatigue Failure Micromechanisms of Railway Axle Steel [Text] / P. Maruschak, A. Sorochak, S. Panin // Applied Mechanics and Materials. – Vol. 770. – 2015. – P. 209-215.
15. Yasniy, O. Assessment of lifetime of railway axle [Text] / O. Yasniy, Y. Lapusta, Y. Pyndus, A. Sorochak, V. Yasniy // International Journal of Fatigue. – Vol. 50. – 2013. – P. 40-46.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ І СТРУКТУРИ ЕПОКСИКОМПОЗИТИВ МОДИФІКОВАНИХ КАРБОНАТОМ СРІБЛА

А.В. Букетов¹, П.О. Марущак², О.О. Сапронов¹,
Д.О. Зінченко¹, С.В. Панін³

¹Херсонська державна морська академія, Херсон, Україна

²Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя, Тернопіль,
Україна

³Інститут фізики міцності і матеріалознавства СВ РАН, Томськ, Росія

The mechanism of influence normal and tangential stresses on the adhesive strength of the epoxy composite filled Ag_2CO_3 was described. The optimum filler content to form a coating with maximum values of adhesive strength in the separation and displacement ($q = 0.500$ wt%) was obtained. The mechanism Ag_2CO_3 impact on physical and mechanical properties of epoxy composites was generalized. To form the matrix with improved physical and mechanical properties of optimal content of carbonate arhentumu – $q = 0.500...1.000$ wt% was found. The fracture surfaces of epoxy composites with different content Ag_2CO_3 was examined by optical microscopy.

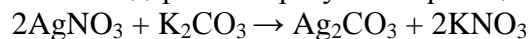
У процесі експлуатації на деталі машин, механізмів, металоконструкцій технологічного устаткування діють агресивні середовища, знакозмінні температури, динамічні навантаження, що призводить до зменшення ресурсу їх роботи та передчасного виходу із ладу [1, 2]. Для продовження ресурсу їх роботи на сьогодні доцільно використовувати захисні покриття. У цьому плані перспективним є застосування композитів на основі епоксидних зв'язувачів. На сьогодні епоксидні захисні покриття використовують у різних сферах промисловості як країн СНД, так і Європи. Застосування епоксидних захисних покриттів зумовлено широким спектром адгезійних, фізико-механічних, теплофізичних та антикорозійних властивостей [3, 4]. Підвищення експлуатаційних характеристик епоксидних композитів досягають модифікуванням матриці енергетичними полями, органічними та неорганічними хімічними компонентами (модифікаторами, пластифікаторами). Проте, одним із перспективних напрямків поліпшення властивостей композитів є використання наповнювачів [5, 6]. Перспективним у цьому плані є використання як наповнювача карбонату срібла, який містить активні групи ($-\text{C}-\text{O}-$, $-\text{C}=\text{O}$, $(\text{CO}_3)^{2-}$, KNO_3), що здатні взаємодіяти із епоксидним зв'язувачем [7, 8].

Мета роботи – дослідити вплив наповнювача карбонату срібла на властивості і структуру епоксидних композитів.

Матеріали та методика дослідження. Для формування епоксикомпозитних матеріалів використано епоксидний діановий олігомер марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84). Для зшивання епоксидних композицій використано твердник поліетиленполіамін ПЕПА (ТУ 6-05-241-202-78), що дозволяє затверджувати матеріали при кімнатних температурах. ПЕПА є низькомолекулярною речовиною, яка складається з таких взаємозв'язаних компонентів: $[-\text{CH}_2-\text{CH}_2-\text{NH}-]_n$. Твердник вводили у композицію за вмісту 10 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20.

Як наповнювач використано карбонат срібла Ag_2CO_3 (КС) з дисперсністю 0,5 мкм, який характеризується реакційною здатністю до взаємодії з макромолекулами епоксидного олігомеру завдяки значній кількості активних груп.

Слід зауважити, що наповнювач одержано в результаті реакції обміну:



Ag_2CO_3 вводили у зв'язувач за вмісту від 0,025 до 1,00 мас.ч. на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20 (тут і далі за текстом мас. ч. наводять на 100 мас.ч. епоксидного олігомеру ЕД-20).

Епоксидний композитний матеріал (КМ) формували за такою технологією: попереднє дозування епоксидної діанової смоли ЕД-20, підігрівання смоли до температури $T = 353 \pm 2 \text{ K}$ і її витримка при даній температурі впродовж часу $\tau = 20 \pm 0,1 \text{ хв}$; дозування наповнювача та подальше введення його у епоксидний олігомер; гідродинамічне суміщення олігомеру ЕД-20 і наповнювача впродовж часу $\tau = 1 \pm 0,1 \text{ хв}$; ультразвукове оброблення (УЗО) композиції впродовж часу $\tau = 1,5 \pm 0,1 \text{ хв}$; охолодження композиції до кімнатної температури впродовж часу $\tau = 60 \pm 5 \text{ хв}$; введення твердника ПЕПА і перемішування композиції впродовж часу $\tau = 5 \pm 0,1 \text{ хв}$. Надалі затверджували КМ за експериментально встановленим режимом: формування зразків та їх витримання впродовж часу $\tau = 12,0 \pm 0,1 \text{ год}$ при температурі $T = 293 \pm 2 \text{ K}$, нагрівання зі швидкістю $v = 3 \text{ K/хв}$ до температури $T = 393 \pm 2 \text{ K}$, витримання КМ впродовж часу $\tau = 2,0 \pm 0,05 \text{ год}$, повільне охолодження до температури $T = 293 \pm 2 \text{ K}$. З метою стабілізації структурних процесів у КМ зразки витримували впродовж часу $\tau = 24 \text{ год}$ на повітрі за температури $T = 293 \pm 2 \text{ K}$ з наступним проведенням експериментальних випробувань.

У роботі досліджували: адгезійну міцність при відриві (ГОСТ 14760-69) і зсуві (ГОСТ 14759-69), залишкові напруження (консольний метод), руйнівні напруження (ГОСТ 4648-71) і модуль пружності (ГОСТ 9550-81) при згинанні, ударну в'язкість (ГОСТ 4647-80). Фізико-хімічні зв'язки наповнювача реєстрували на ІЧ-спектрофотометрії марки «IRAffinity-1» (Японія) у ділянці хвильових чисел $\nu = 750 \dots 1500 \text{ см}^{-1}$ однопроменевим методом у відбитому світлі. Дослідження структури матеріалів проводили на металографічному мікроскопі моделі XJL-17AT.

Обговорення результатів. На початковому етапі проводили дослідження адгезійної міцності при відриві (σ_a), зсуві (τ) і залишкових напружень (σ_3) залежно від вмісту Ag_2CO_3 . Експериментально встановлено, що адгезійна міцність матриці при наведених вище режимах зшивання становить $\sigma_a = 24,4 \text{ МПа}$. Введення у епоксидний олігомер наповнювача КС за вмісту $q = 0,025 \dots 0,050 \text{ мас.ч.}$ призводить до збільшення адгезійної міцності при відриві ($\sigma_a = 29,40 \dots 39,05 \text{ МПа}$). Введення КС за вмісту $q = 0,100 \text{ мас.ч.}$ спричиняє появу максимуму на кривій залежності міцності адгезійних з'єднань від вмісту наповнювача. При цьому значення адгезійної міцності при відриві КМ становить $\sigma_a = 46,05 \text{ МПа}$. Вважали, що підвищення адгезійних характеристик зумовлено збільшенням швидкості перебігу фізико-хімічних процесів полімеризації при структуроутворенні матриці за рахунок підвищеної рухливості бокових груп епоксидного олігомеру. Подальше збільшення вмісту наповнювача у епоксидному зв'язувачі ($q = 0,250 \dots 1,00 \text{ мас.ч.}$) призводить до зниження адгезійних властивостей при відриві. За такого наповнення матеріал характеризується значенням адгезійної міцності в межах $\sigma_a = 37,48 \dots 40,68 \text{ МПа}$. Слід зазначити, що наповнення КМ добавкою КС понад $q = 0,100 \text{ мас.ч.}$ зумовлює зниження показників адгезійної міцності, проте значення адгезії знижується несуттєво (у межах $\Delta\sigma_a = 8,57 \text{ МПа}$). Тому, враховуючи економічну ефективність, доцільно використовувати КМ, наповнений карбонатом срібла за мінімального вмісту $q = 0,100 \text{ мас.ч.}$

Додатково проводили дослідження адгезійної міцності при зсуві. Максимальні значення адгезійної міцності при зсуві ($\tau = 12,59 \text{ МПа}$) спостерігали при вмісті КС $q = 0,500 \text{ мас.ч.}$

У результаті експериментальних досліджень встановлено дещо відмінні значення адгезійної міцності при зсуві, які не узгоджуються із результатами дослідження адгезійної міцності при відриві. Це свідчить про різну величину і механізм впливу нормальних та тангенціальних напружень на міцність епоксидного композиту.

Не менш важливим під час експлуатації захисного покриття є показники залишкових напружень, на які безпосередньо впливає природа самого наповнювача. Значення

залишкових напружень матриці, обробленої ультразвуком, становить $\sigma_3 = 1,4$ МПа. При введенні КС за вмісту $q = 0,025 \dots 0,100$ мас.ч залишкові напруження монотонно збільшуються і становлять $\sigma_3 = 1,43 \dots 1,81$ МПа. Отримані результати узгоджуються із результатами досліджень адгезійної міцності при відриві (σ_a) і зсуві (τ), оскільки за такого наповнення значення адгезійної міцності збільшуються. При подальшому збільшенні вмісту наповнювача до $q = 0,200 \dots 1,000$ мас.ч залишкові напруження зростають ($\sigma_3 = 2,50 \dots 2,71$ МПа). Максимальні значення залишкових напружень ($\sigma_3 = 2,71$ МПа) встановлено за вмісту Ag_2CO_3 $q = 0,250$ мас.ч.

Надалі проводили дослідження фізико-механічних властивостей КМ, наповнених Ag_2CO_3 . Встановлено, що руйнівні напруження при згинанні для епоксидної матриці становлять $\sigma_{3z} = 48,00$ МПа. Введення наповнювача КС за незначного вмісту ($q = 0,025 \dots 0,050$ мас.ч.) призводить до зниження показників руйнівних напружень до $\sigma_{3z} = 33,63 \dots 34,88$ МПа. Зниження властивостей за незначного вмісту Ag_2CO_3 свідчить про присутність кислотного залишку карбонатної кислоти (CO_3)²⁻ ($\nu = 1415,75 \dots 1396,46$ см⁻¹) та продукту реакції обміну KNO_3 ($\nu = 806,25$ см⁻¹), що виступають як концентратори напружень при полімеризації епоксидного зв'язувача. У результаті отримали КМ з невисокими показниками руйнівних напружень при згинанні. Надалі введення наповнювача за вмісту $q = 0,100$ мас.ч. зумовлює зростання руйнівних напружень при згинанні до $\sigma_{3z} = 69,42$ МПа. За рахунок збільшення вмісту наповнювача, відповідно, збільшується кількість активних центрів, здатних взаємодіяти із епоксидним зв'язувачем, а також кількості зв'язків С-О ($\nu = 1072,42$ см⁻¹). Цим пояснюють підвищення показників руйнівних напружень при згинанні КМ. При введенні карбонату срібла за вмісту $q = 0,250 \dots 0,500$ мас.ч. спостерігали незначне зменшення руйнівних напружень при згинанні $\sigma_{3z} = 60,10 \dots 63,20$ МПа (результати відрізняються в межах похибки експерименту). Максимальне значення руйнівних напружень при згинанні ($\sigma_{3z} = 120,41$ МПа) встановлено за вмісту КС $q = 1,000$ мас.ч.

Паралельно досліджували залежність модуля пружності при згинанні від вмісту карбонату срібла. Максимальне збільшення модуля пружності при згинанні КМ ($E = 3,39$ ГПа) встановлено при введенні у зв'язувач карбонату срібла за вмісту $q = 0,500$ мас.ч. Введення наповнювача у епоксидний зв'язувач понад $q = 0,500$ мас.ч. (а саме, за вмісту $q = 1,000$) призводить до зниження модуля пружності при згинанні матеріалів до $E = 2,51$ ГПа.

Надалі досліджували ударну в'язкість епоксикомпозитів, наповнених КС, за різного вмісту. Експериментально встановлено, що при введенні КС за вмісту $q = 0,025 \dots 0,250$ мас.ч. ударна в'язкість монотонно збільшується відносно вихідної матриці ($a = 7,27$ кДж/м²) і становить $a = 7,48 \dots 9,51$ кДж/м². Підвищення ударної в'язкості матеріалу до $a = 15,30$ кДж/м² виявлено при введенні КС за вмісту $q = 0,500$ мас.ч., що додатково узгоджується із результатами досліджень модуля пружності при згинанні і свідчить про інтенсифікацію процесів зшивання за даного наповнення КМ.

Методом оптичної мікроскопії досліджено поверхню зламу епоксидної матриці і композитів, наповнених карбонатом срібла. Аналіз фрактограм зламу епоксидної матриці дозволив встановити формування поверхні зламу з розгалуженими лініями сколювання, які мають виражені заглиблення, що характеризують напружений стан матеріалу та його крихкість.

Водночас у композитах, наповнених Ag_2CO_3 ($q = 0,100 \dots 1,000$ мас.ч.), спостерігали формування «голчастої» структури. Такі формування мають видовжений голчастий характер із щільним розташуванням елементів по усій поверхні сколювання. Це вказує на зменшення, порівняно з матрицею, напруженого стану у КМ, зростання в'язкості системи, що приводить до поліпшення фізико-механічних властивостей матеріалу. Вважали, що голчаста структура композиту визначає основний напрям його використання у вигляді мікроармуючого наповнювача. Водночас вказана структура є визначальною властивістю для зміцнення протикорозійних плівок та підвищення їх довговічності.

Висновки. На основі проведених досліджень можна констатувати наступне.

1. Встановлено оптимальний вміст Ag_2CO_3 у епоксидній матриці з поліпшеними адгезійними властивостями. Для формування покриття різного функціонального призначення, а саме з максимальними значеннями σ_a і τ доцільно використовувати КМ із вмістом $\text{Ag}_2\text{CO}_3 - q = 0,500$ мас.ч. При цьому значення залишкових напружень становить $\sigma_3 = 2,15$ МПа.

2. Доведено, що для формування матриці з поліпшеними фізико-механічними властивостями необхідно у епоксидний олігомер ЕД-20 (100 мас.ч.) вводити наповнювач карбонат срібла за вмісту $q = 0,500 \dots 1,000$ мас. ч. У такому випадку формується матеріал з наступними властивостями: руйнівні напруження при згинанні $\sigma_{3z} = 69,42 \dots 120,41$ МПа, модуль пружності при згинанні - $E = 3,39$ ГПа. При цьому максимальною здатністю протидіяти ударним навантаженням і його тріщиностійкості відзначається композитний матеріал із вмістом наповнювача $q = 0,500$ мас.ч. Ударна в'язкість такого композиту становить - $a = 15,30$ кДж/м².

3. Методом оптичної мікроскопії досліджено поверхню зламу розроблених композитних матеріалів. Характер фрактограм зламу підтверджує результати досліджень фізико-механічних властивостей композитів з даним вмістом наповнювача ($q = 0,500$ мас.ч.), де встановлено максимальні показники модуля пружності при згинанні та ударної в'язкості матеріалів.

1. Букетов А.В. Властивості модифікованих ультразвуком епоксипластів / А.В.Букетов, П.Д.Стухляк, І.В.Чихіра. – Тернопіль: Крок, 2011. – 201 с.
2. Исследование влияния 1,4-бис(Н,Н диметилдитиокарбамато)бензена на механические свойства эпоксидной матрицы / А.В. Букетов, А.А. Сапронов, В.Н. Яцюк, и др. // Пластические массы. – 2014. – № 3-4. – С. 26–34.
3. Дослідження впливу модифікатора 4,4'-метиленбіс (4,1-фенілен)біс(Н,Н-діетилдитіокарбамату) на структуру і властивості епоксидної матриці / А.В. Букетов, О.О. Сапронов, В.М. Яцюк, В.О. Скирденко // Пластические массы. – 2014. – № 7-8. – С. 9–16.
4. Оценки эффекта усиления при наполнении эпоксидных связующих наноразмерными частицами различной природы (компьютерные прогнозы) / Ю.Г. Яновский, Е.А. Никитина, С.М. Никитин, Ю.Н. Карнет // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2014. – Т.20. – №1. – С.34-57.
5. Яновский Ю.Г., Никитина Е.А., Никитин С.М., Карнет Ю.Н. Композиты на основе полимерных матриц и углеродно-силикатных нанонаполнителей. Квантово-механическое исследование механических свойств, прогнозирование эффекта усиления // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2009. – Т.15. – №4. – С.66-89.
6. Исследование влияния модификатора 2-метил-2-тиоцианато-3-(4-тиоцианатофенил)пропиоамида на структуру и свойства эпоксидной матрицы / А.В. Букетов, Н.В. Браило, О.О. Сапронов, В.Н. Яцюк // Механика композиционных материалов и конструкций – 2014. – № 4. – С. 164-172.
7. Influence of the ultrasonic treatment on the mechanical and thermal properties of epoxy nanocomposites / A.V. Buketov, O.O. Sapronov, M.V. Brailo, V.L. Aleksenko // Materials Science. 2014. - Vol. 49. - P. 696-702.
8. Investigation of thermophysical properties of epoxy nanocomposites / A. Buketov, P. Maruschak, O. Sapronov et al. // Abstract of the 13- th International Conference on Frontiers of Polymers & Advanced Materials (29 March - 02 April), Marrakesh, Morocco. – 2015. – P. 163.

МОДЕЛЮВАННЯ РОСТУ ПОВЕРХНЕВОЇ ТРІЩИНИ В КОЛЕКТОРІ ПАРОПЕРЕГРІВНИКА ТЕС

О.П. Ясній, Ю.І. Пиндус, В.П. Ясній

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна

Abstract. In the present study, the dependencies of residual lifetime of superheater collector upon temperature fluctuations range under quasi-static mode of operation were obtained. The residual durability was evaluated taking into account the effect of thermomechanical stresses. The stress intensity factors at the crack tip in the ligament between the holes of superheater collector were estimated using the finite element method. Paris equation was employed to assess the crack growth with the parameters obtained at temperature 500 ° C. It was found that the fluctuations of steam temperature at quasi-static mode of operation lead to the significant crack growth. The effect of temperature range on the crack propagation up to the critical crack size was estimated.

Безвідмовна робота електростанцій визначається надійністю основних елементів пароводяної системи енергоблоків [1], до яких належать і колектори пароперегрівачів котлів. Проблема забезпечення надійності обладнання ТЕС посилюється їх тривалою експлуатацією, а також виявленими пошкодженнями. Основними чинниками, які призводять до виникнення тріщин є неоднорідний розподіл температурного поля по товщині стінки та високий внутрішній тиск пари. Довговічність колекторів пароперегрівачів залежить від напружень, які виникають в найбільш навантажених ділянках. Як правило, пошкодження виникають на внутрішній поверхні у містках між отворами [2, 3].

Метою роботи є оцінка часу росту втомної тріщини від поточного розміру до максимально допустимого, спричиненого коливаннями температури за квазістатичного режиму експлуатації колектора пароперегрівача ТП-100.

Інформацію про колектор, з якого вирізали зразки для випробувань і режими його експлуатації, подано в табл. 1.

Таблиця 1

Інформація про колектор, із якого вирізано темплет

№ з/п	Параметри	Значення
1.	Номер блоку	2
2.	Дата введення в експлуатацію	1976 р.
3.	Тип колектора (холодний, гарячий)	гарячий
4.	Зовнішній діаметр колектора, мм	325
5.	Марка сталі	12Х1МФ
6.	Кількість пусків за час експлуатації	1257
7.	Внутрішній тиск під час експлуатації	14 МПа
8.	Температура експлуатації (зовнішня і внутрішня стінка)	545 °С – внутрішня 565 °С – зовнішня
9.	Місце вирізки темплету (відстань від торця колектора)	3,45 м
10.	Термін експлуатації, год.	187000

Температурні коливання. Для оцінювання залишкової довговічності скористалися експлуатаційними даними запису температури пари, які надані Бурштинською ТЕС. Температуру пари вимірювали під час експлуатації колектора хромель-алюмелевою термопарою і записували упродовж 54,5 год. з 4 год. 10 хв. 3.06.2013 р. на аналоговий потенціометр (рис. 1).

На рис. 2 представлено оцифровану температурну залежність пари під час режиму експлуатації, який трактують як типовий для колектора пароперегрівника при сталому навантаженні без холодних, напівхолодних і гарячих пусків блоку.

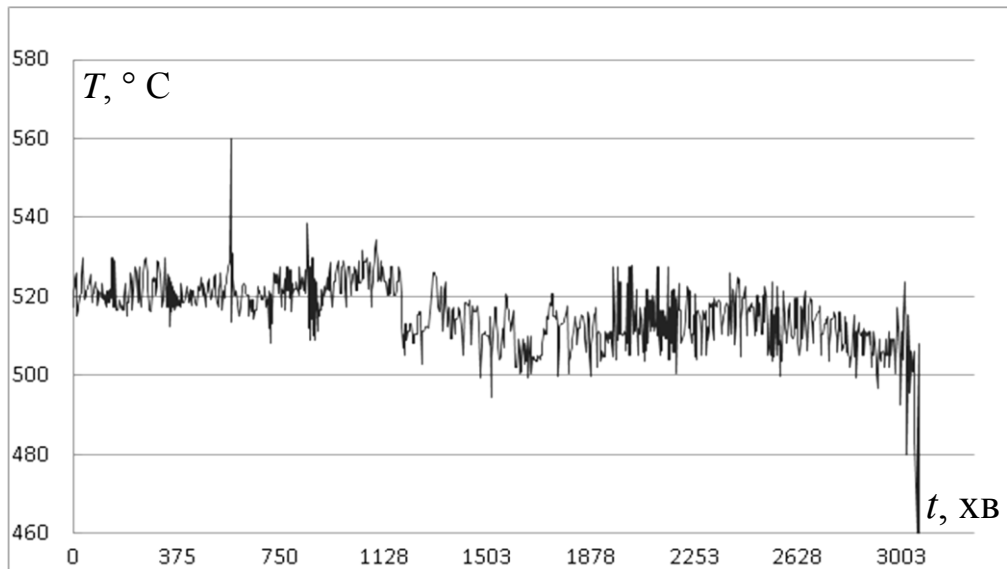


Рис. 2. Оцифрована температурна залежність пари в колекторі пароперегрівника під час сталого режиму експлуатації

Для спрощення аналізу при оцінці довговічності розмах коливань температури за квазісталого режиму експлуатації колектора класифікували аналогічно до праці [2]. У таблиці 2 наведено розмах температури пари і відповідні напруження для кожного класу.

Таблиця 2

Діапазони флуктуацій температури пари

Клас	Розмах коливань температури, $\Delta T, ^\circ\text{C}$	К-сть коливань температури, за добу	Максимальне напруження $\sigma_{yy}, \text{МПа}$	Розмах напруження $\sigma_{yy}, \text{МПа}$
0	$\Delta T < 10$	151	до 58,4	19,0
1	$10 < \Delta T < 30$	87	до 96,3	56,9
2	$\Delta T > 30$	1	до 127	87,5

На оцифрованій залежності температури пари в колекторі пароперегрівника знаходили локальні мінімуми та максимуми, за якими визначали кількість циклів певного класу.

Число коливань температури пари підраховували за період 50,25 год. і потім перерахували для доби експлуатації для кожного класу навантаження таблиці 2.

Розмах нормальних напружень σ_{yy} вздовж осі OY колекторної труби (рис. 4), спричинених флуктуацією температури пари обчислювали МСЕ, використавши програмне забезпечення ANSYS [3].

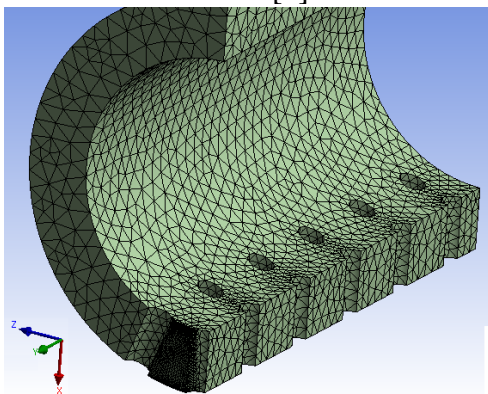


Рис. 3. Повномасштабна СЕ модель колектора пароперегрівача

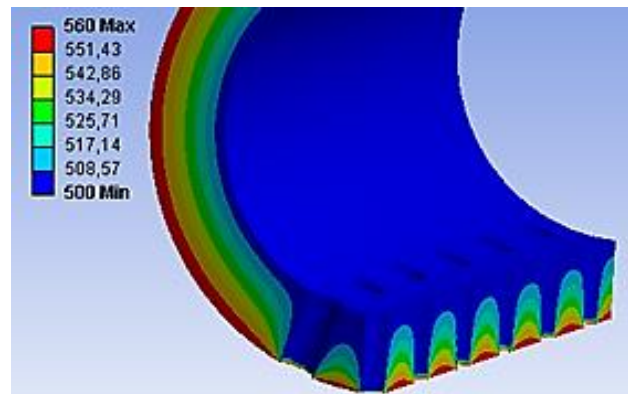


Рис. 4. Розподіл температурного поля колектора при температурі внутрішньої поверхні 500°C , зовнішньої 560°C

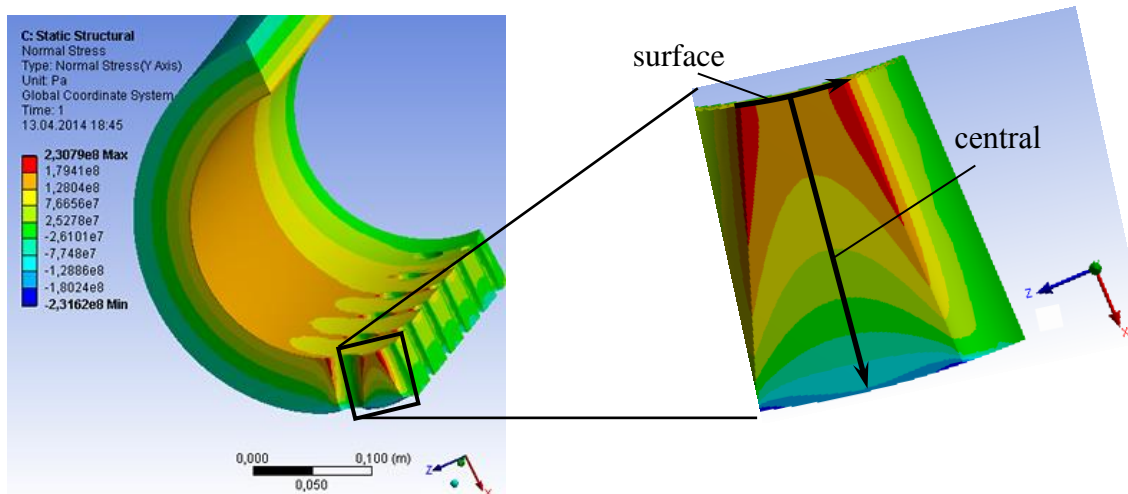


Рис. 5. Розподіл нормальних напружень σ_{yy} у колекторі пароперегрівача за внутрішнього тиску 14 МПа та температури внутрішньої поверхні 500 °С, зовнішньої 560 °С

Отримано залежність нормального напруження посередині проміжку між отворами на внутрішній поверхні (посередині відрізка "surface") від різниці температур ΔT :

$$\sigma_{yy}(\Delta T) = \sigma_{yy}(\Delta T = 0)(1 + 0,048\Delta T). \quad (1)$$

В табл. 2 представлено напруження σ_{yy} , обчислені за формулою (1) для внутрішньої поверхні колектора посередині містка між отворами.

Визначення залишкової довговічності колектора пароперегрівника. У таблиці 3 подано вихідні дані для розрахунку залишкової довговічності колектора пароперегрівника з дефектом глибиною 25 мм вздовж центрального отвору.

Вважатимемо, що підростання тріщини відбувається за законом Періса [4]

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n, \quad (3)$$

де C , n – експериментально визначені параметри; N – кількість циклів навантажування; a – глибина тріщин; $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ – розмах коефіцієнту інтенсивності напружень (КІН), K_{\max} , K_{\min} – максимальний та мінімальний КІН циклу навантаження, відповідно.

КІН визначали за формулою [3]:

$$K_I = \sigma_{yy}(\Delta T) \sqrt{\pi a} \cdot Y\left(\frac{l}{w}, \Delta T\right),$$

де $Y\left(\frac{l}{w}; \Delta T\right) = (0,54 + 0,32e^{(-\Delta T/15,62)}) \cdot \left(\frac{l}{w}\right)^{-0,295}$ – поправкова функція, визначена у праці [3].

Параметри C та n для сталі 12Х1МФ за 500° С взяли з праці [5], згідно з якою $C = 1,96 \cdot 10^{-10} (\text{м/цикл}) (\text{МПа}\sqrt{\text{м}})^{1-n}$, $n = 2$.

Таблиця 3

Основні параметри експлуатаційного навантаження колектора пароперегрівника за квазістаціонарного режиму роботи

Параметри експлуатації	Квазістатична флуктуація температури
Форма циклу	пилкоподібна
Розмах напруження	пружний
Частота	$5 \cdot 10^{-4}$ до $5 \cdot 10^{-3}$
Коефіцієнт асиметрії циклу, R	0,3 – 0,6
Кількість випадків за рік	Клас 1: 31755
	Клас 2: 365

Кількість коливань температури дорівнює 87 раз на добу для 1-го класу і 1 раз на добу для 2-го класу і відбуваються вони відповідно через кожних 0,28 і 24 год.

Кількість циклів для підростання тріщини з поточної глибини 25 мм до критичного розміру дефекту 35 мм наведено на рис. 4. Із підвищенням різниці температур між зовнішньою і внутрішньою стінками колектора від 10 °С до 50 °С кількість циклів навантаження необхідна для підростання тріщини на глибину до 35 мм зменшується в 24,72 рази від $2,2 \cdot 10^6$ до $8,9 \cdot 10^4$, або 251,17 тис. год. до 10,16 тис. год. Обчислено, що середнє значення розмаху коливання температури для класу 1 складає 15 °С, для класу 2 – 46,2 °С. Для підростання тріщини від поточної глибини 25 мм до критичного розміру дефекту 35 мм за коливань температури класу 1 (класу 2) необхідно відповідно 112 тис. год. і 10,2 тис. год. експлуатації.

Передбачалося, що механізм росту тріщини визначається тільки втомою, яка може бути розділена на клас 1 і клас 2 коливання температури.

Розширення ресурсу колектора може бути досягнуто за рахунок зменшення розмаху коливань температури та їх частоти.

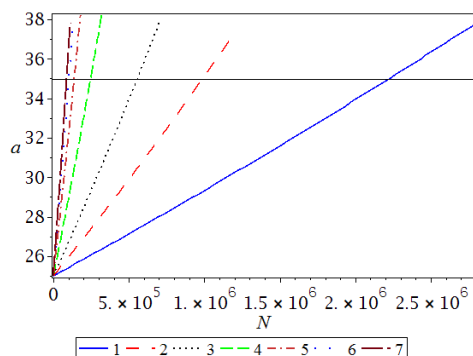


Рис. 4. Залежність глибини тріщини уздовж трубного отвору від кількості циклів навантаження: $\Delta T = 10$ °С – (1); 15 °С – (2); 20 °С – (3); 30 °С – (4); 40 °С – (5); 46,2 °С – (6); 50 °С – (7)

Висновки. Залишкову довговічність колектора пароперегрівача досліджено на основі аналізу напружень, обчислених за методом скінчених елементів для визначення максимально допустимого розміру дефекту і часу його підростання до критичної глибини вздовж центрального отвору.

Цикли напружень за рахунок теплових флуктуацій були згруповані у два класи. Досліджено, що коливання температури пари при квазісталому режимі експлуатації значно сприяють зростанню тріщин. Ці цикли напружень були ідентифіковані і визначені як найвпливовіший чинник зростання тріщини. Отримано залежності залишкового ресурсу колектора від розмаху коливань температури за квазісталого режиму експлуатації.

Література

1. Механіка руйнування і міцність матеріалів: довідн. посібник [Текст] / за заг. ред. Панасюка В.В. – Том 7: Надійність та довговічність елементів конструкцій теплоенергетичного устаткування / І.М. Дмитрах, А.Б. Вайнман, М.Г. Стащук, Л. Тот; за ред. І.М. Дмитраха. – Київ: ВД "Академперіодика", 2005. – 378 с.
2. Kwon O. The effect of the steam temperature fluctuations during steady state operation on the remnant life of the superheater header / O. Kwon, M. Myers, A.D. Karstensen, D. Knowles // Int. J. of Pressure Vessels and Piping. – 2006. – **83**, Issue 5. – P. 349–358.
3. Ясній О.П. Оцінка коефіцієнтів інтенсивності напружень в півеліптичних тріщинах колектора пароперегрівача ТЕС / О.П. Ясній, Ю.І. Пиндус, В.П. Ясній // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». – Луцьк, 2014. – Вип. № 47. – С. 211–220.
4. Paris P. A critical analysis of crack propagation laws / P. Paris, F. Erdogan // Journal Basic Engineering. – 1963. – P. 528–534.
5. Ясній О.П. Вплив температури на циклічну тріщиностійкість сталі колектора пароперегрівача / О. Ясній, В. Бревус, В. Немченко // Вісник ТНТУ. — 2012. — Том 68. — № 4. — С.35-41.

МОДЕЛЮВАННЯ МСЕ ВЗАЄМОДІЇ ДВОХ ПІВЕЛІПТИЧНИХ ПОВЕРХНЕВИХ ТРІЩИН ПРИ РОЗТЯГУ

П. Ясній, І. Підгурський

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

Abstract. Surface cracks are a common phenomenon in structural elements of construction frequently as a result of high values of the stress in the body and availability of defects. Such defects can sufficiently reduce the service life of structural components causing their premature failure, especially under repeated loading. Definition of the stress intensity factors is one of the most important tasks for the residual life of structures estimation. In any linear elastic fracture mechanics (LEFM) problem, precise computation of stress intensity factors accurately is of great importance. In order to specify SIF along the front of two interacting semi-elliptical surface cracks, the problem of their evaluation using the finite element method was studied. A three-dimensional model of the sample with the global model elements and the model of crack area with a local mesh with tetrahedral elements were developed. The mutual influence of cracks was found to start when the distances between the cracks are commensurate with the size of surface cracks. When the distance between the cracks is close to merger, the SIF K_I values for inside surface points of the crack contour significantly increase.

Одним з найрозповсюдженіших дефектів, що обмежує термін безпечної роботи виробів, є поверхневі тріщини, які при статичному чи циклічному навантаженні можуть розвинути до критичних значень. Для надійної оцінки живучості елементів машин чи конструкцій при наявності поверхневих тріщин, особливо таких, що одночасно розповсюджуються одна біля іншої, необхідно розвивати методи, що уточнюють значення оцінки коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН) вздовж контуру поверхневих тріщин при їх взаємному впливі. Результати досліджень у цьому напрямку представлені у роботах [1-4]. Їхній аналіз свідчить про зростання значень КІН вздовж внутрішніх півконтурів поверхневих тріщин, що знаходяться на близькій відстані і взаємодіють одна з одною. Особливості поведінки поверхневих дефектів при їх взаємодії і об'єднанні в магістральну тріщину не відображені в нормативних документах [5] через складність їх математичного опису.

Мета даної роботи – дослідження КІН методом скінчених елементів вздовж контурів двох поверхневих півеліптичних тріщин при їх взаємодії при одновісному розтягу пластин скінчених розмірів.

Результати досліджень та їх обговорення. Коефіцієнт інтенсивності напружень K_I у будь-якій точці фронту одинарної поверхневої півеліптичної тріщини представляють у вигляді [6]:

$$K_I = \frac{\sigma_n \sqrt{\pi a}}{E(k)} \cdot F_S \left(\frac{a}{c}; \frac{a}{t}; \frac{c}{b}; \varphi \right), \quad (1)$$

де σ_n – номінальні напруження, МПа; $F_S \left(\frac{a}{c}; \frac{a}{t}; \frac{c}{b}; \varphi \right)$ – поправкова функція, що враховує

вплив вільних поверхонь; $E(k)$ - повний еліптичний інтеграл другого роду.

Розподіл коефіцієнтів інтенсивності напружень вздовж фронту поверхневої тріщини отримано методом скінчених елементів (МСЕ). Методика досліджень описана у [7]. Застосовували спеціалізований програмний пакет «ANSYS-Workbench – 14.5» [8]. Змодельовано поверхневі півеліптичні тріщини у пластині скінчених розмірів під дією розтягуючих напружень. Створено тривимірну модель зразка з глобальною сіткою елементів та модель області тріщини з локальною сіткою. Елементи сітки тетрадричні. Розмір елементів глобальної сітки – 2,75 мм, локальної – 0,1 мм. Моделювали зразок товщиною $t=20$ мм з низьколегованої сталі 09Г2С з $\sigma_T=350$ МПа та прикладеними напруженнями $\sigma_n = 200$ МПа. Коефіцієнт Пуассона при пружному деформуванні становив $\nu=0,3$. У результаті обчислень отримано значення КІН вздовж контуру поверхневої тріщини $\varphi=0 \dots 2\pi$.

Визначення КІН по контуру подвійних тріщин проведено для двох випадків. У першому випадку досліджувався взаємний вплив двох тріщин з незмінними параметрами, але зі змінною відстанню між ними. У другому випадку незмінною залишалася відстань між тріщинами, але змінювалось співвідношення півосей тріщин.

Розглянемо перший випадок. Досліджувалися дві однакові поверхневі півеліптичні тріщини з розмірами $2c=15$ мм, $a/c=0,7$ та відстанями між ними 15 мм, 5 мм та 2 мм (рисунок 1).

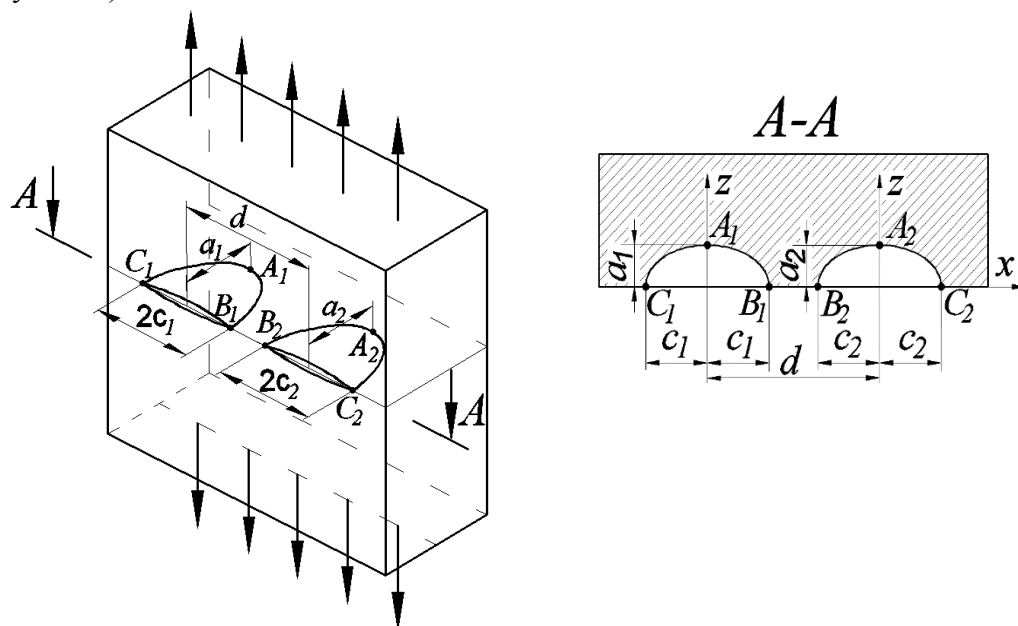


Рисунок 1. Поверхневі півеліптичні тріщини у пластині скінченних розмірів.

На рисунку 2 зображена скінчено-елементна модель пластини із двома півеліптичними тріщинами однакового розміру та розподіл значень КІН K_1 вздовж фронту кожної з тріщин.

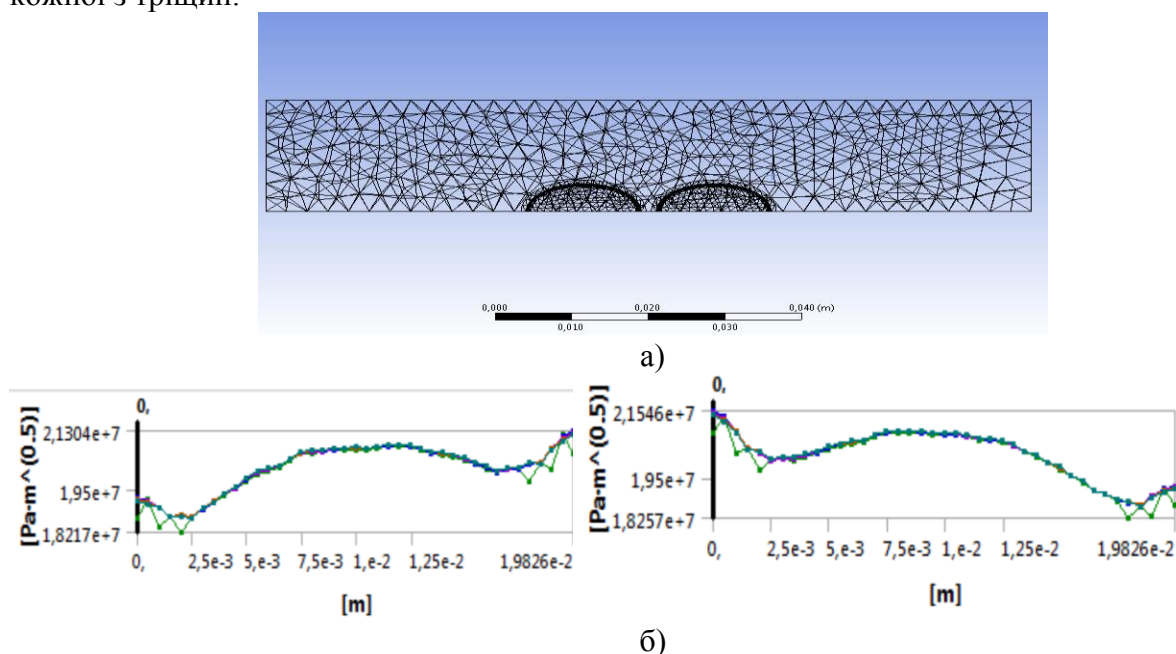


Рисунок 2. Скінчено-елементна модель – а) та розподіл КІН – б) вздовж фронту однакових колінеарних поверхневих тріщин при їх взаємодії.

Встановлено, що при відстанях між тріщинами, співрозмірними з розмірами взаємодіючих тріщин спостерігається збільшення КІН, яке стає суттєвішим при зближенні тріщин. Отриманий результат співпадає з даними робіт [1, 4]. Для такого випадку збільшення

КІН для внутрішніх поверхневих точок тріщин, які лежить на поверхні зразка, не перевищує 1% (розглядалися тріщини розміром $2c=15$ мм на поверхні і з таким же проміжком між ними). При розташуванні тріщин на ближчій відстані (5 мм одна від одної) відношення КІН складає $\frac{K_{I B_1}}{K_{I C_1}} = \frac{K_{I B_2}}{K_{I C_2}} = 1,044$, а на відстані 2 мм – $\frac{K_{I B_1}}{K_{I C_1}} = \frac{K_{I B_2}}{K_{I C_2}} = 1,117$ (рис. 3, а).

Як бачимо, при зближенні тріщин значення КІН K_I для точок внутрішніх півконтурів тріщин стрімко зростає. Збільшення значень КІН K_I для найглибших точок тріщин має менш виражений характер (рисунок 3, б). У цьому випадку порівнювали результати КІН у точці А взаємодіючих тріщин та КІН у цій же ж точці A'_1 одинарної тріщини.

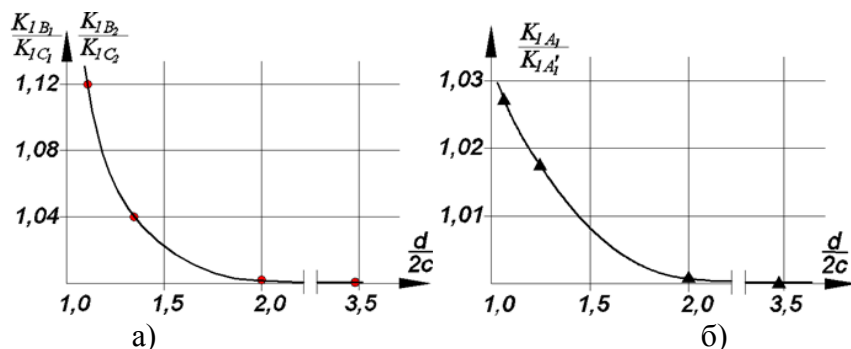


Рисунок 3. Відношення КІН K_I при взаємному впливі двох однакових півеліптичних тріщин: а) внутрішні поверхневі точки B_1 ; B_2 ; б) найглибші точки контуру A_1 ; A_2 .

У другому випадку (рисунок 4) моделювались подвійні тріщини з різним співвідношенням осей $a/c = 0,2; 0,4; 0,6; 0,8$ і відповідною глибиною $a/t = 0,2; 0,4; 0,6; 0,8$ при незмінних півосях $c = 10$ мм та відстані між тріщинами 1,5 мм. КІН вздовж контуру поверхневих тріщин обчислено за одновісного розтягу зрізків товщини $t = 10$ мм при $\sigma = 200$ МПа.

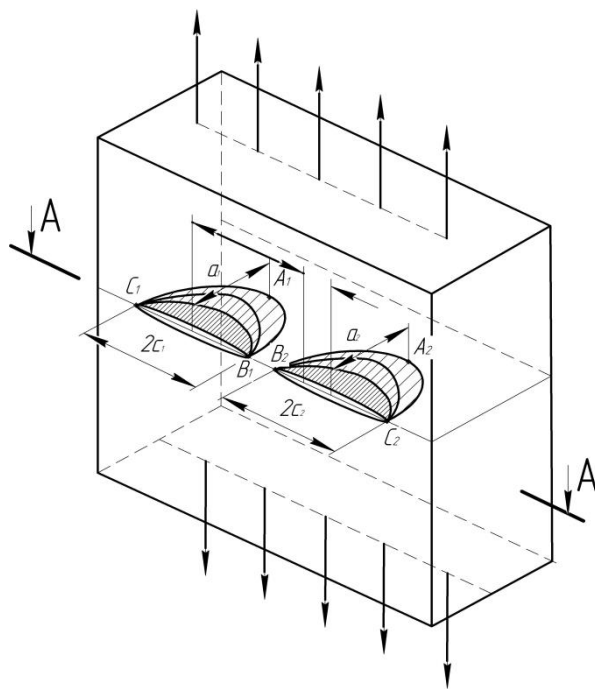


Рисунок 4. Моделювання поверхневих півеліптичних тріщин у пластині скінчених розмірів.

Результати взаємного впливу подвійних тріщин за даними порівнянь КІН K_I кожної внутрішньої поверхневої точки однієї з тріщин з відповідною зовнішньою поверхневою точкою іншої тріщини представлено на рис. 5.

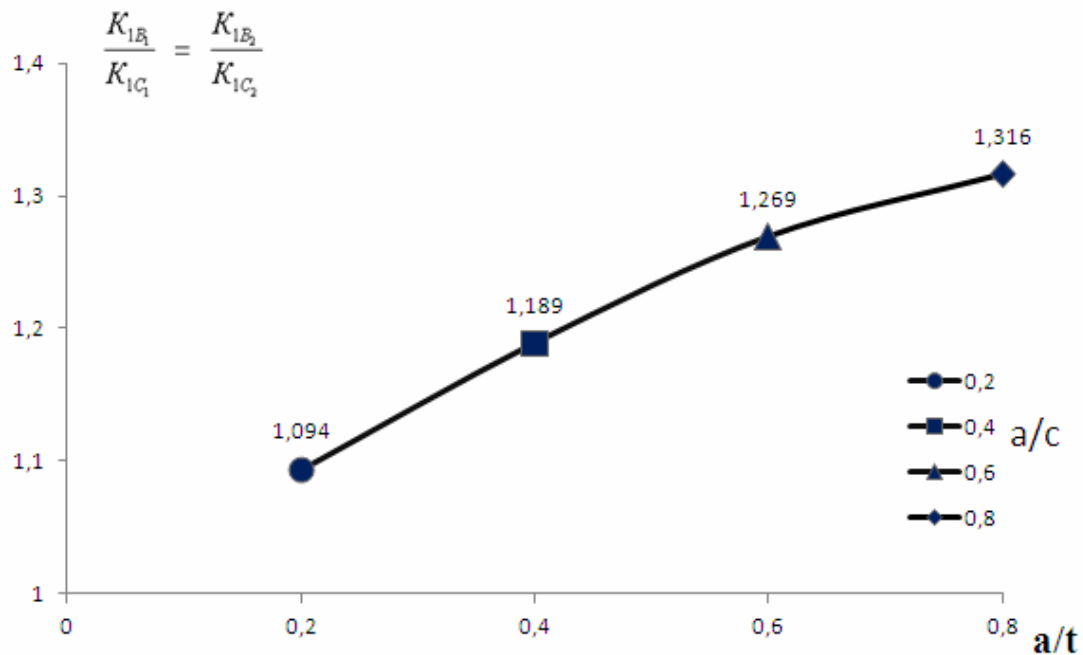


Рисунок 5. Ефект взаємодії подвійних півеліптичних поверхневих тріщин на значення КІН внутрішніх поверхневих точок при зміні співвідношення осей $\frac{a}{c}$

Встановлено, що при зростанні співвідношення півосей $\frac{a}{c}$ тріщини збільшується КІН K_I для внутрішніх крайніх поверхневих точок взаємодіючих тріщин (на 57% при $\frac{a}{c} = 0,6$ та 32% при $\frac{a}{c} = 0,8$) (рисунок 5), а також для точок внутрішніх півконтурів взаємодіючих тріщин.

Отже, методом скінчених елементів здійснено моделювання подвійних півеліптичних поверхневих тріщин та проведено оцінку впливу їх взаємодії на значення КІН для точок контурів поверхневих тріщин.

Список літератури

1. Carpintyri A., Brighenti R., Vantadori S. A numerical analysis on the interaction of twin coplanar flows/ Engineering Fracture Mechanics, 2004. – V. 71. – P. 485-499.
2. Shlyannikov V.N., Tumanov A.V. Mixed Mode 3D Stress Fields and Crack Front Singularities for Surface flow/ Precedia Engineering, 2011. – Vol. 10. – P. 1133-1138.
3. Bezensek B., Hancock J.W. The re-characterisation of complex defects. Part I: Fatigue and ductile tearing/ Eng. Fract. Mech., 2004. – V. 71. – P. 981-1000.
4. Patel S.K., Dattaguru B., Romachandra K. Multiple interacting and Coalescing Semi-Elliptical Surface Cracks in Fatigue. P. 1: FEA// SL, 2010. – V. 3. – № 1. – P. 37-57.
5. МР-125-01-90. Расчет коэффициентов интенсивности напряжений и коэффициентов ослаблений сечений для дефектов в сварных соединениях. – К.: ИЭС им. Е.О. Патона, 1990. – 55с.
6. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений / Под ред. Ю. Мураками. – М.: Мир, 1990. – Т.1, Т.2. – 1016с.
7. Ясній П. Підгурський І. Дослідження КІН двох взаємодіючих поверхневих півеліптичних тріщин методом скінчених елементів / Вісник ТНТУ — Тернопіль : ТНТУ, 2014. — Том 74. — № 2. — С. 15-25
8. Морозов Е., Муйземнек А., Шадский А. ANSYS в руках инженера. Механика разрушения. – М.: Ленард. – 456с.

МІЦНІСТЬ ТА ПОШКОДЖУВАНІСТЬ РІЗАЛЬНИХ КРОМОК ТВЕРДОСПЛАВНИХ ПЛАСТИН ПРИ ЛОКАЛЬНОМУ НАВАНТАЖЕННІ

¹Ю. Родічев, ¹О. Сорока, ²В.Майборода

¹Інститут проблем міцності імені Г.С. Писаренка НАН України
²Національний Технічний Університет України «КПІ»

Abstract. The influence of wear-resistant *PVD* - coating *TiAlN* and magnetic abrasive machining (MAM) on mechanical behavior of cutting edges of carbide cutting tool under local loading is studied. To obtain continuous characteristics of mechanical behavior such as damageability and fracture resistance under local loading the testing method of next to edge surface of the cutting tip scanning is used.

Вступ. Аналіз відмов інструменту при обробці на важких верстатах [1] показує, що поряд з виходом з ладу інструменту внаслідок зносу та суцільного руйнування, значна частина відмов спричиняється крихким руйнуванням різальної кромки твердосплавної пластини, яке проявляється в викришуванні та відколюванні різальних кромок. Це обумовлює, по-перше, необхідність застосування спеціальних методик для визначення параметрів пошкоджуваності та опору руйнуванню, а по-друге, визначення впливу методів модифікації твердого сплаву на ці параметри. Відомі методи оцінки опору крайовому відколюванню крихких матеріалів з використанням алмазних інденторів, а саме інденторів Роквелла та Вікерса [2-4]. До них відносяться метод крайового відколювання при індентуванні краю зразка на деякому віддаленні від кромки і метод дряпання з відколюванням [5-6]. В роботі [7] нами визначені недоліки цих методів, серед яких необхідність використання спеціальних зразків, дискретність оцінки внаслідок відсутності суцільного сканування усєї кромки; неможливість реалізації методики в безпосередній близькості до кромки, швидке руйнування алмазного індентора при відколюванні твердого сплаву. Там же зроблено висновок щодо неможливості оцінки механічної поведінки локальних характеристик міцності та пошкоджуваності кромки твердосплавних різальних за традиційними методиками і запропоновано методику оцінки цих параметрів на основі сканування різальної кромки, яке відбувається шляхом прикладання контактного зусилля з тертям при переміщенні навантажувального елемента з циліндричною поверхнею вздовж грані пластини.

Наразі, на практиці, з метою покращення експлуатаційних характеристик застосовуються твердосплавні різальні пластини, поверхня яких модифікована різними методами: захисними покриттями, зокрема *PVD* - покриттями, магнітно-абразивною обробкою (МАО). Вплив цих видів модифікації на характеристики зносостійкості твердосплавних пластин вивчався в багатьох роботах [8-10]. Водночас, вплив *PVD* – покриттів та МАО на опір викришуванню та відколюванню різальних кромок вивчено недостатньо.

Метою дослідження є визначення механічної поведінки різальних кромок при локальному навантаженні та оцінка впливу методів модифікації твердого сплаву на параметри пошкоджуваності та опору руйнуванню твердосплавних пластин за методикою безперервного сканування різальних кромок.

Експериментальні дослідження. Досліджувались різальні кромки твердосплавних багатогранних неперезагострювальних різальних пластин зі сплаву ВК8 у вихідному стані, після нанесення зносостійкого стовпчастого *PVD* - покриття *TiAlN* завтовшки 5мкм та після магнітно-абразивної обробки (МАО). Сканування різальної кромки із постійною силою здійснювалось при переміщенні навантажувального елемента - індентора, яким слугувала стандартна твердосплавна багатогранна неперезагострювальна пластина із стабільним радіусом закруглення. Для оцінки впливу рівня навантаження на механічну поведінку різальної кромки випробування проводилось при декількох значеннях локального

навантаження. Діпазон навантаження обирався таким чином, щоб відбувалось утворення відколів по задній поверхні пластини. Твірна циліндричної поверхні індентора розташовувалась під кутом 12° відносно передньої поверхні пластини, що досліджувалась. Сканування здійснювалось по передній поверхні. Для реалізації випробувань застосовано розроблений нами пристрій [7]. Випробування у режимі безперервного сканування краю виконується у два етапи. Спочатку за режимом однократного навантаження формується початковий відкол кромки. Потім під тією ж вертикальною силою зразок повільно пересувається на задану довжину силового сканування кромки. Лінійні розміри, площа та щільність утворених відколів характеризують пошкоджуваність та опір локальному навантаженню і можуть слугувати для оцінки механічного стану кромки і фізико-механічних властивостей матеріалу. На довжині сканування l вимірюються глибина відколів h_i по задній поверхні, лінійний розмір ділянки відколу вздовж кромки b_i , N – кількість відколів. Визначається максимальна глибина відколу h_{max} , середня глибина відколу h_{mean} , сумарна довжина b ділянки з відколами вздовж довжини сканування l . Розраховуються площі відколів F_i та визначається сумарна площа відколів. Як показники локального опору руйнуванню кромки використовуються: відношення навантаження до середніх значень розмірів відколів P/h_{mean} . Пошкоджуваність характеризується лінійними розмірами h_{max} , h_{mean} , b , їх співвідношенням h_{max}/h_{mean} , площею F і щільністю відколів b/l .

Результати. Деякі результати аналізу опору руйнуванню та пошкоджуваності різальної кромки пластини зі сплаву ВК8 при різних рівнях навантаження на індентор представлено в таблиці 1.

Таблиця 1

Деякі результати аналізу опору руйнуванню та пошкоджуваності різальної кромки багатогранної неперезагострювальної пластини зі сплаву ВК8

Аналіз середніх величин відколів по задній поверхні тврдосплавної пластини (рис.5)

Параметр	$P = 35,9\text{Н}$			$P = 50,6\text{Н}$			$P = 79,97\text{Н}$		
	Вих. стан	МАО	TiAlN 5мкм	Вих. стан	МАО	TiAlN 5мкм	Вих. стан	МАО	TiAlN 5мкм
h_{max} , мм	0,088	0	0,143	0,132	0,061	0,154	0,23	0,132	0,154
h_{mean} , мм	0,057± 0,014	0	0,087± 0,021	0,0736± 0,013	0,054± 0,011	0,084± 0,024	0,11± 0,018	0,079± 0,027	0,095± 0,026
P/h_{mean} , Н/мм	614		402	679	925	595	729	1005	842
h_{max}/h_{mean}	1,54		1,64	1,79	1,13	1,83	2,07	1,66	1,62
b , мм	1,32	0	8,08	5,425	0,572	8,15	9,64	8,095	9,91
b/l	0,147 (14,7%)	0	0,897 (89,7%)	0,477 (47,7%)	0,05 (5%)	0,783 (78,3%)	0,860 (86%)	0,710 (71%)	1 (100%)
F , мм ²	0,062	0	0,681	0,248	0,024	0,577	0,800	0,680	0,828
F/l , мм ² /мм	0,007	0	0,0687	0,0218	0,0021	0,0554	0,0714	0,0596	0,0836

показав, що геометричний параметр пошкодження ваності кромки

пластини ВК8 у вихідному стані h_{mean} майже лінійно залежить від навантаження на індентор. МАО знижує величини середніх значень відколів для всіх значень навантажень. При $P = 35,9\text{Н}$ відколи на кромці після обробки МАО ще не утворилися (зародки майбутніх відколів у вигляді тріщин на передній поверхні не спостерігаються). В області 35,9...50 Н наявність стовбчастого покриття призводить до збільшення відколів, як у порівнянні з

вихідним станом, так, і ще більшою мірою, порівняно із зразком після MAO. Ця відмінність тим більше, чим менше величина навантаження. Для визначення граничного навантаження P_{min} , при якому відколи не утворюються проведено також декілька додаткових випробувань. Пластини у вихідному стані сканувалися додатково при рівнях навантаження $P = 25$ Н та $P = 27$ Н, а пластини після MAO досліджувались при $P = 41$ Н (рис.1). Навантаження менше P_{min} створює на поверхні пошкодження за механізмами пластичного зминання і є недостатнім для розвитку тріщини та її виходу на задню поверхню. Тобто, формуються тріщини докритичного розміру, які не ростуть при даній величині навантаження. На графіку $h_{mean}=f(P)$ – це навантаження відображається точкою на осі абсцис. Графік $h_{mean}=f(P)$ наближається до асимптоти $y = [h_{mean}]$, паралельної осі абсцис і обривається в області P_{min} . Таким чином, встановлено, що існує мінімальний граничний розмір відколу, менше якого реалізуються механізми розсіяного пшкодження типу докритичних мікротріщин. Для досліджуваної пластини з ВК8 він становить біля 45мкм. Проаналізовано залежність щільності відколів від навантаження. Отримано, що в діапазоні навантажень до 60Н зразки з покриттям характеризуються щільністю відколів, яка до 6 разів перевищує щільність відколів для вихідного зразка, що свідчить про зменшення опору відколюванню кромки з покриттям. MAO зменшує щільність відколів в порівнянні з вихідним зразком у всьому діапазоні навантаження.

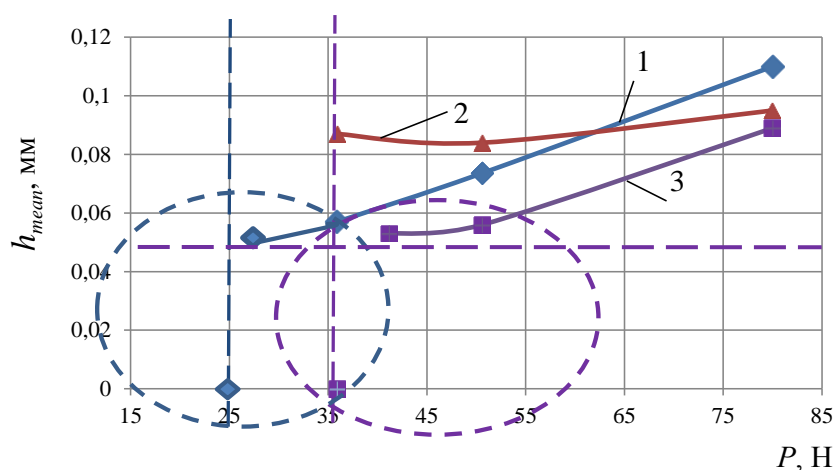


Рисунок 1 Залежність середніх значень відколів від навантаження при скануванні різальної кромки пластини ВК8:1 – початковий стан кромки; 2 – після нанесення стовбчастого покриття $TiAlN$ товщиною 5мкм; 3 – після MAO

Спостерігається існування деякої величини P_{100} для процесу мікровідколювання, коли щільність відколів досягає 100%. Це навантаження можна розглядати як границю переходу від мікровідколювання (викришування) до макроруйнування. Діапазон навантажень відносно характеру руйнування різальної кромки схематично зображено на рис.2.

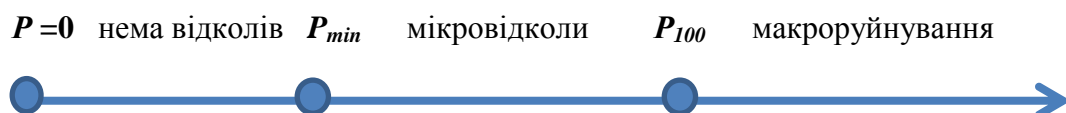


Рисунок 2 Схема діапазону навантажень відносно характеру руйнування різальної кромки

Побудовано залежність силового параметру - відношення навантаження до розмірів середньої величини відколів P/h_{mean} від величини навантаження P (Рис.3). Параметр опору руйнуванню P/h_{mean} є максимальним для пластин після MAO, а в діапазоні навантажень до 60Н, P/h_{mean} для пластин з покриттям зменшується порівняно з пластинами у вихідному стані із зменшенням навантаження.

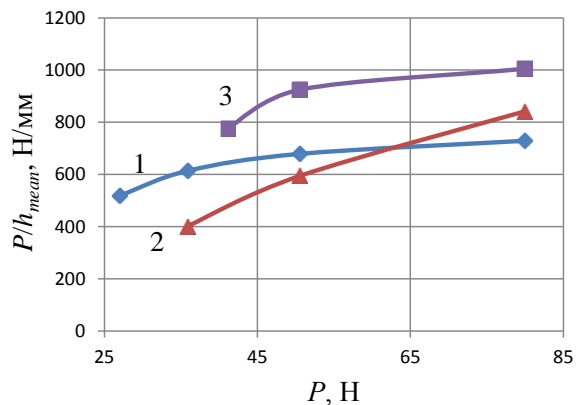


Рисунок 3 Залежність параметра опору руйнуванню різальної кромки пластини ВК8 при її скануванні від навантаження: 1- початковий стан кромки; 2- після нанесення стовпчастого покриття $TiAlN$ товщиною 5мкм; 3- після MAO

Висновки. Огляд різальних кромок твердосплавних пластин після випробувань та аналіз отриманих результатів дозволяють зробити наступні висновки:

1. Методика сканування дозволяє визначити безперервні характеристики опору руйнуванню та пошкоджуваності різальної кромки твердосплавних різальних пластин.

2. Отримано, що модифікація інструментального матеріалу призводить до зміни механічної поведінки кромки при локальному навантаженні.

3. Показано, що нанесення на різальну пластину з ВК8 стовпчастого зносостійкого покриття в діапазоні низьких навантажень (до 60Н) призводить до реалізації механізмів крихкого руйнування, що проявляється в збільшенні величин відколів та їх щільності, зменшенні параметра опору руйнуванню порівняно з пластиною у вихідному стані.

4. Отримано, що в усьому діапазоні навантажень на індентор MAO знижує параметри пошкоджуваності різальної кромки пластини з ВК8 та збільшує опір руйнуванню порівняно з пластиною у вихідному стані.

5. Виявлено існування граничного навантаження на індентор P_{min} , при якому відколи не утворюються і реалізуються механізми розсіяного пшкодження типу докритичних мікротріщин, та граничного навантаження на індентор P_{100} , яке є границею переходу від мікровідколювання (викришування) до макроруйнування.

Список використаної літератури

1. Клименко Г.П. Основы рациональной эксплуатации режущего инструмента / Клименко Г.П. - Краматорськ: ДГМА, 2006. – 200с.;
2. Chai H. A universal relation for edge chipping from sharp contacts in brittle materials: A simple means of toughness evaluation / H. Chai, R.L. Brian // Acta Materialia. – 2007. – № 55. – P. 2555–2561.;
3. Allmond E. Constant geometry edge flaking of Brittle materials/ E. Allmond, N. McCormick // Journal Hard Materials. –1990. – № 1. – P. 25-51.;
4. Scratch hardness and chipping of dental ceramics under different environments / [Flanders L.A., Quinn J.B., Wilson O.C., et al.] // Dental materials. – 2003. – № 19. – P. 716–724.;
5. Gogotsi G.A. Criteria of ceramics fracture (edge chipping and fracture toughness tests) / G.A. Gogotsi // Ceram. Int. – 2012. – Режим доступа: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2012.10.017>.;
6. Гогоци Г.А. Трещиностойкость технического и оптического стекол: скалывание кромок образцов / Г.А. Гогоци // Проблемы прочности. – 2010. – №3. – С.57-65.;
7. Родічев Ю. Пошкоджуваність та опір руйнуванню кромки елементів з крихких та квазікрихких матеріалів / Ю.Родічев // Вісник ТНТУ.– №1. – 2015. – С.70-83.;
8. Верещака А.С. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями / А. С. Верещака, И. П. Третьяков. – М.: Машиностроение, 1986. – 192 с.;
9. Мацевитый В. М. Покрyтия для режущих инструментов / В. М. Мацевитый. – Харьков: Вища школа, 1987. – 128 с.;
10. Магнітно-абразивна обробка кінцевого твердосплавного різального інструменту / В. С. Майборода, О. А. Плівак, С. В. Майданюк та ін. // Вісник Кременчуцького державного політехнічного університету. 2007. – №1(42), частина 1. – С. 66 – 70.

ОСОБЛИВОСТІ ВИЗНАЧЕННЯ КОНСТРУКЦІЙНОЇ МІЦНОСТІ КРИХКИХ МАТЕРІАЛІВ

¹Ю. Родічев, ¹О. Сорока, ²О. Шабетя

¹Інститут проблем міцності імені Г.С. Писаренка НАН України;

²Інститут прикладного системного аналізу НТУУ «КПІ»

Abstract. The subject area "structural strength of materials" is defined as a complex of strength characteristics of materials and structures, taking into account physical and mechanical properties of the material, the methods of its production, blank processing, purpose, shape and size of elements, operating conditions. To determine the structural strength of brittle materials the technical approach is developed.

Вступ. Визначення гарантованого рівня міцності та опору руйнуванню конструкцій стикається з проблемою, що характеристики міцності, які надаються в довідковій літературі, не завжди відповідають настанню фактичного граничного стану конструкції. Ця проблема набуває особливого значення з появою нових складних конструкцій та застосуванням як конструкційних нетрадиційних матеріалів та композитних структур. Завдяки прогресу у технологіях виробництва, крихкі матеріали типу скла та кераміки все ширше використовуються у силових будівельних конструкціях, машинобудуванні, авіаційній і військовій техніці. Тому актуальним є розвиток наукових засад їх конструкційної міцності з урахуванням особливостей механічної поведінки у різних умовах навантаження та впливу визначальних факторів, що можуть значно і часто непередбачувано змінювати опір руйнуванню та надійність відповідальних виробів. На прикладі розвитку робіт в Інституті проблем міцності імені Г.С. Писаренка НАН України видно, що проблема забезпечення міцності конструкції є комплексною і, за своєю природою, потребує застосування методів експериментальної механіки. Тому велику увагу було приділено створенню унікальної експериментальної бази для досліджень міцності матеріалів в різноманітних умовах, характерних для реальних конструкцій та розроблено методи дослідження їх граничного стану.

80-і роки минулого сторіччя характеризуються виникненням нової предметної області – конструкційної міцності матеріалів. В роботі Фрідмана Я. Б. (1974) зазначається, що невідповідність між середнім стандартним значенням границі міцності металів на розрив і конструкційної міцністю як максимальним опором, реалізованим в конструкції, зазвичай пояснюється впливом трьох груп факторів: технологічних, конструкційних і експлуатаційних [1]. Цей підхід до поняття «конструкційної міцності» використано в роботі колективу авторів під керівництвом академіка Новікова Н. В. «Конструкционная прочность при низких температурах» (1979) [2]. Того ж року виходить монографія колективу авторів на чолі з академіком Писаренко Г. С. «Конструкционная прочность стекол и ситаллов» [3], в якій розглянуто комплекс закономірностей механічної поведінки скла, ситалів та інших крихких матеріалів при різних видах напруженого стану та несівна здатність оболонок при дії зовнішнього тиску. Остаточне формування і понятійний апарат предметної області «Конструкційна міцність матеріалу» знаходяться в процесі розвитку. Особливістю цієї предметної області є необхідність системного підходу, який включає комплексну оцінку матеріалів та елементів конструкцій. Значення кожного з факторів, що становлять предметну область «конструкційна міцність» для крихких матеріалів значно і в невизначений спосіб зростає. Це пов'язано з принциповими відмінностями цього класу матеріалів, а саме: лінійною пружністю; чутливим до мікроскопічних дефектів на поверхні та в об'ємі граничним станом; тим, що критичний розмір дефектів для конструкцій із крихких матеріалів на декілька порядків менше за розміри критичних тріщин в металевих конструкціях; значно більшим опором руйнуванню напруженням стиску, ніж розтягу;

статистичною неоднорідністю результатів випробувань на міцність; неможливістю шляхом застосування поправочних коефіцієнтів визначити величину конструкційної міцності та гарантувати її введенням коефіцієнту запасу міцності, коли за базове значення характеристики міцності беруть дані виробника або довідкової літератури. Внаслідок цього для крихких матеріалів відсутні гарантовані виробниками значення характеристик конструкційної міцності.

Мета роботи – визначення предметної області «конструкційна міцність крихких матеріалів» та розвиток технічного підходу для вирішення наукових та технічних задач, пов'язаних із забезпеченням конструкційної міцності технічного скла.

Основна частина. За визначенням академіка Г. С. Писаренка «Під конструкційною міцністю того чи іншого матеріалу слід розуміти здатність матеріалу, з якого виготовлено певні елементи конструкції відповідної форми та розмірів, чинити опір зовнішньому впливу» [4]. Це визначення є універсальним для всіх класів матеріалів і становить предметну область, концептуальний граф якої зображено на рисунку 1. З визначення та рисунку випливає, що конструкційна міцність матеріалу залежить не тільки від його фізико-механічних властивостей, а й від способу його виробництва, обробки заготовки, призначення, форми, розмірів елемента, умов експлуатації: термосилового навантаження, часу, середовища. З метою оцінки та гарантування конструкційної міцності необхідним є ланцюг випробувань (рис. 1): від тестування малорозмірних зразків до натурних випробувань.

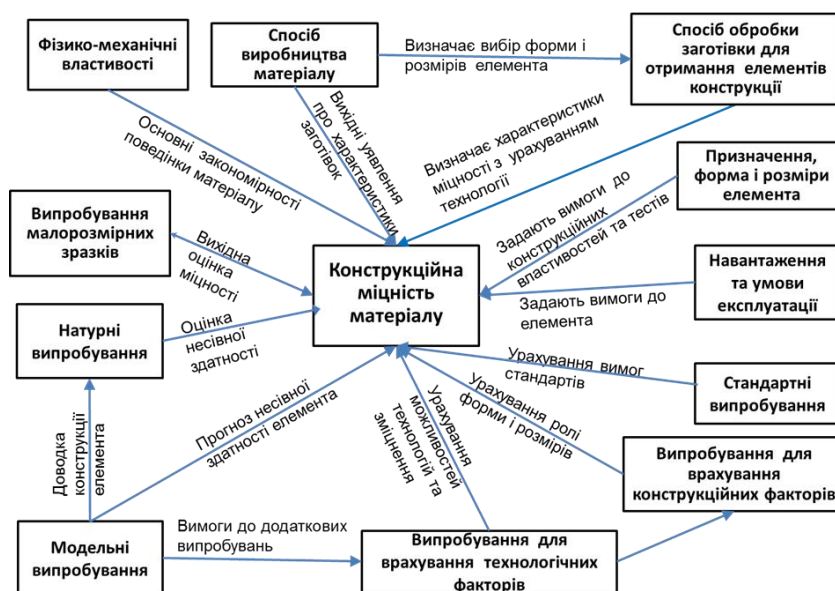


Рисунок 1 Концептуальний граф предметної області "Конструкційна міцність матеріалу"

Продовження цитати Г. С. Писаренка стосується крихких матеріалів: «Стосовно класу крихких матеріалів типу скла та ситалів, що мають, на відміну від такого традиційного матеріалу як сталь, ряд специфічних особливостей, при визначенні конструкційної міцності має бути накладено суттєве обмеження, обумовлене тим, що може йтися про конструкційні елементи, які в процесі експлуатації підлягають напруженню стиску». Така постановка питання передбачала, що, внаслідок крихкості та низької міцності скла при розтягу і надзвичайно високої міцності при стиску, його застосування як специфічного конструкційного матеріалу є перспективним для таких конструкцій, де, за рахунок умов експлуатації або застосування комплексу спеціальних технічних рішень, забезпечено роботу при напруженні стиску [3, 5]. Ця ідея була ефективно реалізована при створенні різного роду оболонок для глибоководних засобів, що працюють при високому всебічному гідростатичному тиску. Розширення області застосування крихких матеріалів, обумовлене прогресом в сфері технологій їх виготовлення, потребує розвитку положень конструкційної міцності для багатьох інших умов навантаження, у тому числі, коли напруження розтягу при

статичному і динамічному навантаженні є невід'ємною частиною напруженого стану. Конструктивні елементи із скла та композитні конструкції на основі скла все ширше застосовуються в сучасній архітектурній практиці як несівні. Інтенсифікація режимів експлуатації сучасних літальних апаратів також висуває підвищені вимоги до характеристик міцності елементів авіаційного скління, що працюють в умовах складного напруженого стану, коли граничний стан визначається переважно напруженнями розтягу. Сучасні умови визначають також необхідність створення систем прозорого бронювання на основі зміцненого скла, здатного забезпечити стійкість в умовах інтенсивного ударного навантаження.

Основи технічного підходу до оцінки та гарантування конструкційної міцності крихких матеріалів закладено в роботах [6-9]. Основними компонентами підходу є фундаментальні основи конструкційної міцності крихких матеріалів, чітке уявлення про конструкцію та умови її експлуатації, тип матеріалу та технології його виготовлення, експериментальна база для вирішення наукових та технічних завдань, аналіз основних факторів, що впливають на механічну поведінку матеріалу, проведення сукупності наукових досліджень та розробок для обґрунтування рекомендацій щодо конструювання, технології вироблення та обробки, а також правил експлуатації. Особливості такого підходу розглянуто на нижченаведених прикладах.

Розглянемо оцінку конструкційної міцності архітектурного листового скла в будівельних елементах типу балок з довжиною 6м та більше, для яких критичною є достовірна оцінка конструкційної міцності з урахуванням масштабно-технологічних факторів, рівня дефектності скла та статистичних характеристик. Запропоновано, поряд з випробуваннями традиційних малорозмірних зразків, дослідити особливості граничного стану на зразках, розміри яких наближені до реальних конструкцій. Випробовували пластини флоат-скла завтовшки 8мм, з розмірами 3,21м x 0,32м; 1,6м x 0,16м; 0,8м x 0,08м; 0,4м x 0,04м при вертикальному положенні, що дозволяє врахувати всі можливі критичні дефекти та торцевих та бокових поверхнях краю. Довжина робочої зони зразків $l = 0,1125\text{м} \dots 0,9\text{м}$. На рисунку 2 показано серію узагальнених кривих статистичного розподілу Вейбула значень міцності, при випробуванні на згин.

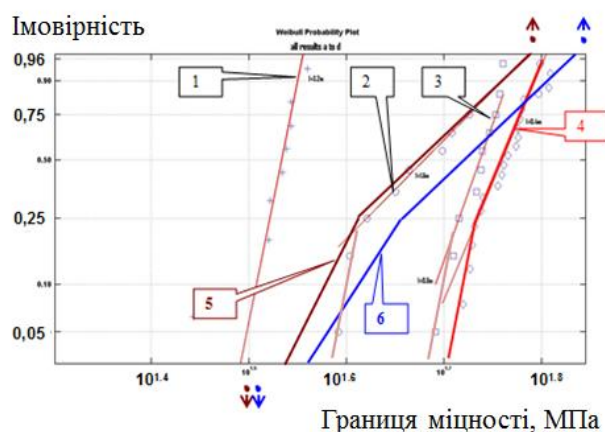


Рисунок 2 Залежності Вейбулла для результатів оцінки конструкційної міцності листового флоат-скла в умовах згину (вертикальна позиція) з урахуванням впливу ефекту масштабу, технологічних факторів та способу навантаження: різання роликком: 1 – $l=0,9\text{м}$; 2 – $l=0,45\text{м}$; 3 – $l=0,225\text{м}$; 4 – $l=0,1125\text{м}$; різання алмазним різачком: 5 – $l=0,175\text{м}$ (різана кромка ліворуч); 6 – $l=0,175\text{м}$ (різана кромка праворуч)

Аналіз результатів показав, що крива 1 для найкрупніших елементів більш реально характеризує механічну поведінку великогабаритних будівельних конструкцій, де статистична імовірність утворення грубих дефектів і отримання низького рівня міцності є більш значною. При довірчій імовірності руйнування менше, ніж 5%, мінімальне значення міцності на згин 27 МПа, що значно менше міцності малих зразків з довжиною зони чистого

згину 112,5мм (крива 4, границя міцності 49 МПа). Показано, що технологія виготовлення менших зразків (криві 3, 4) знижує дефектність, що відображається у підвищенні середніх значень границі міцності для малих зразків до 57,8 МПа порівняно з 33,6МПа для зразків довжиною 3,21м. Це вказує на наявність значних резервів з оптимізації технологічних режимів оброблення. Отримано, що технологія розрізання листового скла алмазним різакром є менш ефективною, ніж твердосплавним роликром (криві 5 і 6): зменшуються середній та мінімальний рівні міцності (до 45 МПа та 35 МПа при ймовірності руйнування 5%). Доведено, що традиційне застосування середніх величин границі міцності для оцінки несівної здатності є неприпустимим, а суто статистичний підхід щодо врахування масштабного фактору при визначенні міцності великогабаритних деталей є недостатнім.

Особливості реалізації запропонованого підходу для авіаційного скління розглянуто на прикладі оцінки конструкційної міцності скління кабіни гвинтокрила МИ-28. Випробування на міцність при вісесиметричному згині електрообігрівної пластини скління дозволили виявити недостатній рівень зміцнення скла. Встановлено, що границя міцності на згин становить 62,5 МПа, що мало відрізняється від рівня міцності скла 5 мм у вихідному стані. Незначний рівень залишкових напружень стиску підтверджується також порівнянням характеру руйнування зразка з вихідного скла 5 мм завтовшки та конструкційного елемента гвинтокрилу. З використанням спеціальної методики мікрофрактографічного дослідження джерела руйнування – поверхневої мікротріщини встановлено, що фактичний рівень залишкових напружень цього елемента електрообігрівного скла не перевищував 20 МПа. Отримані результати показують нагальну потребу впровадження методів експериментальної механіки з оцінки якості технологічного зміцнення на стадії виготовлення та визначення залишкової конструкційної міцності відповідальних елементів скління після тривалої експлуатації.

Висновки. Проведений аналіз та отримані результати дозволяють визначити предметну область «конструкційна міцність матеріалів» як комплекс характеристик міцності матеріалів та конструкцій, що залежить не тільки від фізико-механічних властивостей матеріалу, а й від способу його виробництва, подальшої обробки заготовки, призначення, форми, розмірів елемента, умов експлуатації: термосилового навантаження, часу, середовища. Для оцінки та гарантування конструкційної міцності необхідним є ланцюг випробувань: від тестування малорозмірних зразків до натурних випробувань. Предметна область «конструкційна міцність крихких матеріалів» значно відрізняється тим, що потребує комплексного врахування крихкого характеру руйнування та переважного впливу на міцність мікророзмірних поверхневих дефектів типу тріщин технологічного та експлуатаційного походження.

Список використаної літератури

1. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов: в 2-х ч. / Фридман Я.Б. – М.: Машиностроение, 1972. – 368с.;
2. Новиков Н.В. Конструкционная прочность при низких температурах / Новиков Н.В., Майстренко А.Л., Ульянов А.П. – Киев: Наук. думка, 1979. – 232 с.;
3. Конструкционная прочность стекол и ситаллов / [Писаренко Г.С., Амелянович К.К., Козуб Ю.И., Родичев Ю.М. и др.] – Киев: Наукова думка, 1979. – 281с.;
4. Писаренко Г.С. Избранные труды / Отв. Ред. В. Т. Трошенко. – Киев: Наук. думка, 2010. – 727с.;
5. Прочные оболочки из силикатных материалов / [Писаренко Г.С., Амелянович К. К., Козуб Ю. И. и др.] – Киев: Наук. думка, 1989. – 224с.;
6. Родичев Ю.М. Конструкционная прочность хрупких неметаллических материалов / Ю.М. Родичев // Прочность материалов и конструкций / Под ред. В.Т. Трошенко – Киев: Академперіодика, 2005. – С. 955-992.;
7. Rodichev Yu. State of surface and Structural Strength of Glass / Yu. Rodichev, F.A. Veer // “Engineered Transparency” Int. Conf. at Glasstech.-Dusseldorf. – 2010. – P. 93 – 99.;
8. Rodichev Yu. Fracture resistance, surface defects and structural strength of glass / Yu. Rodichev, F.A. Veer // Challenging Glass 2 – Conference on architectural and structural application of glass. – 2010. – P.363 – 373.;
9. Surface Defects and Statistical Characteristics of Glass Strength / Yu. Rodichev, Yu. Evplov, O. Soroka, et. al. // Challenging Glass 3- Conference on Architectural and Structural Applications of Glass Faculty of Civil Engineering and Geosciences Delft University of Technology, Delft, Netherland, June 2012. – IOS Press , 2012 –P. 535 – 552.

МОДЕЛЮВАННЯ НДС ЗВАРНОЇ КРОКВЯНОЇ ФЕРМИ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ НАВАНТАЖЕННЯХ

Я. Ковальчук,; Н. Шингера, О. Качка

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

Summary. The paper deals with the typical 36x9m size welded steel roof truss behavior under the influence of evenly distributed static load of different intensity on its top chord. Computer simulation is performed taking advantage of ANSYS Workbench 14.5 software that is algorithmically based on finite element method. Structural, technological and operational features of the investigated truss are considered during the formation of input information base for mathematical model. Finite-element model parameters were received from the earlier experimental researches of the authors who predicted the computer simulation experiment results verification as the result of simultaneously performed semi natural load-bearing experiments. Such methodical approach provided high validity of the modeling results to be obtained.

Постановка проблеми. Елементи кроквяної ферми сприймають навантаження від власної ваги, конструкції накриття, вітрового, дощового та снігового впливу і передають їх на фундамент через опорні колони.

Класичні розрахункові методики не враховують рівномірне розподілення зовнішніх навантажень на верхній пояс кроквяної ферми, а приводять їх до вузлових сил. Такі розрахункові припущення знижують вірогідність отриманих результатів, а, отже, передбачають використання завищених коефіцієнтів запасу міцності й матеріаломісткості.

Досліджень зварних ферм комп'ютерним моделюванням поведінки ферм дає можливість врахувати комплексний вплив конструктивних, технологічних, експлуатаційних, аварійних та стохастичних чинників і забезпечити вищу вірогідність отриманих результатів.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Розрахунок зварних ферм за допомогою програмних комплексів виклали у своїх роботах Алпатов В.Ю. (ПК ПОФСК-Мираж-ПСМК, «Лири-W», SCAD, Cosmos Works, Design Space) [1], Алдушкін Р.В. (ПК SCAD і Mathcad) [2], Шингера Н.Я. (ПК ANSYS Workbench 14.5) [3] та ін. Кожен з використаних програмних комплексів дає можливість виявити поведінку зварних ферм та визначити показники напружено-деформівного стану (НДС) в елементах конструкції при різноманітних зовнішніх впливах.

Відомі результати натурних силових досліджень зварних ферм [4] та паралельного дослідження показників НДС зварних ферм комп'ютерним моделюючим експериментом у середовищі ПК ANSYS Workbench 14.5 і напівнатурним силовим експериментом [5]. Так в роботі [5] виявлено вірогідність результатів комп'ютерного моделювання за величиною поперечної деформації ферми на рівні 0,96...0,98, що свідчить про правильно вибрані параметри скінченно-елементної моделі й методику моделювання. Однак описані дослідження виконано лише для підкруквяної зварної ферми.

Метою роботи є визначення показників НДС зварної кроквяної ферми при дії статичних навантажень за рівномірно розподіленою вздовж верхнього пояса схемою, що відповідає навантаженню кроквяної ферми в реальних умовах експлуатації.

Постановка завдання (задачі). Для досягнення поставленої мети потрібно вирішити такі завдання:

- визначити величину і характер дії силових чинників на ферму, які будуть враховані в комп'ютерному моделюючому експерименті;
- розробити скінченно-елементну модель для дослідження конструкції;
- виконати комп'ютерний моделюючий експеримент для різної інтенсивності силових впливів із використанням прикладного програмного комплексу ANSYS Workbench 14.5;
- виявити параметри НДС кроквяної ферми для різних рівнів рівномірно розподіленого навантаження;

- зробити аналіз отриманих результатів моделювання та дати рекомендації щодо підвищення тримкості досліджуваної конструкції.

Результати дослідження. Для виявлення поведінки кроквяної ферми за методикою комп'ютерного моделюючого експерименту запропоновано типову плоску зварну кроквяну ферму, основні конструктивні особливості якої подано на рис. 1.

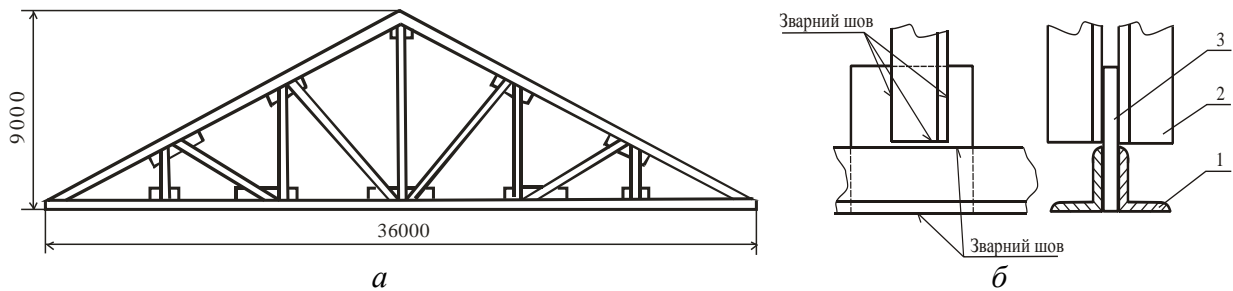


Рисунок 1. Конструкція досліджуваної ферми: а – головний вигляд; б – тригілковий вузол на нижньому поясі

Ферму виготовлено зі спареного сталюго вальцьованого кутникового профілю 120x120 мм з товщиною стінки 12 мм (рис. 1) як для поясів (поз. 1 на рис. 1б), так і розкосів (поз. 2 на рис. 1б). Ферма має різні типи вузлів – три-, чотири- і п'ятигілкові. Вузли виконано зі вставними сталюми пластинами товщиною 16 мм (поз. 3 на рис. 1б). Усі елементи досліджуваного зразка виготовлено зі сталі звичайної якості ВСт3пс ДСТУ 2651:2005, ISO 1052—82. Механічні й технологічні властивості цієї сталі вказано у вхідній інформаційній базі математичної моделі ферми.

Для визначення фактичного експлуатаційного навантаження q на 1 м^2 покриття використано методику [6].

Для виконання досліджень запропоновано схему навантажування експериментального зразка (рис. 2), яка відповідає реальним умовам експлуатації конструкції. Для цієї ферми виконано перевірочний розрахунок і виявлено її поведінку при різній інтенсивності зовнішнього навантаження. Виходячи з розмірів ферми і поздовжнього кроку встановлення сусідніх ферм, визначено значення розрахункового експлуатаційного рівномірно розподіленого навантаження на верхній пояс ферми q , яке становитиме 70 кН/м. Воно включає навантаження від власної ваги зварної кроквяної ферми, дахового накриття та критичного снігового навантаження для кліматичних умов західного регіону України.

Внаслідок такого навантаження на краях ферми (в місцях А і В) (рис. 2) виникають опорні реакції відповідно R_A і R_B . У конструктивних елементах ферми (поясах, розкосах, стояках та вузлах) формуються внутрішні напруження, а під їх впливом настають деформації, величини яких визначаються параметрами НДС цих елементів.

Значення цих параметрів і поведінку зварної кроквяної ферми при розподілених статичних навантаженнях на верхній пояс досліджуваної конструкції виявлено комп'ютерним моделюючим експериментом із використанням програмного пакета ANSYS Workbench 14.5, який алгоритмічно базується на методі скінчених елементів. При цьому враховано конструктивні й технологічні особливості конкретної досліджуваної ферми.

Комп'ютерне моделювання поведінки кроквяної ферми при дії розподілених навантажень включає такі основні кроки:

- 1) транслявання геометричної моделі з CAD системи;
- 2) формування вхідної інформаційної бази для моделі (властивостей матеріалів, конструктивних і технологічних особливостей ферми);
- 3) генерування сітки, закріплення моделі, прикладання навантаження;
- 4) формування списку розрахункових результатів і виконання розрахунків;
- 5) перегляд розрахункових результатів, генерування звіту.

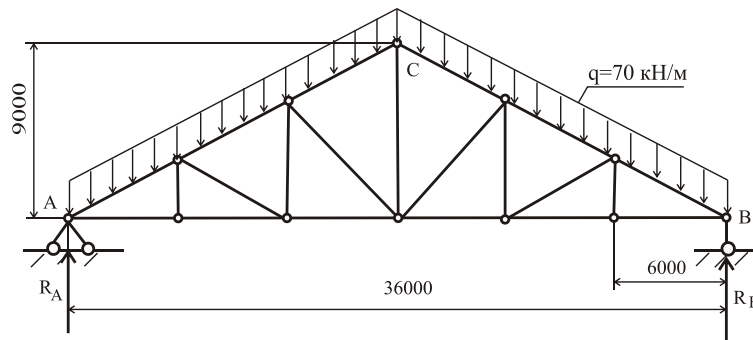


Рисунок 2. Схема навантажування досліджуваної ферми

При формуванні параметрів скінченно-елементної моделі використано масиви, аналогічно з дослідженнями [5], застосування яких забезпечило високу вірогідність отриманих показників НДС в елементах ферми.

Моделюванням отримано результати як в чисельному, так і у візуалізованому вигляді. Частину результатів дослідження НДС подано на рис. 3, 4, 5.

За рівнем прогину верхнього правого пояса ферми (рис. 3) виявлено, що досліджувана конструкція за умови навантажування верхнього пояса рівномірно розподіленим статичним зусиллям 70 кН/м працюватиме в умовах пружної деформації. Вичерпування пружної ділянки деформування настане вже при розподіленому навантаженні на рівні 100 кН/м, що дає можливість витримати без пошкоджень аварійні перевантаження до 42,8% від проектних (експлуатаційних).

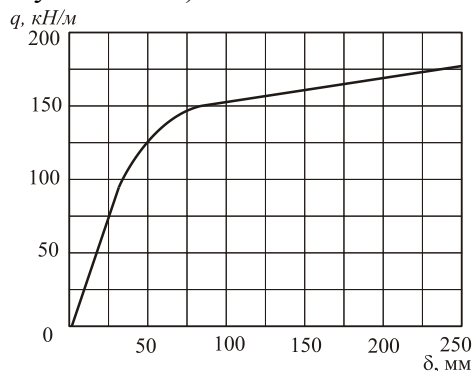


Рисунок 3. Діаграма прогину верхнього правого пояса ферми

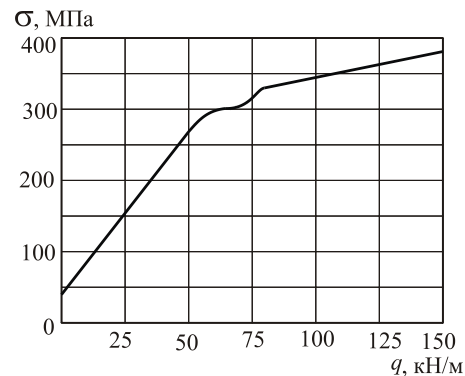


Рисунок 4. Максимальні напруження в нижньому поясі ферми при різних рівнях розподіленого навантаження

Однак з рис. 4 очевидно, що при розподіленому навантаженні $q=70$ кН/м в нижньому поясі досліджуваної ферми виникають напруження 315 МПа, які перевищують межу текучості матеріалу. Конструкція починає працювати за межею пружності. Найбільше розподілене навантаження на верхній пояс ферми, яке не зумовлюватиме пластичних деформацій елементів конструкції, що дорівнює $q=62$ кН/м (див. рис. 4). Отже експлуатаційне розподілене навантаження $q=70$ кН/м зумовлюватиме перевантаження конструкції на 12,9% і формуватиме в нижньому поясі ферми ділянки пластичних деформацій. Ці пластичні ділянки локалізовані навпроти вузлів на нижньому поясі. За таких умов для безаварійної роботи конструкції доцільно виконати локальне підсилення ділянок нижнього пояса ферми, де формуються максимальні напруження, або обмежити рівень експлуатаційного навантаження на верхній пояс до $q=62$ кН/м шляхом недопущення снігового покриву граничної товщини [6].

За результатами виконання комп'ютерного моделюючого експерименту з дослідження поведінки зварної кроквяної ферми при навантажуванні з використанням прикладного програмного пакета ANSYS Workbench 14.5 отримано візуальну картину деформування елементів досліджуваної конструкції (рис. 5).

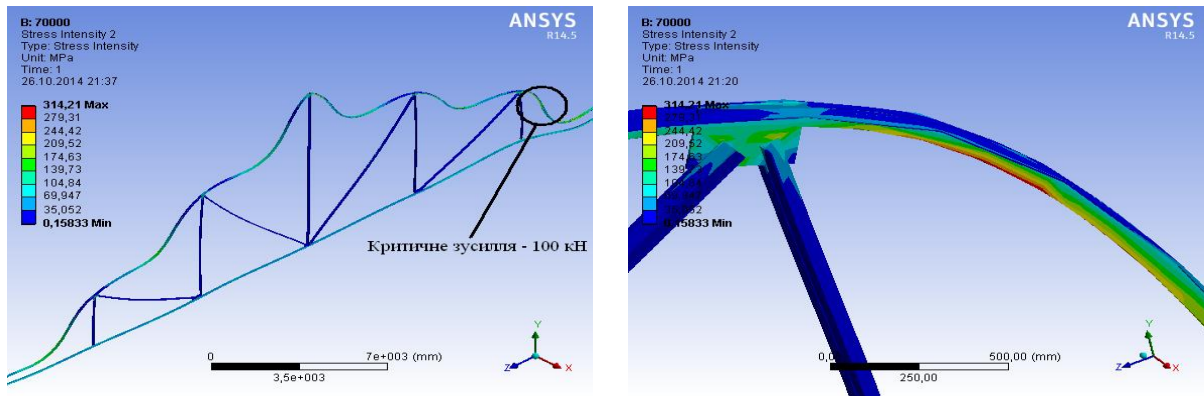


Рисунок 5. Деформування верхнього пояса ферми на рівні граничного стану

Таким чином, за результатами комп'ютерного моделюючого експерименту виявлено кількісну та якісну картину поведінки зварної кроквяної ферми під дією розподілених статичних навантажень на верхній пояс.

Описаний комп'ютерний моделюючий експеримент доцільно виконувати при конструюванні зварних кроквяних ферм та для попередження настання граничного стану в існуючій конструкції зварних кроквяних ферм.

Висновки. За результатами дослідження отримано параметри НДС в елементах ферми при її навантажуванні. Виявлено, що проектне рівномірно-розподілене на верхній пояс ферми навантаження становить $q=70$ кН/м. При такому навантаженні верхній пояс ферми працює в умовах пружної деформації з запасом за зусиллям 42,8%. Критичні напруження виникають у нижньому поясі на ділянках навпроти вузлів. Рівень перевантаження тут становить 12,9%. Для надійної експлуатації досліджуваної конструкції доцільно виконати локальне зміцнення вузлових ділянок на нижньому поясі або зменшити рівень граничного розподіленого навантаження на верхній пояс ферми з $q=70$ кН/м до $q=62$ кН/м. Практично досягти цього можна зменшенням кроку між фермами.

Описані дослідження і їх результати доцільно застосовувати для перевірочних розрахунків ферм, які знаходяться в експлуатації, та при проектуванні чи реконструкції кроквяних ферм.

Список використаної літератури

1. Алпатов, В.Ю. Оптимальное проектирование металлических структур: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : спеціальність ВАК 05.23.01 «Строительные конструкции, здания и сооружения» [Текст] / А.В. Дрокин. – Самара, 2002. – 23 с.
2. Алдушкин, Р.В. Развитие и совершенствование рациональных методов усиления и регулирования усилий в металлических конструкциях балочного типа и фермах : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : спеціальність ВАК 05.23.01 «Строительные конструкции, здания и сооружения» [Текст] / Р.В. Алдушкин. – Орел, 2008. – 20 с.
3. Шингера, Н.Я. Статистична модель для визначення залишкового ресурсу типової зварної ферми при циклічних навантаженнях: дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : 01.05.02 – математичне моделювання та обчислювальні методи [Текст] / Наталія Ярославівна Шингера. – Тернопіль, 2012. – 166 с.
4. Еремін, К.И. Оценка остаточного ресурса строительных металлоконструкций по результатам натуральных испытаний [Текст] / К.И. Еремін, С.А. Ницета // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 1997. – №3. – С. 39–41.
5. Верифікація результатів моделювання напружено-деформованого стану зварної ферми [Текст] / П.В. Ясній, Я.О. Ковальчук, Н.Я. Шингера, О.І. Рибачок // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій: Зб. наук. статей; / за заг. ред. Лучка Й.Й. – Львів: Каменяр, 2014. – Вип. 10. – С. 461–471.
6. ДБН В.1.2-2:2006 «Система забезпечення надійності та безпеки будівельних об'єктів. Навантаження і впливи. Норми проектування». – Київ, Мінбуд України, 2006, – 75 с.

ЛОКАЛЬНЕ ЗНОШУВАННЯ ТВЕРДИХ СПЛАВІВ ЛЕГОВАНИХ НАНОКАРБІДОМ ВОЛЬФРАМУ ПРИ ТОЧІННІ

С.Ю. Мариненко, Л.Г. Бодрова, Г.М. Крамар, І.В. Коваль

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна

Abstract. The tool life and local wear mechanisms of titanium carbide based hard alloys alloyed with tungsten nanocarbide during finishing and semi- finishing operations of steels 20, 35, 40X cutting are researched in the paper. It is shown that the tool life of alloys with nano WC in 1,1 ... 1,7 times is higher compared to alloys alloyed with fine-grained WC and in 1,2 ... 1,4 times higher compared to T15K6 and TH20 alloys. It is determined that the abrasion wear is the main local wear mechanism of nano WC alloys. In the wear zone the tribolayer which consists of iron, titanium and tungsten oxides is found.

Одним із шляхів зростання ефективності металообробки є підвищення ресурсу роботи інструментів та продуктивності різання, що забезпечується розробленням та впровадженням матеріалів, які поєднують високі фізико-механічні властивості, такі як твердість, зносостійкість, міцність та тріщиностійкість [1,2]. Цим вимогам, окрім стандартних вольфрамо-кобальтових сплавів, задовольняють тверді сплави на основі карбіду титану, легованого карбідами ванадію, ніобію та вольфраму різної зернистості (дрібнозернистий та нанорозмірний) з нікель-хромовою зв'язкою [3, 4]. Дослідження фізико-механічних властивостей твердих сплавів легованих наноздисперсним карбідом вольфраму показали, що вони мають високі твердість та тріщиностійкість і є перспективними інструментальними матеріалами [5].

Метою даної роботи було дослідження періоду стійкості та механізмів локального зношування твердих сплавів, легованих нанозернистим карбідом вольфраму на операціях чистового та напівчистового точіння мало-, середньовуглецевих та легованих сталей.

Матеріали та методика досліджень. Для визначення періоду стійкості методом порошкової металургії виготовляли чотиригранні непереточувані пластини із твердих сплавів TiC-5VC-5(10,15) наноWC-18(NiCr). Ріжучі властивості розроблених сплавів досліджували при поздовжньому і торцевому точінні мало-, середньовуглецевих та легованих сталей 20, 35 та 40X. Режими різання: $v = 90...120$ м/хв, $s = 0,25$ мм/об, $t = 0,5... 1,5$ мм. Для порівняння використовували дані роботи [6] у якій авторами досліджено період стійкості стандартних сплавів T15K6 і TH 20, а також із сплаву на полікарбідній основі з 5%(мас.) дрібнозернистого карбіду вольфраму (TiC-5VC-5NbC-5WC-18(NiCr) при обробці аналогічних сталей.

При поздовжньому точінні встановлювали період стійкості при критерії зношування по задній поверхні 0,7 мм, а при торцевому – критичну швидкість різання (максимальну швидкість, при якій відбувалося зношування пластин по задній поверхні 0,7 мм і більше, але пластини не зазнавали катастрофічного зношування).

Торцеве обточування проводили на диску із Сталі 50 із зовнішнім діаметром 300 мм та отвором 40 мм. Режими різання: $s = 0,25$ мм/об, $t = 1,0$ мм, $n = 1250$ об/хв. Критичну швидкість різання визначали за формулою

$$V_{кр.} = \frac{\pi D_{кр.} n}{1000},$$

де $D_{кр.}$ – діаметр заготовки, при якому зношування по задній поверхні дорівнює 0,7 мм.

Особливості локального зношування твердосплавних пластин при різанні встановлювали методом мікрорентгеноспектрального аналізу на скануючому електронному мікроскопі SELMI РЭМ 106И, хімічний склад зони зношування визначали за допомогою системи рентгенівського дисперсійного аналізу.

Результати та їх обговорення. Результати стійкісних випробувань непереточуваних чотиригранних пластин із сплаву TiC-5VC-5WC(нано)-18NiCr порівняно із сплавом TiC-5VC-5NbC-5WC-18NiCr, за результатами [6], при обробці мало-, середньовуглецевих та легованих сталей приведено на рис. 1.

Встановлено, що тривалість роботи пластин із сплаву, легованого нанодисперсним карбідом вольфраму при обробці Сталі 35 склала 109 хв, 40Х – 87 хв, а сплаву з дрібнозернистим карбідом вольфраму – 98 хв і 51 хв відповідно. Таким чином, при обробці легованої сталі стійкість сплавів, легованих нанокарбідом вольфраму в 1,7 разів вища, тоді як при обробці середньо вуглецевої сталі – всього на 10%.

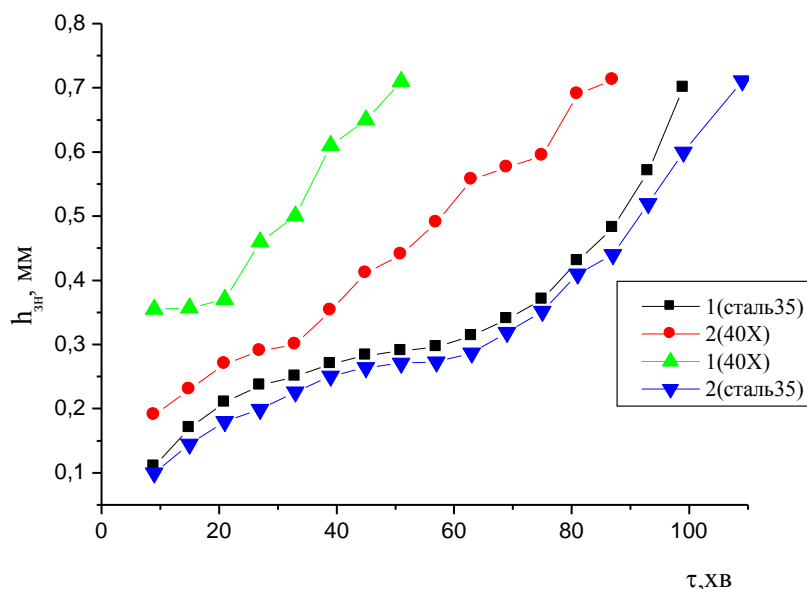


Рис. 1 Залежність величини зношування пластин із сплавів TiC-5VC-5NbC-5WC-18NiCr (1) за результатами [6] та TiC-5VC-5WC(нано)-18NiCr (2) від тривалості роботи при обробці конструкційних сталей. Режими різання: V=90м/хв; S=0,25мм/об; t=1,5 мм.

Для порівняння стійкості пластин із сплавів, легованих нанодисперсним карбідом вольфраму, дрібнозернистим карбідом вольфраму, T15K6 та TH20 проводили обробку сталі 20. Результати випробувань приведено на рис. 2. Тривалість роботи пластин із сплаву TiC-5VC-5WC(нано)-18NiCr склала– 154 хв, що в 1,2 рази вища, ніж сплаву T15K6, в 1,4 рази, ніж сплаву TH20 і в 1,3 рази, ніж сплаву на основі карбїду титану, легованого дрібнозернистим карбідом вольфраму.

Однак, характер зношування пластин із досліджуваних сплавів має певні відмінності. Зношування пластин із вольфрамокобальтового сплаву T15K6 протікало більш інтенсивно до величини 0,65 мм протягом 80 хв, а далі стабілізувалось, причому величина зношування 0,7 мм не вичерпала можливості подальшої роботи пластинами з цього сплаву. Тобто перевага розроблених сплавів з нанодобавками карбїду вольфраму може бути нівельована при більш тривалій роботі пластин із вольфрамокобальтових твердих сплавів.

Для пластин із сплавів на основі карбїду титану (TH20, легованих дрібнозернистим і нанодисперсним карбідом вольфраму) характер зношування відмінний від зношування пластин із сплаву T15K6 - у них період припрацювання пластин менший (30...40 хв) і стабільна робота інструменту відбувається при величині зношування по задній поверхні від 0,2 до 0,4 мм. При зношуванні до 0,7 мм пластини із таких сплавів вичерпали свої можливості, оскільки при подальшому використанні спостерігали сколи вершин і руйнування кромки.

При зношуванні по задній поверхні до 0,4 мм період стійкості пластин із сплавів

на основі карбїду титану, легованого нанодисперсним карбїдом вольфраму, як і сплавів з дрібнозернистим карбїдом вольфраму та ТН20 значно більший (70-100 хв), ніж у сплаву Т15К6 (40 хв) у якого в процесі різання на цьому етапі відбувається припрацювання інструменту.

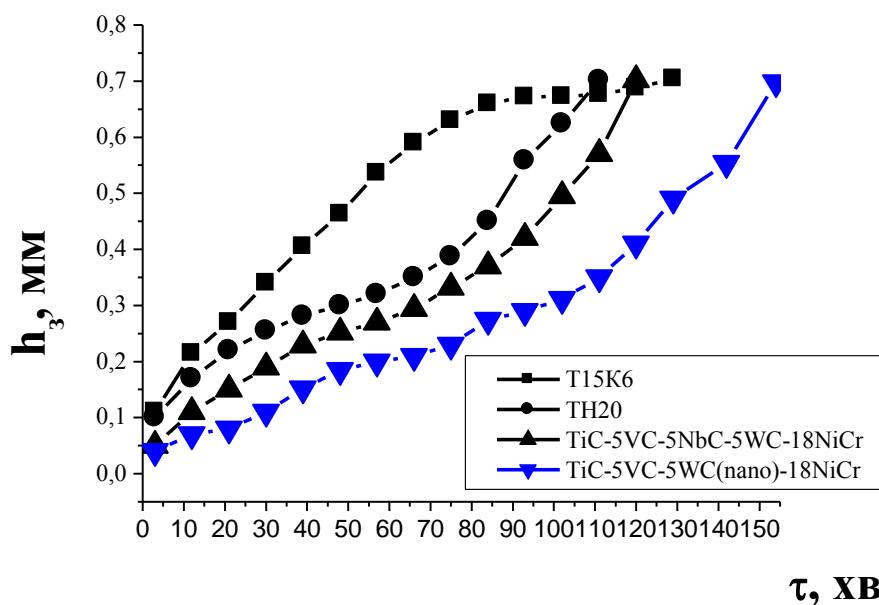


Рис. 2. Залежність величини зношення пластин із сплавів TiC-5VC-5WC(нано)-18NiCr і Т15К6, ТН20, TiC-5VC-5NbC-5WC-18NiCr за даними [6] від тривалості роботи при обробці сталі 20. Режими різання: $V=120\text{ м/хв}$; $S=0,25\text{ мм/об}$; $t=1,5\text{ мм}$.

Розраховували критичну швидкість зношення при торцевому точінні сплавів, легованих 5, 10, 15 % (мас.) нанодисперсного карбїду вольфраму. Встановлено, що найвищу критичну швидкість різання (830 м/хв.) показали сплави з вмістом нанодисперсного карбїду вольфраму 15%(мас.).

Зношення пластин при повздовжньому точінні при досліджуваних швидкостях різання відбувалося головним чином по задній поверхні ріжучого леза шляхом абразивного стирання (рис.3). Основними ознаками руйнування поверхні ріжучого інструменту як і сплавів, легованих дрібнодисперсним карбїдом вольфраму [6], так і з досліджуваних сплавів (рис.3 в,г) на цій ділянці є руйнування міжзеренних границь, зв'язки, розтріскування крупних карбїдних зерен та видалення їх осколків з утворенням проточин тертя; викришування дрібних карбїдів (менше 1 мкм). В результаті цих явищ на поверхні інструменту утворюються дрібні кратери і сколи.

При торцевому точінні на високих швидкостях різання 500-800 м/хв характер зношення змінюється. В результаті зростання температур та сил різання зростає вплив дифузійного та окислювального механізмів, що приводить до катастрофічного зношення. На задній поверхні ріжучих пластин виявлено тонкий трибошар, що містить значну кількість кисню та елементів, які входять до складу оброблюваного та інструментального матеріалу, головним чином заліза, титану і вольфраму.

В досліджуваних сплавах карбїди займають більше 80% об'єму і мають розмір 0,8...2 мкм, а товщина прошарків зв'язки не перевищує 0,2-0,4 мкм. Таким чином, величина абразивних частинок значно перевищує товщину прошарків зв'язки і в першу чергу руйнуються карбїди за крихким або втомним механізмом руйнування.

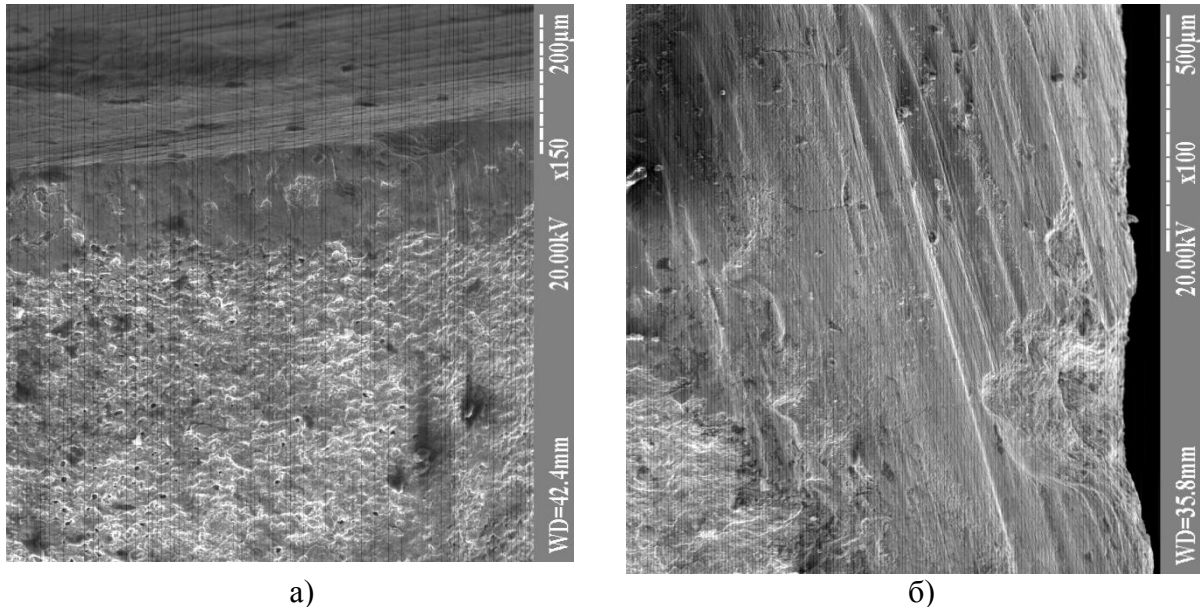


Рис.3. Зношування сплаву TiC-5VC-15WC(нано)-18NiCr при повздовжньому (а) і торцевому (б) точінні.

Вищу стійкість показали сплави на основі карбіду титану, легованого нанодисперсним карбідом вольфраму в кількості 15 % (мас.).

Висновки. Проведеними дослідженнями показано можливість використання твердих сплавів на основі карбіду титану, легованого карбідом ванадію і нанодисперсним карбідом вольфраму з Ni-Cr зв'язкою в якості інструментального матеріалу на операціях чистового та напівчистового точіння конструкційних сталей. Використання нанокарбіду вольфраму підвищує зносостійкість ріжучого інструменту – період стійкості сплавів з нано WC складає 109...154 хв і перевищує стійкість стандартних твердих сплавів і аналогічних сплавів, легованих дрібнодисперсним карбідом вольфраму. Встановлено, що основним механізмом локального зношування досліджуваних сплавів є абразивне стирання. В зоні зношування виявлено трибошар, що свідчить про зношування сплавів за дифузійним та окислювальним механізмами.

1. Лоладзе Т.Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента / Т.Н. Лоладзе. – М. : Машиностроение, 1982. – 320 с.

2. Characterisation and application of titanium carbonitride-based cutting tools / A.Bellosi, R.Cflzavarini, M.G. Faga [et al.] // J. of Mat. Proc. Techn. – 2003. – 143-144. – P. 527–532.

3. Bodrova L. Carbide titanium and vanadium alloys for cutting tools / L. Bodrova // Proc. of the Powder Metallurgy World Congress (Granada, Spain, 1998), EPMA, London. – Vol. 4. – Pp. 110–114.

4. Some Properties of The TiC-(VC,NbC, WC) Based Hard Alloys / L. G. Bodrova, V. V. Lazaryuk, S.Yu.Marynenko [et al.] // Международный сборник научных трудов «Прогрессивные технологии и системы машиностроения». – Донецк, 2006. – Вып. 31. – С. 56–64.

5. Бодрова Л.Г. Тверді сплави на полікарбідній основі, леговані дрібно- та нанодисперсним карбідом вольфраму / Л.Г. Бодрова, І.В. Коваль, М.М. Прокопів // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: сборник научн. труд. – К.: ИСМ им. В.И. Бакуля, 2011. – Вып.14. – С. 490-494.

6. Особливості зношування твердих сплавів (Ti, V, Nb, W)C-NiCr у процесі різання / С. Ю. Мариненко, Л. Г. Бодрова, Г. М. Крамар [та ін.] // Вісник ТДТУ. – 2009. – Том 14. – № 4. – С. 27–32.

ВПЛИВ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ ПІСЛЯ ДОРНУВАННЯ ОТВОРУ НА НДС ПЛАСТИНИ ЗА ОДНОВІСНОГО ЦИКЛІЧНОГО РОЗТЯГУ

П. Ясній, С. Гладьо; Ю. Пиндус

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

Summary. *The basic regularities of cold expansion rate and the diameter of the hole on the formation of local compressive residual stresses in the threshold of functional holes have been found. Dependences of the local compressive residual stresses on the burnishing tension have been built. To calculate the stress strain state in the threshold of the functional hole after burnishing with different tension and cyclic loading finite-element models of a quarter of the sample with a central hole were built.*

У тонкостінних елементах авіаконструкцій втомні тріщини зароджуються та поширюються в місцях концентрації напружень. Для підвищення витривалості таких елементів використовують різні технологічні методи зміцнення та створення залишкових стискальних напружень в околі концентраторів, зокрема, методи пластичного деформування [1–3], до яких належить і дорнування функціональних отворів. Проаналізовано вплив геометрії дорна [4] та відносного натягу дорнування на втомну довговічність пластин із алюмінієвого сплаву 2024-T3.

Для вивчення перебігу технологічних процесів обробки тиском, а також зародження та поширення втомних тріщин в елементах конструкцій застосовують розрахунок методом скінченних елементів [5–8]. Мета роботи – дослідити перебіг дорнування отворів та проаналізувати вплив параметрів процесу на формування залишкових напружень у пластинах з функціональними отворами та напруження за циклічного одновісного розтягу.

Методика випробувань. Досліджували алюмінієвий сплав Д16чТ товщиною $t = 6$ mm, шириною робочої ділянки 60 mm та діаметром отворів 8, 10 та 12 mm. Креслення зразків і дорна, а також методика дорнування подані в праці [3].

Для оцінювання впливу деформування на напружений стан в околі отвору побудована скінченно-елементну модель чверті досліджуваного плоского зразка і дорна з центральним отвором. Напружений стан аналізували за розподілом залишкових нормальних напружень σ_{yy}^{res} після дорнування.

Діаграму пружно-пластичного деформування матеріалу Д16чТ описували за моделлю Steinberg-Guinan Strength [9].

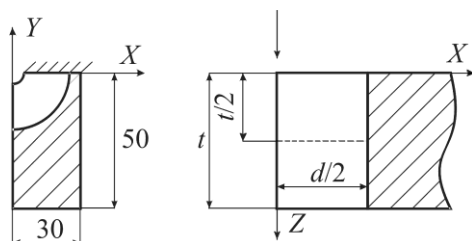


Рисунок 1. Схема чверті робочої ділянки зразка. Стрілка вказує напрям руху дорна; заштрихована ділянка (на рисунку зліва) – підкладка.

Зафіксовано (рис. 1) точки розподілу локальних залишкових напружень на поверхні зразка з боку входу дорна ($Z = 0$) та середній частині його циліндричної поверхні ($Z = t/2$).

Зусилля прикладали до однієї поверхні краю моделі зразка, а протилежну площину фіксували і обмежували її вертикальне переміщення (вздовж напрямку прикладання сили).

Напружений стан за циклічного навантаження аналізували за локальними максимальними напруженнями σ_{yy}^{max} , мінімальними напруженнями σ_{yy}^{min} , а також за локальним розмахом максимальних та мінімальних напружень $\Delta\sigma_{yy} = \sigma_{yy}^{min} - \sigma_{yy}^{max}$.

Розглядали циклічне пружно-пластичне деформування пластини із алюмінієвого сплаву Д16чТ в умовах м'якого навантаження при $\sigma_{min} = 0$ та $\sigma_{max} = 147$ МПа. Характеристики механічних властивостей $\sigma_{0,2} = 300$ МПа та $\sigma_B = 430$ МПа [3].

Результати експериментів та їх обговорення. Аналіз отриманих результатів (рис. 2–4) свідчить, що незалежно від діаметра отвору зі збільшенням відносного натягу дорнування i від 1 до 3% зростають напруження σ_{yy}^{res} , а також ширина зони їх дії в околі отвору.

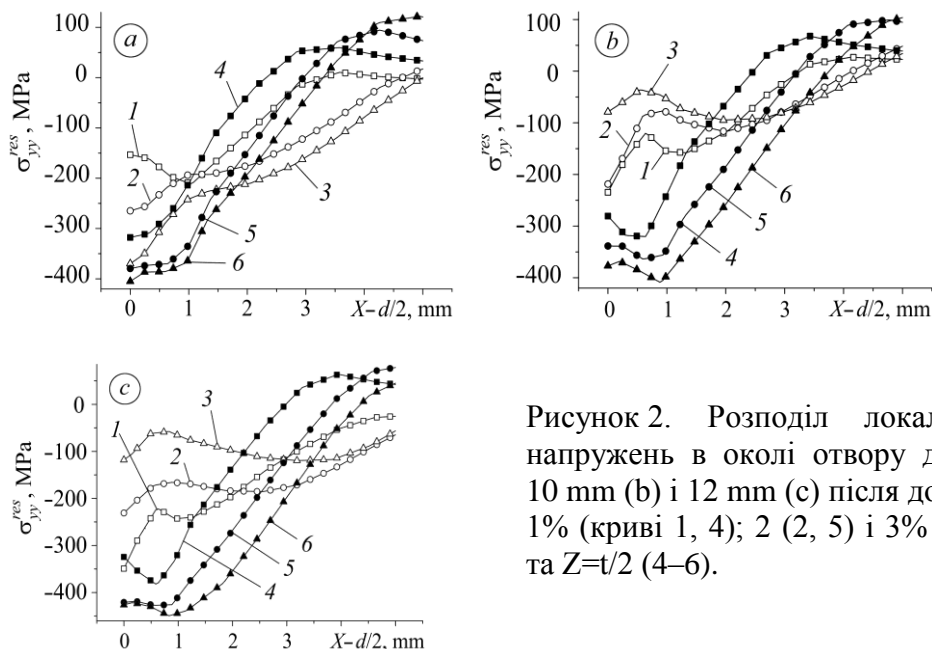


Рисунок 2. Розподіл локальних залишкових напружень в околі отвору діаметром 8 мм (а); 10 мм (b) і 12 мм (c) після дорнування з натягом 1% (криві 1, 4); 2 (2, 5) і 3% (3, 6) при $Z=0$ (1–3) та $Z=t/2$ (4–6).

Найбільші їх значення зафіксовано в середньому за товщиною перерізі зразка, найменші – на кромці отвору від входу дорна ($Z = 0$). Найбільше (вдвічі) відношення значень напруження σ_{yy}^{res} у середній частині по товщині зразка ($Z = t/2$) до таких самих на поверхні ($Z = 0$) виявлено за натягу дорнування 1%. Зі збільшенням натягу воно зменшується і за натягу 3% складає 1,1.

Локальні залишкові напруження стиску на вході дорна значно менші, ніж на середній ділянці отвору і ця тенденція спостерігається для всіх досліджених значень натягу i та діаметрів отворів.

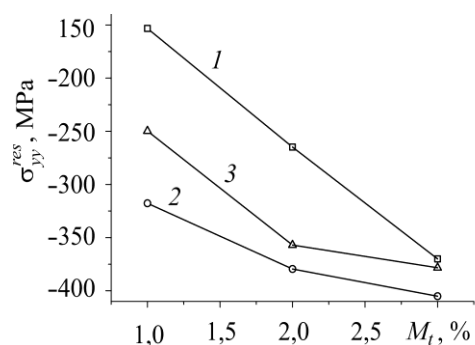


Рисунок 3. Figure 3.

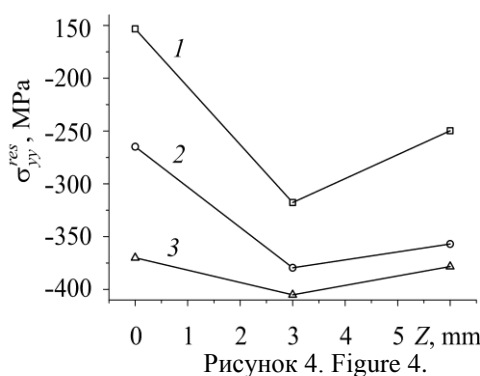


Рисунок 4. Figure 4.

Рисунок 3. Залежність напружень σ_{yy}^{res} від натягу дорнування для отвору діаметром 8 мм на глибині $Z = 0$ (1); $t/2$ (2) та t (3).

Рисунок 4. Розподіл напружень σ_{yy}^{res} на поверхні отвору діаметром 8 мм по товщині зразка після натягу 1 % (1); 2 % (2) та 3 % (3).

Для діаметрів 8 та 10 мм ширина зони стискальних напружень σ_{yy}^{res} на вході дорна $\sim 2,5 \dots 3,5$ мм від краю отвору, а далі вони дорівнюють нулю або частково переходять у

розтягувальні. Напруження стиску на вході дорна зберігаються до глибини більше 5 mm та не переходять у розтягувальні за діаметра отвору 12 mm та всіх значень i . Відмінності у розподілі залишкових стискальних напружень зумовлені тим, що абсолютний натяг дорнування відрізняється для різних діаметрів отвору за однакового відносного натягу i . Зокрема, для $i = 3\%$ і діаметра отвору 8 mm абсолютний натяг становить 0,24 mm, тоді як для діаметра 12 mm – вже 0,36 mm, тобто біля отвіру більшого діаметру більший об'єм металу піддається більшій пластичній деформації під час проходження дорна.

Для середньої ділянки зразка ($Z = t/2$) характерна залежність ширини зони стискальних напружень в околі отвору від натягу дорнування. Для натягу 1% напруження σ_{yy}^{res} діють до відстані 2,5...3 mm від отвору, а для натягу 2 та 3% переходять у розтягувальні відповідно на глибині 3,0...4 та 3,5...4 mm.

Локальні залишкові стискальні напруження на виході дорна (рис. 4) для натягів дорнування 1 та 2% більші, ніж на його вході, та менші, ніж у середній ділянці отвору, а для натягу 3% наближаються до напружень на вході дорна. Отримані дані узгоджуються з результатами натурних випробувань: втомна тріщина завжди зароджувалася у зразках із дорнованими отворами з боку входу дорна [9]. Зазначимо, що найменші залишкові напруження стиску виникають на вході дорна, а найбільші – у середній ділянці отвору для всіх досліджених натягів. Це зумовлено волочінням шару матеріалу зразка в напрямку руху дорна крізь отвір.

На рисунку 5 зображено розподіл локальних максимальних σ_{yy}^{max} та мінімальних σ_{yy}^{min} напружень в околі функціонального отвору діаметром 8 mm та 10 mm на поверхні зразка з боку входу дорна ($Z = 0$) та у середній частині циліндричної поверхні зразка ($Z = t/2$) для другого півциклу навантаження.

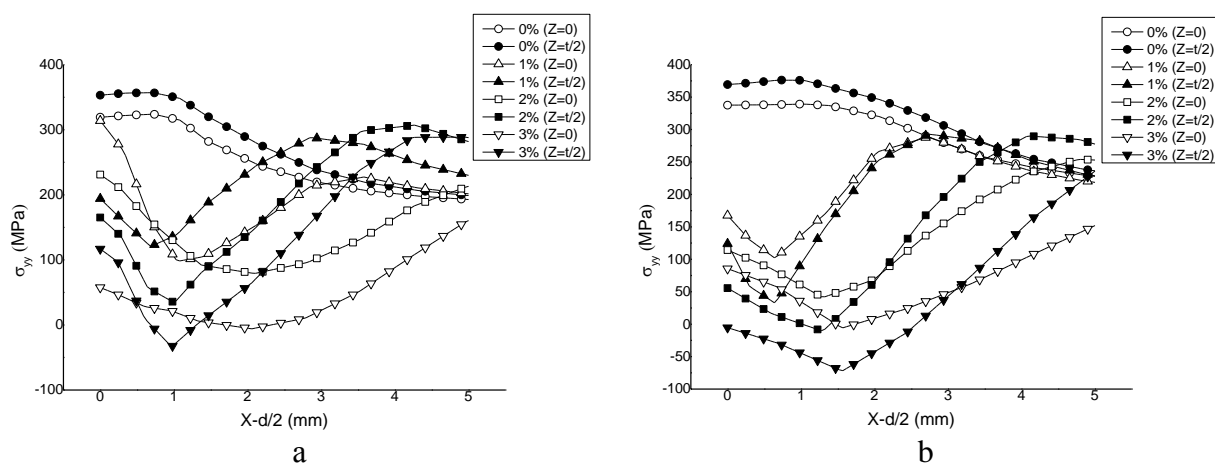


Рисунок 5. Розподіл локальних максимальних σ_{yy}^{max} та мінімальних σ_{yy}^{min} напружень в околі отвору діаметром 8 mm (а), 10 mm (б) на поверхні зразка з боку входу дорна ($Z = 0$) та у середній частині зразка ($Z = t/2$)

Для дорнованих отворів характерним є зародження та поширення тріщини від кромки отвору з боку входу дорна. Це зумовлено тим, що залишкові напруження стиску спричинені дорнуванням, а також розмах локальних напружень для досліджених натягів дорнування ($i = 1\% \dots 3\%$) на кромці отвору значно менші ніж у середній частині.

Висновки

З використанням методу скінченних елементів змодельовано пружно-пластичне деформування пластини з центральним отвором (діаметром 8; 10 і 12 mm). Побудовано залежності розподілу локальних залишкових напружень в околі отвору від натягу дорнування ($i = 1\%, 2\%, 3\%$): з його збільшенням стискальні напруження зростають, а також збільшується ширина ділянки їх дії. Для досліджених натягів дорнування найменші стискальні напруження зафіксовано з боку входу дорна, а найбільші – у середній ділянці

отвору, ближче до виходу дорна. З ростом відносного натягу дорнування різниця у значеннях напружень стиску по товщині пластини зменшується. Побудовано розподіл розмаху локальних напружень $\Delta\sigma_{yy}$, максимальних та мінімальних напружень σ_{yy}^{max} та σ_{yy}^{min} в околі отвору в залежності від кількості циклів навантаження та відносного натягу дорнування.

Conclusion

Using the FE method, the elasto-plastic deformation of the plate with the central hole (8 mm, 10 mm, 12 mm diameter holes) has been modeled. Dependences of the local residual stresses on the burnishing tension ($i = 1\%$, 2% , 3%) have been built: with the increase of the burnishing tension the local residual compressive stress and compressive stress area width from the edge of the hole are increased. For the investigated burnishing tensions was found that the smallest local residual compressive stresses occur on the side of the mandrel entrance and the largest - in the middle section of the hole closer to the mandrel exit. With the increase of burnishing tension rate the difference between the smallest and largest local compressive residual stresses is decreasing. To calculate the stress strain state in the threshold of the functional hole after burnishing with different tension and cyclic loading finite-element models of a quarter of the sample with a central hole were built.

Список використаної літератури

1. Pasta S. Fatigue crack propagation from a cold-worked hole // Engng. Fract. Mech. – 2007. – № 74. – P. 1525–1538.
2. Степанова Т. Ю. Технологии поверхностного упрочнения деталей машин: Уч. пос. – Иваново: Ивановск. гос. хим.-техн. ун-т, 2009. – 64 с.
3. Ясній П., Гладь С. Вплив дорнування отворів на зародження та поширення втомних тріщин в алюмінієвому сплаві // Вісник Терноп. нац. техн. ун-ту ім. Івана Пулюя. – 2014. – № 1. – С. 7–17.
4. Cold expansion of holes and resulting fatigue life enhancement and residual stresses in Al 2024 T3 alloy / H. D. Gopalakrishna, H. N. NarasimhaMurthy, M. Krishna et al. // An experimental study. Engng. Failure Analysis. – 2010. – 17. – P. 361–368.
5. Thomas-Peter Fries and Malak Baydoun. Crack propagation with the extended finite element method and a hybrid explicit–implicit crack description // Int. J. Numerical Methods in Engng. – 2012. – 89, № 12. – P. 1527–1558.
6. The benefit from an adequate finite element simulation of the cold hole expansion / J. T. Maximov, G. V. Duncheva, N. Ganev, and T. N. Bakalova // Engng. Failure Analysis. – 2009. – 16. – P. 503–511.
7. Mohanty J.R., Verma B.B., and Ray P.K. Prediction of fatigue crack growth and residual life using an exponential model: part II (mode-I overload induced retardation) // Int. J. Fatigue. – 2009. – 31. – P. 425–432.
8. Дашенко А. Ф., Лазарева Д. В., Сурьянинов Н. Г. ANSYS в задачах инженерной механики. – Одесса: Астропринт, 2007. – 484 с.
9. Steinberg D. J., Cochran S. G., and Guinan M. W. A constitutive model for metals applicable at high-strain rate // J. Appl. Phys. – 1980. – 51, № 3. – P. 1498–1504.

ВИЗНАЧЕННЯ МСЕ КОЕФІЦІЄНТІВ ІНТЕНСИВНОСТІ НАПРУЖЕНЬ ВЗДОВЖ КОНТУРУ ПОВЕРХНЕВИХ ТРІЩИН ПРИ ЇХ ЗЛИТТІ

І.М. Підгурський, Я.Р. Дубик*

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя,
*Інститут проблем міцності імені Г.С.Писаренка НАН України

Abstract: *Damage tolerance analysis is essential for evaluating life extension of aged structures. Definition of the stress intensity factors is one of the most important tasks for the residual life of structures estimation. In any linear elastic fracture mechanics (LEFM) problem, precise computation of stress intensity factors accurately is of great importance. In order to specify SIF along the front of two interacting semi-elliptical surface cracks, the problem of their evaluation using the finite element method was studied. A three-dimensional model of the sample with the global model elements and the model of crack area with a local mesh with tetrahedral elements were developed. The interaction effects are studied for both interacting and coalescing phases as observed to occur during the growth of multiple surface cracks under fatigue load.*

Для опису поведінки об'єктів, що містять поверхневі тріщиноподібні дефекти, важливим є врахування форми дефектів, їх взаємний вплив і, як наслідок, розподіл коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН) вздовж контурів поверхневих тріщин, що можуть ініціюватися при циклічному навантаженні. Робіт, що стосуються оцінок розвитку дефектів при їх об'єднанні є досить мало і серед них [1-3]. Проте у цих роботах недостатньо висвітлено дані з оцінки КІН для геометрично складних форм контурів поверхневих тріщин.

У зв'язку з цим здійснено моделювання об'єднання подвійних півеліптичних тріщин, що характеризується геометричним параметром перекриття тріщин $t_s = 4; 6; 8$ та 12 мм (рис. 1). Досліджувались тріщини з півдіагоналями: $a = 4$ мм; $c = 10$ мм ($a/c = 0,4$), що розташовувались у зразках з низьколегованої сталі 09Г2С з $\sigma_T = 350$ МПа. Коефіцієнт Пуассона при пружному деформуванні становив $\nu = 0,3$. Поперечний переріз зразків 80 мм \times 20 мм ($a/t = 0,2$).

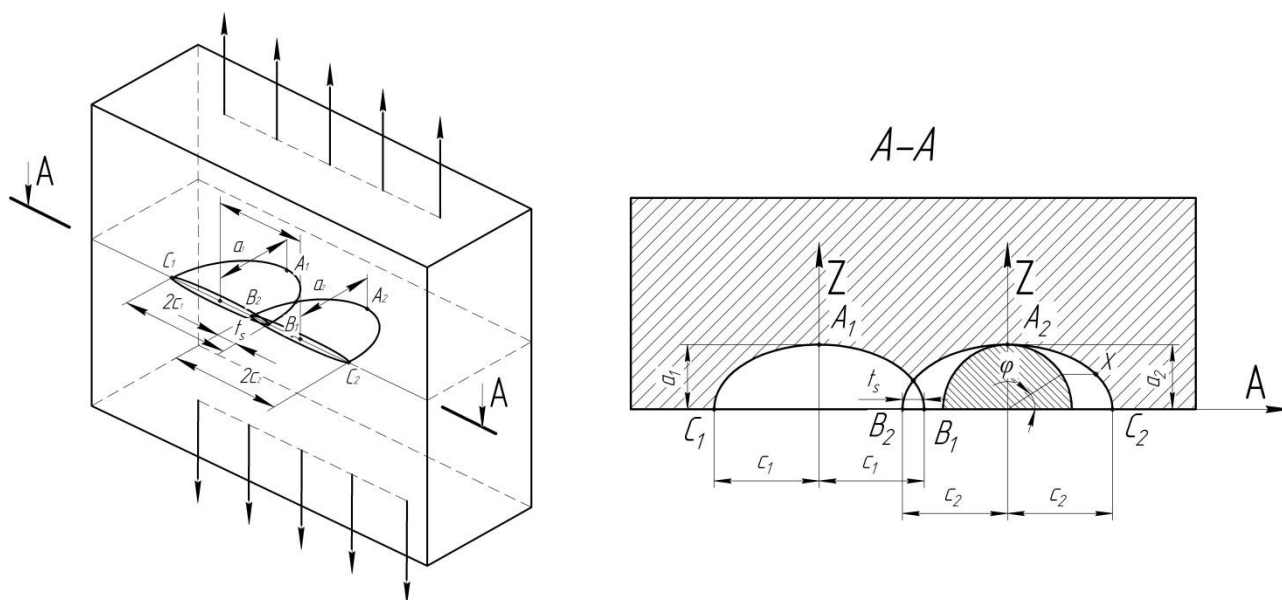


Рис.1. Моделювання злиття подвійних півеліптичних поверхневих тріщин у пластині скінченних розмірів.

При моделюванні отримано ряд поверхневих тріщин зі складною геометричною формою їх контуру (неканонічних поверхневих тріщин). Для такого виду тріщин розподіл коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН) отримано методом скінчених елементів (МСЕ). Застосовувався спеціалізований програмний пакет “Ansys- Workbench” [4].

Скінчено-елементну модель тріщини (розглядалась її чверть) представлено на рис. 2, а.; фрагмент розбиття сітки в коловому напрямку та контури інтегрування наведено на рис. 2,б. Тривимірна скінчено-елементна модель представляє собою позиціоновану півеліптичну поверхневу тріщину, навколо якої створено область з локальною сіткою тетраедричних елементів з розмірами 0,1 мм та глобальну (базову) сітку елементів у зразку з розміром елементів 2 мм. Важливим було створення “зони впливу” тріщини – буферної області, в якій вихідні елементи базової сітки змінювали розміри для плавнішого стикування спряження з локальною сіткою, що охоплює контур тріщини. Особливістю даної моделі є необхідність стикування сіток в області спряження півеліпсів при моделюванні їх злиття в одну магістральну тріщину. Зазначимо, що кількість елементів складала понад 200000.

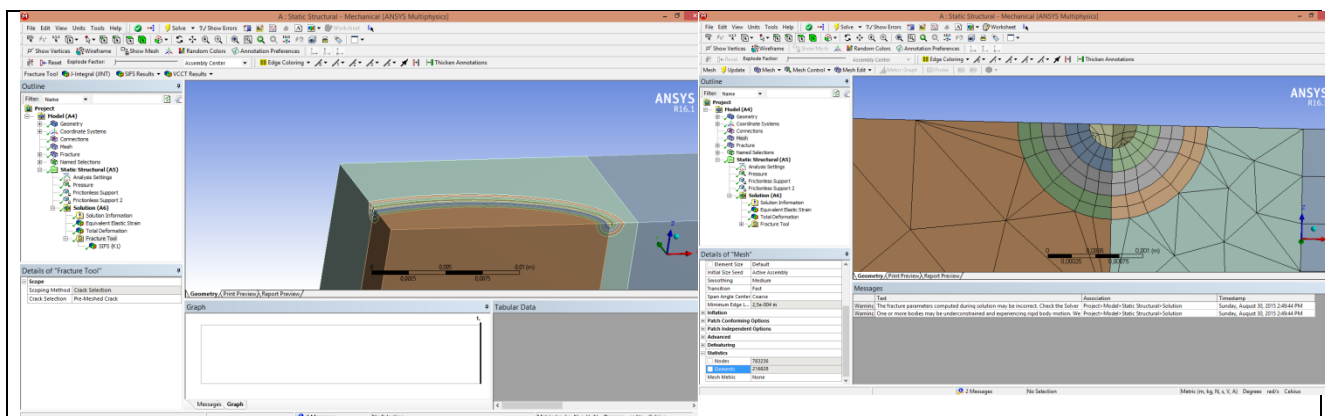


Рис.2. Скінчено-елементна модель магістральної поверхневої тріщини при моделюванні злиття двох менших поверхневих тріщин:
а) загальний вигляд; б) фрагмент локальної сітки при вершині тріщини.

У результаті обчислень отримано розподіл значень КІН вздовж півконтуру поверхневої тріщини $\varphi = 0..2\pi$ при $t_s = 4$ мм; 6 мм; 8 мм; 12 мм (рис. 3).

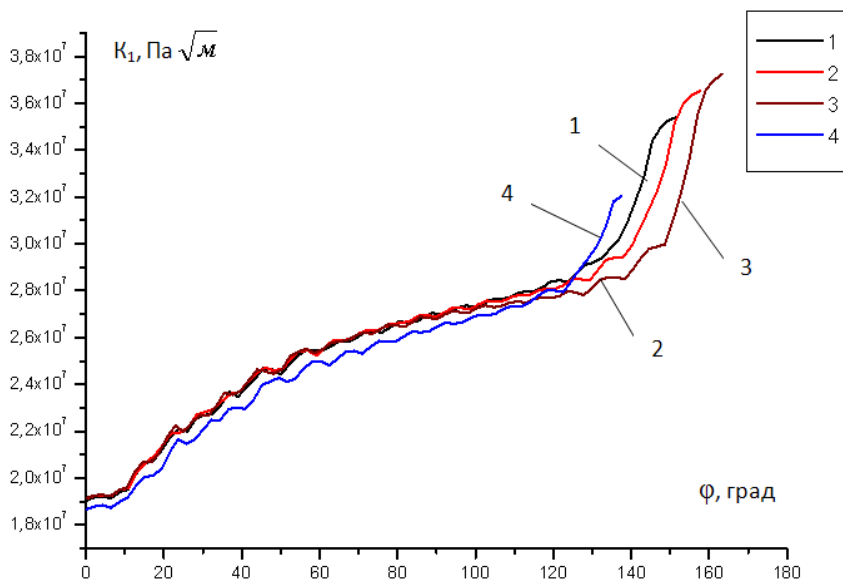


Рис. 3. Зміна розподілу КІН вздовж півконтуру тріщини при злитті двох півеліптичних поверхневих тріщин з параметрами $a/c = 0,4$; $a/t = 0,2$:
1 – $t_s = 4$ мм; 2 – $t_s = 6$ мм; 3 – $t_s = 8$ мм; 4 – $t_s = 12$ мм;

Порівняння значень КІН у найглибших точках сідлоподібного контуру при $t_s = 4; 6; 8; 12$ мм ($\varphi_i = 163,3^\circ; 157,7^\circ; 151,9^\circ; 137,6^\circ$) з відповідними точками, рівновіддаленими від області злиття пів контуру ($\varphi_i = 16,7^\circ; 22,3^\circ; 28,1^\circ; 23,2^\circ$) свідчить, що КІН суттєво зростають (в 1,8; 1,67; 1,57 та 1,38 рази відповідно).

Суттєве зростання КІН спостерігається для всіх досліджуваних точок внутрішніх півконтурів сідлоподібної тріщини. Необхідно також зазначити, що зі зменшенням сідлоподібності контуру КІН поступово зменшуються. Отримані дані є важливими для прогнозування розповсюдження поверхневих тріщин складної геометричної форми при циклічному навантаженні.

Список літератури

1. Kishimoto K, Soboyejo W.O., Smith R.A., Knott J.F. A numerical investigation of the interaction and coalescence of two coplanar semi-elliptical cracks/ *Int.J of Fat.*, 1989. – V.11. – P. 91-96.
2. Kamaya M. Growth evaluation of multiple interacting surface cracks/ *Experiments and coalesced crack*, 2008. – Part I. – V. 75. – P. 1336-1349.
3. S.K. Patel, B. Dattaguru, K. Ramachandra. Multiple interacting and coalescing semi-elliptical surface cracks in fatigue-Part-I: finite element analysis // *SL*, 2010. – V. 3. – No 1. – P. 37-57.
4. Морозов Е., Муйземнек А., Шадский А. ANSYS в руках инженера. Механика разрушения. – М.: Ленард. – 456с.

ЗМІСТ

Г. М. Никифорчин, Г. В. Кречковська, А.І. Кутний, О.З. Судент АНАЛІЗ ОЗНАК ДЕГРАДАЦІЇ ТРИВАЛО ЕКСПЛУАТОВАНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ВЕЖ ШУХОВА	7
Є. П. Почапський, Н. П. Мельник ОЦІНЮВАННЯ ПЕРЕМІЩЕНЬ ДОМЕННОЇ СТІНКИ У ФЕРОМАГНЕТНИХ МАТЕРІАЛАХ	11
А.П. Зиньковский, А.А. Котляренко, К.Н. Подгорский, И.Л. Гликсон ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	15
В.В. Косарчук, А.В. Агарков, О.Ю. Рафальський, М.Г. Чаусов, А.П. Пилипенко, П.О. Марушак ОЦІНЮВАННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК ЗА КРИТЕРІЄМ ЗАРОДЖЕННЯ ВТОМНИХ ТРІЩИН	18
В.Н. Выровой, О.А. Коробко, В.Г. Суханов, О.И. Башинский СОЗИДАТЕЛЬНАЯ И РАЗРУШАЮЩАЯ РОЛЬ ТРЕЩИН В ЖИЗНЕННОМ ЦИКЛЕ КОНСТРУКЦИИ-СИСТЕМЫ	20
М.І. Греділь ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ ПОПЕРЕДНЬО НАПРУЖЕНОЇ АРМАТУРИ ЗА НАВОДНЮВАННЯ У МОДЕЛЬНОМУ РОБОЧОМУ СЕРЕДОВИЩІ	23
С.Р. Игнатович, Е.В. Каран СКОРОСТЬ РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ Д16АТ, 2024Т3 И 7075Т6	27
Г. В. Кречковська, Л. О.Бабій, О. З. Студент ФРАКТОГРАФІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ СТАЛІ 2,25Cr-1Mo ПІСЛЯ ВИПРОБ НА ПОВЗУЧИСТЬ	31
Л. М. Свірська, Г. В. Кречковська, О. З. Студент ЦИКЛІЧНА ТРІЩИНІЙКІСТЬ СТАЛІ 12Х1МФ РІЗНИХ ЗОН ГИНУ ПАРОГОНУ ТЕС ПІСЛЯ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ	35
М.Г. Чаусов, А.П. Пилипенко, В.Б. Березін, К.М. Волянська, П.О. Марушак, В.Б. Гуцайлюк, Л.І. Маркашова, С.А. Недосека, А. Мено ВПЛИВ УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ НА ЗМІНУ СТРУКТУРИ І ВИХІДНІ МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛАСТИЧНИХ МАТЕРІАЛІВ	39
З. В. Слободян, Я. М. Хабурський, О. В. Максимів ОСОБЛИВОСТІ КОРОЗІЙНО-ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ СТАЛІ 35 У ВОДІ В ПРИСУТНОСТІ ЕКСТРАКТУ ДУБОВОЇ СТРУЖКИ	41
М.П. Мазур, Л.Я. Побережний, А.В. Грицанчук ВНУТРІШНЬОТРУБНА КОРОЗІЯ ПРОМИСЛОВИХ ГАЗОПРОВІДІВ	44
Л. Я. Побережний, Г. М. Присліпська ЕЛЕКТРОКОРОЗІЙНА ДЕГРАДАЦІЯ ТРУБОПРОВІДІВ В ВИСОКОМІНЕРАЛІЗОВАНИХ ГРУНТАХ	47
М. С. Полутренко, Л. Я. Побережний, А.І. Станецький ОЦІНКА РИЗИКУ БІОКОРОЗІЙНИХ РУЙНУВАНЬ ПІДЗЕМНИХ ГАЗОПРОВІДІВ	51

Л.Я. Побережна, Л.Я. Побережний ВПЛИВ ЗАСОЛЕННЯ ҐРУНТІВ НА ОПІР ДЕФОРМАЦІЯМ СТИСКУ	55
M. Karuskevich, T. Maslak, O. Lynnyk, V. Oleksiuk EXAMINATION OF NEGATIVE SIDE EFFECTS CAUSED BY THE CORROSION PREVENTIVE COMPOUNDS	60
С.О. Беженов АКУСТОЕМІСІЙНА МОДЕЛЬ ЦИКЛІЧНОГО ДЕГРАДУВАННЯ ВИРОБІВ З КОНСТРУКЦІЙНИХ МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ	64
В. А. Круц, А. П. Зиньковский, И. Г. Токарь ВЛИЯНИЕ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК РЕГУЛЯРНОЙ СИСТЕМЫ НА ВЕЛИЧИНУ ВИБРОДИАГНОСТИЧЕСКОГО ПАРАМЕТРА НАЛИЧИЯ «ДЫШАЩЕЙ» ТРЕЩИНЫ	68
M. Landová, M. Greš, J. Brezinová, A. Guzanová DIAGNOSTICS OF DEGRADATION OF SURFACES TREATED BY THERMAL SPRAYING	70
О.М. Станкевич ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ РУЙНУВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ЗА ЕНЕРГЕТИЧНИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ СИГНАЛІВ АКУСТИЧНОЇ ЕМІСІЇ	74
Г.Т. Сулим, О.П. Ясній, Я.М. Пастернак ПОШИРЕННЯ ТРІЩИН ТЕРМОВТОМИ У ТІЛАХ ІЗ БІМАТЕРІАЛУ	78
Є. Синенко ВИЗНАЧЕННЯ ВІБРОДІАГНОСТИЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НАЯВНОСТІ «ДИХАЮЧОЇ» ТРІЩИНИ В СТРИЖНЕВИХ КОНСТРУКТИВНИХ ЕЛЕМЕНТАХ РІЗНОГО ПОПЕРЕЧНОГО ПЕРЕРІЗУ	82
С.В. Черепов, В.В. Лепеха СИСТЕМА ВИХРОСТРУМОВОЇ ДЕФЕКТОСКОПІЇ	86
O.V. Popovych, M.O. Karpash DEVELOPMENT OF ULTRASONIC PHASSED ARRAY TECHNOLOGY FOR IDENTIFICATION WELD DEFECTS AND DETERMINATION OF THEIR GEOMETRICAL DIMENSIONS	88
Г.Г. Писаренко, А.М. Майло МОНІТОРИНГ ПОШКОДЖУВАНOSTІ СТАЛІ Х18Н10Т ЗА ДІЇ ПЕРІОДИЧНОГО НАВАНТАЖУВАННЯ	91
І.П. Шацький, О.М. Лисканич, В.А. Корнута УМОВИ СУМІСНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ІНДИКАТОРА ВТОМНИХ ПОШКОДЖЕНЬ ІЗ ЗАМКОВИМ З'ЄДНАННЯМ БУРИЛЬНИХ ТРУБ	94
Н.І. Бурау, С.О. Цибульник, Д.В. Шевчук ІМІТАЦІЙНЕ ТА ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ СИСТЕМИ МОНІТОРИНГУ КОНСТРУКЦІЙ В ЕКСПЛУАТАЦІЇ	98
С.Р. Игнатович, Е.В. Каран, В.С. Краснопольский, Д.Г. Шкуратов, И.И. Швиднюк ОБРАЗОВАНИЕ И РАСПРОСТРАНЕНИЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ОБРАЗЦАХ С МНОЖЕСТВЕННЫМИ КОНЦЕНТРАТОРАМИ	102

В. Д. Миндюк, А. М. Карпаш ОЦІНКА ЯКІСНИХ ЗМІН МІКРОСТРУКТУРИ СТАЛЕЙ ТРИВАЛО ЕКСПЛУАТОВАНИХ ОБ'ЄКТІВ ЗА КОМПЛЕКСОМ ЇХ ФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ	106
В. В. Астанін, Г. О. Щегель МОДЕЛЮВАННЯ ПОШКОДЖЕННЯ І РУЙНУВАННЯ ПАНЕЛЬНИХ КОНСТРУКТИВНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ІЗ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ПРИ УДАРІ	110
J. Koncz, J. Brezinová, D. Draganovská, J. Viňáš EVALUATION OF ELECTROCHEMICAL PROPERTIES OF STEEL SHEETS FOR AUTOMOTIVE APPLICATIONS	114
М.І. Підгурський, Ю.М. Нікіфоров, Б.П. Ковалюк, В.В. Лазарюк, М.Г. Грещук, Х. Лопез, Б. Чарч ЛАЗЕРНА УДАРНО-ХВИЛЬОВА ДІЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ПРИПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ЗВАРНОГО З'ЄДНАННЯ ІЗ АУСТЕНІТНОЇ СТАЛІ	117
Г. Цибаньов, А. Новіков ВИЗНАЧЕННЯ ВТОМНОГО ПОШКОДЖЕННЯ МАТЕРІАЛІВ ЗА СТУПЕНЕМ ВИЧЕРПАННЯ ЦИКЛІЧНОЇ ПЛАСТИЧНОСТІ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОМУ НАВАНТАЖЕННІ	121
С.Р. Игнатович, Е.В. Каран, А.С. Якушенко ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МНОГООЧАГОВОГО УСТАЛОСТНОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16АТ	125
Н.А. Штырёв ОЦЕНКА МЕТОДАМИ СТРУКТУРНО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ КИНЕТИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ ПАРАМЕТРОВ ПРОЧНОСТИ, ДОЛГОВЕЧНОСТИ, ПОВРЕЖДЕННОСТИ МАТЕРИАЛА ПОДВЕРЖЕННОГО НЕСТАЦИОНАРНЫМ НАГРУЗКАМ	129
Л.В. Кравчук, Є.О. Задворний, К.П. Буйських, А.Ю. Лебедин, М.М. Феофентов МОДЕЛЮВАННЯ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ З УРАХУВАННЯМ ЇХ ПОШКОДЖУВАНOSTІ	133
В. П. Швець, О. А. Каток МЕТОДИКА ТА ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ВИМІРЮВАННЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ ТВЕРДОСТІ ЗА БРІНЕЛЛЕМ	137
О. Bilyy, J. González-Sánchez, R. Iukhym ASSESSMENT OF STRUCTURAL ELEMENTS WITH CRACK-LIKE DEFECTS	141
I. V. Gadolina, R. I. Zainetdinov, I. M. Petrova THE CRITERION FOR SELECTING THE LENGTH OF REALIZATION TO ESTIMATE THE MACHINES LIFETIME UNDER SERVICE LOADING	145
О. А. Каток, М. А. Долгов, В. В. Харченко, П. Е Мельник; А. В. Бажуков ВДОСКОНАЛЕННЯ МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ МІЦНОСТІ ЗЧЕПЛЕННЯ НАПЛАВЛЕННЯ З ОСНОВНИМ МЕТАЛОМ	148
S. Kotrechko THE KEY PROBLEMS OF LOCAL APPROACH TO CLEAVAGE FRACTURE	152

G. Pluinage, M. Ben Amara, J. Capelle, Z. Azari TRENDS TO DETERMINE FRACTURE INITIATION AND PROPAGATION OF A PIPE UNDER SERVICE PRESSURE	154
Ф.Ф. Гігіняк, П.О. Булах ВПЛИВ ІСТОРІЇ НАВАНТАЖЕННЯ НА В'ЯЗКОПЛАСТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ 10ГН2МФА З ВРАХУВАННЯМ ПОШКОДЖУВАНОСТІ МЕТАЛУ В УМОВАХ ТЕРМОСИЛОВОГО ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ	163
П.С.Юхимець, О.П. Гопкало, О.Є. Гопкало МАЛОЦИКЛОВА МІЦНІСТЬ ТРІЙНИКА З ПОШКОДЖЕННЯМИ	167
С.О. Котречко, В.М. Грищенко ОКРИХЧУЮЧА ДІЯ КОНЦЕНТРАТОРІВ НАПРУЖЕНЬ	171
М.Г. Голяк, Л.І. Чирко РОЗКИД ФЛЮЕНСУ В ЗРАЗКАХ-СВІДКАХ ТА ЙОГО ВПЛИВ НА ТОЧНІСТЬ ВИЗНАЧЕННЯ КРИТИЧНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ КРИХКОСТІ	175
Л.Я. Жовтуля, О.М. Карпаш, С.П. Ващишак СТАН ТА ПЕРСПЕКТИВИ ТЕХНОЛОГІЙ ОЦІНЮВАННЯ РИЗИКІВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ МАГІСТРАЛЬНИХ ТРУБОПРОВОДІВ	179
Л.О. Бабій ТРИВАЛА МІЦНІСТЬ ЗВАРНИХ ШВІВ ТЕПЛОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ В ГАЗОПОДІБНОМУ ВОДНІ	182
В.С. Цих, І.Р. Ващишак, А.В. Яворський, А.П. Кім ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ҐРУНТУ НА ВИЯВЛЕННЯ ДЕФЕКТІВ ІЗОЛЯЦІЙНОГО ПОКРИТТЯ ПІДЗЕМНИХ ТРУБОПРОВОДІВ	186
Л.І. Чирко; О.В. Шкапяк АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА ОПТИМІЗАЦІЯ ОБРАХУНКУ КРИТИЧНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ КРИХКОСТІ НА ОСНОВІ ДАНИХ ЗАЛЕЖНОСТЕЙ УДАРНОЇ В'ЯЗКОСТІ ВІД ТЕМПЕРАТУРИ ШЛЯХОМ СТВОРЕННЯ КОМП'ЮТЕРНОЇ ПРОГРАМИ	190
В. М. Ревка, О. В. Тригубенко, Ю. В. Чайковський, Л. І. Чирко ПОШУКИ ОПТИМАЛЬНОГО ПІДХОДУ ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ ЗСУВУ КРИТИЧНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ КРИХКОСТІ МАТЕРІАЛІВ КОРПУСІВ РЕАКТОРІВ ТИПУ ВВЕР-1000	194
А. В. Заруцкий ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ОБЖАТИЯ МАТЕРИАЛА В ЗОНЕ ОТВЕРСТИЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ЭЛЕМЕНТОВ АВИАЦИОННЫХ КОНСТРУКЦИЙ	198
Л.В. Кравчук, К.П. Буйських, С.Г. Киселевська, Є.О. Задворний, А.Ю. Лебедин ДОСЛІДЖЕННЯ ПОШКОДЖЕННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ ГТД ПРИ ТЕРМОЦИКЛІЧНОМУ НАВАНТАЖЕННІ ДО І ПІСЛЯ ПОЯВИ ТРІЩИН ТЕРМІЧНОЇ ВТОМИ	202
П.О. Марушак, О.Т. Цирульник, У.В. Поливана, Р.Т. Бішак, І.Б. Окіпний ЗАКОНОМІРНОСТІ РУЙНУВАННЯ СТАЛІ ТРИВАЛО ЕКСПЛУАТОВАНОГО МАГІСТРАЛЬНОГО ГАЗОПРОВОДУ З УРАХУВАННЯМ НАВОДНЮВАННЯ ТА ПОПРЕДНЬОГО ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ	205
Я. Л. Іваницький, Ю. В. Мольков, П. С. Кунь ОЦІНЮВАННЯ ЕНЕРГЕТИЧНОГО СТАНУ МАТЕРІАЛУ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ В ПРОЦЕСІ НАВАНТАЖЕННЯ	207

А.Є. Ліснічук, Н.А. Івантишин, Р.Я. Юхим РОЗРАХУНКОВА СХЕМА ВИЗНАЧЕННЯ МІЦНОСТІ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ФІБРОБЕТОНІВ	208
В. П. Силованюк, А. В. Ревенко, А.Є. Ліснічук ПРО КОРОТКОЧАСНУ ТА ДОВГОТРИВАЛУ МІЦНІСТЬ ВІДНОВЛЕНИХ ЗА ІН'ЄКЦІЙНИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ ЕЛЕМЕНТІВ БУДІВЕЛЬНИХ СПОРУД	212
Л. Сосновский, А. Богданович, В. Веселуха ЖИВУЧЕСТЬ ТРУБ ЛИНЕЙНОЙ ЧАСТИ НЕФТЕПРОВОДА С ТИПИЧНЫМИ ДЕФЕКТАМИ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	216
П.В. Ясній, П.О. Марущак, А.П. Сорочак УРАХУВАННЯМ СТРУКТУРНОЇ НЕОДНОРІДНОСТІ МАТЕРІАЛУ ОСІ КОЛІСНОЇ ПАРИ ПРИ ОЦІНЮВАННІ ЇЇ ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ	220
А.В. Букетов, П.О. Марущак, О.О. Сапронов, Д.О. Зінченко, С.В. Панін ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ І СТРУКТУРИ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ МОДИФІКОВАНИХ КАРБОНАТОМ СРІБЛА	224
О.П. Ясній, Ю.І. Пиндус, В.П. Ясній МОДЕЛЮВАННЯ РОСТУ ПОВЕРХНЕВОЇ ТРИЩИНИ В КОЛЕКТОРІ ПАРОПЕРЕГРІВНИКА ТЕС	228
П. Ясній, І. Підгурський МОДЕЛЮВАННЯ МСЕ ВЗАЄМОДІЇ ДВОХ ШВЕЛПТИЧНИХ ПОВЕРХНЕВИХ ТРИЩИН ПРИ РОЗТЯГУ	232
Ю. Родічев, О. Сорока, В.Майборода МІЦНІСТЬ ТА ПОШКОДЖУВАНІСТЬ РІЗАЛЬНИХ КРОМОК ТВЕРДОСПЛАВНИХ ПЛАСТИН ПРИ ЛОКАЛЬНОМУ НАВАНТАЖЕННІ	236
Ю. Родічев, О. Сорока, О. Шабетя ОСОБЛИВОСТІ ВИЗНАЧЕННЯ КОНСТРУКЦІЙНОЇ МІЦНОСТІ КРИХКИХ МАТЕРІАЛІВ	240
Я. Ковальчук,; Н. Шингера, О. Качка МОДЕЛЮВАННЯ НДС ЗВАРНОЇ КРОКВЯНОЇ ФЕРМИ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ НАВАНТАЖЕННЯХ	244
С.Ю. Мариненко, Л.Г. Бодрова, Г.М. Крамар, І.В. Коваль ЛОКАЛЬНЕ ЗНОШУВАННЯ ТВЕРДИХ СПЛАВІВ ЛЕГОВАНИХ НАНОКАРБІДОМ ВОЛЬФРАМУ ПРИ ТОЧІННІ	248
П. Ясній, С. Гладьо; Ю. Пиндус ВПЛИВ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ ПІСЛЯ ДОРНУВАННЯ ОТВОРУ НА НДС ПЛАСТИНИ ЗА ОДНОВІСНОГО ЦИКЛІЧНОГО РОЗТЯГУ	252
І.М. Підгурський, Я.Р. Дубик ВИЗНАЧЕННЯ МСЕ КОЕФІЦІЄНТІВ ІНТЕНСИВНОСТІ НАПРУЖЕНЬ ВЗДОВЖ КОНТУРУ ПОВЕРХНЕВИХ ТРИЩИН ПРИ ЇХ ЗЛИТТІ	256

Наукове видання

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

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ТЕРНОПІЛЬСЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ
УНІВЕРСИТЕТ
ім. Івана Пулюя**

ЗАХІДНИЙ НАУКОВИЙ ЦЕНТР НАН І МОН УКРАЇНИ

**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**

НАУКОВЕ ТОВАРИСТВО ІМ. ШЕВЧЕНКА

УКРАЇНСЬКЕ ТОВАРИСТВО З МЕХАНІКИ РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ

**ТЕРНОПІЛЬСЬКА ОБЛАСНА ОРГАНІЗАЦІЯ
УКРАЇНСЬКОГО СОЮЗУ НАУКОВО-ТЕХНІЧНОЇ
ІНТЕЛІГЕНЦІЇ**

ПОШКОДЖЕННЯ МАТЕРІАЛІВ ПІД ЧАС ЕКСПЛУАТАЦІЇ, МЕТОДИ ЙОГО ДІАГНОСТУВАННЯ І ПРОГНОЗУВАННЯ

Праці конференції

Відповідальний редактор П.В. Ясній

Комп'ютерне макетування Ігор Окіпний

Підписано до друку 15.09.15

Формат 60×90 1/16 Папір ксероксний. Обл.вид.арк. 17,0. Наклад 300 прим. Зам. №2575

Видавництво Тернопільського національного
технічного університету імені Івана Пулюя
вул. Руська, 56, м. Тернопіль, 46001

E-mail :vydavnytstvo@tu.edu.te.ua

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 4226 від 08.12.11