

**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

ГО «НАУКОВО-ТЕХНІЧНЕ ТОВАРИСТВО»

ПОШКОДЖЕННЯ МАТЕРІАЛІВ ПІД ЧАС ЕКСПЛУАТАЦІЇ, МЕТОДИ ЙОГО ДІАГНОСТУВАННЯ І ПРОГНОЗУВАННЯ

Праці конференції

24–27 вересня 2019 р.

**Тернопіль
2019**

Голова програмного комітету

Ясній П.В. (Україна)

Співголова програмного комітету

Харченко В.В. (Україна)

Голова організаційного комітету

Марущак П.О. (Україна)

Науковий секретар

Окіпний І.Б. (Україна)

Члени програмного комітету

Азарі Ж.	(Франція)	Окрайни Є.	(Польща)
Андрейків О.Є.	(Україна)	Назарчук З.Т.	(Україна)
Бобир М.І.	(Україна)	Никифорчин Г.М.	(Україна)
Брезінова Ж.	(Словаччина)	Панасюк В.В.	(Україна)
Бхаскар А.	(Великобританія)	Плювінаж Г.	(Франція)
Губеляк Н.	(Словенія)	Поклуда Й.	(Чехія)
Гуцайлюк В.	(Польща)	Прентковскіс О.	(Литва)
Журавков М.А.	(Білорусь)	Скальський В.Р.	(Україна)
Зіньковський А.П.	(Україна)	Седмак О.	(Сербія)
Карпінтері А.	(Італія)	Северин А.	(Польща)
Кушнір Р.М.	(Україна)	Сосновський Л.А.	(Білорусь)
Котречко С.О.	(Україна)	Сулим Г.Т.	(Україна)
Крижанівський Є.І.	(Україна)	Снежек Л.	(Польща)
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)

П66 Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування. Праці VI Міжнародної науково-технічної конференції, (Тернопіль 24-27 вересня 2019 р.) – Тернопіль: Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя, 2019. – 212 с.

УДК 001+539.62

ISBN 978-966-305-103-1

У збірнику висвітлені доповіді VI Міжнародної науково-технічної конференції "Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування" (Тернопіль, 24-27 вересня 2019 р.). Розглянуто наступні питання: розсіяне і локалізоване пошкодження матеріалів; діагностування пошкоджень; методи описування і прогнозування пошкоджуваності матеріалів; оцінювання залишкового ресурсу елементів конструкцій.

Відповідальний редактор П.В. Ясній

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.

ISBN 978-966-305-103-1

©Тернопільський національний технічний
університет імені Івана Пулюя, 2019

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

MINISTRY EDUCATION AND SCIENCE OF UKRAINE

TERNOPIL IVAN PULUJ 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

PO “SCIENTIFIC – TECHNICAL SOCIETY”

IN-SERVICE DAMAGE OF MATERIALS, ITS DIAGNOSTICS AND PREDICTION

Proceedings of the Conference

September 24–27, 2019

**Ternopil
2019**

Co-Chairmen of the Program Committee

Yasniy P. V. (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>	Okrajni J.	<i>(Poland)</i>
Andreikiv, O.	<i>(Ukraine)</i>	Nazarchuk Z.	<i>(Ukraine)</i>
Bobyr M.I.	<i>(Ukraine)</i>	Nykyforchyn H.	<i>(Ukraine)</i>
Brezinova J.	<i>(Slovakia)</i>	Panasyuk V.	<i>(Ukraine)</i>
Bhaskar A.	<i>(Great Britain)</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>
Zhuravkov M.	<i>(Belarus)</i>	Skalskyi V.	<i>(Ukraine)</i>
Zinkovskii A.	<i>(Ukraine)</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>
Kotrechko S.	<i>(Ukraine)</i>	Sulym H.	<i>(Ukraine)</i>
Kryzhanivsky Ye.	<i>(Ukraine)</i>	Snizek L.	<i>(Poland)</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>

П66 In-Service Damage of Materials, its Diagnostics and Prediction. Proceeding of the International Conference “In-Service Damage of Materials, its Diagnostics and Prediction” (Ternopil September 24-27, 2019).– Ternopil: TNTU, 2019 –212 c.

УДК 001+539.62

ISBN 978-966-305-103-1

The book comprises the papers presented at the International Conference “In-Service Damage of Materials, its Diagnostics and Prediction” (Ternopil, September 24-27, 2019). 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.

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.

Edited by P.V. Yasniy

ISBN 978-966-305-103-1

©Ternopil Ivan Puluuj National
Technical University,2019

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.*

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВЗАЄМОЗВ'ЯЗКУ МІЖ ДЕГРАДАЦІЄЮ
МАТЕРІАЛУ ТА КІНЕТИКОЮ ТЕРМОВТОМНИХ ТРІЩИН ЗА
УМОВ ТЕРМОЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ**

**Є.О. Задворний, К.П. Буйських, Л.В. Кравчук, С.Г. Киселевська,
М.М. Феофентов**

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

The paper presents the results of the investigation of the effect of the degraded surface layer of the structural element on the stress state at the tip of the thermal fatigue crack. To reveal the influence of the mechanisms of the material degradation on the stress state and propagation of the thermal fatigue cracks, several calculation models of the wedge-type specimen in the dimensional statement have been developed. Here the thermal fatigue crack is modeled using the mathematical cut and section with a curved crack.

У проблемі оцінки рівня пошкодженості та реального ресурсу елементів конструкцій, що працюють в умовах високих температур та корозійно активних середовищ, зокрема газотурбінних двигунів, чільне місце займають дослідження процесів пошкодження (деградації) матеріалу поверхневих шарів. Кількість літературних джерел, присвячених результатам аналізу деградаційних процесів стосовно жароміцних сплавів в процесі експлуатації зростає з кожним роком. Вивчаються різні аспекти деградації матеріалів і їх вплив на функціональні характеристики елементів конструкцій, які працюють в зонах високих температур і термічних напружень. В роботах розглядається вплив деградації мікроструктури на характеристики втоми [1; 2], повзучості [3; 4], довговічності елементів конструкцій [5; 6], фізико-механічні характеристики матеріалів [7-9]. Розглядається взаємозв'язок деградації мікроструктури, кінетики тріщин термовтоми, високотемпературної корозії і напружено-деформованого стану елемента конструкції [10-13]. Автори [10] досліджували вплив напруженого стану і високотемпературної корозії на кінетику тріщин і довговічність монокристалічного сплаву CMSX-4. Розглядається механізм виникнення і поширення тріщин при термічній втомі в наведено-кристалізованому сплаві DZ125 [11]. Зазначено, що швидкість росту тріщин визначається полем напружень в вершині тріщини і ступенем окислення. Досліджується кінетика тріщин в монокристалічному сплаві в залежності від температури і орієнтації кристалу [12], а також від температури, орієнтації, мікроструктури, тривалості циклу [13].

Результати термовтомних випробувань елементів конструкцій за умов нестационарного впливу високотемпературного газового потоку та проведені металографічні дослідження [14] показують, що на поверхні матеріалу внаслідок окислення та дифузії легуючих елементів з часом відбувається зміна складу матеріалу, а саме, збіднення одними елементами та підвищення концентрації інших. Це вимагає при проведенні розрахунків враховувати зміну властивостей матеріалу.

Наведені результати отримані з використанням скінчено-елементного пакету прикладних програм «SPACE» [15] та стосуються клиновидного зразка [16] зі сплаву ЖС6У з розмірами: $r = 0,7$ мм, $\varphi = 15^\circ$, $L = 43$ мм, $H = 80$ мм і режимом навантаження: 60 с нагрів і 60 с охолодження (рис. 1).

Для деградованого шару (ДШ) характерна нерівномірність окислення по його глибині, яке залежить, перш за все, від напруження. Цей шар поділяється на зовнішній, з більш щільною структурою, та внутрішній несучільний підшар, який межує з матрицею сплаву. Металографічні дослідження матеріалу в зоні тріщин, що виникають під впливом термоциклічного навантаження, показують наявність

деградованого шару на її берегах (рис. 2). Наявність деградованого шару в вершині тріщини ставить під сумнів можливість використання звичайних розрахункових методів, що базуються на традиційних підходах механіки руйнування.

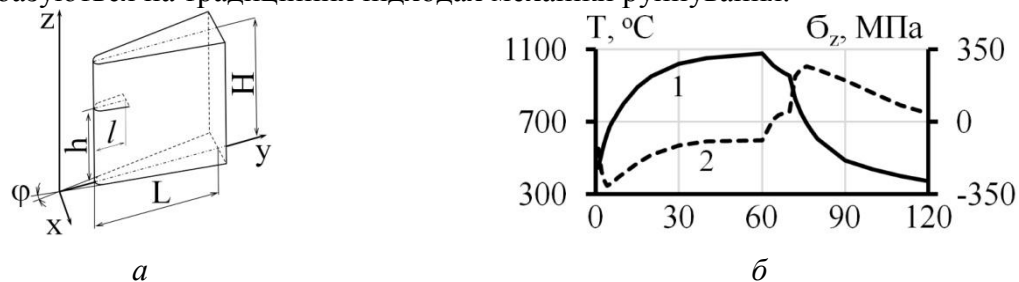


Рис. 1. Схема клиновидного зразка (а) та тепловий і напружений стан кромки непошкодженого зразка (б): 1 – температура; 2 – напруження.

Аналіз оригінальних результатів та літературних даних свідчать, що напрямок та швидкість розвитку тріщин залежить від напруженого стану зразка і структури матеріалу. Під час дослідження тріщини умовно розбивали на три зони: устя, центральну частину і вершину. Завдяки такому підходу можна оцінити стан деградованого шару при різних напрацюваннях, оскільки в зоні устя тріщини напрацювання буде відповідати загальному напрацюванню зразка. Так, на зразку, випробуваному при $T = 900^\circ\text{C}$, $2\sigma_a = 680\text{ МПа}$, загальне напрацювання становило 4700 циклів теплостійкості. Знаючи довжину тріщини і її кінетику, можна визначити, що поверхня тріщини в середній частині зазнавала впливу газового потоку протягом 2300 циклів, а в вершині тріщини кількість циклів відповідає напрацюванню 350 циклів.



Рис. 2. Тріщина у зразку зі сплаву ЖС6Ф довжиною $l = 5,4\text{ мм}$ після 4700 циклів при $T = 900^\circ\text{C}$, $2\sigma_a = 680\text{ МПа}$: а – загальний вигляд; б – вершина тріщини.

Одним із інформативних об'єктів для оцінки пошкоджуваності матеріалу є вершина тріщини з деградованим шаром. Наявність або відсутність збідненої області в вершині тріщини можуть впливати (уповільнювати або прискорювати) на процеси деградації при поширенні тріщини.

Для обробки отриманих результатів та виявлення впливу механізмів деградації матеріалу на розповсюдження термовтомних тріщин було побудовано декілька розрахункових моделей клиновидного зразка в просторовій постановці. Тріщину термічної втоми моделювали за допомогою математичного розрізу та розрізу з закругленою вершиною, яка була використана для моделювання виникнення деградованого шару матеріалу вздовж берегів тріщини та на її вершині. Представлені результати відповідають зразку з розмірами, наведеними раніше, довжиною тріщини $l = 5\text{ мм}$ та висотою її розташування $h = 50\text{ мм}$.

При відпрацюванні методів врахування геометричних та фізичних особливостей структурно змінених поверхневих шарів матеріалів в якості вихідних даних було прийнято ряд узагальнених результатів дослідження мікроструктури ДШ. Зокрема, середня глибина шару складає 40-45 мкм, при цьому глибина зовнішнього шару приблизно у два рази більша за глибину внутрішнього підшару. Пошкоджений матеріал з деградованим шаром розглядався у якості нового матеріалу. Для розрахунку ТНДС клиновидного зразка [16] використовувалися механічні характеристики шарів, які

складають ДШ, до яких відносяться окисні шари та шар, збіднений γ' -фазою. Характеристики зовнішнього окисного шару на усьому діапазоні температур вважалися постійними: модуль пружності – $2,3 \times 10^5$ МПа, а коефіцієнт лінійного термічного розширення – $17,15 \times 10^6$ K^{-1} . Для внутрішнього шару, збідненого γ' -фазою, використовувався сплав-аналог, характеристики якого змінюються в діапазоні температур 20-1100 $^{\circ}C$: модуль пружності – від 19×10^4 до $1,8 \times 10^4$ МПа, а коефіцієнт лінійного термічного розширення – від $12,45 \times 10^6$ до $17,15 \times 10^6$ K^{-1} .

Відповідно до металографічних досліджень товщина деградованого шару на поверхні зразка та вздовж берегів розрізу з закругленою вершиною біля кромки приймалась 30 мкм (20 мкм – зовнішній шар, 10 мкм – шар, збіднений γ' -фазою). Товщина деградованого шару вздовж берегів розрізу від кромки зразка до вершини тріщини зменшувалась та в області вершини приймалась 3 мкм (2 мкм – зовнішній шар, 1 мкм – шар, збіднений γ' -фазою). Радіус закруглення вершини – 0,5 мкм.

Результати розрахунків НДС, наведені на рис. 4 показали, що наявність деградованого шару та дефекту типу тріщини суттєво впливає на напружений стан матеріалу клиновидного зразка, при цьому результати отримані на моделі з математичним розрізом та розрізом з закругленою вершиною мають досить близькі значення, що обумовлено розмірами деградованих шарів в вершині розрізу та малим радіусом закруглення вершини.

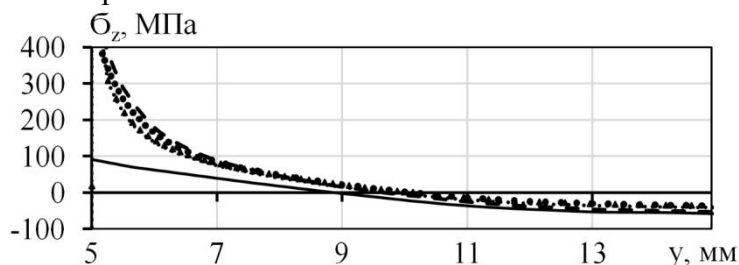


Рис. 3. Розподіл напружень вздовж лінії розповсюдження тріщини:
 — зразок без пошкоджень, — — — зразок з математичним розрізом без деградованих шарів, • — зразок з математичним розрізом з деградованим шаром, — зразок з розрізом з закругленою вершиною без деградованих шарів, ▲ — зразок з розрізом з закругленою вершиною та деградованими шарами на поверхні зразка та вздовж берегів розрізу.

На зразках з розрізом (рис. 4), що моделюють термовтомну тріщину, на відміну від бездефектного зразка з'являються напруження крім σ_z , що значною мірою впливають на механізм розповсюдження тріщини. Так напруження σ_y в околі вершини розрізу та на кромці зразка біля деградованого шару практично співпадають з напруженнями σ_z .

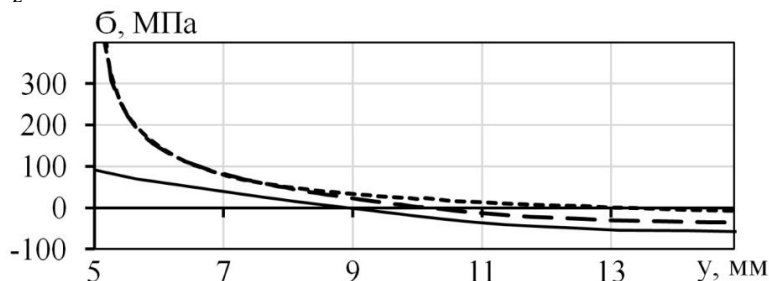


Рис. 4. Розподіл напружень вздовж лінії розповсюдження тріщини:
 суцільна – зразок без пошкоджень, пунктир – зразок з розрізом з закругленою вершиною без деградованих шарів (— — — σ_z , - - - σ_y).

Отримані результати свідчать про необхідність подальших досліджень процесів деградації матеріалу під час термоциклічного навантаження. Особливо актуальними є питання визначення фізико-механічних властивостей матеріалу деградованого шару, що суттєво як для визначення реального ТНДС так і для оцінки впливу цих процесів на довговічність і залишковий ресурс елементів конструкцій.

1. A. Cervellon, J. Cormier, F. Mauget, Z. Hervier. VHCF life evolution after microstructure degradation of a Ni-based single crystal superalloy. *International Journal of Fatigue*, 2017, V. 104, P. 251-262.
2. K. Isawa, Y. Igarashi, M. Hayashi, F. Sato, K. Miyaguchi. Detecting degradation in Ni-based superalloy Udimet520 with scanning SQUID microscopy. *Physica C: Superconductivity and its Applications*, 2010, V. 470, I. 20, P. 1529-1533.
3. Tongjin Zhou, Hongsheng Ding, Xiuping Ma, Wei Feng, Yongmin Lv. Microstructure and stress-rupture life of high W-content cast Ni-based superalloy after 1000–1100 °C thermal exposures. *Materials Science and Engineering*. 2018, V. 725, P. 299-308.
4. D. Leidermark, J.J. Moverare, S. Johansson, K. Simonsson, S. Sjöström. Tension/compression asymmetry of a single-crystal superalloy in virgin and degraded condition. *Acta Materialia*, 2010, V. 58, I. 15, P. 4986-4997.
5. P. Auerkari. Creep, fatigue and microstructural degradation in gas turbine superalloys. Book chapter *Power Plant Life Management and Performance Improvement*, 2011, P. 307-329.
6. Jinyan Tong, Xianfei Ding, Meiling Wang, Koichi Yagi, Qiang Feng. Assessment of service induced degradation of microstructure and properties in turbine blades made of GH4037 alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, V. 657, P. 777-786.
7. J.Y. Tong, K. Yagi, Y.R. Zheng, Q. Feng. Microstructural degradation and its corresponding mechanical property of wrought superalloy GH4037 caused by very high temperature. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, V. 690, P. 542-552.
8. X.F. Yuan, J.X. Song, Y.R. Zheng, Q. Huang, Q. Feng. Abnormal stress rupture property in K465 superalloy caused by microstructural degradation at 975 °C/225 MPa. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, V. 662, P. 583-592.
9. D. Leidermark, J.J. Moverare, S. Johansson, K. Simonsson, S. Sjöström. Tension/compression asymmetry of a single-crystal superalloy in virgin and degraded condition. *Acta Materialia*, 2010, V. 58, I. 15, P. 4986-4997.
10. L. Brooking, S. Gray, J. Sumner, J.R. Nicholls, N.J. Simms. Effect of stress state and simultaneous hot corrosion on the crack propagation and fatigue life of single crystal superalloy CMSX-4. *International Journal of Fatigue*, In press, accepted manuscript, Available online 3 May 2018.
11. Jianglong Zhang, Zihua Zhao, Yuanhang Kong, Zheng Zhang, Qunpeng Zhong. Crack initiation and propagation mechanisms during thermal fatigue in directionally solidified superalloy DZ125. *International Journal of Fatigue*, 2019, V. 119, P. 355-366.
12. Shi Yi, Yang Xiaoguang, Yang Didi, Miao Guolei, Qi Hongyu, Shi Duoqi, Li Shaolin. The influence of temperature and orientation on fatigue crack growth behavior of a directional solidification nickel-based superalloy: Experimental investigation and modelling. *International Journal of Fatigue*, 2019, V. 125, P. 505-519.
13. Richard W. Neu. Crack paths in single-crystal Ni-base superalloys under isothermal and thermomechanical fatigue. *International Journal of Fatigue*. 2019, V. 123, P. 268-278.
14. Буйских К.П., Кравчук Л.В., Киселевская С.Г., Задворный Е.А., Феофентов Н.Н. Кинетика и механизмы деградации поверхностного слоя элементов конструкций ГТД при термоциклическом нагружении в процессе зарождения и роста трещин термической усталости // Пробл. прочности. – 2016. – № 6. – С. 64-72.
15. Програмне забезпечення “Тривимірне скінченно-елементне моделювання теплового і термонапруженого стану елементів машинобудівних конструкцій (SPACE)” / Система сертифікації УкрСЕПРО. Сертифікат відповідності № UA1.017.0084261-02. – 2002.
16. 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.

ДОСЛІДЖЕННЯ ПОТЕНЦІЙНИХ ПРОТИКОРОЗІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ НОВИХ ОРГАНІЧНИХ РЕЧОВИН

Т. І. Калин, Л. Я. Побережний

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, Україна

Abstract. The use of inhibitors remains one of the most effective and economically sound methods of corrosion protection. Since universal inhibitors do not exist, effective inhibitors or compositions should be developed for each individual case. The inhibitory properties of N-phenyl-decahydroacridindiones-1,8 in groundwater were investigated in this research the by electrochemical and gravimetric methods.

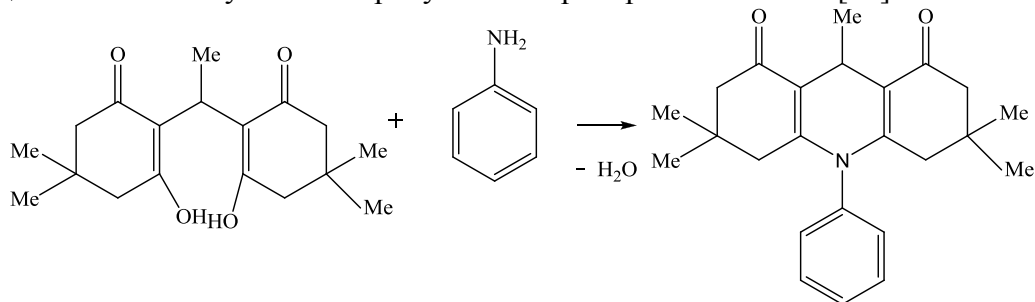
Актуальність теми. Одним із факторів, що спричиняє руйнування нафтогазового устаткування в процесі експлуатації, є корозійна активність середовища. Одним із ефективних способів захисту від корозії є використання інгібіторів корозії. Серед органічних сполук, які використовують в нафтовидобуванні і транспортуванні як інгібітори корозії, великого поширення набули сполуки, які містять атоми Нітрогену, Оксигену, Сульфуру. Серед нітрогеновмісних сполук найширше використовують первинні, вторинні, третинні аліфатичні і циклічні амонійні сполуки для захисту металів від корозії, в основному, в кислих середовищах [1-3]. Ефективність інгібуючого впливу органічних сполук визначається їх адсорбційною здатністю на поверхні металу.

Високий ступінь захисту від корозії сталей в кислому середовищі забезпечують похідні піридину [4], хіназоліну [5], акридину [6]. Досліджено інгібіторні властивості хінолінієвих солей у високомінералізованих середовищах в присутності карбонатної кислоти або сірководню [7,8]. Для захисту магістральних нафтопроводів в електролітах, що містять сірководень, запропоновано використання похідних піридину і їх композицій з поліамінами [9].

Незважаючи на велику кількість інгібіторів корозії, продовжується пошук нових інгібіторів та створення композицій, які будуть ефективними для конкретних умов.

Метою роботи є синтез N-феніл-декагідроакридиніону-1,8 з аніліну, димедону та етанолу і дослідження його ефективності як інгібітора у модельному середовищі.

Обговорення результатів. Інгібітор одержали в результаті конденсації аніліну та ацетальдимедону (отриманого взаємодією етанолу та димедону) в мольному співвідношенні 1:1 в бутанолі в присутності перхлоратної кислоти [10] за схемою:



Синтезований 1,8-діоксодекагідроакридин – це кристалічна речовина кремового кольору, нерозчинна у воді, розчинна в спиртах. Для подальших досліджень використовувався етанольний розчин інгібітору.

Дослідження проводились на імітаті ґрунтової води наступного складу: KCl – 0,149 г/л, NaHCO₃ – 0,504 г/л, CaCl₂ – 0,12 г/л, MgSO₄·7H₂O – 0,106 г/л.

Як видно з одержаних результатів, гальмівний ефект корозії виявився незначним. Ймовірно, в мінералізованому середовищі інгібуння відбувається внаслідок адсорбції молекул на поверхні металу. В багатьох сполуках, що проявляють інгібіторні властивості, можна виділити адсорбційну частину молекули. На рис.1 показана модель просторової структури синтезованого N-феніл-декагідроакридиніону-1,8.

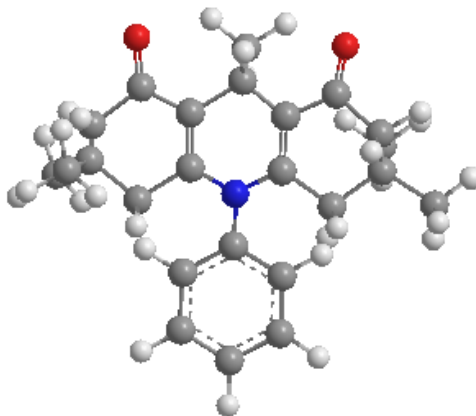


Рис.1 Оптимізована структура 3,3,6,6,9-пентаметил-10-(N-феніл)-1,2,3,4,5,6,7,8,9,10-декагідроакридин-1,8-діону.

Дигідропіридиновий фрагмент забезпечує взаємодію молекули інгібітора з поверхнею металу. Синтезована сполука містить дві карбонільні групи і має характерний ланцюг супряження, в якому неподілена електронна пара Нітрогену делокалізована вздовж всієї системи. Злиття такої системи π - зв'язків посилює адсорбцію сполуки на поверхні металу.

Дослідження механізму дії інгібітора, оцінка його впливу на парціальні електрохімічні процеси на сталі у модельному середовищі, визначення швидкості корозії сталі за величиною корозійного струму виконані з використанням методу поляризаційних кривих. Експерименти проведені на потенціостаті MTech COR-410. Вимірювання вольтамперограм здійснювали в межах потенціалу робочого електрода -1,0...+1,0 В. Дослідження проводили у триелектродній електрохімічній комірці з об'ємом робочого розчину 250 мл. Робочий електрод виготовлений із сталі 17ГС площею 0,06 см², електрод порівняння – хлорсрібний, допоміжний – графітовий. Підготовлений для електрохімічних досліджень електрод поміщали в комірку з імітатом ґрунтової води, витримували певний час до встановлення рівноважного потенціалу корозії. Інгібітор вводили, попередньо розчинивши його у етанолі.

За результатами електрохімічних досліджень побудовано потенціодинамічні криві (рис. 2).

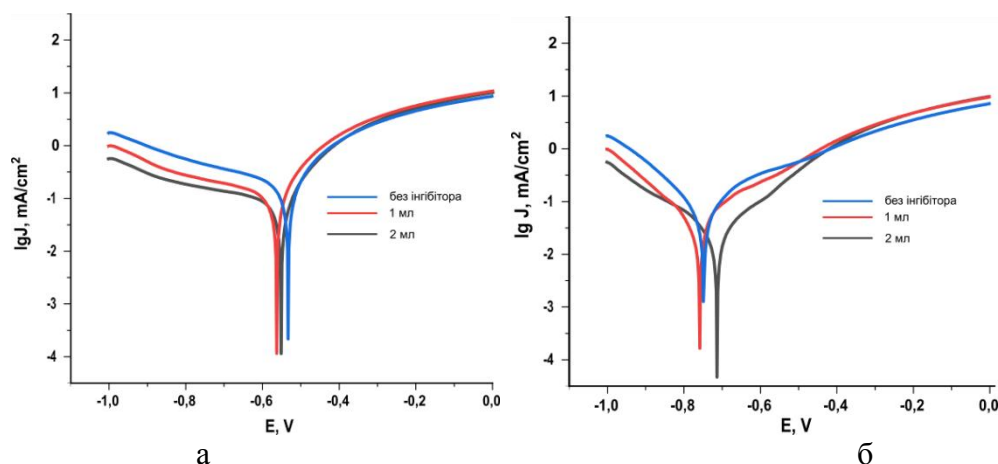


Рис. 2. Потенціодинамічні криві трубної сталі 17ГС у імітаті ґрунтової води: а – перший цикл, б – 2-й цикл.

Проведено дослідження без інгібітора, з додаванням 1 мл, з додаванням 2 мл 0,1М спиртового розчину. Потенціал без струму плавно зміщується у бік від'ємних значень і встановлюється за 10-15 хв після занурення у робочий розчин. Величина зсуву становить 30-35 мВ, що свідчить про Спостерігаємо істотний зсув рівноважного потенціалу у негативну область, що свідчить про активацію корозійних процесів сталі

трубопроводу. Досліджувана органічна речовина із інгібуючими властивостями проявляє їх у катодній області, у анодній області вона не спостерігається (рис. 2а). У другому циклі вимірювань спостерігаємо зсув рівноважного потенціалу у бік негативних значень, спостерігається деякий захисний ефект в анодній області в діапазоні до -0,5 В у пробі з додаванням 2 мл інгібітора. Для пробі з додаванням 1 мл інгібітора захисна дія практично не спостерігається. За потенціалів менше 0,5 В захисна дія не проявляється.

Висновок. Таким чином, синтезований N-фенілдекагідроакридин-1,8-діон у модельному середовищі проявив слабкі захисні властивості низьколегованої сталі. Наявність у структурі молекул атомів Нітрогену та двох карбонільних груп – імовірних центрів координації на поверхні металу, не призвів до очікуваних високих результатів.

Література

1. Р.В. Кашковский. Летучие амины – высокоэффективные ингибиторы сероводородной коррозии стали / Р.В. Кашковский // Разработка и эксплуатация нефтяных и газовых месторождений.- 2011. – №2. – С.48-54.
2. Р.М. Вишневський. Циклічні та ациклічні аміни, як потенційні інгібітори корозії металів / Р.М. Вишневський, Б.Л.Литвин, А.С.Федорів // Фізика і хімія твердого тіла. – 2010. – Т.10. – №2. – С. 332-345.
3. Исламутдинова А.А. Синтез ингибиторов коррозии на основе четвертичных аммониевых соединений и анализ защитных свойств / Исламутдинова А.А., Хайдарова Г.Р., Дмитриев Ю.К. [и др.] // Современные проблемы науки и образования. - 2015. – № 1-1.; url: <http://www.science-education.ru/ru/article/view?id=17539> (дата обращения: 28.05.2016).
4. Исследование ингибирующего действия различных пиридиний галогенидов и их смесей на коррозию стали в сернокислой среде / Р. И. Юрченко, С. В. Ивашенко, Т. Н. Пилипенко, И. С. Погребова // Журнал прикладной химии. – 2005, Т. 78, вып. 3. – С. 517–519.
5. Synthesis and investigation of quinazoline derivatives based on 8-hydroxyquinoline as corrosion inhibitors for mild steel in acidic environment: experimental and theoretical studies / Rbaa, M., Galai, M., Benhiba, F., [et all.] //J. of Ionics. - 2018.- pp.1-19. <https://doi.org/10.1007/s11581-018-2817-7>
6. 2, 10-dimethylacridin-9(10H)-one as new synthesized corrosion inhibitor for C38 steel in 0.5 M H₂SO₄ / Salghi, R., Ben Hmamou, D., Ebenso, E.E., [et all.] // International Journal of Electrochemical Science Volume . - 10, Issue 1, 2015, p.- 259-271.
7. Ившин Я.В. Ингибиторы коррозии на основе гетероциклических аминов. 1. Влияние структуры молекулы на защитные свойства / Ившин Я.В., Угрюмов О. В., Варнавская О.А.// Вестник КГТУ. – 2015, Т.18, № 3. – с.77-80.
8. Ившин Я.В. Ингибиторы коррозии на основе гетероциклических аминов. 1. Влияние концентрации ингибитора и состава коррозионной среды на защитные свойства / Ившин Я.В., Угрюмов О. В., Джанбекова Л.Р.// Вестник КГТУ. – 2015, Т.18, № 18. – с.125-126.
9. Волошин В. Ф. Ингибиторы коррозии для защиты магистральных нефтепроводов в сероводородсодержащих электролитах / В. Ф. Волошин, В. С. Скопенко, В. В. Волошина // Строительство. Материаловедение. Машиностроение. Серия : Энергетика, экология, компьютерные технологии в строительстве. – 2014, Вып. 76. - С. 80-85.
10. М.В. Мельник. Дослідження циклізації первинних ароматичних амінів з ацетальдегідом і димедоном / М.В. Мельник, О.В.Туров, Т.І.Калин // Доповіді Національної академії наук України. - 2003. - №5. – С.142-145.

ІНЖЕНЕРНА ВЕРСІЯ ЛОКАЛЬНОГО ПІДХОДУ ДО РУЙНУВАННЯ ТА ЇЇ ВИКОРИСТАННЯ ДЛЯ ПРОГНОЗУВАННЯ ГРАНИЧНО ДОПУСТИМОГО ФЛЮЕНСА НА КОРПУС РЕАКТОРА

С.О. Котречко¹, Г.П. Зіміна¹, О.В. Зацарна¹, К.Ф. Сорока¹, В.М. Ревка²

¹Україна, Київ, Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України

²Україна, Київ, Інститут ядерних досліджень НАН України

Abstract. Theoretical basis of the simplified (engineering) version of Local Approach (LA) to fracture is summarized, and the possibility of using this version to predict the lifetime of RPV steels is demonstrated. It is shown that in addition to the radiation hardening, the radiation-induced reduction in the level of brittle strength, R_{mc} , has a significant effect on the radiation service life of reactor pressure vessel steel.

Вступ. Локальний підхід до руйнування (ЛП) [1, 2], який виник понад 30 років тому, став якісно новим етапом в розвитку механіки руйнування, як в теоретичному, так і прикладному плані. Так, зокрема, він заклав теоретичні і методичні основи розв'язання проблеми переносу (transferability problem) результатів випробування дрібномасштабних зразків на великогабаритні елементи конструкцій [3, 4]. Проте, результати, які були отримані в останні десятиріччя виявили значні обмеження загальноприйнятих версій ЛП, як в теоретичному, так і в прикладному плані. Це пояснюється, насамперед, невиправдано спрощеним описом процесу руйнування в BEREMIN версії ЛП та його подальших модифікаціях. В цих версіях ЛП не враховується залежність густини зародкових тріщин від температури та величини локальної пластичної деформації. Це основна причина існуючих обмежень ЛП. В роботі [5] була здійснена спроба вирішити цю проблему в рамках феноменологічного підходу. Більш послідовна і фізично обґрунтована версія ЛП була розроблена в [6 – 8]. Вона дозволила отримати явну залежність густини зародкових тріщин від температури та величини пластичної деформації [8], а також пояснити причини варіації параметрів розподілу Вейбулла [7], проте ця версія ЛП виявилась занадто складною для інженерних розрахунків. У зв'язку з цим в даній роботі запропоновано спрощений варіант ЛП, адаптований для прогнозування величини граничного опромінення на корпус реактора. Він дозволяє врахувати ключові особливості мікромеханізму ініціації сколу у вершині тріщини/надрізу, однак, не потребує складних розрахунків методом скінчених елементів.

Теорія. Основним завданням ЛП є встановлення зв'язку між величиною напруження ініціювання сколу в межах локальної зони (“process zone”) в вершині тріщини/надрізу і величиною прикладеного навантаження K_I (K_I - коефіцієнт інтенсивності напружень в околі вістря тріщини). В загально прийнятих BEREMIN версіях ЛП напруження Вейбула σ_w використовується в якості міри локального напруження. При віднаходженні величини σ_w використовується метод скінчених елементів. В той же час, точність обчислення σ_w суттєво залежить від розміру скінчених елементів в вершині тріщини і встановленої величини початкового розкриття тріщини. Це значно ускладнює процедуру розрахунків і обмежує їх точність.

В запропонованій інженерній версії ЛП ця проблема вирішується шляхом введення «ефективного» об'єму V_f . Сутність V_f полягає в тому, що розподіл напружень та деформацій всередині цього об'єму вважається рівномірним, однак, величина ймовірності ініціації сколу при заданому значенні K_I дорівнює його реальному значенню (K_I – в'язкість руйнування). Слід зазначити, що введення

«ефективного» розміру є типовою методикою для опису пластичної деформації та руйнування у високонеоднорідних полях напружень і деформацій.

В цьому випадку вираз для ймовірності руйнування в термінах розподілу Вейбулла можна описати наступним чином:

$$P_f = 1 - \exp \left\{ -\rho V_f \left[(\sigma_f - \sigma_{th}) / \sigma_u \right]^m \right\} \quad (1),$$

де ρ – інтенсивність утворення зародкових тріщин в одиниці об'єму; σ_f – локальне напруження руйнування; σ_{th} – порогове напруження; m і σ_u – параметри форми і масштабу в наближенні Вейбулла (в загальноприйнятих версіях ЛП замість ρ використовується значення «еталонного об'єму» V_0 ($V_0 = 1/\rho$)).

Відповідно, вираз для локального напруження σ_f сколу в ефективному об'ємі:

$$\sigma_f = \sigma_{th} + \sigma_u \left\{ \ln \left[1 / (1 - P_f) \right] / \rho V_f \right\}^{1/m} \quad (2).$$

Залежність (2) дозволяє в явному вигляді виділити дві основні складові, які визначають рівень локального напруження сколу σ_f . Перша – це порогове напруження сколу σ_{th} . Його значення задається максимальним розміром частинок зерна/карбіду і залежить від параметрів та типу кристалографічної текстури. Друга складова показує наскільки зростає величина σ_f в результаті локалізації ініціації сколу в межах локальної області (“process zone”) в околі вершини тріщини. Фактично, це є результат локального масштабного ефекту. Основним фізичним чинником, який регулює цей ефект, є густина зародкових тріщин ρ [8,9]. Величина залежить від структурного стану металу та розподілу напружень і деформацій в околі вершини тріщини. Останнє, в першому наближенні визначається співвідношенням J_I / σ_Y (де J_I – це J -інтеграл, σ_Y – границя текучості). В роботі за результатами комп'ютерного моделювання було отримано апроксимаційну залежність для ρ при фіксованому значенні J_I / σ_Y . Для інтервалу температур $(-140^\circ\text{C} \dots +100^\circ\text{C})$ вона має вигляд:

$$\rho \cdot V_f \approx \alpha \exp(-\beta T) \quad (4),$$

де α і β – коефіцієнти. Підставляючи в залежність (2) вираз (4), та враховуючи, що для реакторних сталей $m \approx 2$ [10], після перетворення отримаємо:

$$\sigma_f - \sigma_{th} \approx \left[\lambda \cdot \ln \left(\frac{1}{1 - P} \right) \cdot \exp(\beta T) \right]^{1/m} \quad (5),$$

де $\lambda = \sigma_u^m / \alpha$. Коефіцієнт λ залежить від флюєнсу нейтронів, та може бути визначений за допомогою калібрувальної процедури при фіксованих значеннях P та J_I / σ_Y . Ідея цієї калібрувальної процедури продемонстрована на рис 1. Вона полягає у визначенні значень критичної температури T_c , при якій відбувається руйнування зразка з тріщиною при фіксованому значенні J_{IC} / σ_Y . Ця умова виконується в точках перетину температурних залежностей в'язкості руйнування K_{IC} з кривою $K_{IL} = f(T)$, яка побудована для постійної величини J_{IC} / σ_Y :

$$K_{IL} = \sqrt{\frac{E \cdot \sigma_Y}{1 - \nu^2} \times \left(\frac{J_I}{\sigma_Y} \right)} \quad (6),$$

де E – модуль Юнга, ν – коефіцієнт Пуассона.

В першому наближенні, зв'язок між величиною границі текучості при критичній температурі $\sigma_Y(T_c)$ і відповідною величиною σ_f описується наступним рівнянням:

$$\sigma_f \approx j \sigma_Y(T_c) \quad (7),$$

де j – параметр перенапруження, визначається як $\sigma_{11} / \bar{\sigma}$ (де $\bar{\sigma}$ еквівалентне напруження).

Значення порогового напруження σ_{th} з точністю до коефіцієнтів $0.8 \div 0.9$ дорівнює R_{MC} [9]. Це напруження не залежить від опромінення Φ при $\Phi \leq 100 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ [11]. Методика

експериментального визначення R_{MC} наведена в [12]. Знання σ_f та σ_{th} дозволяє віднайти величину параметра λ :

$$\lambda = \frac{(\sigma_f - \sigma_{th})^2}{\ln\left(\frac{1}{1-P}\right) \times \exp(\beta T)} \quad (8).$$

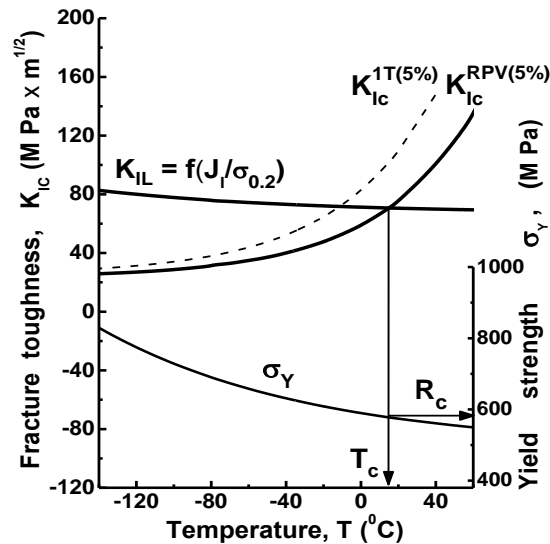


Рис. 1. Температурні залежності в'язкості руйнування $K_{IC}^{1T(5\%)}$ зразка СТ-1Т при ймовірностях 5%; $K_{IC}^{RPV(5\%)}$ - в'язкість руйнування для тріщини довжиною 150 мм при ймовірності руйнування 5%; σ_Y —границя текучості; K_{IL} - навантаження, що відповідає постійному значенню J_I/σ_Y ($J_I/\sigma_Y=0.0365$ мм); T_c - критична температура; R_c - крихка міцність (метал зварного шва RPV при флюенсі $36 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$).

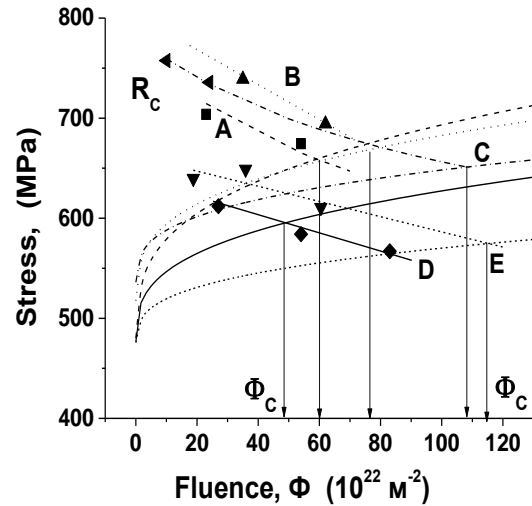


Рис. 2. Залежність границі текучості, σ_Y , крихкої міцності R_c від флюенса для металу зварного шва ВВЕР-1000 (А, В, С, D, Е- позначення реакторів). Температура термошоку $+56^\circ \text{C}$. Φ_c - критичне значення флюенсу; символи на кривих для R_c відповідають флюенсам, для яких проводилась процедура калібрування для визначення параметра λ ; $\beta=0.01 \text{ T}^{-1}$.

Прогнозування терміну експлуатації. Урахування двох складових радіаційного окрихнення, а саме: радіаційного зміцнення та падіння рівня крихкої міцності, дозволяє прогнозувати гранично допустимі рівні флюенса Φ_c . Для цього, в якості міри крихкої міцності опроміненого металу замість величини локального напруження руйнування σ_f доцільно використовувати граничну міцність опроміненого металу R_c при одновісному розтягу. У відповідності до (7) $R_c \approx \sigma_f/j$. В такій постановці критична величина флюенса Φ_c визначається як значення дози опромінення нейтронами, при якій напруження текучості σ_Y опроміненого металу досягає граничної величини R_c , тобто крива радіаційного зміцнення $\sigma_Y = f(\Phi)$ перетинається із залежністю крихкої міцності від флюенса $R_c = f(\Phi)$ (рис.2) Слід підкреслити, що величина R_c визначається для заданих значень ймовірності руйнування і залежить від довжини фронту тріщини B в корпусі реактора, температури T та рівня навантаження K_{IL} при термошоці. Врахування цих залежностей реалізується в описаній вище калібрувальній процедурі (рис 1).

На рис.2 показано залежність границі текучості σ_y та рівня крихкої міцності R_c від величини флюенсу для металу ВВЕР 1000. Величина границі текучості σ_y опроміненої сталі визначалась за результатами стандартних випробувань на одновісний розтяг циліндричних зразків. Для отримання температурних залежностей в'язкості руйнування використовуються результати випробувань зразків з тріщиною. Величина в'язкості руйнування перераховувалась на довжину фронту тріщини $B=150$ mm і визначається з ймовірністю $P=0.05$. Для цього використовувався метод Майстер кривої [13].

На рис 2 наочно показано, що поряд із радіаційним зміцненням, індуковане опроміненням зниження рівня крихкої міцності R_c , значно впливає на величину граничного флюенса Φ_c . Згідно до наведених даних, неврахування цього ефекту, як це робиться в багатьох роботах, призводить до некоректної величини максимально допустимого флюенса ($\Phi_c \gg 100 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$). Слід підкреслити, що встановлене зниження крихкої міцності не супроводжується зміною мікромеханізму руйнування з транс- на інтеркристалітне.

Насамкінець, необхідно підкреслити принципову різницю мікромеханізмів, що спричиняють радіаційне зміцнення та падіння рівня крихкої міцності. В загальному випадку радіаційне зміцнення обумовлено радіаційно-стимульованими змінами мікроструктури (утворення дислокаційних петель та преципітатів), що стійко збільшує опір переміщенню дислокацій. На відміну від цього, зменшення крихкої міцності пов'язане зі збільшенням числа зародкових тріщин, що утворюються в опроміненому металі під час локальної текучості в вершині надрізу.

Висновки:

1. З фізичної точки зору величина локального напруження сколу σ_f визначається двома факторами: максимальною довжиною зародкової тріщини та об'ємною густиною цих тріщин. Перший фактор задає рівень порогового напруження σ_{th} , а другий керує величиною приросту локального напруження сколу, яке обумовлено статистичним локальним масштабним ефектом. Величина цього приросту визначається розмірами «process zone» та об'ємною густиною ρ зародкових тріщин в цій області.

2. Використання уявлень щодо «характеристичного» об'єму V_f , в межах якого напруження та деформації розподілені однорідно, однак величина імовірності ініціювання сколу дорівнює реальним (експериментальним) значенням, дозволяє запропонувати спрощену інженерну версію Локального підходу до сколу. Вибір функції для описання температурної залежності кількості ЗТ в характеристичному об'ємі є ключовим елементом інженерної версії ЛП. Для реакторних сталей температурна залежність для кількості ЗТ в інтервалі температур $-140^\circ\text{C} \dots +100^\circ\text{C}$ може бути апроксимована експоненціальною функцією. Це дозволяє за результатами випробувань зразків свідків з тріщиною шляхом калібрування визначати значення констант в цій функції та розраховувати величину крихкої міцності опроміненої сталі та прогнозувати величину гранично допустимого флюенса.

Література:

1. F. Beremin, A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel, Met Trans, A 14 (1983) 2277–2287.
2. A. Pineau, Development of the local approach to fracture over the past 25 years: theory and applications, Int J Fract. 138 (2006) 139–166.
3. A. Pineau, T. Benoot, Advances in cleavage fracture modelling in steels: Micromechanical, numerical and multiscale aspects, C R Physique. 11 (2010) 316-325.
4. C. Berdin, J. Besson (Ed.), S. Bugat et al, Local approach to fracture, Les Presses de l'École des Mines, Paris, 2004.

5. S.R. Bordet, A.D. Karstensen, D.M. Knowles, C.S. Wiesner, A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part I: model presentation, *Eng Fract Mech.* 72 (2005) 435–452.
6. S. Kotrechko, A local approach to brittle fracture analysis and its physical interpretation, *Strength of Materials.* 35, 4 (2003) 334–345.
7. S. Kotrechko, B. Strnadel, I. Dlouhy, Fracture toughness of cast ferritic steel applying local approach, *Theor Appl Fract Mech.* 47 (2007) 171–181.
8. S. Kotrechko, The key problems of local approach to cleavage fracture, *Journal of Theoretical and Applied Mechanics (Warsaw).* 51 (1) (2013) 75–89.
9. S. Kotrechko, S. Mamedov, Multi-scale local approach to cleavage fracture and its applications, 19th European Conference on Fracture (ECF19). - Kazan, Russia, 26-31 Aug 2012. Curran Associates, Inc. 1, (2016) 971–982.
10. S. Kotrechko, Yu. Meshkov, I. Dlouhy, Computer simulation of effect of grain size distribution on Weibull parameters, *Theor Appl Fract Mech.* 35 (2001) 255–260.
11. Yu. F. Balandin, I. V. Gorynin, Yu. I. Zvezdin, and V. G. Markov, Structural materials of nuclear power plants. *Energoatomizdat, Moscow*, 1984, p. 280 (in Russian).
12. S. Kotrechko, V. Gryshchenko, V. Kozak, I. Dlouhy, Method of Threshold Stress Determination for a Local Approach to Cleavage Fracture, *Solid State Phenomena.* 258 (2016) 281–285.
13. VERLIFE, version 2008 - Unified Procedure for Lifetime Assessment of Components and Piping in WWER NPPs during Operation, Project co-funded by the European Commission under the Euratom Research and Training Programme on Nuclear Energy within the Sixth Framework Programme (2002-2006): Report # COVERS-WP4-D4.10 for 2008.

ВИЗНАЧЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ УДАРНИХ ВИПРОБУВАНЬ ЗРАЗКІВ ШАРПІ

А.В. Кравчук, Є.О. Кондряков, В.В. Харченко

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

Abstract. Fracture toughness is the foremost mechanical property to assess the structural integrity of RPV. However, fracture toughness tests are costly and require very skilled manpower and special instrumentation. Methods are being developed for determining the fracture toughness of a material according to the results of a Charpy V-notch impact test with through its low cost and simplicity. This paper presents an overview of such methods on the results of tests of steel 45.

Одними з основних механічних характеристик при проведенні оцінки міцності корпусів реакторів (КР) атомних електричних станцій є характеристики тріщиностійкості, зокрема в'язкість руйнування. Зазвичай її визначають з випробувань компактних зразків з вирощеною втомною тріщиною на позacentровий розтяг. Проте випробування на тріщиностійкість є досить складними, дорогими і трудомісткими та включають в себе попереднє вирощування втомних тріщин. Отримання достовірних значень характеристик тріщиностійкості часто є неможливим для високопластичних матеріалів та часто потребують використання великих зразків [1,2]. Така методика визначення в'язкості руйнування є дуже затратною, особливо при випробуваннях опромінених зразків.

В останній час увага дослідників приділяється розробці більш простих методів отримання K_{IS} [3,4] серед яких перспективними є підходи засновані на ударних випробуваннях зразків Шарпі [5]. Слід зазначити, що такі випробування не тільки є більш простими та дешевими [6-7], а також входять в програму зразків-свідків і використовуються для визначення ступеня радіаційного окрихчування металу КР АЕС.

За результатами ударних випробувань характеристики тріщиностійкості визначають за кореляційними залежностями встановленими між енергією, витраченою на руйнування зразка Шарпі та в'язкістю руйнування зразка на тріщиностійкість [8-11]. Застосування такого підходу зумовлене обмеженою кількістю даних отриманих із стандартних ударних випробувань. Слід зазначити, що такі кореляційні залежності справедливі для певного класу матеріалів, та встановлюються для кожної ділянки кривої в'язко-крихкого переходу окремо.

З розвитком інформаційних технологій з'явилась можливість підвищити інформативність випробувань за рахунок оснащення ударних машин високошвидкісними системами реєстрації даних, які дозволяють з достатньою дискретністю записати повну діаграму деформування та руйнування зразка [13,14]. В результаті досліджень на такому обладнанні були розроблені аналітичні методи розрахунку характеристик тріщиностійкості. В основі таких методів лежить методика, описана в стандарті ASTM E1820 [1], яка передбачає побудову J-R кривої, з якої отримують енергетичну характеристику тріщиностійкості та розраховують K_{IS} . Найбільш поширеними аналітичними методами є аналітичний 3-х параметричний метод Шиндлера (рис. 1 а). [16] та метод нормалізації Шаоді [8] (рис. 1 б).

В даній роботі було проведено серію ударних випробувань зразків Шарпі зі сталі 45 на інструментованому вертикальному копрі [13,15], обладнаному багатоканальною системою реєстрації зусиль (частота дискретизації 20 МГц), яка дозволяє записувати діаграму випробувань та розділяти її на характерні ділянки (рис.2 а). Це дозволяє розробити кореляційні залежності для отримання характеристик тріщиностійкості за результатами ударних випробувань зразків Шарпі.

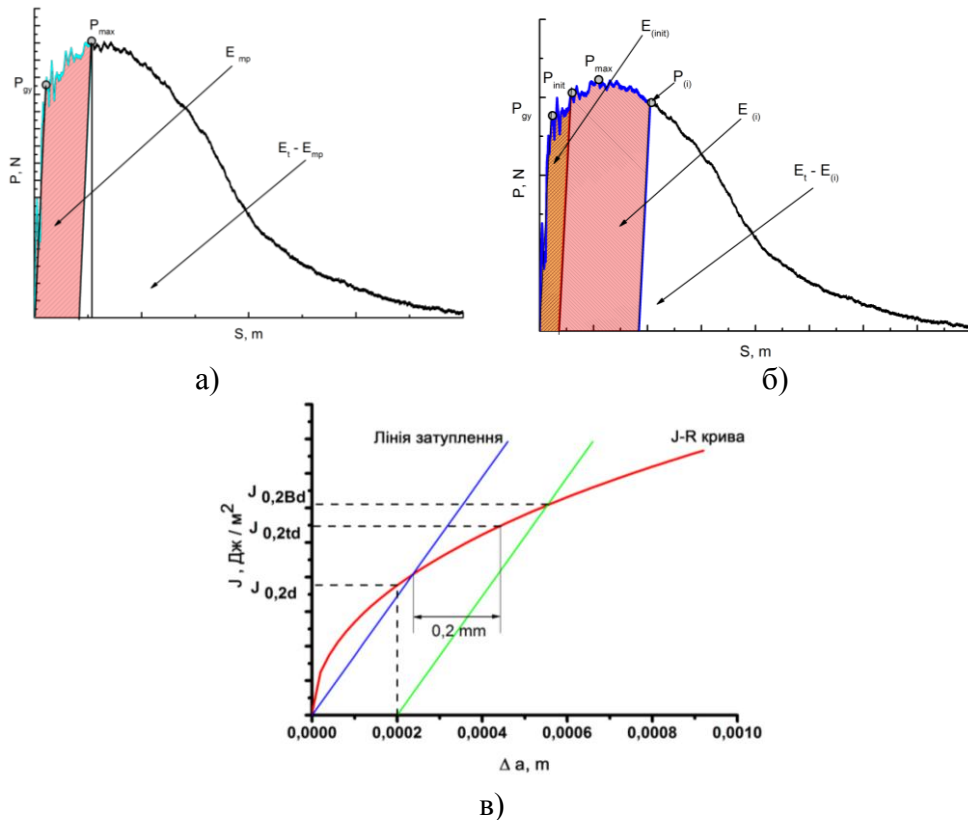


Рис.1. а - схема визначення параметрів діаграми деформування (метод Шиндлера); б - схема визначення параметрів діаграми деформування (метод Шаоді); в- схема визначення характеристик тріщиностійкості із побудованої J-R кривої

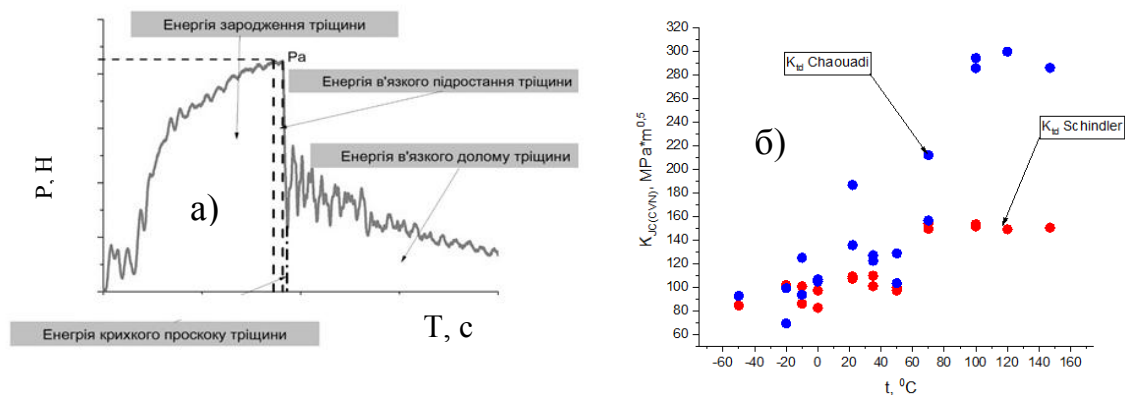


Рис.2 а - розділення діаграми деформування на ділянки; б – характеристики тріщиностійкості, отримані за результатами ударних випробувань за аналітичними методами для сталі 45.

За результатами ударних випробувань зразків Шарпі зі сталі 45 було проведено аналіз існуючих методів визначення характеристик тріщиностійкості. Було визначено, що кореляційні методики не є універсальними, і мають великий розкид результатів. Серед аналітичних методів метод Шаоді [8] є більш універсальним та дозволяє отримувати характеристики тріщиностійкості у кожній точці діаграми. Розраховані за цими методами значення в'язкості руйнування в зоні крихкого руйнування та перехідній зоні майже співпадають для обох методів, як показано на рис. 2 б, на відміну зони в'язкого руйнування, в яких метод Шаоді дає значно вищі результати. Отримані результати показали необхідність проведення подальших досліджень та розробки універсальних кореляційних залежностей для визначення характеристик тріщиностійкості за результатами ударних випробувань зразків Шарпі.

Висновки. На основі результатів ударних випробувань зразків Шарпі зі сталі 45 було проаналізовано методики отримання характеристик тріщиностійкості. Встановлено, що кореляційні методики не є універсальними, і мають великий розкид результатів. В той час як аналітичні методи Шиндлера та Шаоді дають збіжні результати в зоні крихкого руйнування та перехідній зоні кривої в'язко-крихкого переходу. Проте в області в'язкого руйнування метод Шиндлера дає занижені значення в порівнянні з методом Шаоді. Отримані результати показали необхідність проведення подальших досліджень та розробки універсальних кореляційних залежностей для визначення характеристик тріщиностійкості за результатами ударних випробувань зразків Шарпі

Література

1. ASTM E 1820 – 01. Standard test method for measurement of fracture toughness – Instead of ASTM E 1820 – 99a; Introduced 10.06.2001. - ASTM International. – 2001. – 46 p
2. Zhu X.K., Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization/ Zhu X.K., Joyce J.A.//, Eng. Fract. Mech. 85 (2012) 1-46p
3. Kim M.C. Comparison of fracture properties in SA508Gr.3 and Gr.4N high strength low alloy steels for advanced pressure vessel materials/ Kim M.C., Park S.G., Lee K.H., et al.//, Int. J. Pres. Ves. Pip. 131 (2015) 60-66p.
4. Mahler M. Aktaa J., Prediction of fracture toughness based on experiments with sub-size specimens in the brittle and ductile regimes/ Mahler M., Aktaa J.//, J. Nucl. Mater. 472 (2016) 178-185p.
5. Yu M.F. An Assessment of Mechanical Properties of A508-3 Steel Used in Chinese Nuclear Reactor Pressure Vessels/ Yu M.F., Chao Y.J., Luo Z.//, vol. 137, J. Press, 2015, p. 031402. Vess-T. ASME.
6. ASME, Boiler and Pressure Vessel Code Section XI, 2015. New York.
7. API, RP 579/ASME FFS, Fitness for Service, 2007.
8. Rolfe, S. T. and Novak, S. R. (1970) Slow-bend KIC testing of medium-strength high-toughness steels. In: Review of Developments in Plane Strain Fracture Toughness Testing, ASTM STP 463. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, pp. 124–159
9. Witt, F. J. (1983) Relationships between Charpy impact shelf energies and upper shelf KIC values for reactor pressure vessel steels. Int. J. Pres. Vessel Piping 11, 47-63.
10. Wallin, K. Low-cost J-R curve estimation based on CVN upper shelf energy VTT Manufacturing Technology [Text]/ K. Wallin / Fat Frac Eng Mat Struc.//. – 2001. – P.537–549.
11. Zhao Y. J. Ductile-to-brittle transition and impact fracture behavior of 3mn-si-ni low carbon martensitic steel/ Zhao Y. J., Su Y. M., Liu M., Hu Z. L and Tang P. // Strength of Materials. – Vol.51, No.2. – 2019. – P. 291-299.
12. Chaouadi R.J., L. Puzzolante, Procedure to Estimate the Crack Resistance Curve from the Instrumented Charpy V-notched Impact Test, 2009. ICF-12, Toronto, Canada.
13. Харченко В.В. Инструментированный копер для ударных испытаний: основные элементы, анализ работоспособности / Харченко В.В., Кондряков Е.А., Жмака В.Н., Бабуцкий А.А. // Сб. «Надёжность и долговечность машин и сооружений». – 2006. – №27. – С. 120 – 127.
14. Kobayashi T. Development in the instrumented impact test-computer aided instrumented impact testing system / Kobayashi T. // Charpy Centenary Conference, 2-5 October 2001. - Poitiers, France, 2001. – P. 127-134.
15. Кондряков Е.А. Система измерения деформаций и усилий при динамических испытаниях / Кондряков Е.А., Жмака В.Н., Харченко В.В. [и др.] // Проблемы прочности. – 2005. - №3. – С. 140-145.
16. Schindler H.J., Tipping Ph (2001) Instrumented impact testing of pre-cracked Charpy-type specimens to obtain fracture toughness data for in master curve methodology - IAEA Specialists Meeting on Master Curve Testing and Results Application, 17-19 September 2001. - Prague, Czech Republic, 2001. – 8 p.

ОСОБЛИВОСТІ ЗАРОДЖЕННЯ ТА РОЗПОВСЮДЖЕННЯ ТРІЩИН В ЗРАЗКАХ РІЗНИХ ТИПІВ ПРИ УДАРНОМУ НАВАНТАЖЕННІ

А.В. Кравчук*, Є.О. Кондряков, О.В. Панасенко, В.В. Харченко

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

Abstract. The paper presents the results of impact tests of standard Charpy specimens, sub-sized specimens, and side-grooved specimens made of steel 45. The instrumented vertical impact testing machine is used together with the system of high-speed recording of strain and forces. Based on the impact test results and the methods of quantitative fractography, the temperature dependences of the total specific energy of strain and fracture and its components are plotted.

Вступ. Основним видом випробувань в програмах зразків-свідків, які проводяться для контролю стану матеріалу конструктивних елементів реакторних установок є випробування зразків Шарпі на ударний згин. Внаслідок дефіциту опроміненого матеріалу та обмеженої кількості зразків-свідків існує ймовірність отримання некоректних результатів, тому виникає необхідність підвищення інформативності випробувань. У зв'язку з цим актуальною є задача розробки нових та покращення існуючих методів випробувань для вивчення процесів зародження та розповсюдження тріщини.

Стандартні випробування на ударну в'язкість дозволяють отримати доволі обмежену кількість даних для дослідження впливу різних факторів на поведінку матеріалу. В результаті випробувань визначають енергію, витрачену на руйнування зразка [1], а за виглядом зламу визначають частку в'язкої складової у зламі або значення поперечного розширення зразка в зоні зламу [2].

Підвищити інформативність випробувань можна за рахунок оснащення обладнання високошвидкісними системами реєстрації даних, які дозволяють з достатньою дискретністю записати повну діаграму деформування та руйнування зразка [3,4]. Окрім стандартних зразків використовуються малорозмірні зразки та зразки з боковими надрізами [5].

Методика проведення випробувань та обробки результатів. Ударні випробування проводились на інструментованому вертикальному копрі [3], обладнаному багатоканальною системою реєстрації (частота дискретизації 5 МГц), та системою нагрівання і охолодження зразків у широкому діапазоні температур [7]. Для досліджень було виготовлено стандартні зразки Шарпі, малорозмірні зразки і зразки з глибокими бічними надрізами (рис.1).

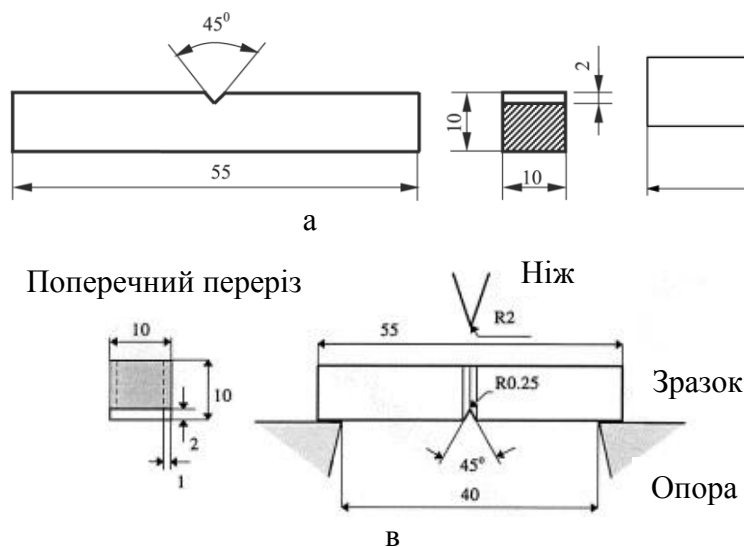


Рис. 1. Зразки для ударних випробувань: а - стандартний зразок Шарпі; б - малорозмірний зразок Шарпі; в - зразок Шарпі з глибокими бічними надрізами.

Всі зразки вирізали зі сталі 45 листового прокату вздовж напрямку прокату. Основний надріз виконували поперек напрямку прокату, щоб уникнути утворення вторинних тріщин. Ударні випробування проводили у діапазоні температур $T = -50 \dots 150 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

Аналіз результатів випробувань. Висока точність і чутливість системи реєстрації дозволяє розділити діаграму навантаження на характерні ділянки, що дає можливість оцінити величину складових повної енергії деформування і руйнування (рис. 2).

Повна енергія деформування та руйнування E_t розділялась на енергію зародження тріщини E_{init} , енергію стабільного (в'язкого) підростання тріщини $E_{в.п.}$, енергію нестабільного (крихкого) проскоку тріщини E_b та енергію в'язкого долому $E_{в.д.}$. При цьому приймалось припущення, що зародження тріщини відбувається при $P=P_{max}$. Значення повної енергії деформування і руйнування та її складових визначались згідно зі стандартом ISO 14556 [8], що передбачає перетворення діаграми $P(t)$ в $P(s)$.

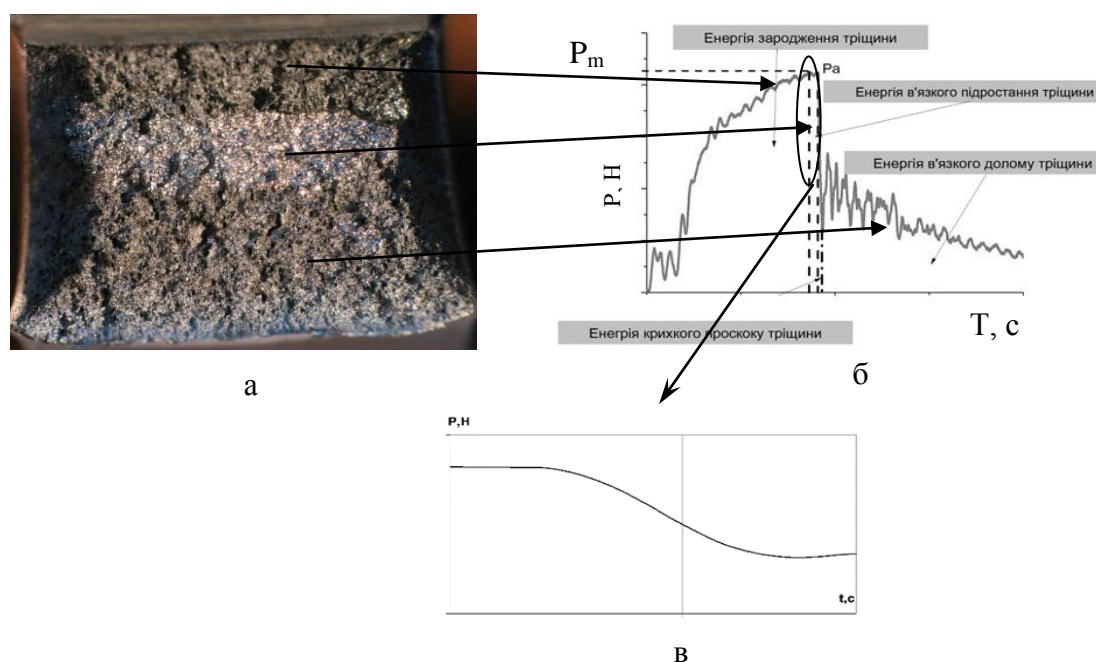


Рис. 2. а - макротрефактограма зламів зразків Шарпі з характерними зонами розповсюдження тріщини в області в'язко-крихкого переходу; б – характерна діаграма $P(t)$ для сталі 45; в - зміна сигналу під час крихкого проскоку тріщини при збільшенні масштабу в часі.

Визначивши площу характерної зони зламу, що відповідає ділянці руйнування на діаграмі контакту ножа зі зразком $P(s)$, можна розрахувати питому енергію руйнування на даній ділянці. Значення питомої енергії розповсюдження тріщин залежить від механізму руйнування і змінюється в широкому діапазоні при зміні механізмів руйнування від крихкого відколу (декогезії атомних площин) до вузького ямкового руйнування. Застосування фрактографічних методів дослідження спільно з аналізом діаграм контакту ножа зі зразком дозволяє зіставити питому енергію на характерному етапі розповсюдження тріщини з механізмом руйнування, що спостерігається у відповідній зоні зламу.

На рис.3, а показані діаграми температурних залежностей повної питомої енергії руйнування для всіх трьох типів випробуваних зразків. Видно, що для малорозмірних зразків крива зміщена ліво, що пов'язано з масштабним ефектом [5,6].

Питома енергія на ділянці стабільного підростання тріщини сягає максимуму за температури $T=36 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис.3, б). Питома енергія розповсюдження тріщини в малорозмірних зразках значно нижча, ніж у стандартних зразках Шарпі і зразках із

бічними надрізами. Це пов'язано з максимальним опором матеріалу на початковій стадії руйнування у момент зародження тріщини при контакті ударника зі зразком.

Значення питомої енергії розповсюдження нестабільної тріщини на ділянці крихкого руйнування збільшуються з підвищенням температури і практично збігаються для всіх типів зразків (рис.3, в).

Питома енергія розповсюдження в'язкої тріщини на ділянці долому підвищується з ростом температури для стандартних зразків Шарпі і зразків із бічними надрізами і знижується зі збільшенням температури для малорозмірних зразків (рис.3, г).

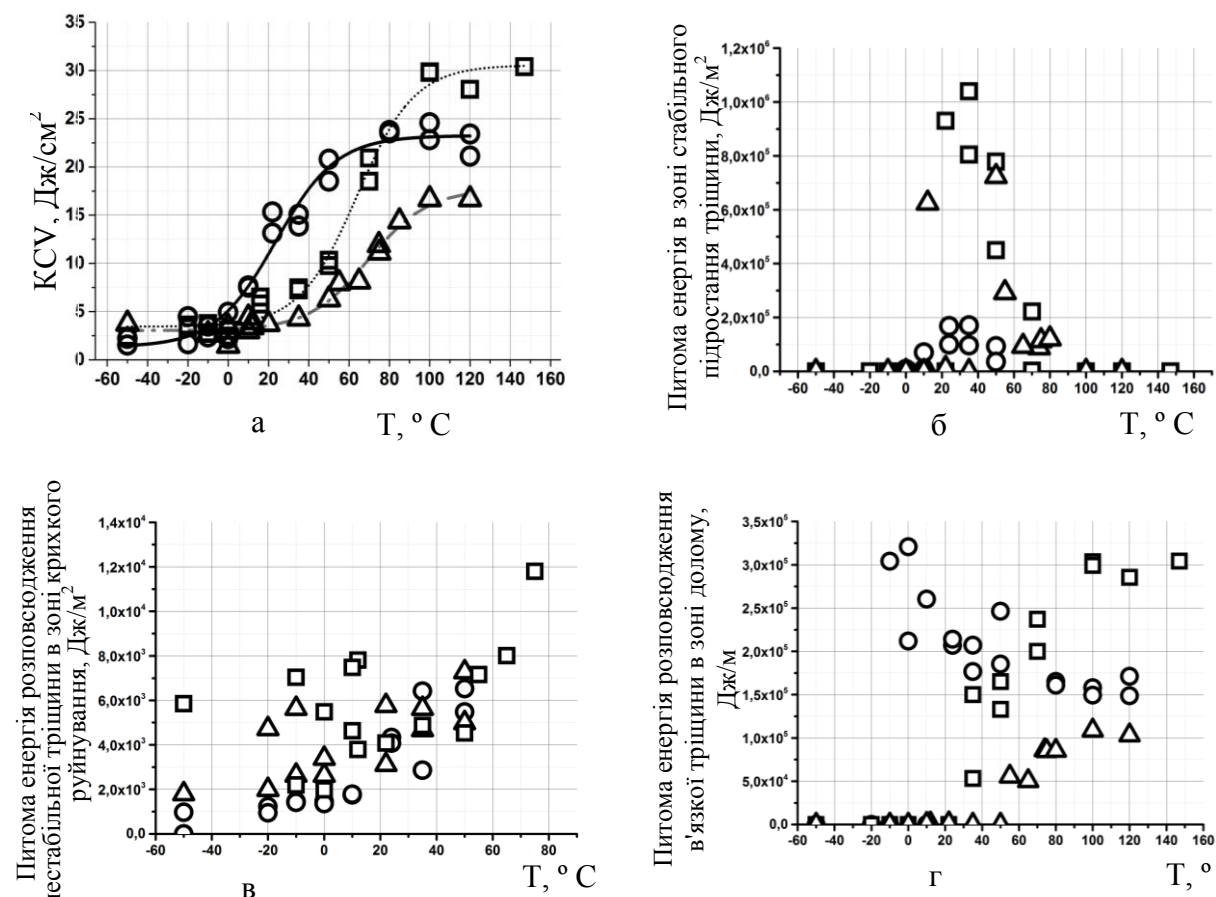


Рис.3. Температурні залежності питомих енергій розповсюдження тріщин малорозмірних зразків (○), зразків з бічними надрізами (△) та стандартних зразків Шарпі (□): а - питома енергія в зоні в'язкого підростання тріщини, б - питома енергія нестабільної тріщини в зоні крихкого руйнування, в - питома енергія в'язкої тріщини в зоні долому, г - питома енергія руйнування.

Висновки. В даній роботі було проведено ударні випробування зразків Шарпі малорозмірних зразків та зразків з боковими надрізами зі сталі 45. Випробування проводились на інструментованому маятниковому копрі, обладнаному високошвидкісною системою реєстрації даних. Висока чутливість системи реєстрації дозволяє розділити діаграму навантаження на характерні ділянки. За результатами випробувань було побудовано температурні залежності повної енергії деформування і руйнування та її складових.

За результатами фрактографічних досліджень були визначені площі та відносні долі проєкцій характерних макрозон зламів. Співставлення діаграм навантаження із результатами фрактографічних досліджень дало можливість отримати температурні залежності повних і питомих енергій розповсюдження тріщини в характерних зонах зламу.

Залежності питомої енергії для трьох типів зразків істотно відрізняються. Питомі енергії розповсюдження тріщини в зоні стабільного підростання для зразків з боковими

надрізами значно нижчі, аніж для стандартних зразків Шарпі. Питомі енергії розповсюдження нестабільної тріщини майже не відрізняються для трьох типів зразків, тоді як питомі енергії долому істотно відрізняються, що і впливає на загальну енергію розповсюдження магістральної тріщини.

Література

1. Schindler H.-J. Relation of fracture energy of sub-sized Charpy specimens to standard Charpy energy and fracture toughness / Schindler H.-J., Bertschinger P. // Transferability of Fracture Mechanical Characteristics. – 2002. – Vol. 78. – P. 213 – 224.
2. Tanguy B. Experimental analysis of Charpy V-notch specimens / Tanguy B., Piques R., Pineau A. // Charpy Centenary Conference, 2-5 October 2001. - Poitiers, France, 2001. - P. 425-432.
3. Система измерения деформаций и усилий при динамических испытаниях / Кондряков Е.А., Жмака В.Н., Харченко В.В. [и др.] // Проблемы прочности. – 2005. - №3. – С. 140-145.
4. Y. J. Zhao, Ductile-to-brittle transition and impact fracture behavior of 3mn-si-ni low carbon martensitic steel / Y. J. Zhao, Y. M. Su, M. Liu, Z. L. Hu and P. Tang // Strength of Materials. – Vol.51, No.2. – 2019. – P. 291-299.
5. Chernobaeva A.A. Scale factor of standard and mini Charpy specimens from VVER-1000 RPV materials / Chernobaeva A.A., Medvedev K.I., Zhurko D.A., et. al. // Int. J. Pres. Ves. Piping. - 2016. - 145 -. P. 23-28.
6. Кравчук А. В. Визначення температурних залежностей складових енергії руйнування зразків різних типів при ударних випробуваннях на згин / А. В. Кравчук, Є.О. Кондряков, О.В. Панасенко, В.В. Харченко // Пробл. прочности. – № 6. – 2017. – С. 90–98.
7. Харченко В.В. Инструментированный копер для ударных испытаний: основные элементы, анализ работоспособности / Сб. «Надёжность и долговечность машин и сооружений» / Харченко В.В. Кондряков Е.А., Жмака В.Н., Бабуцкий А.А.//. – 2006. – №27. – С. 120 – 127.
8. ISO 14556-2000. Steel – Charpy V-notch pendulum impact test – Instrumented test method. – Introduced 05.01.2000. - Int. Org. of Standardization, 2000. – 18p.

NEGATIVE SIDE EFFECTS OF CORROSION PREVENTIVE COMPOUNDS ON AIRCRAFT FATIGUE AND CRITERIA FOR THEIR SELECTION

O.P. Lynnyk

National Aviation University, Kyiv, Ukraine

Abstract. The necessity and possibility to reveal probable negative side effects of Corrosion Preventive Compounds on fatigue of aircraft structural members is shown. Three mechanisms of the side effects are considered: a) redistribution of loads on the riveted components due to the reduction of friction; b) influence on fatigue crack propagation; c) influence on fatigue crack nucleation. Experimental methods to reveal negative side effects are proposed.

Introduction. Despite the significant achievements in the aircraft design, manufacturing and maintenance, as well as developments of new protective materials, corrosion still remains one of the mostly frequent defects. It takes approximately 25% of all operational defects with huge required cost for repair.

One of the efficient ways to prevent or block corrosion is application of Corrosion Preventive Compounds. These materials deserve special attention prior application because some researches reveal their influence on fatigue of primary structure components.

CPC are liquids able to prevent initiation of corrosion damage and even suppress existing corrosion process. This type of protection refers to the post-production additional treatment, with can be renewed after certain period if necessary. The number of CPC on the market grows but the special requirements to the aircraft safety form the special requirements to the CPC. Some unique and very much attractive properties of the CPC look rather controversial while discussing aircraft fatigue.

As it is known the metal fatigue is a progressive stage process, comprising: a) stage of the fatigue crack nucleation; b) fatigue crack propagation.

Real aircraft structures, for example riveted joints of the skin are complex multi components designs. Covering by CPC leads to their penetration into the gaps between the sheets of skin, change of friction force between the sheets and consequent redistribution of loads on components. Thus, one can expect the more severe conditions for the resistance of the structure to fatigue.

Another aspect of the problem is probable chemical interaction of the CPCs with metal on the stage of the crack nucleation and propagation. The phenomenon of the plastic deformation easing by the action of surfactants called Rebinder's effect [1], can lead to the acceleration of the slip process with formation of extrusion/intrusion structure and the initial crack. The composition of known CPC may have the surfactant components, thus the chance for the Rebinder's effect exists.

The stable crack propagation stage must be considered while discussing side effects of the CPC application and it is not only Rebinder's effect. Some published results of the fatigue crack monitoring in the presence of CPC point out the clearly expressed negative effect, but the mechanisms are still need study.

Thus, general methodology for the CPC selection with respect to mentioned effects still absent and apparently the systematic studies of the CPC influence on the fatigue of aircraft structure are demanded currently.

Investigation of the Corrosion Preventive Compounds influence on fatigue crack nucleation. Currently used CPC are categorized as follows [2]: 1) [Water Displacing](#) Soft Film (WDSF): a) LPS-2; b) CRC 3-36; c) CRC Protector 100; d) Mobilarma 245; e) WD40; f) Boeshield T-9; g) Ardrex 3961; h) Ardrex 3107; 2) [Water Displacing](#) Hard Film (WDHF) - AV-8; 3) Non Water Displacing Soft Film (NWDSF): a) Fluid Film NAS; b) LPS-3 Heavy-Duty Inhibitor; 4) Non Water Displacing Hard Film (NWDHF): a) Dinol AV-30; b) ZipChem

ZC-029; c) Dinol AV-40; d) LPS Procyon; e) Ardrex 3322. Apparently, the suggested influence on the fatigue depends on the CPC composition and correspondent properties.

Compositions of CPC can not be described in details because of the proprietary limitations for this information. Nevertheless, it is commonly known that CPCs may contain: a) oil, grease or resin to form covering film; b) a volatile, low surface-tension, carrier solvent; c) a nonvolatile hydrophobic additive; d) corrosion inhibitors, first of all e.g. sulphonates.

Oils and greases refer to the surfactant, thus CPC containing oil also should be considered as surfactant, so that the influence on the process of plastic deformation at the micro scale level is expected.

First time the influence of surfactants on metal fatigue was observed by P. Rebinder in 1928[1] and since explored by many scientists. The Reh binder's effect in material science is the reduction in the strength of a material by a surface active molecular film (surfactants).

The raw of surfactants is very wide. No sense to investigate influence of all surfactants on fatigue damage accumulation, but CPCs selected for the aircraft structure protection requires special attention.

Accumulated fatigue damage at the stage of crack nucleation currently is inspected by different methods. The approach developed at National Aviation University is based on the direct observation of surface deformation relief under fatigue. The methodology of the fatigue damage assessment based on the quantitative analysis of surface extrusion/intrusion structure described in the paper [3].

Deformation relief, as it was shown by light microscopy, scan microscopy and profilometry is a complex of surface intrusions, extrusions and persistent slip bands (fig.1) observed on some ductile metals, for example pure aluminum covering industrial aluminum alloys, like a D16AT (analogue of 2024T3), or aluminum-zinc alloy used to cover V-95 (analogue of 7075T6).

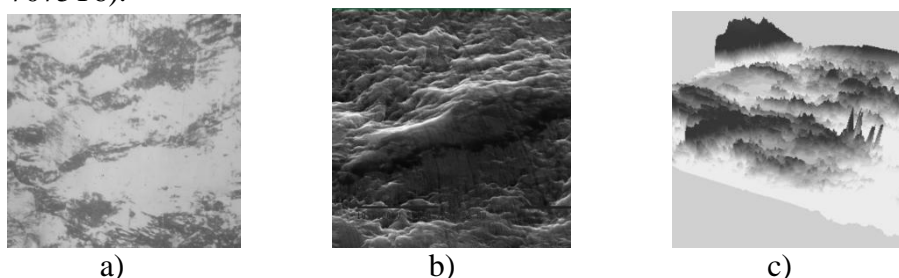


Fig. 1. Deformation relief images: a) light microscopy, 300[×], b) scan microscopy, 5000[×], c) non contact interferometry

Being indicator of accumulated fatigue damage, deformation relief can be used for the assessment of negative effect on fatigue caused by CPC [4]. The correspondent approach leads to the reduction of the number of specimens required to reveal mentioned effect by common way, i.e. by testing of specimens in statistical aspect.

Influence of CPC on fatigue crack propagation. Damage tolerant method for aircraft primary structures means that the structures are designed to sustain cracks without failure. To ensure safety the structure must be inspectable and damage could be detected in scheduled inspections.

Some experimental data show negative CPC influence on the aircraft fatigue crack propagation. In the work [5] the negative effect is revealed by the comparison of fatigue crack of 2024-T351 specimens in the air, distilled water and in the selected CPC, used in aviation. It was found that the rate of crack propagation in the distilled water 7% bigger than in air, and in CPC 20% bigger than in air (fig. 2).

Analysis of the Paris' equation:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n,$$

where a – crack length; N – number of cycles; ΔK – range of stress intensity factor, shows that coefficient C changes in the greatest extend, whilst the n change is not sufficient. The

mechanism of the influence is not explored in details yet, but it is clear that the crack tip spot deserves main attention.

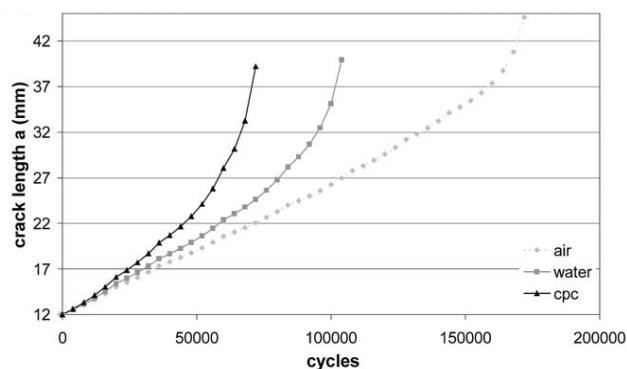


Fig.2. Influence of surrounding on the fatigue crack propagation rate [7]

The crack propagation analysis in the process of CPC selection must be the mandatory procedure. It should be taking into account also the influence of the load spectra on the effect of CPC on the plastic zone at the crack tip, thus the Variable amplitude loading program is preferable.

CPC influence on riveted joints fatigue. Riveted aluminum alloys structures are found to varying degrees on virtually all aircraft. The rivets are used to connect skin and stringers, skin panels, skin and frames, etc. The moisture penetrating into the gaps between structural components leads to the different types of corrosion, more frequently to the crevice corrosion. Good penetration properties of CPCs provide removal of moisture from crevices, protecting by this way the structure against corrosion. At the same time good penetration of CPC may result in the bad consequence, influencing friction between the sheets of skin, or components of primary structure. There were some attempts to study this effect before CPC implementation [6]. In the work [7] the fatigue life of riveted joints decreased by a factor of two after treatment by CPC.

This effect can be explained by the reduction of friction between the components. The data concerning mentioned effect may also be found in papers [8, 9].

The influence of CPC on friction and correspondent reduction of fatigue life on our opinion can be explored by the simulation of riveted joints with special re-usable specimens, providing possibility to measure friction (fig. 3.). The proposed design provides mutual displacement of sheets due to the special shape of holes for the bolts installed instead of rivets. Friction force is measured as a force at of the mutual displacement beginning.

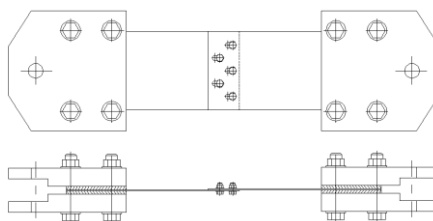


Fig. 3. Re-usable specimen for measurement friction at the presence of CPC between the sheets of skin

Results of the friction between the sheets of riveted specimens are shown in fig. 4-5. The presented results do not reveal the effect of CPC CPC Ardrex-AV25 harmful effect, moreover the presence of Ardrex-AV25 has led to the increase of friction.

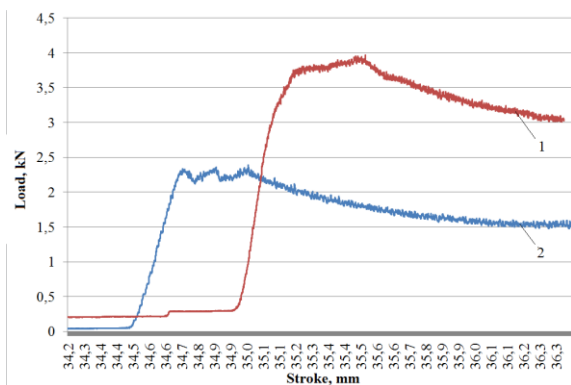


Fig 4. Friction force between the sheets in specimen treated by CPC Ardrex-AV25 (1) and without treatment (2)

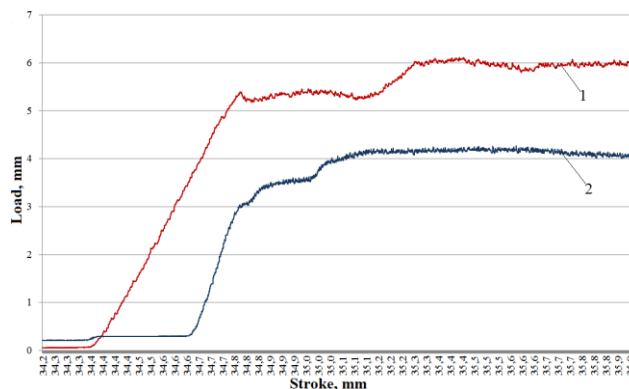


Fig. 5. Friction force between the sheets in specimen without treatment (1) and treated by grease ЦИАТИМ-201 (2)

At the same time the presence of grease resulted with the sufficient reduction of friction and expected redistribution of forces between the components of the riveted joint. Thus, the application of any substance proposed for the structure treatment requires special study.

Conclusions. Application of Corrosion Preventive Compounds for protection aircraft primary structure can lead to the reduction of aircraft fatigue life. For the prevention of negative side effects the special complex procedure of the CPC selection is under development.

The components of this procedure are: a) investigation of CPC influence on fatigue crack nucleation, which can be performed on the base of analysis of the surface deformation relief under the action of CPC; b) investigation of CPC Influence of CPC on fatigue crack propagation based on the monitoring of crack propagation at the conditions as much as possible close to the constructional and operational details; c) investigation of CPC influence on riveted joints fatigue, based on the influence of CPC on friction between the sheets of skin panel and correlation between the friction between the sheets of skin panels and fatigue of the joints.

References

1. Ребиндер П.А. Поверхностные явления в дисперсных системах. Физико-химическая механика. Избранные труды / П.А. Ребиндер. – М.: Наука, 1979. – С. 384.
2. <https://corrosion-doctors.org/Inhibitors/CPCs.htm>
3. Karuskevich M. Karuskevich O., Maslak T., Schepak S. Extrusion/intrusion structures as quantitative indicators of accumulated fatigue damage // International Journal of Fatigue. – 2012. – № 39. – P. 116–121.
4. M. Karuskevich, T. Maslak, G. Seidametova Deformation relief as an indicator of Rebinder effect // Proceedings of the National Aviation University. -2013. - №1 (54). - P.82-86.
5. Purry C. The effect of corrosion preventative compound on fatigue crack growth properties of 2024-T351 aluminium alloys / C. Purry, A. Fien, K. Shankar // International Journal of Fatigue. – 2003. – № 25. – P. 1175–1180.
6. Технологическая инструкция по уходу и защите от коррозии самолетов типа Ту-134 в эксплуатации. Федеральная служба воздушного транспорта России, – С.150, – 2000г.
7. Jaya A., U.H. Tiong, R. Mohammed. The influence of corrosion treatments on fatigue of aircraft structural joints // 27th International congress of the aeronautical sciences, 19-24 September 2010, Nice, France P.1-8.
8. Mousley RF. An effect of corrosion preventative fluids on the fatigue life of riveted joints. The Influence on fatigue. Proceedings of the Conference, London, England: Institute of Mechanical Engineers, 1977; pp 131-137.
9. Machin AS, Mann JY. Water-displacing organic corrosion inhibitors—their effect on the fatigue characteristics of aluminium alloy bolted joints // International Journal of Fatigue. – 1982. – V. 4, No. 4. – P. 199–208.

ПОШУК ТОЧОК БІФУРКАЦІЇ ДИНАМІЧНИХ НЕЗРІВНОВАЖЕНИХ ПРОЦЕСІВ В МАТЕРІАЛАХ ЗА УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

М.Г. Чаусов¹, П.О. Марущак²

¹Національний університет біоресурсів і природокористування України

²Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

Abstract. The results of experimental studies to detect bifurcation points of dynamic non-balanced processes in materials of different classes under impact-oscillatory loading are generalized. The points of bifurcation were considered to be deformations obtained from the previous impact-oscillatory loading, under which the mechanical properties of materials were maximally improved upon reloading. It is shown that by controlling the impact-oscillatory loading, one can optimally change the structure of materials, leading to an increased plasticity under subsequent static stretching, and an increased number of cycles under variable loading.

Ключові слова: ударно-коливальне навантаження, динамічний незрівноважений процес, точки біфуркації, механічні властивості.

Вступ. Відомо, що просторові дисипативні структури за динамічних незрівноважених процесів утворюються внаслідок концентрації дефектів в об'ємі матеріалів [1]. За імпульсного деформування різної інтенсивності з початкової структури матеріалів виникають такі форми дисипативних структур, які є ефективними для подальшого пластифікування матеріалів і значного покращення їх механічних властивостей. Отже, основними «керуючими» параметрами ДНП для зміни початкових механічних властивостей матеріалів є ступінь попереднього деформування, за статичного розтягу та інтенсивність імпульсного введення силової енергії.

В якості основного параметру для пошуку точок біфуркації динамічних незрівноважених процесів (ДНП) в матеріалах за ударно-коливального навантаження вибрано раптові прирости динамічної деформації за імпульсного введення силової енергії - ε_{imp} . Вибір ε_{imp} як інформативного «керуючого» параметра пов'язаний з тим, що він однозначно описує перебіг ДНП в матеріалі, а його використання значно спрощує випробування. Такі режими ударно-коливального навантаження можна створювати на гідравлічних випробувальних машинах різної жорсткості, зникає необхідність у складних обчисленнях передачі визначеного силового впливу безпосередньо на зразок залежно від сумарного імпульсу на механічну систему. Одержавши криву залежності певного механічного параметра від ε_{imp} , за повторного навантаження зразків матеріалу можна однозначно виявити точки біфуркації, які максимально поліпшують властивості матеріалів.

Подано експериментальні результати з пошуку точок біфуркації ДНП, у яких за подальшого статичного розтягу високоміцних титанових сплавів зростає пластична деформація до руйнування, а за циклічного навантаження алюмінієвого сплаву - втомна довговічність.

Методики механічних досліджень. Досліджували зразки з листових двофазних високоміцних титанових сплавів ВТ23, ВТ23М та алюмінієвого сплаву 2024-T3 товщиною 3 мм (рис. 1) за температури 20 °С.

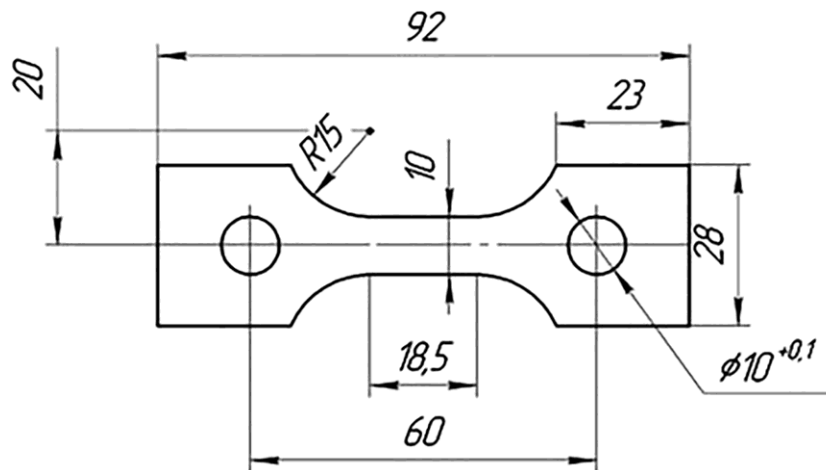
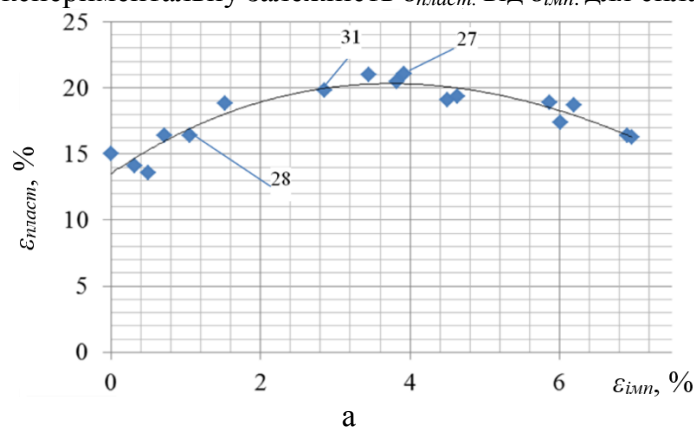


Рис. 1. Зразок для механічних випробувань

Всі дослідження імпульсного деформування сплавів за ударно-коливального навантаження були проведенні на модернізованій випробувальній машині ZD 100Pu. Основні методичні аспекти даної методики описано в працях [2-5]. Величину $\varepsilon_{имп}$ для імпульсного введення енергії контролювали оптичним методом. Деформацію вимірювали за статичному розтягу стандартним екстензометром на базі 16 мм. Втомну довговічність алюмінієвого сплаву Д16 досліджували на резонансній випробувальній машині RUMUL TESTRONIC 50kN. Режими випробувань зразків із сплаву 2024-T3 після імпульсного введення силової енергії з оцінювання їх втомної довговічності були аналогічні випробуванням зразків у вихідному стані: режим навантаження м'який; коефіцієнт асиметрії циклу $R = 0,1$; орієнтовна частота навантаження 110Гц, максимальні динамічні навантаження F , відповідно, 13,2 кН; 12 кН; 11,1 кН; 10,2 кН.

Результати досліджень та їх обговорення. На зразках з високоміцних титанових сплавів BT23 і BT23M виявлено точки біфуркації для максимального збільшення пластичності сплавів за повторного статичному розтягом, а на зразках з алюмінієвого сплаву 2024-T3 – точки біфуркації для максимального зростання довговічності сплаву за подальшого циклічного навантаження.

Досліджено серії зразків зі сплавів BT23 BT23M і 2024-T3, які послідовно навантажували статичним розтяганням до початкового навантаження 2 кН і далі, із кроком 2 кН. За цих фіксованих статичних навантажень зразки піддавали попередньо заданому імпульсному підвантаженню $F_{имп} = 45...50$ кН. За імпульсного введення енергії в сплави одержали прирости пластичної деформації $\varepsilon_{имп}$. Після ДНП зразки повністю розвантажували. Далі, зразки із сплавів BT23 та BT23M статично деформували до руйнування. За параметром $\varepsilon_{имп}$ виявлено точки біфуркації, у яких, за подальшого статичного розтягу, фіксували максимальне збільшення пластичної деформації порівняно з вихідним станом. Для сплаву 2024-T3 встановлено точки біфуркації, за яких при змінному навантаженні зростає кількість циклів до руйнування. На рис. 2 подано отриману експериментальну залежність $\varepsilon_{пласт.}$ від $\varepsilon_{имп.}$ для сплаву BT23.



а

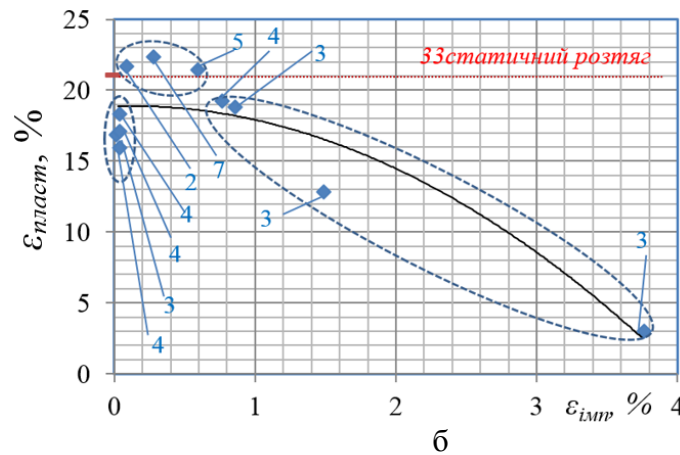


Рис. 3. Залежність пластичної деформації зразків із титанового сплаву ВТ23 (а) ВТ23М (б) за повторного статичного розтягу від приростів деформації за імпульсного деформування

На основі аналізу залежності $\varepsilon_{\text{пласт.}}$ від $\varepsilon_{\text{імп.}}$ (див. рис. 2а) обґрунтовано точки біфуркації імпульсного деформування за ДНП. Це дозволило максимально підвищити пластичність сплаву ВТ23 за подальшого статичного деформування. Зокрема, за $\varepsilon_{\text{імп}} = 3,5 \dots 4,0$ % пластична деформація титанового сплаву ВТ23 зросла на 30,0 – 35,0 % за попереднього ДНП. Отриманні результати з імпульсного деформування сплаву ВТ23М свідчать, що удосконалення технології виготовлення двофазних високоміцних титанових сплавів зменшує можливості пластифікації сплаву за ДНП, що зумовлено накопиченням дислокацій у малокутових межах зерен. Лише у вузькому діапазоні приростів пластичної деформації $\varepsilon_{\text{імп.}} = 0,2 \dots 1,0$ % виявлено незначне зростання пластичної деформації (рис. 2б, тут номери відповідають випробуванню зразкам). Проте, це не є свідченням того, що за імпульсного деформування не покращуються інші механічні властивості сплаву ВТ23М. Зокрема, встановлено істотний вплив динамічних незрівноважених процесів на ударну в'язкість і тріщиностійкість сплаву ВТ23М у виявлених точках біфуркації $\varepsilon_{\text{імп.}} = 0,2 \dots 1,0$ % [6].

Для алюмінієвого сплаву 2024-Т3 виявлено, що після ДНП зростає циклічна довговічність матеріалу, рис. 3. Сплав піддавали імпульсному деформуванню за $\varepsilon_{\text{імп}} = 2,36 - 10,0$ %. За результатами механічних випробувань виявлено, що після ДНП ($\varepsilon_{\text{імп}} = 2,36$ % - 4,08 %) втомна довговічність сплаву 2024-Т3 зросла, порівняно з вихідним станом.

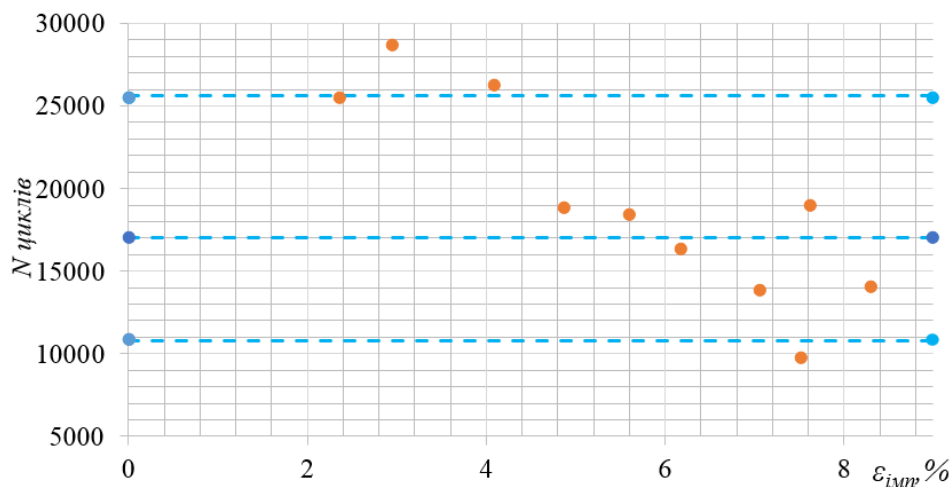


Рис. 3. Кількість циклів до руйнування сплаву 2024-Т351 залежно від значення імпульсного деформування $\varepsilon_{\text{імп}}$ (максимальне динамічне навантаження $F = 12$ кН).

Виявлено основні закономірності зміни втомної довговічності сплаву 2024-T3 після ДНП за параметром ε_{imn} при попередньо заданих режимах змінного навантаження. Тут при $\varepsilon_{imn} = 0$ подано результати випробувань на втому трьох зразків сплаву 2024-T3 у вихідному стані.

За ДНП із максимальним динамічним навантаженням 12,0 кН (деформації $\varepsilon_{imn} = 2,36\% \dots 4,08\%$), циклічна довговічність сплаву 2024-T351 зросла, в середньому на 33,6%, рис. 3. Дуже цікавим є питання структурних змін випробуваних сплавів у виявлених точках біфуркації. Ці дослідження з аналізом тонких структур проводяться і будуть представлені у подальшому.

Висновки. Вперше виявлено та систематизовано точки оптимізації властивостей титанових сплавів VT23 та VT23M за ударно-коливального навантаження. Запропоновано і експериментально апробовано ефективну методику пошуку точок біфуркації за приростом імпульсної деформації (ε_{imn}) під час ДНП.

Аналіз отриманих результатів механічних випробувань показав, що для сплавів VT23 і VT23M після ДНП точки біфуркації знаходяться в діапазонах - $\varepsilon_{imn} = 3,5 - 4,0\%$ і - $\varepsilon_{imn} = 0,2 - 1,0\%$ відповідно. Після попереднього ударно-коливального навантаження в цьому діапазоні, за повторного статичного розтягу виявлено максимальне зростання пластичної деформації сплавів VT23 і VT23M, порівняно з вихідним станом. Так, наприклад, пластична деформація сплаву VT23 зросла на 30,0% - 35,0%. Наявні точки біфуркації сплаву 2024-T3 знаходяться в діапазоні $\varepsilon_{imn} = 2,36\% - 4,08\%$. Після попереднього ударно-коливального навантаження в цьому діапазоні ε_{imn} виявлено значні позитивні зміни, що полягали у підвищенні його втомної довговічності, зокрема кількість циклів до руйнування сплаву 2024-T351 зросла на 33,6%.

Одержані результати можуть бути враховані під час технологічних операцій з покращення вихідних механічних властивостей матеріалів попереднім ударно-коливальним деформуванням.

Література

1. Nicolis G. and Prigogine I. Self-Organization in Systems, Wiley, New York, 1977. - 491 p.
2. Особливості деформування і руйнування пластичних матеріалів при ударноколивальному навантаженні / М.Г. Чаусов, П.О. Марущак, А.П. Пилипенко, В.Б. Березін. - Тернопіль: ТзОВ «Терно-граф», 2018. - 288 с.
3. Чаусов М.Г. Методика поліпшення пластичних властивостей листових двофазних високоміцних титанових сплавів за рахунок ударно-коливального навантаження: науковометодичні рекомендації для підприємств України з проектування та виробництва сільськогосподарської техніки / М.Г. Чаусов, А.П. Пилипенко, П.О. Марущак. - Тернопіль: ФОП Паляниця В.А., 2017. - 48 с.
4. Setup for testing materials with plotting complete stress-strain diagrams / N.G. Chausov, D.G. Voityuk, A.P. Pilipenko, A.M. Kuz'menko // Strength Mater. - 2004. - 36(5). - P. 532-537.
5. Chausov M.G., Berezin V.B., Pylypenko A.P., and Hutsaylyuk V.B. Strain field evolution on the surface of aluminum sheet alloys exposed to specific impact with oscillation loading // J. Strain Anal. Eng. Des. - 2015. - 50(1). - P. 61-72.
6. Chausov M., Brezinova J., Pylypenko A., Maruschak P., Titova L., Guzanova A. Modification on mechanical properties of high-strength titanium alloys VT23 and VT23M due to impact-oscillatory loading // Metals. - 2019. - 9(1), 80, doi:10.3390/met9010080.

ОСНОВНІ ПРИЧИНИ ТА ЕКОЛОГІЧНІ НАСЛІДКИ ВІДМОВ НА КОМПРЕСОРНИХ СТАНЦІЯХ

Ю.Д. Михайлюк¹, Л.Я. Побережна²

(1) Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, м. Івано-Франківськ, Україна

(2) Івано-Франківський національний медичний університет, м. Івано-Франківськ, Україна

Abstract. The main causes of failures and accidents at gas pumping units and technological pipelines in the process of natural gas transportation are analyzed. The main factors that cause environmental pollution under regular and emergency operating conditions are identified.

Keywords: gas pumping units, technological pipelines failure, ecological security

Надзвичайно великий рівень забруднення навколишнього середовища спостерігається під час роботи КС, якщо виникають аварійні ситуації. Під аварією на КС, ГРС мають на увазі аварію, що відповідає V-ій категорії аварійної відмови – розрив технологічного трубопроводу на повний перетин або руйнування посудини, апарата, елемента, ГПА, небезпечної речовини із запаленням або без запалення.

Аварійні відмови на КС, ГРС можна умовно поділити на 6 категорій [1]:

5 – аварія з високим матеріальним збитком і екстреною зупинкою КЦ, КС, ГРС;

4 – аварійна зупинка КЦ (КС), ГРС;

3 – позапланова зупинка КЦ (КС), ГРС для усунення дефектів;

2 – зупинка ГПА;

1 – дефект, який усувають під час планової зупинки цеху або агрегату;

0 – дефект, що не впливає на роботу й перебуває під контролем.

Дані про пожежі та аварії на об'єктах транспортування газу є обмеженими внаслідок того, що ці об'єкти мають стратегічне значення й інформація про надзвичайні ситуації на них не розповсюджують. Середньорічний рівень аварійності складає 50-60 неполадок на рік [2]. Для локалізації та попередження аварійних ситуацій на КС та встановлення обов'язків працівників при виникненні аварійних ситуацій [3] необхідні знання особливостей технологічних процесів. Під час експлуатації можуть виникнути умови, які викликають нестабільну роботу агрегатів. За дослідженнями Мікаеляна Є. А. [4] основними причинами нестабільної роботи газотурбінних газоперекачувальних агрегатів КС є: граничні межі роботи агрегатів, утворення автоколивань у проточній частині (флатер), перевищення допустимих значень механічних параметрів:

- у з'єднаннях між рухомими та нерухомими частинами вузлів агрегатів: підшипниках, ущільненнях тощо;
- віброхарактеристик;
- характеристик нерівноваженості;
- відношеннях критичної частоти обертання в робочій частині обертання роторів агрегату.

На КС основними причинами відмов і факторами, що сприяють їхньому виникненню, є (у порядку зменшення) [5]:

- підвищена вібрація трубопроводів, а також осідання трубопроводів і опор;
- дефекти виготовлення устаткування (у першу чергу фасонних частин і арматури);
- брак будівельно-монтажних робіт;
- корозія й зношування.

Пожежна небезпека різних ГПА неоднакова. Найбільшою пожежною небезпекою характеризуються ГПА з газотурбінним приводом. Менш

пожежонебезпечними є ГПА з газомоторним та електроприводами [6], причинами виникнення відмов на яких є:

- наявність місць з ускладненою технологією виготовлення і проведення будівельно-монтажних робіт, погіршеного контролю якості зварних швів з підвищеною концентрацією напруги;
- велика кількість переходів трубопроводів з підземного положення в надземне, що є місцями підвищеної корозійної активності та концентрації напруги;
- складне просторове прокладання надземних трубопроводів обв'язки компресорних агрегатів з великою кількістю жорстких і ковзаючих опор, в поєднанні зі значними змінними температурними та газодинамічними (вібраційними) навантаженнями з боку нагнітача.

Для аналізу аварійності КС необхідно виявити елементи технологічного устаткування, які найбільш схильні до аварій [7].

Найбільш тяжкі наслідки пов'язані з руйнуванням елементів компресорних установок і наступним витіканням газу. Безпосередніми причинами відмов і вибухів компресорних установок, як показує практика, можуть бути:

- надмірне підвищення температури стиснутого повітря та перегрівання частин компресорної установки;
- вологість засмоктаного газу;
- розряди статичної електрики;
- швидке підвищення тиску газу в компресорній установці вище від допустимого;
- неправильний монтаж компресорної установки;
- неправильна експлуатація компресорної установки і незадовільний догляд за нею.

Відповідно до того принципу, що і для усього комплексу устаткування і агрегатів КС, виконано статистичний аналіз основних причин відмов технологічних трубопроводів (рис. 1).

Як бачимо, найбільша кількість аварій (37 %) припадає на підземні трубопроводи, зокрема на трубопроводи обв'язки.

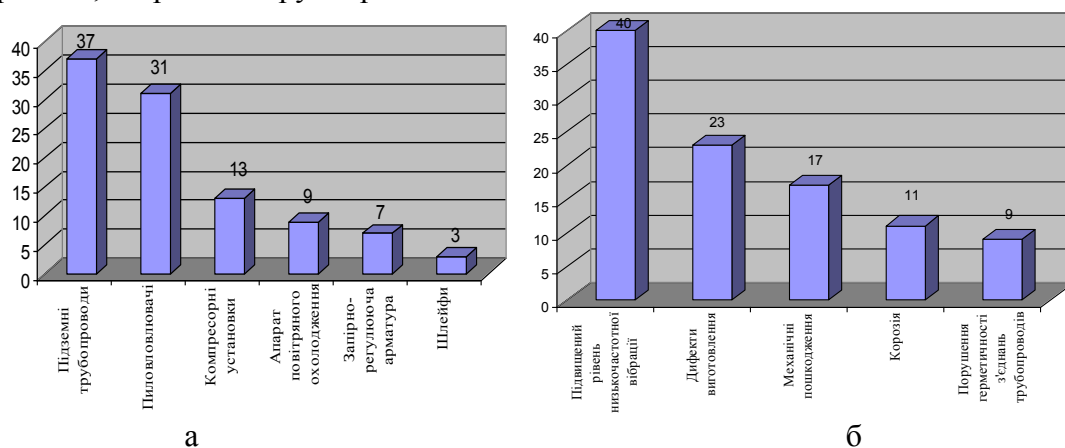


Рис. 1. Розподіл дефектів вузлів технологічного обладнання (а) та технологічних трубопроводів (б)

Найбільш потенційно небезпечним елементом на КС є технологічна обв'язка ГПА, яка являє собою складну просторово-стрижневу конструкцію з багаторазовими вигинами й великою кількістю твердих і ковзаючих опор, що зазнає змінних навантажень з боку нагнітача. Просторові вигини труб на територіях КС є також на численних переходах надземних ділянок у підземні.

Основна частина відмов, пов'язаних з розгерметизацією трубопроводів-гітар на КС, відбуваються в результаті підвищеної вібрації. Джерелом виникнення вібрації трубопроводів є вимушені коливання, що виникають внаслідок пульсації потоку робочого середовища, а також механічної дії на конструкцію від вібрації компресорів.

Основною причиною виникнення вібрацій більшість фахівців на сьогодні вважають наявність невраїнованих сил інерції вхідних і обертально-рухомих мас [56, 57].

Основними чинниками, що спричиняють руйнування газопроводів, є поверхневі ушкодження і дефекти, запобігти яким неможливо в повному обсязі. Причини виникнення дефектів можна класифікувати на:

1. Експлуатаційні:

- корозійні (загальна корозія - втрата металу до 80 % від товщини стінки труби);
- стрес-корозійні;

2. Механічні ушкодження.

3. Будівельні:

- дефекти поверхні (подряпина, задирка тощо);
- дефекти зварних швів;
- дефекти геометрії (кривизна труб і овальність).

4. Металургійні (наприклад, розшарування).

Найбільш небезпечний сценарій небезпек, пов'язаний із займанням газу у разі виникнення іскр у момент розриву або протягом декількох перших секунд (затримка загорання може складати від декількох десятих секунди до декількох секунд) [58]. Тобто відбувається займання газоповітряного потоку (з концентрацією 5-15 %) з дуже високою мірою турбулізації і неоднорідною структурою.

Зовнішніми фізичними наслідками, що спричинені аварійними розривами газопроводів, є:

- утворення первинної ударної хвилі стискування внаслідок розширення в атмосфері природного газу, викинутого з об'єму «миттєво» зруйнованої частини трубопроводу, а також вторинних хвиль стискування, які утворюються при займанні газового «шлейфу» і розширенні продуктів горіння;
- утворення і розлітання уламків (фрагментів) зруйнованої ділянки трубопроводу;
- термічна дія пожежі на людину і довкілля при займанні витікаючого газу;
- токсична дія транспортованих складових продукту на живі організми.

КС є найнебезпечнішою складовою газотранспортних підприємств. Водночас на КС основний ризик виникнення вибухів і пожеж пов'язаний з експлуатацією ГПА [59]. Небезпека виникнення пожеж на КС визначається, передусім, фізико-хімічними властивостями природного газу, який за недотримання певних вимог безпеки вибухає, запалюється і призводить до техногенної аварії, пов'язаної з поширенням пожежі. У Болгарії в районі КС Странджа, яка розташована в 800 метрах від кордону з Туреччиною, стався потужний вибух, що спричинило виникнення пожежі [60].

Як показує статистика і досвід експлуатації КС [61, 62], серед основних причин виникнення пожеж на КС можна виділити:

- займання масла в компресорному цеху під час розриву маслопроводів і його потрапляння на гарячі поверхні газоперекачувального агрегату;
- руйнування об'єздувальних газопроводів компресорного цеху;
- потрапляння сторонніх предметів у порожнину нагнітача;
- потрапляння займистих речовин через нещільність у запірній арматурі;
- порушення технологічного процесу, недотримання правил пожежної безпеки персоналом (людський чинник).

При експлуатації КС [63] може статися вибух, основними причинами якого є:

- неправильний монтаж, незадовільне обслуговування і експлуатація;
- перегрівання стінок компресора внаслідок значного підвищення температури стисненого повітря;
- порушення роботи системи змащування, низька якість мастильних речовин, загорання і вибух парів змащувальних речовин, самоспалахування газоповітряної суміші;
- перевищення допустимого тиску;

- засмоктування забрудненого повітря;
- накопичення нагару, відкладання оксидів заліза на холодних частинах системи;
- несправність контрольного манометра, запобіжних клапанів та інших приладів безпеки;
- виникнення зарядів статичного струму на корпусі при інтенсивному витрачанні стисненого повітря.

Найбільш поширеною причиною відмов компресорів є підвищення розрахункового тиску і температури, що призводить до зміни структури металу, порушення його механічної цілісності, а відтак і до вибуху [64]. Наприклад, 11 липня 2012 у Краснодонській дотискній КС в селі Копанка Балаклейського району Харківської області стався вибух на газокompresорній станції. Аварія сталася, коли газівники почали планові роботи з обслуговування агрегату (при введенні машини в робочий режим після ремонту). Виник несанкціонований непередбачуваний витік газу в одному з циліндрів компресорного агрегату номер два цеху першого ступеня, після чого стався вибух [65]. Причини аварійних відмов устаткування на ГРС практично ті ж, що й на КС.

Розгерметизація устаткування усередині приміщень блока редукування й обліку витрати газу може призвести до їхньої загазованості й до вибуху газу усередині цих приміщень. Для запобігання позаштатним ситуаціям, підвищення ефективності роботи та рівня екологічної безпеки необхідно оптимізувати проведення моніторингових заходів та розробити способи зменшення технологічних викидів забруднюючих речовин у повітря.

Література

1. Організація експлуатації газопроводів – Правила технічної експлуатації магістральних газопроводів [Електронний ресурс]. – Режим доступу: forca.com.ua
2. Деревинський Д. М. Пожежна небезпека об'єктів з наявністю газового горючого середовища та нагрітих технологічних поверхонь у замкненому просторі / Д. М. Деревинський // Проблемы пожарной безопасности. Сборник научных трудов. – 2010. – Выпуск 27. – С. 60 – 65.
3. Микаэлян Э. А. Оценка надежности газотурбинного оборудования компрессорных станций газопроводов / Э. А. Микаэлян // Промышленный сервис. – 2011. – № 2. – С. 28–35.
4. Шмигирівський П. П. Науково-технічна нарада «Протипожежний захист ГПА та їх укриття на КС магістральних газопроводів» / П. П. Шмигирівський, О. В. Жук // Інформаційний огляд ДК «Укртрансгаз». – 2004. – № 2 (26). – С.15–17.
5. Ревазов А. М. Анализ аварийности на компрессорных станциях магистральных газопроводов / А. М. Ревазов, И. А. Леонович // Труды РГУ нефти и газа имени И. М. Губкина. – 2014. – № 2 (275). – С. 26–33.
6. Фик А. С. Анализ повреждений технологических трубопроводов компрессорных станций / А. С. Фик, П. С. Кунина, А. В. Бунякин // Современные проблемы науки и образования. – 2007. – № 4. – С. 118-123.
7. Mandryk, O. M., Pukish, A. V., & Mykhailiuk, Y. D. (2015). An assessment of the influence of the main oil industry technological processes on the environment. AGH Drilling, Oil, Gas, 32.

К ВОПРОСУ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА РАЗРУШЕНИЕ ПРИ СМЕШАННЫХ МОДАХ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ РЕАКТОРНЫХ СТАЛЕЙ

В.В.Покровский, В.Г.Сидяченко, В.Н.Ежов

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

An experimental technique has been developed to study the effect of mixed I + II + III loading modes on the crack resistance characteristics of steels, including taking into account preliminary thermomechanical loading. As a result of a comprehensive experimental study, diagrams of the ultimate state of a sample with a crack were constructed with mixed fracture modes, which were used to analyze the effect of preliminary thermomechanical loading on the characteristics of crack resistance.

Развитие трещин в реальных конструкциях происходит в условиях сложного напряженного состояния, что необходимо учитывать при расчете количества циклов нагружения при росте трещины от начального размера до критического. При этом берега трещины перемещаются в разных направлениях, что вызывает разрушение по смешанным модам, которое необходимо описывать соответствующими параметрами механики разрушения.

Случаи такого разрушения проиллюстрированы в работах [1,2]. Это усталостный рост трещины в сельхозмашине, разрушение железнодорожного колеса рис.1, опорные валки прокатных станов.

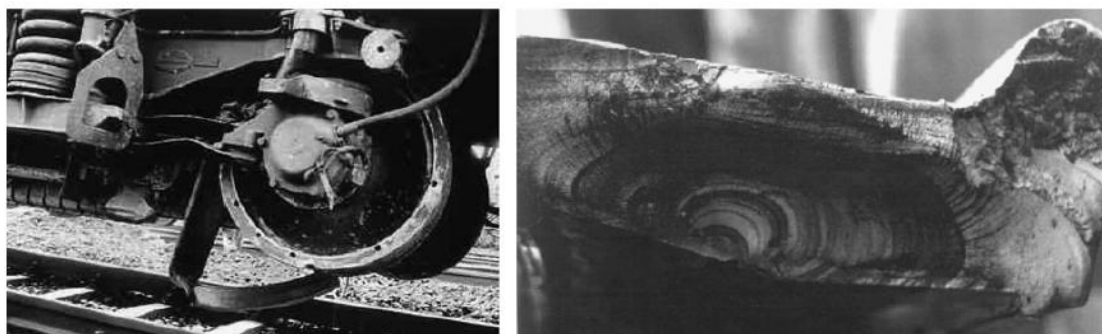


Рис.1. Разрушение железнодорожного колеса [1]

Применительно к атомной энергетике, если представить схематизированную модель оборудования реакторной установки ВВЭР-1000, то можно заметить, что все оборудование соединено сложной в геометрическом плане системой трубопроводов. С учетом того, что при эксплуатации атомной установки вследствие различных переходных режимов материал трубопроводов, места соединения трубопроводов с элементами установки подвергаются комбинированной системе нагрузок: поперечной силе, изгибающим моментам и т.д. Кроме того, в стенке трубопроводов под воздействием внутреннего давления на элементарный объем материала стенки действует двухосное нагружение. В случае инициирования трещины в материале трубопроводов, в стенке корпуса реактора её плоскость может иметь различную ориентацию по отношению к приложенной нагрузке. При этом происходит нагружение её берегов при смешанных модах деформирования.

На рис.2 показаны примеры системы трещин выявленных в наплавке в районе активной зоны корпуса реактора ВВЭР-1000 Калининской и Балаковской АЭС. Из приведенных данных видно, что вследствие произвольной ориентации плоскости

трещины деформация её берегов может происходить по смешанным модам нагружения.

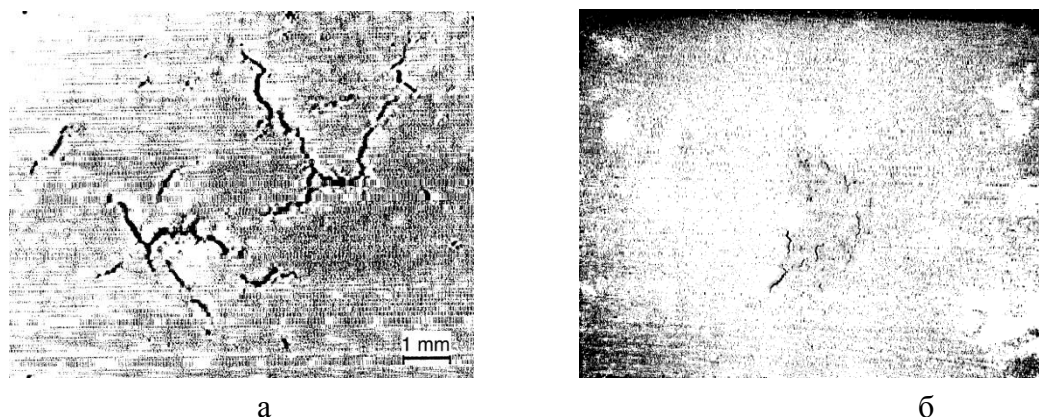


Рис.2. Сеть трещин в наплавке в корпусе реактора ВВЭР-1000: Калининская АЭС 1996 г. (а), Балаковская АЭС 1998 г (б) [3]

В настоящее время в Украине оценка хрупкой прочности материалов корпусов реакторов ВВЕР осуществляется на основе, сравнения расчетных значений коэффициента интенсивности напряжений (КИН) для постулируемого в стенке корпуса дефекта с его критическим значением, определенным экспериментально. При этом в расчет ведется для трещин нормального отрыва. Кроме того, в ряде нормативных документов по оценке хрупкой прочности корпуса реактора рекомендуется учитывать увеличение вязкости разрушения на нижнем шельфе температурной зависимости в результате тепловой опрессовки (предварительное термомеханическое нагружение (ПТН)), которая может иметь место при аварийном охлаждении активной зоны реактора. Учитывая приведенный выше анализ, цель работы заключалась в расчетно-экспериментальном изучении трещиностойкости при смешанных модах деформирования и исследовании влияния предварительного термомеханического нагружения на характеристики трещиностойкости.

При исследовании всевозможных комбинаций смешанных мод нагружения использовали образец прямоугольного сечения с боковой трещиной при растяжении, поперечном и продольном нагружении (рис.3). Преимуществом данного образца является возможность зарождения первичной усталостной трещины по моде I ($l/W=0,5$), а затем исследование характеристик трещиностойкости при различных соотношениях мод. Также на (рис.3, с) представлена схема нагружения образца для реализации смешанности мод.

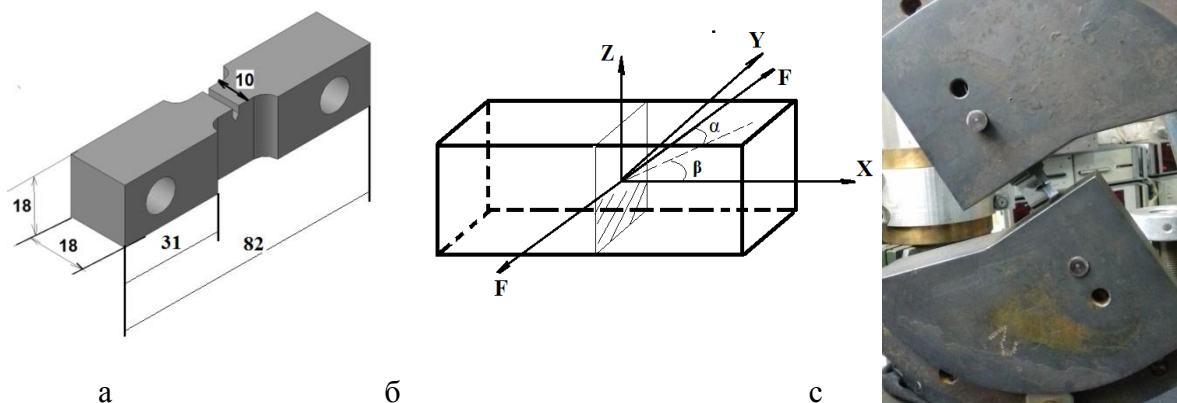
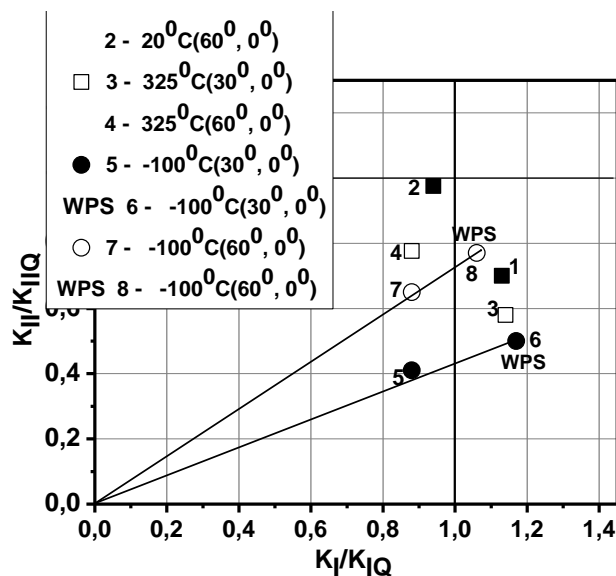


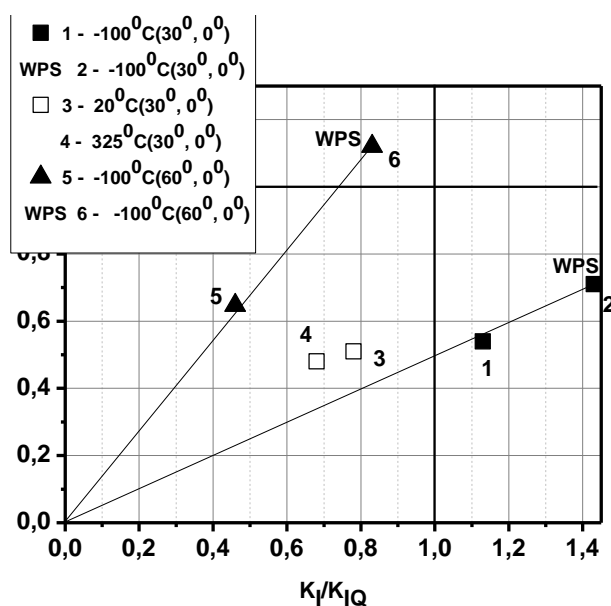
Рис.3. Образец (а), схема нагружения по смешанным модам (б), устройство для нагружения (с).

При изменении углов α , β между осевой нагрузкой и нормалью к плоскости трещины (рис.3, б) можно реализовать различные комбинации смешанных мод нагружения, а КИН рассчитываются на основании [3].

На рис.4 (а, б) показаны диаграммы предельных состояний, полученные при температурах $+20^{\circ}\text{C}$, $+325^{\circ}\text{C}$, -100°C в результате исследования трещиностойкости при смешанных I+II модах в том числе с учетом тепловой опрессовки (WPS). В круглых скобках на рисунках указаны значения углов α , β соответственно.



а



б

Рис.4. Диаграммы предельных состояний сталей при модах I+II: 15X2МФА(II) (а); 10ГН2МФА (б).

В исследуемых малых образцах сечением 10x18 мм при смешанных модах нагружения тепловая опрессовка осуществлялась по схеме с полной разгрузкой. В начале образец нагревался выше температуры хрупко-вязкого перехода (до $+325^{\circ}\text{C}$), затем нагружался до $0,8...0,9 Ke$ – разгружался и охлаждался, где Ke эквивалентное значение КИН при смешанных модах нагружения [4]. После этого, образцы охлаждали

до температуры – 100⁰С и разрушали при том же соотношении мод. Сравнение результатов расчетов K_e , показали увеличение K_e после ПТН (табл.1)

$$K_e = \frac{K_I}{2} + \frac{1}{2} \sqrt{K_I^2 + 4(\alpha_1 K_{II})^2 + 4(\alpha_2 K_{III})^2},$$

$$\alpha_1 = K_{IC} / K_{IIIc} \quad \alpha_2 = K_{IC} / K_{IIIc}.$$
(1)

Табл.1. Результаты сравнительных расчетов K_e при смешанных I+II+III модах разрушения после ПТН и без.

Материал	α	β	$K_e^{ПТН}$	K_e	$K_e^{ПТН} / K_e$
10ГН2МФА	30	0	132	121,9	1,083
	60	0	95,1	73,45	1,24
	30	30	142,95	128,6	1,111
	60	60	97,67	97,5	1.002
15Х2МФА	30	0	76,76	61,6	1,25
	60	0	92,25	74,2	1,24
	30	30	71,9	53,47	1,34
	60	60	89,4	65,1	1,37

Выводы. Исследовано сопротивление разрушению реакторных сталей при статическом нагружении при различном соотношении мод деформирования – I+II, I+III, I+II+III. Отмечено положительное влияние предварительного термомеханического нагружения при всех комбинациях мод нагружения. Однако присутствие составляющих по K_{II} , K_{III} при создании ПТН уменьшает эффективность предварительного нагружения.

Литература

1. Richard H.A., Sander M., Fulland M., Kullmer G. Development of fatigue crack growth in real structures // Eng. Fract. Mech. – 2008. – 75. – P.331-340.
2. Іваницький Я. Л. Методи оцінки тріщиностійкості конструкційних матеріалів за умов складного навантаження: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук : спец. 01.02.04. «Механіка деформівного твердого тіла» / Я.Л. Іваницький. – Львів, 2005. – 41 с.
3. Pokrovsky V. Problems of accuracy of radiation life calculation for WWER-1000 reactor pressure vessels // ARW NATO “Scientific fundamentals for the lifetime extension of reactor pressure vessels”, Kyiv, 2002.
4. Richard H.A., Eberlein A., Kullmer G. Concepts and experimental results for stable and unstable crack growth under 3D-mixed-mode-loadings // Eng. Fract. Mech.- 2017. - 174. – P. 10-20.

МОДЕЛЮВАННЯ СТИБКОПОДІБНИХ ПЕРЕМІЩЕНЬ ДОМЕННИХ СТІНОК У ФЕРОМАГНЕТНИХ МАТЕРІАЛАХ З УРАХУВАННЯМ СТОХАСТИЧНО РОЗПОДІЛЕНИХ ЦЕНТРІВ ЗАКРІПЛЕННЯ

Є. П. Почапський, Н. П. Мельник, Б. П. Клим

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

A mathematical model of the movement of 90 degrees domain walls in a ferromagnetic material is proposed. This model is based on the energy approach intended for modelling of the motion of such walls and is taken into account the impact of stochastic processes caused by the presence of non-magnetic inclusions, dislocations or residual stresses in the examined material. The relation between parameters of the wall jumps and the magnetoelastic acoustic emission signal as well as parameters of the examined ferromagnet is established.

Вступ. Проведення технічного діагностування стану феромагнетних виробів, металевих конструкцій, а також обладнання, що вичерпало свій проектний ресурс, є актуальним завданням для забезпечення працездатності та безаварійної роботи виробів та споруд різних галузей промисловості, трубопровідного транспорту та машинобудування. Інтенсифікація виробничих процесів і зростання рівня експлуатаційних навантажень висувають нові вимоги до створюваних конструкцій та відповідно до використання та розроблення нових ефективних методів та засобів неруйнівного контролю.

Перспективним у цьому напрямі є застосування методу магнетопружної акустичної емісії (МАЕ) завдяки його високій чутливості до змін структури та напружено-деформованого стану матеріалу [1, 2]. Він ґрунтується на явищі випромінювання пружних хвиль, які виходять на поверхню з глибин металу за стрибкоподібного руху 90°-них доменних стінок, внаслідок перемагнення досліджуваного об'єкта контролю зовнішнім магнетним полем і пов'язаний з ефектом Баркгаузена [3].

Запорукою успішного застосування методу МАЕ є створення та розвиток відповідних математичних моделей, які описують рух доменних стінок за наявності випадковим чином розподілених немагнетних включень, дислокацій, залишкових напружень у тілі, встановлюють залежності між параметрами стрибків стінок, характеристиками матеріалу та параметрами сигналу МАЕ.

Мета роботи – провести моделювання стрибкоподібних переміщень 90°-них доменних стінок у феромагнетних матеріалах з урахуванням стохастично розподілених центрів їх закріплення, що зумовлені наявністю у реальних матеріалах немагнетних включень, домішок, залишкових напружень, та пов'язати параметри стрибків стінок з параметрами сигналу МАЕ та досліджуваного феромагнетика.

Математична модель руху 90°-ної доменної стінки у феромагнетних матеріалах. Утворення доменної структури у феромагнетному матеріалі з енергетичних міркувань пояснює термодинамічна теорія. Основні властивості феромагнетиків можна пояснити за допомогою двох відомих гіпотез: 1) існування в них спонтанної намагнетченості, незалежної від зовнішнього поля, що дорівнює намагнетченості насичення M_s ; 2) розбиття феромагнетика на окремі ділянки, намагнетчені до насичення. Такий стан матеріалу зумовлений оптимальним розподілом магнетостатичної енергії, яка пропорційна розмірам домену: що менший розмір, то нижча магнетостатична енергія. Тому енергетично вигідним є утворення доменної структури з замикаючими доменними стінками, яка охоплює весь об'єм тіла. Намагнетчення відбуватиметься внаслідок руху доменних стінок. Разом із тим зі зростанням кількості доменів зростає загальна кількість доменних стінок. Це призводить до зростання їх повної енергії. Тому реальний розмір доменів визначається умовою мінімуму суми цих двох енергій.

Ми розглядаємо рух у інтегральному магнетному полі одиничної 90°-ної доменної

стілки феромагнетного матеріалу, що розділяє два домена з перпендикулярними напрямками намагненості \vec{M}_1 та \vec{M}_2 , так, що $|\vec{M}_1| = |\vec{M}_2| = |\vec{M}|$, а її положення можна визначити функцією $h(x, y, t)$. Енергію визначають за співвідношенням:

$$E = E_m + E_{dw} = E_H + E_{dem} + E_{dw}, \quad (1)$$

де E_m – магнетостатична енергія; E_H – енергія у зовнішньому полі перемагнення; E_{dem} – енергія розмагнення, що спричинена вільними магнетними зарядами; E_{dw} – енергія 90°-ної доменної стінки.

У зовнішньому полі \vec{H} , прикладеному вздовж осі Ox так, що рух 90°-ної доменної стінки у ньому відбувається квазіпаралельно самій собі, магнетостатичну енергію можна задати виразом:

$$E_m = E_H + E_{dem} = -\mu_0(\vec{H} + \vec{H}_{dem})\vec{M}_s \iint_S h(x, y, t) dx dy, \quad (2)$$

де μ_0 – магнетна проникність вакууму; \vec{H} – вектор напруженості зовнішнього магнетного поля; \vec{H}_{dem} – вектор поля розмагнення, яке у загальному випадку є складною функцією $h(x, y, t)$, а також залежить від форми тіла.

Для опису енергії 90°-ної доменної стінки врахуємо густину поверхневої енергії γ , а також її залежність від координат:

$$E_{dw} = \gamma \iint_S \sqrt{1 + |\nabla h(x, y, t)|^2} dx dy, \quad (3)$$

де γ визначається балансом між енергією магнетокристалічної анізотропії та обмінною енергією.

Утворення доменної структури пояснюється виконанням термодинамічної умови мінімуму всіх видів енергії. У більшості випадків рух доменної стінки відбувається за умов сильного демпфування, а рівняння руху матиме вигляд:

$$\Gamma \frac{\partial h(x, y, t)}{\partial t} = -\frac{\delta E(\{h(x, y, t)\})}{\delta h(x, y, t)} = -\frac{\partial E(\{h(x, y, t)\})}{\partial h(x, y, t)}, \quad (4)$$

де Γ – ефективна в'язкість ($\Gamma = 1$); $E(\{h(x, y, t)\})$ – функціонал повної енергії.

Застосувавши вираз (4) отримали рівняння руху 90°-ної доменної стінки [4]:

$$-\frac{\partial h(x, y, t)}{\partial t} = \mu_0 M_s H - \bar{k} \eta_0 + \gamma \nabla^2 h(x, y, t), \quad (5)$$

де H – зовнішнє поле намагнення; $\bar{k} = 2\mu_0 k M_s^2 V^{-1}$ – ефективний коефіцієнт розмагнення; k – коефіцієнт розмагнення зразка; V – об'єм зразка; $\tilde{h} = \iint_S h(x', y', t) dx' dy'$.

Для врахування впливу структурних неоднорідностей, наявних у феромагнетнику, що спричинені вакансіями, дислокаціями або немагнетними домішками та розподілені у досліджуваному реальному об'єкті випадковим чином необхідно у праву частину (5) внести випадковий доданок $\eta(x, y, h)$ [5].

Ми дискретизуємо поверхню 90°-ної доменної стінки, розбиваючи її на N однакових елементів, та за рух доменної стінки приймаємо рух у випадковому полі закріплень однієї усередненої точки. Припускаємо, що усі N елементів h_i знаходяться на однаковій відстані один від одного, тоді [4]:

$$\frac{dh_i}{dt} = ct - k\bar{h} + \eta_i(h), \quad (6)$$

де c – швидкість зміни зовнішнього поля перемагнення протягом часу t ;

$\bar{h} = N^{-1} \sum_{i=1}^N h_i(t)$ – описує середнє положення 90°-ної доменної стінки.

Підсумувавши за всіма центрами i ($i = 1, 2, \dots, N$) обидві частини виразу (6) отримаємо залежність для повної намагненості [5] $m \equiv \bar{h}N$:

$$\frac{dm}{dt} = ct - km + \sum_{i=1}^N \eta_i(h). \quad (7)$$

Припускаючи, що $\Delta\eta_i$ некорельоване (розподіл розмірів стрибків має експоненціальний характер, а експерименти вказують на степеневу форму), ми замінили складову $\sum_{i=1}^N \eta_i$ у (7) ефективним закріпленням $W(m)$, що залежить лише від намагненості, описує порушення порядку спричинені колективним рухом 90° -них доменних стінок та блокує їх рух [6]. У такому разі доменна стінка здійснює стрибок між двома конфігураціями, що призводить до зміни W :

$$W(m') - W(m) = \sum_{i=1}^n \Delta\eta_i, \quad (8)$$

де сумування обмежене n – центрами, по яких рухалася стінка, загальна кількість яких пропорційна середньому розміру стрибка. Це поле описується стохастичним Вінерівським процесом [6], що є частковим випадком марківського стохастичного процесу та має наступні властивості: 1) незалежні прирости, 2) $\langle W(0) \rangle = 0$, 3) $\langle (W(m) - W(m'))^2 \rangle = D |m - m'|$, де D кількісно визначає флуктуації W , 4) одновимірний нормальний закон розподілу. Отож вираз (7) матиме вигляд

$$\frac{dm}{dt} = ct - km + W(m). \quad (9)$$

Проведено чисельні розрахунки для випадкового поля закріплення доменної стінки (рис. 1) та одержано залежність зміни намагненості у часі (рис. 2). Розрахунки проводили за початкової умови $m(0) = 0$ та беручи до уваги, що $(dm/dt) \geq 0$.

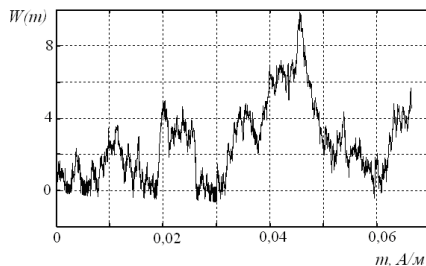


Рис. 1. Реалізація випадкового поля закріплення $W(m)$ одиначної 90° -ної доменної стінки

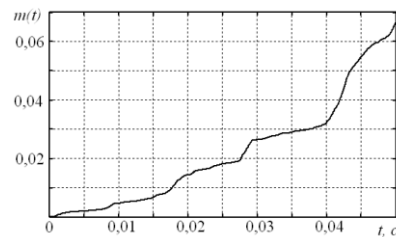


Рис. 2. Залежність зміни намагненості m у часі

В результаті чисельних розрахунків одержали реалізацію послідовності стрибків намагненості феромагнетика, внаслідок руху 90° -них доменних стінок у випадковому полі закріплення, за зростання напруженості зовнішнього магнетного поля. Аналізуючи механізм генерування сигналу МАЕ та враховуючи вплив зумовлених включеннями випадкових полів, що затримують рух стінок у матеріалі, виокремили характерні його ознаки: випадковість появи у часі окремих подій (стрибків доменних стінок), обмеженість у часі, випадковість амплітуди. Ці чинники дають підставу розглядати зареєстрований сигнал у межах статистичної моделі випадкового імпульсного потоку.

Зв'язок параметрів стрибка 90° -ної доменної стінки з параметрами сигналу магнетопружної акустичної емісії. Стрибки Баркгаузена (СБ) зумовлені рухом 90° -них доменних стінок у матеріалі за дії прикладеного до нього магнетного поля. Основними параметрами, що характеризують СБ є тривалість та розмір стрибка 90° -ної доменної стінки, зміна об'єму перемагнення, що відбулася внаслідок одиначного стрибка. Розмір СБ у феромагнетних матеріалах визначається зміною намагненості, що відбулася внаслідок цього стрибка. Для вивчення процесів намагнення необхідно встановити зв'язок між параметрами СБ та МАЕ. Аналіз численних експериментальних досліджень свідчить про те, що параметри МАЕ за перемагнення різних феромагнет-

них матеріалів змінюються, тому потрібно також враховувати їх зв'язок з параметрами досліджуваного об'єкта контролю.

Для оцінювання зв'язку величини стрибка 90°-них доменних стінок у феромагнетик обчислили компоненти u_r вектора переміщень у полярній системі координат r, θ (кут θ відраховували від площини, яка відповідає поширенню поздовжньої пружної хвилі, спричиненої зміною доменної структури у феромагнетик унаслідок ефекту Баркгаузена), враховуючи параметри СБ [3, 7]:

$$u_r = (\lambda + 2\mu \cos^2 \theta)(4\pi\rho c_1^3 r)^{-1} \varepsilon_{zz} \frac{d}{dt} [\Delta V(t - rc_1^{-1})], \quad (10)$$

де λ і μ – сталі Ляме; ρ – густина середовища; ε_{zz} – компонента тензора деформацій; c_1 – швидкість поздовжньої хвилі; для ніколу: $\rho = 8900$ кг/м³; $\lambda = 121$ ГПа; $\mu = 81$ ГПа; $c_1 = 5477$ м/с; $\lambda_s = 35 \cdot 10^{-6}$; $M_s = 5,1 \cdot 10^5$ А/м, за якими можна оцінити сигнали МАЕ, зумовлені стрибками 90°-них доменних стінок. Для оцінки максимальних переміщень маємо:

$$u_{\max} \sim \lambda_s M M_s^{-1} (\lambda + 2\mu \cos^2 \theta) V' / (4\pi\rho c_1^3 r), \quad (11)$$

де V' – похідна за часом зміни об'єму області перемагнетчення.

Таким чином, амплітудні значення сигналу МАЕ пропорційні до інформативних параметрів стрибків 90°-них доменних стінок та досліджуваного феромагнетного матеріалу. Цей результат експериментально підтверджено в працях [3, 7] на підставі аналізу зареєстрованих сигналів МАЕ. Згідно запропонованої нами математичної моделі руху 90°-них доменних стінок за незначною зміною об'єму області перемагнетчення розраховані наближені мізерні переміщення під час одиничного стрибка 90°-ної доменної стінки у феромагнетик.

Висновки. Запропоновано математичну модель руху 90°-них доменних стінок феромагнетиків, що ґрунтується на енергетичному підході до моделювання руху таких стінок, враховуючи вплив стохастичних процесів, що зумовлені наявністю немагнетних включень, дислокацій чи залишкових напружень у досліджуваному матеріалі. Запропоновано співвідношення, що дозволяє пов'язати параметри стрибків 90°-них доменних стінок з параметрами сигналу МАЕ та досліджуваного феромагнетика. Отримані результати моделювання дають підставу розглядати зареєстрований сигнал у межах статистичної моделі випадкового імпульсного потоку.

1. Jiles D. C. Review of magnetic methods for nondestructive evaluation // NDT&International. – 1988. – 21 (5). – P. 311–319.

2. Nazarchuk Z. T. Ozinuvannia vodnevoi dehradazii feromagnetykiv u magnetnomu poli // Z. T. Nazarchuk, O. Ye. Andrey kiv, V. R. Skalskyi. – Kyiv: Nauk. dumka, 2013. – 271 p.

3. Кількісна оцінка стрибків Баркгаузена за сигналами магнетоакустичної емісії / В. Р. Скальський, О. М. Сергієнко, В. Б. Михальчук, Р. І. Семегенівський // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – № 3. – С. 67–75.

4. Мельник Н. П. Кількісне оцінювання величини стрибка 90-градусної доменної стінки у феромагнетиках за впливу випадкових полів та полів розмагнетчення / матеріали XXV відкритої науково-технічної конференції молодих науковців і спеціалістів Фізико-механічного інституту ім. Г. В. Карпенка НАН України “Проблеми корозійно-механічного руйнування, інженерія поверхні, діагностичні системи” (27–29 вересня 2017 р., м. Львів). – Львів. – 2017. – С. 221–223.

5. Dynamics of a Ferromagnetic Domain Wall and the Barkhausen Effect // P. Cizeau, S. Zapperi, G. Durin, H. Eu. Stanley / Phys. Rev. Let., 1997. – Vol 79 (23). – P. 4669–4672.

6. Domain wall dynamics and Barkhausen effect in metallic ferromagnetic materials. I. Theory / Alessandro B., Beatrice, C., Bertotti, G., Montorsi A. // J. Appl. Phys., 1990. – 68 (11). – P. 2901–2908.

7. Сергієнко О., Мельник Н. Встановлення залежностей між сигналами магнетопружної акустичної емісії у феромагнетик і стрибками Баркгаузена. “Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій”: Зб. наук. праць 5-ї Міжнародної конференції (24–27 червня 2014 р., м. Львів). Львів, 2014. С. 131–134.

РУЙНУВАННЯ БАЗИСНИХ СТОМАТОЛОГІЧНИХ ПОЛІМЕРІВ ЗА КВАЗІСТАТИЧНОГО РОЗТЯГУ

В.Р. Скальський, О.М Станкевич., Я.Д. Толопко, П.П. Великий

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

Abstract. Acoustic emission (AE) signals detected from quasi-static tension tests on different denture base materials were analyzed by continuous wavelet transform technique. By energy criterion three types of fracture were identified: plastic deformation, micro- and macrocracking (brittle fracture). For ensuring the long durability of denture the most effective denture base material is thermoplastic Vertex ThermoSens (Vertex Dental, Netherlands).

На сучасному етапі серед важливих чинників, що визначають рівень ефективності надання стоматологічних послуг, є асортимент відповідних матеріалів. Значного поширення в ортопедичній стоматології набули полімерні матеріали, з яких, зокрема, виготовляють бази знімних протезів (ЗП).

Переважно для базисів ЗП використовують пластмаси на основі акрилатів, однак шкідливий вплив їх токсично-алергічної дії спричиняє недостатні фізико-механічні властивості: усадку, міцність, твердість, пористість базисів [1]. Зі зростаючою потребою в біосумісних матеріалах із 80-х р. минулого століття розроблені та все більше поширюються в світовій стоматології базисні матеріали термопласти – монолітніші, легші, еластичніші, менше токсичні та міцніші, ніж акрилові пластмаси [2].

Як показав огляд літературних джерел, раніше уже досліджували механічні властивості матеріалів для базисів ЗП [3–10]. Однак для ефективного клінічного використання тих чи інших полімерних матеріалів, крім знання їхніх механічних властивостей, важливо знати динаміку процесів руйнування. Для цього під час механічних випробувань застосовують метод акустичної емісії (АЕ), який дає можливість вивчати особливості руйнування стоматологічних матеріалів та конструкцій із них, ідентифікувати типи та механізми руйнування, які відбуваються в них під навантаженням [11]. Часову локалізацію тих чи інших особливостей руйнування забезпечує вейвлет-перетворення (ВП) сигналів АЕ [12].

Нижче викладено отримані нами результати досліджень особливостей руйнування матеріалів різних типів для базисів знімних протезів під квазістатичним розтягом за аналізом сигналів АЕ.

Методика досліджень. Враховуючи актуальність використання базисних акрилатів та термопластів у клініці ортопедичної стоматології для експериментів вибрали матеріали Фторакс (АО СТОМА, Україна) та Vertex ThermoSens (Vertex Dental, Нідерланди). Згідно з інструкціями виробника виготовили по 10 зразків кожного полімеру

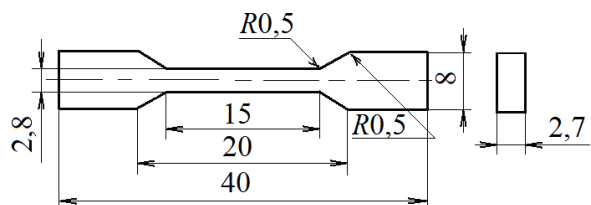


Рис. 1. Геометрія полімерних зразків.

(рис. 1). Зразки навантажували розтягом на установці СВР-5 зі швидкістю навантаження 4×10^{-7} м/с. АЕ-інформацію записували за допомогою вимірювальної системи SKOP-8M із такими налаштуваннями: тривалість вибірки – 0,5 мс; період дискретизації аналогового сигналу – 0,5 мкс; частота зрізу фільтра

низьких частот 1000 кГц, високих – 100 кГц; поріг дискримінації – у межах 30 %, коефіцієнт підсилення – 70 дБ, смуга частот – 0,2...0,6 МГц.

У режимі постопрацювання будували діаграми розтягу і розподіл амплітуд сигналів АЕ, за якими визначали напруження початку σ_i (за появою сигналів АЕ) та повного руйнування σ_f , межу міцності σ_B та відносне видовження δ під навантаженням розтягу. Усі дані статистично аналізували за допомогою пакету ANOVA.

Для аналізу сигналів АЕ використали побудовану раніше методику [13], яка ґрунтується на визначенні енергетичного параметра сигналу E_{WT} за неперервним ВП та ідентифікуванні за його значеннями типу руйнування, що відбувається в матеріалі у визначений момент часу. Так за умови $E_{WT} \leq 0,01$ сигнал АЕ супроводжує пластичну деформацію (в'язке руйнування), якщо $0,01 < E_{WT} \leq 0,1$ – мікротріщиноутворення, а за $E_{WT} > 0,1$ – крихке руйнування (ріст макротріщини). Результати експериментів усереднювали для всіх зразків кожного виду.

Результати та їх обговорення. За дослідженнями структури поверхонь зразків полімерів встановили, що поверхня полімеру Фторакс (рис. 2, а) досить розвинена. Рельєф має неоднорідну структуру, характерна наявність гребенів та заглибин у вигляді мікротріщин шириною 5...30 мкм та довжиною до 150 мкм. Це дає можливість припустити, що під час розтягу такого матеріалу відбуватиметься інтенсивний розвиток мікро та макротріщин. Протилежну картину спостерігаємо на рис. 2, б. Поверхня полімеру Vertex TermoSens характеризується слабо розвинутою морфологією. Рельєф має гомогенну дрібнодисперсну структуру з незначною кількістю мікроклубків до 10 мкм. Водночас наявна сітка поверхневих макротріщин. У цьому випадку можна очікувати більшої пластичної деформації матеріалу під дією навантаження розтягу та інтенсивного поширення тріщин у його глибину.

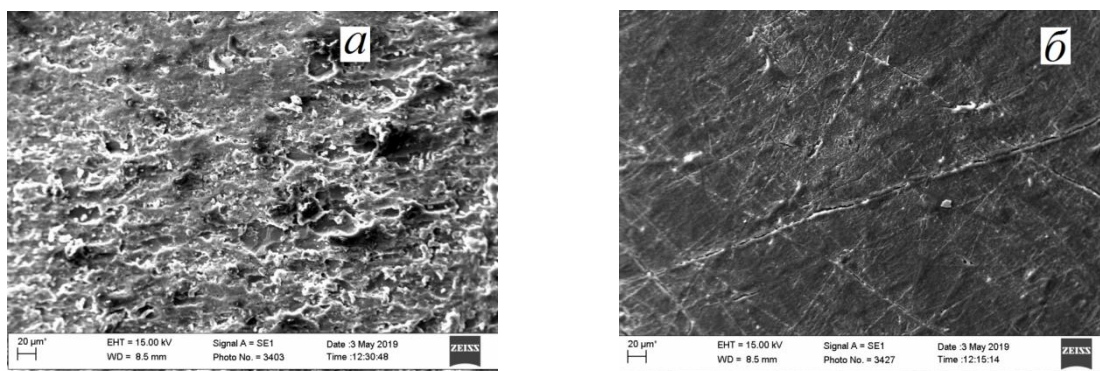


Рис. 2. Структура поверхні зразків полімерів ($\times 500$):
а – Фторакс; б – Vertex TermoSens.

Зроблене вище припущення про особливості руйнування базисних полімерів підтверджує аналіз діаграм їх розтягу та АЕ-активності. Із рис. 3, а матеріал Фторакс руйнується крихко із поступовим наростанням АЕ-активності. Vertex TermoSens (рис. 3, б) характеризується значною в'язкістю під час розтягу, а найбільшу активність руйнування спостерігаємо у зоні досягнення максимального напруження. Далі з падінням напруження в зразку АЕ-активність поступово зменшується. Аналіз суми амплітуд сигналів АЕ показав, що під час розтягу полімеру Фторакс переважно генерувались сигнали більшої амплітуди, а відтак і енергії, ніж під час розтягу Vertex TermoSens.

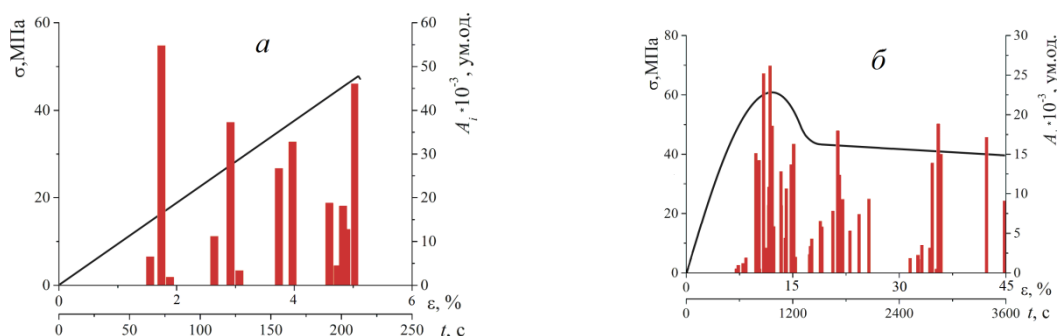


Рис. 3. Діаграми розтягу та АЕ-активності для зразків із базисних полімерів: а – Фторакс; б – Vertex TermoSens.

У результаті експериментальних досліджень за параметрами межі міцності σ_B (Vertex ThermoSens – $73,33 \pm 8,82$ кН і Фторакс – $71,33 \pm 11,26$ кН) та напружень початку руйнування σ_i (Vertex ThermoSens – $42,66 \pm 6,36$ кН і Фторакс – $28 \pm 7,57$ кН) кращим виявився матеріал Vertex ThermoSens. Водночас напруження остаточного руйнування σ_f полімеру Фторакс ($71,33 \pm 11,26$ кН) більші, ніж у Vertex ThermoSens ($43,33 \pm 14,53$ кН).

Час появи перших сигналів АЕ від початку експерименту (60 с для Фторакс та 800 с для Vertex ThermoSens), що свідчить про зародження руйнування в зразку, та повного його руйнування (220 с та 3600 с, відповідно) для двох матеріалів суттєво відрізняються. Згідно зі статистичними даними відносно видовження Фторакс складає $4,17 \pm 0,44$, а Vertex ThermoSens – $42,33 \pm 1,15$. На рис. 4, а зображено для порівняння фото зразків матеріалів перед початком експерименту (1) та зруйнованих (2 – Фторакс та 3 – Vertex ThermoSens), що ілюструє отримані результати.

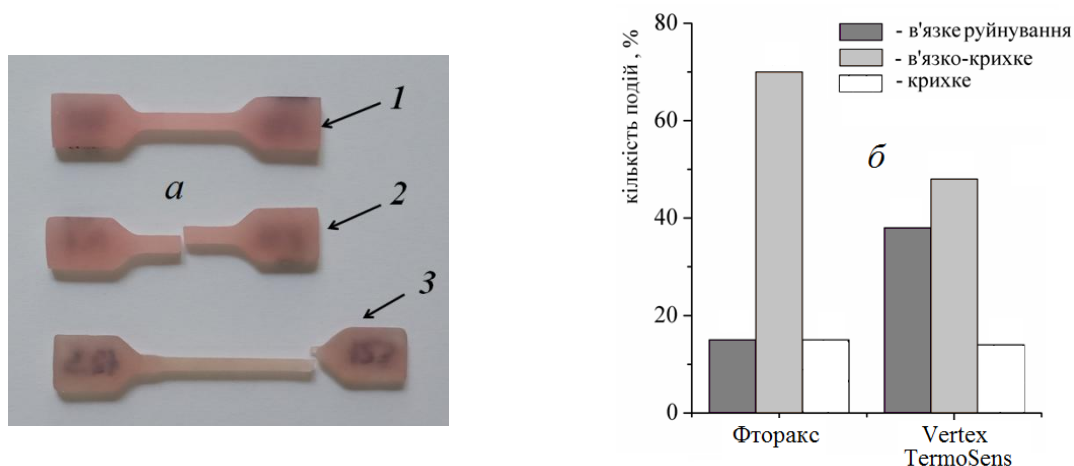


Рис. 4. Вигляд полімерних зразків до експерименту (1) та зруйнованих (2 – Фторакс; 3 – Vertex ThermoSens) (а) та частка різних типів руйнування стоматологічних базисних полімерів (б) під навантаженням розтягу.

У табл. представлено діапазони числових значень енергетичного параметра для різних типів руйнування у стоматологічних пластмасах. За аналізом енергетичного показника сигналів АЕ упродовж усього часу навантаження зразків відбувалось чергування в'язкого, в'язко-крихкого та крихкого типів руйнування.

Таблиця. Значення критеріального параметра E_{WT} для стоматологічних пластмас

Назва пластмаси	Тип руйнування		
	в'язке	в'язко-крихке	крихке
Фторакс	$0,0028 \leq E_{WT} \leq 0,008$	$0,01 \leq E_{WT} \leq 0,056$	$0,1 \leq E_{WT} \leq 0,4$
Vertex ThermoSens	$0,002 \leq E_{WT} \leq 0,01$	$0,012 \leq E_{WT} \leq 0,07$	$0,1 \leq E_{WT} \leq 0,35$

Особливістю сигналів АЕ під час руйнування термопласту Vertex ThermoSens є ширший діапазон значень енергетичного показника сигналів, що характеризують в'язко-крихке руйнування порівняно з іншою пластмасою, а для сигналів, що відповідають крихкому руйнуванню, діапазон зміни енергетичного показника сумірний із таким же для матеріалу Фторакс. Отже, можна припустити, що під час розтягу термопласту, незважаючи на в'язкий характер діаграми розтягу, відбувалось високоенергетичне в'язко-крихке та крихке руйнування. Це підтвердили фрактографічні дослідження зламів зразків.

На рис. 4, б зображено розподіл кількості сигналів АЕ, які характеризують певний тип руйнування, у відсотках від загальної кількості зареєстрованих. Бачимо, що під час розтягу стоматологічних пластмас переважає в'язко-крихкий тип руйнування, що свідчить про поширення під навантаженням у матеріалах мікротріщин різного розміру. Водночас під час розтягу полімеру Фторакс приблизно в двічі менше генерувалось сигналів АЕ, які супроводжували в'язке руйнування (пластичну деформацію). Отри-

маний результат підтверджує зроблене вище припущення про більшу крихкість під навантаженням матеріалу Фторакс порівняно з Vertex ThermoSens.

Висновки. Отже, хоча межа міцності термопласту Vertex ThermoSens виявилася не найбільшою, але для її досягнення потрібно у 4...4,5 рази більше часу, ніж для матеріалу Фторакс. Іншою перевагою термопласту є те, що руйнування в ньому розпочинається за вищих напружень із переважаючою часткою в'язкого типу порівняно з акрилатом. Тому з метою забезпечення тривалої ефективної експлуатації знімних зубних протезів можна говорити про ефективніше використання для них базисного матеріалу Vertex ThermoSens.

1. Матеріалознавство у стоматології / під заг. ред. М. Д. Короля. – Вінниця: Нова книга, 2008. – 240 с.
2. Применение термопластических материалов в стоматологии / Трегубов И. Д., Михайленко Л. В., Болдырев Р. И. и др. – М.: Медицинская пресса, 2007. – 140 с.
3. Arafa K. A. O. Effect of different denture base materials and changed mouth temperature on dimensional stability of complete dentures / Khalid A. O. Arafa // Int. J. Dent. – 2016. – 4. – P. 1–5.
4. El-Khodary N. M. Laboratory evaluation of newly formulated thermoplastic resin complete denture base materials / N. M. El-Khodary, S. M. El-Shabrawy, W. A. El-Naihoum // Int. J. Scie. and Research. – 2016. – Vol. 5, No 3. – P. 1815–1821.
5. Влияние состава базисных стоматологических полимеров на их термомеханические свойства и устойчивость к внешним средам / Н. А. Белоконова, Я. В. Костров, С. Е. Жолудев и др. // Успехи современного естествознания. – 2016. – № 5. – С. 9–13.
6. Рон О. С. Клинико-лабораторное и функциональное обоснование применения базисных материалов съёмных протезов: автореф. дис. на соискание науч. степени канд. мед. наук: спец. 14.01.14 “Стоматология” / Рон Олег Сергеевич; РМАНПО. – М., 2017. – 27 с.
7. Трегубов И. Д. Сравнительная характеристика базисных материалов при изготовлении шинирующих конструкций / И. Д. Трегубов // Научный альманах. – 2017. – № 3/3(29). – С. 372–374.
8. Кузь В. С. Відновлення жувальної ефективності у пацієнтів з повними знімними протезами, виготовленими із різних груп базисних матеріалів / В. С. Кузь, В. М. Дворник, Г. М. Кузь // Актуальні проблеми сучасної медицини. – 2017. – Т. 17, Вип. 3(59). – С. 224–226.
9. Порівняльна оцінка ефективності клінічного застосування знімних зубних протезів, виготовлених із різних конструкційних матеріалів / О. М. Дорошенко, В. І. Біда, П. В. Леоненко та ін. // Зб. наук. праць співробіт. НМАПО імені П. Л. Шупика. – 2016. – 25. – С. 458–462.
10. Кузь В. С. Визначення показників міцності та пластичності різних груп базисних стоматологічних матеріалів / В. С. Кузь. // Актуальні проблеми сучасної медицини. – 2016. – Т. 16. – Вип. 2(54). – С. 28–32.
11. Метод акустичної емісії в дослідженні стоматологічних полімерів / В. Р. Скальський, В. Ф. Макєєв, О. М. Станкевич та ін. – Львів: Кварт, 2015. – 150 с.
12. Добеши И. Десять лекций по вейвлетам / Ингрид Добеши; [пер. с англ.]. – Ижевск, 2001. – 464 с.
13. Stankevych O. Investigation and identification of fracture types of structural materials by means of acoustic emission analysis / O. Stankevych, V. Skalsky // Eng. Fract. Mech. – 2016. – 164. – P. 24–34.

ОПИСАННЯ РОСТУ КОРОТКИХ ПОВЕРХНЕВИХ ТРІЩИН З ВИКОРИСТАННЯМ ПАРАМЕТРІВ КРИВИХ ВТОМИ

Г.В. Цибаньов

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

Using the experimentally established relationship between the parameters of plastic deformation under low-cycle loading and the growth of short surface fatigue cracks, its applicability to high-cycle fatigue is shown. It has been proven and experimentally confirmed that for materials whose inelasticity is lower than the measurement methods used, the parameters of the traditional $\sigma - N$ curve can be used. The transition from plastic strain to force $\sigma - N$ curves was carried out using the Osgood – Ramberg dependence.

Вступ. Відомо, що руйнування матеріалів за дії циклічних навантажень проходить у кілька стадій. Найбільш значну частину втомної довговічності, коли матеріал здатний нести розрахункове навантаження, займають стадії зародження та росту коротких поверхневих тріщин. У залежності від структурного стану матеріалу, рівня навантаження, габаритів конструкції і середовища експлуатації довгі тріщини також можуть бути безпечними, однак для багатьох відповідальних елементів конструкцій двигунів, автомобілів, літаків, трубопроводів наявність довгої тріщини недопустима. У цьому зв'язку дослідження за тематикою прогнозування довговічності матеріалів на стадіях зародження тріщини та її росту за закономірностями короткої тріщини являють собою актуальний напрям для подальшого розвитку як науки про втому, так і для підвищення надійності і довговічності машин і конструкцій.

Встановлення зв'язку параметрів кривих втоми зі швидкістю росту короткої тріщини втоми. Так як для експериментального дослідження закономірностей зародження і росту коротких тріщин в матеріалах, особливо на гладких поверхнях, необхідно мати специфічне прецизійне обладнання, представляють інтерес методики встановлення взаємозв'язку розміру коротких тріщин з будь-якими іншими, більш доступними для вимірювання, характеристиками для непрямого відслідковування кінетики росту коротких тріщин. Одна з таких методик запропонована і широко апробована в роботах [1, 2, 3]. В області малоциклової втоми авторами встановлений взаємозв'язок між стабілізованими значеннями циклічних пластичних деформацій і розміром поверхневих коротких тріщин у діапазоні їх росту від 10 мкм до 2,0 мм. Одна з передумов, прийнята авторами, базується на одержаному ними експериментальному результаті і передбачає лінійне зростання швидкості росту тріщини втоми (ШРТВ) з її ростом, що відображено залежністю:

$$\frac{da}{dN} = k_1 \cdot a, \quad (1)$$

де a – поточна довжина поверхневої тріщини; N – поточне число циклів навантаження; k_1 – коефіцієнт пропорційності.

Рішенням диференційного рівняння (1) відносно a є вираз:

$$a = a_0 \cdot \exp(k_1 N), \quad (2)$$

де a_0 – довжина поверхневої тріщини при екстраполяції на значення $N=0$.

Важливий результат проведених досліджень [1, 2, 3] для подальшого прогнозування втомної довговічності матеріалів – це встановлення кореляційного зв'язку між коефіцієнтом k_1 і стабілізованими значеннями пластичної деформації за цикл (ширини петлі гістерезиса) ε_{pl} :

$$k_1 = k_\varepsilon \cdot \varepsilon_{pl}^m, \quad (3)$$

де k_ε і m' - експериментально встановлені коефіцієнт і показник степеня рівняння регресії у вигляді степеневої функції (3).

За прийнятими залежностями втомна довговічність зразка до остаточного руйнування N_f (при проростанні тріщини від a_0 до її значення при руйнуванні a_f) визначиться з (1) при рішенні відносно dN з послідовним інтегруванням:

$$N_f = \frac{1}{k_1} \ln \left(\frac{a_f}{a_0} \right) \quad (4)$$

Підставляючи (3) в (4), записавши довговічність до руйнування з рівняння Кофіна-Менсона і прирівнявши ці довговічності, параметри росту короткої поверхневої тріщини k_ε і m' визначаються за параметрами деформаційної кривої втоми Кофіна-Менсона:

$$m' = \frac{1}{k_m} \quad \text{і} \quad k_\varepsilon = \frac{1}{C_m^{k_m}} \cdot \ln \left(\frac{a_f}{a_0} \right), \quad (5)$$

де k_m і C_m - експериментально визначені показник степеня і постійна рівняння Кофіна-Менсона.

Для визначення величини $\ln \left(\frac{a_f}{a_0} \right)$ в роботі [4] запропонована залежність, яка пов'язана з структурним параметром та коефіцієнтом інтенсивності напружень (КІН) при високій ШРТВ, а також показана можливість застосування такого підходу до визначення втомної довговічності та швидкості росту короткої поверхневої тріщини в області багатоциклової втоми.

Приймаючи до уваги той факт, що пластична (непружна) деформація за багатоциклової втоми спостерігається не для всіх металічних матеріалів [4] і загальноприйнятним при цьому вважається пружне деформування, розглянемо варіант такого матеріалу. Непружну складову діаграми циклічного деформування у відповідності зі степеневою залежністю Рамберга – Осгуда запишемо у вигляді:

$$\varepsilon_{pl} = \left(\frac{\sigma_a}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}}, \quad (6)$$

де σ_a - амплітуда циклічного напруження; n', K' - експериментально визначені коефіцієнти циклічного деформаційного зміцнення і циклічної міцності відповідно.

Підставляючи (6) в (3) маємо:

$$k_1 = k_\varepsilon \cdot \left(\frac{\sigma_a}{K'} \right)^{\frac{m'}{n'}}. \quad (7)$$

Позначивши $k_\sigma = k_\varepsilon \cdot \left(\frac{\sigma_a}{K'} \right)^{\frac{m'}{n'}}$ і $m = -\frac{m'}{n'}$, коефіцієнт росту тріщини (3) запишемо як:

$$k_1 = k_\sigma \cdot \sigma_a^m. \quad (8)$$

Для визначення величин m і k_σ криву втоми приймаємо у вигляді:

$$N_f = \left(\frac{C}{\sigma_a} \right)^{\frac{1}{k}}. \quad (9)$$

Прирівнюємо праві частини цього рівняння і (4) та підставляємо k_1 з (8)

$$\left(\frac{C}{\sigma_a} \right)^{\frac{1}{k}} = \frac{1}{k_\sigma \cdot \sigma_a^m} \ln \left(\frac{a_f}{a_0} \right),$$

звідки маємо:

$$m = \frac{1}{k}; \quad (10) \quad (C)^{\frac{1}{k}} = \frac{1}{k_{\sigma}} \ln \left(\frac{a_f}{a_0} \right); \quad (11) \quad k_{\sigma} = C^{-\frac{1}{k}} \cdot \ln \left(\frac{a_f}{a_0} \right). \quad (12)$$

Як витікає з (9), (11), величини коефіцієнта k_I рівняння (8), який визначає ШРТВ за залежністю (1) та втомну довговічність за залежністю (4), можуть бути розраховані для різних амплітуд напружень за параметрами експериментальної кривої втоми, представленій у напруженнях (9), а не пластичних деформаціях.

Розрахункове визначення кінетики росту тріщин втоми і порівняння з експериментальними даними. Правомірність використання запропонованих залежностей для визначення параметрів ШРТВ перевірена на експериментальних даних робіт [1, 5]. Для цього розрахована кінетика росту і довговічність до зародження короткої поверхневої тріщини певного розміру з використанням залежностей (4), (8). Як видно з рис.1, спостерігається достатньо близьке розрахункове описання експериментальних даних для рівня $\sigma_a = 200$ МПа. Для ще двох рівнів амплітуди напружень дані наведені в таблиці, з яких також витікає тісний збіг результатів експерименту і розрахунку. Такий тісний збіг результатів обумовлений обширними експериментальними даними роботи [1] для визначення співвідношення $\frac{a_f}{a_0}$.

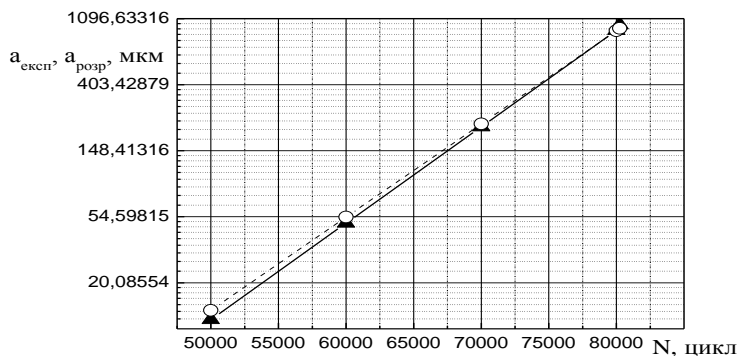


Рис.1 Співставлення розрахункових (▲) і експериментальних (○) розмірів тріщин для рівня амплітуди напружень $\sigma_a = 200$ МПа (алюмінієвий сплав EN-AW 6082/T6).

Ці ж залежності (4), (8) використано для побудови кривої втоми за критерієм зародження тріщини розміром 100 мкм в сталях, досліджених в роботі [5] (рис.2).

Таблиця. Розрахункові $a_{розн}$ та експериментальні $a_{експ}$ розміри тріщини

σ_a , МПа	N, N_f , цикл	$a_{експ}$, мкм	$a_{розн}$, мкм	$\frac{a_{експ}}{a_{розн}}$
200	50000	11,51	13,24	0,87
	60000	49,58	54,34	0,91
	70000	213,59	223,02	0,96
	80000	919,33	915,34	1,00
	80250 (N_f)			
250	5000	16,43	16,40	1,002
	8000	46,81	46,67	1,003
	11000	133,36	132,81	1,004
	14000	379,95	377,94	1,005
	17000	1082,52	1075,51	1,006
	17203 (N_f)			
300	400	27,69	27,88	0,99
	800	96,46	97,78	0,98
	1200	336,01	342,94	0,98
	1329 (N_f)			

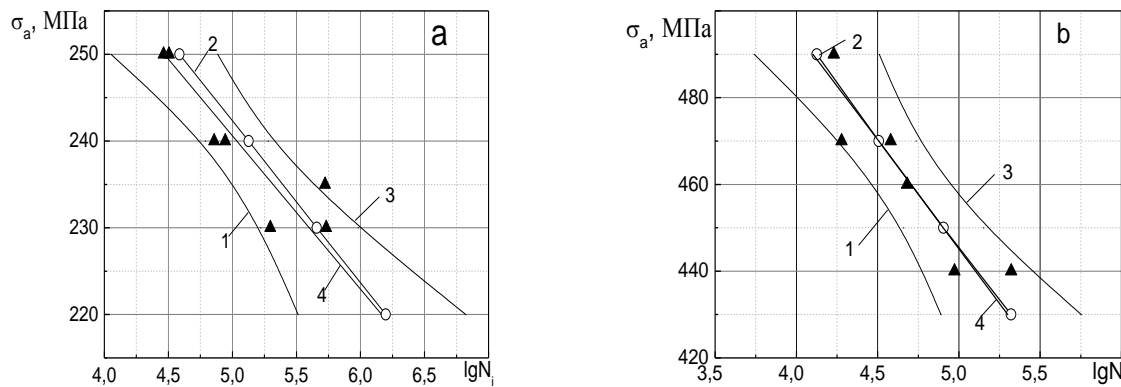


Рис. 2. Розрахункові (2) і експериментальні (4, лінія регресії) криві втоми; 1, 3 – границі довірчого інтервалу лінії 4 на рівні значимості $\alpha=0,05$ (двосторонній критерій); \blacktriangle , \circ - експериментальні і розрахункові точки відповідно; а – сталь 45, б – сталь 40Х.

Наведені графіки свідчать про достатньо тісне співпадіння експериментальних і розрахункових розмірів поверхневих тріщин при їх описанні за запропонованим підходом. Слід також зазначити, що таке задовільне описання довговічностей за критерієм зародження короткої тріщини втоми одержано при тому, коли мається значний розкид експериментальних значень як за критерієм зародження короткої тріщини, так і за остаточним руйнуванням зразків. Зважаючи на те, що параметри росту короткої тріщини втоми визначаються за параметрами кривої втоми за критерієм остаточного руйнування, при визначенні останніх до кривих втоми слід застосовувати цензурування вибірок [6] у випадках низьких значень коефіцієнтів кореляції ($R < 0,7$).

Висновок. Запропонований підхід до описання швидкості росту коротких поверхневих тріщин втоми з застосуванням параметрів традиційної кривої втоми в координатах $\sigma_a - N_f$ розширює інформативність таких експериментальних даних, які дозволяють описати кінетику росту коротких поверхневих тріщин та будувати криві втоми за критерієм зародження короткої тріщини заданого розміру. Такий розрахунок кінетики росту тріщини втоми буде практично більш значимим при його застосуванні до конструкційних елементів за наявності градієнтів напружень різного рівня. Крім того, подальшого розвитку потребує встановлення структурного розміру для конкретного матеріалу, відповідального за зародження тріщини при багатоцикловій втомі і який відповідає за коректне визначення параметрів швидкості росту тріщин втоми.

Література

1. Jiša D., Liškutin P., Kruml T., Polak J. Small fatigue crack growth in aluminium alloy EN-AW 6082/T6. *International Journal of Fatigue*. 2010. Vol. 32. P. 1913–1920.
2. Polak J., Zezulka P. Short crack growth and fatigue life in austenitic-ferritic duplex stainless steel. *Fatigue Frac. Eng. Mater. Struct.* 2005. Vol. 28. P. 923-935.
3. Polak J. Plastic strain-controlled short crack growth and fatigue life. *International Journal of Fatigue*. 2005. Vol. 27. P. 1192–1201.
4. Цыбанёв Г.В. Применение деформационного критерия для описания роста коротких усталостных трещин. *Пробл. прочности*. 2013. №1. С. 43-52.
5. Драган В.И. Влияние вида напряженного состояния и концентрации напряжений на характеристики сопротивления усталостному разрушению сталей: дис. ... канд. техн. наук: 01.02.04/ Ин-т проблем прочности АН УССР, Киев, 1982. 226 с.
6. Frank E. Grubbs. Procedures for Detecting Outlying Observations in Samples. *Technometrics*. 1969. Vol. 11, №1. P.1-21.
7. Скрипник В.М., Назин А.Е. Оценка надежности технических систем по цензурированным выборкам: монография. Минск: Наука и техника, 1981. 144 с.

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРНОГО ФАКТОРУ НА КІНЕТИКУ ПОШКОДЖУВАНOSTІ ТЕПЛОСТІЙКИХ МАТЕРІАЛІВ**П.О. Булах¹, О.М. Масло¹, Т.М. Можаровська²**¹ Інститут проблем міцності імені Г.С.Писаренка НАН України, Україна² Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Україна

The paper presents the analysis of the laws of the influence of the form of the stressed state on the damage kinetics of heat-resistant steels of 10GN2MFA and 15X2MΦA under conditions of cyclic loading in the range of operating temperatures.

Вступ. Розвиток науки про міцність інженерних виробів вимагає безперервного розвитку й уточнення існуючих уявлень про механічні властивості матеріалів, особливо в зв'язку з інтенсифікацією роботи енергогенеруючих об'єктів, експлуатації транспортних систем, виникнення ряду проблем, що відносяться до безпеки, зокрема техногенного ризику. Це безпосередньо пов'язано із науковим обґрунтуванням методів оцінки продовження ресурсу машин, високонавантажених споруд та конструкцій, в тому числі залишкового, для об'єктів близьких або тих, що вже відпрацювали свій розрахунковий ресурс.

Недостатньо залишається вивченим питання про вплив пошкоджень на закономірності деформування та настання граничного стану конструкційних матеріалів. Незворотні зміни структури, які в тій чи іншій мірі, відбуваються на всіх стадіях деформування, приводять до визначеної пошкоджуваності матеріалу, і, як наслідок – в кінці кінців, до його руйнування. Одним із чинників, що супроводжують експлуатацію багатьох виробів, зокрема енергетичного устаткування, та значно впливають на поведінку матеріалу під навантаженням, є вид напруженого стану.

Аналіз впливу різних співвідношень головних напружень на кінетику пошкодження теплостійких сталей 10ГН2МФА та 15Х2МФА при 20°C в умовах циклічного навантаження, який був представлений у [1 – 3], засвідчив важливість врахування вказаного фактора при розрахунках ресурсу високонавантажених елементів конструкцій.

У наших дослідженнях особливу увагу приділяли вивченню закономірностей поведінки металу, перш за все його пошкоджуваності, на стадіях уповільненої і усталеної повзучості з урахуванням впливу процесів, що розвиваються на цих стадіях, на довговічність високо навантажених елементів конструкцій в умовах складного напруженого стану. При цьому використовуються результати оцінки кінетики пошкодження металу при різних співвідношеннях головних напружень циклу.

Методика експерименту і аналіз експериментальних даних. Експериментальні дослідження виконувались з використанням стенда СНТ-8У в умовах ступінчатого та безперервного циклічного навантаження з різними співвідношеннями головних напружень циклу ($K=\sigma_z/\sigma_\theta=\infty; 2; 1; 0,5$) теплостійких сталей 10ГН2МФА при 20; 285; 320°C і 15Х2МФА при 20; 270; 350°C за методикою, детально описаною у [1, 2]. Для оцінки пошкоджуваності досліджених сталей використовували стандартизований в Україні метод LM- твердості (ДСТУ 7793-15) [4], в якому за параметр стану металу прийнята ступінь розсіювання чисел твердості при масових випробуваннях, за характеристику якої взято параметр m в розподілі Вейбулла, що має зміст коефіцієнта гомогенності матеріалу. Цей параметр можна визначити за формулою Гумбеля:

$$m = 0,4343 \times d(n) \times \left[\frac{1}{n-1} \times \sum_{i=1}^n (\lg H_i - \overline{\lg H})^2 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (1)$$

де величину $d(n)$ визначають в залежності від кількості n вимірювань, H_i - значення твердості за i -м вимірюванням, $\overline{\lg H}$ – середнє значення логарифма твердості за результатами n вимірювань.

В наших дослідженнях в якості параметра пошкодження приймаємо відносну величину коефіцієнта гомогенності металу кожного зразка, що досліджується. При цьому

$$m_{\text{відн}} = \frac{m_i}{m_{\text{вихідн}}} \quad (2)$$

де m_i – поточне значення коефіцієнта гомогенності, розраховане за результатами замірів твердості металу зразка після поточного блоку циклічного навантаження при заданому рівні навантаження; $m_{\text{вихідн}}$ – значення коефіцієнта гомогенності, отримані за результатами обробки вимірів твердості перед початком випробувань.

Аналіз отриманих експериментальних даних свідчить про зростання пошкоджуваності металу з підвищенням температур. Найбільше таке зростання спостерігається при $T=350^\circ\text{C}$ та 320°C для сталей 15Х2МФА і 10ГН2МФА, відповідно. Зауважимо, що інтенсивність вказаних змін для досліджених сталей у процесі циклічного навантаження при всіх реалізованих співвідношеннях головних напружень різна з підвищенням температури. Причому, основні закономірності змін відносного коефіцієнта гомогенності під час циклічного навантаження при різних видах напруженого стану та рівнях температури, реалізованих в наших дослідках, багато в чому співпадають між собою для досліджених сталей. Підтвердженням вказаного, як приклад, є експериментальні дані, представлені на рис.1, та 2.

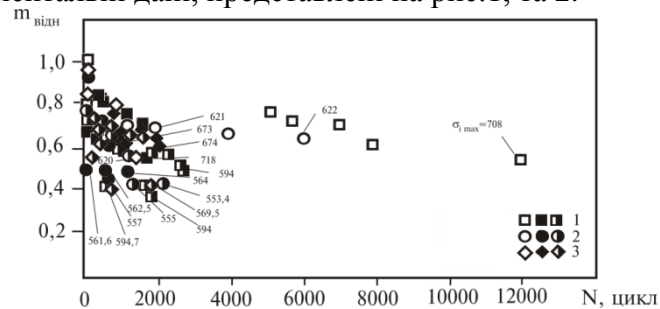


Рис.1. Залежності відносного коефіцієнта гомогенності $m_{\text{відн}}$ від напрацювання при ступінчатому циклічному навантаженні сталі 10ГН2МФА з частотою 2 цикл./хв. при різних співвідношеннях головних напружень: 1 – $K=\sigma_z/\sigma_\theta=\infty$; 2 – $K=0,5$; 3 – $K=1$ та різних температурах: $\square \circ \diamond$ – 20°C ; $\blacksquare \bullet \blacklozenge$ – 285°C ; $\blacksquare \bullet \blacklozenge$ – 320°C .

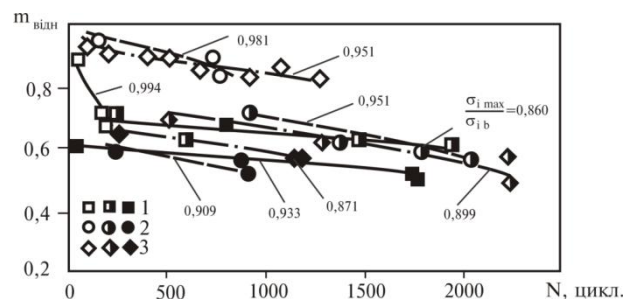


Рис.2. Залежність відносного коефіцієнта гомогенності $m_{\text{відн}}$ від напрацювання при ступеневому циклічному навантаженні сталі 15Х2МФА з частотою 2 цикл./хв. при різних співвідношеннях головних напружень: 1 – $K=\sigma_z/\sigma_\theta=\infty$; 2 – $K=0,5$; 3 – $K=1$; та різних температурах: $\square \circ \diamond$ – 20°C ; $\blacksquare \bullet \blacklozenge$ – 270°C ; $\blacksquare \bullet \blacklozenge$ – 350°C .

Отримані експериментальні результати дозволяють стверджувати, що в умовах підвищених температур при всіх досліджених співвідношеннях головних напружень

циклу темп накопичення пошкоджень металу зростає у порівнянні з темпом подібного процесу при 20°C, не зважаючи на те, що швидкість циклічної повзучості при зростанні температури зменшується. При цьому зменшуються і величини граничних деформацій ε_{ibe} , які відповідають руйнуванню для різних видів напруженого стану.

Порівняння інтенсивності зміни відносного коефіцієнту гомогенності $m_{відн.}$ під дією температури у залежності від рівня досягнутої пластичної деформації ε_i^p при всіх реалізованих в експериментах видах напруженого стану обох сталей свідчить про більшу інтенсивність вказаних змін у сталі 10ГН2МФА при зміні температури від 20 до 320°C, чим у сталі 15Х2МФА - від 20 до 350°C (рис. 3; рис.4).

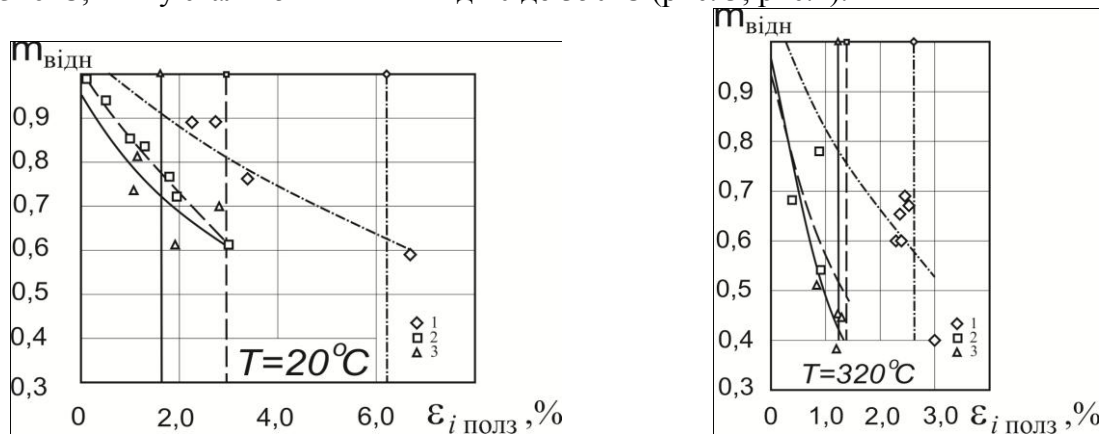


Рис.3. Залежність відносного коефіцієнта гомогенності $m_{відн.}$ від деформації циклічної повзучості сталі 10ГН2МФА при $\varepsilon_{i0} > 1,5\%$ в умовах циклічного навантаження при різних співвідношеннях головних напружень: 1 – $K=\sigma_z/\sigma_{\theta}=\infty$; 2 – $K=2$; 3 – $K=0,5$.

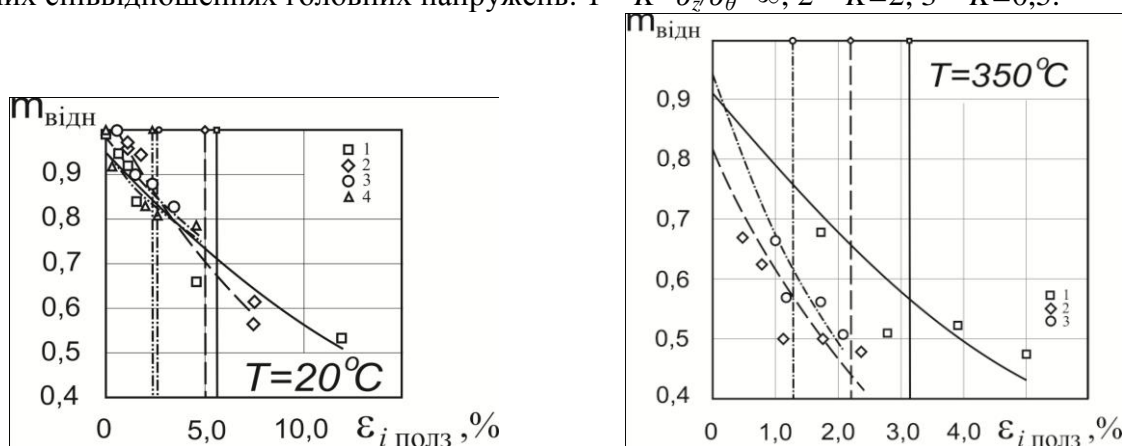


Рис. 4. Залежність відносного коефіцієнта гомогенності $m_{відн.}$ від рівня деформації повзучості сталі 15Х2МФА в умовах циклічного навантаження при різних співвідношеннях головних напружень: 1 – $K=\sigma_z/\sigma_{\theta}=\infty$; 2 – $K=1$; 3 – $K=0,5$, 4 – $K=2$

Аналізуючи результати досліджень, що представлені на рис. 1 – 4 можна стверджувати, що в умовах двовісного циклічного м'якого розтягу обидва досліджені метали пошкоджуються більш інтенсивніше, в порівнянні з одноосьовим циклічним навантаженням у дослідженому діапазоні температур. При чому, оцінка кінетики коефіцієнта гомогенності $m_{відн.}$ в умовах циклічного навантаження при різних співвідношеннях головних напружень циклу свідчить про більш ранню інтенсифікацію пошкоджуваності металу (при більших за абсолютною величиною значеннях $m_{відн.}$) в умовах двовісного навантаження у порівнянні з одновісним у процесі переходу зі сталості стадії повзучості до початку процесу втрати стійкості пластичного деформування металу зразка.

Відмічені вище закономірності кінетики пошкоджування досліджених сталей логічно зв'язувати зі зміною локалізації викривлень кристалічної решітки металу при переході від одноосьового до двоосьового розтягу. Така особливість зміни співвідношень головних напружень циклу навантаження, припускаємо, зменшує опір

пластичному деформуванню при більш низькій ($\dot{\epsilon}_{повз.} < 3 \times 10^{-3}$) швидкості усталеної повзучості в умовах двоосового розтягу у порівнянні з одноосовим. Підтвердженням логічності викладеного припущення можуть бути міркування, розглянуті у [5, 6], щодо результатів оцінки впливу частоти навантаження на пошкодження однієї з досліджених сталей та результати, представлені у звіті далі.

Отримані результати свідчать, що граничного значення пошкоджуваність металу в умовах високих температур досягається раніше при 285°C і дещо пізніше при 320°C у порівнянні з кімнатною температурою для однакових видів напруженого стану.

Аналізуючи отримані експериментальні дані щодо впливу температури на пошкоджуваність металу, відмітимо, що у порівнянні з кімнатною температурою при температурі 320°C спостерігається зростання пошкоджуваності металу у середньому на 20%, особливо в умовах рівномірного двоосового розтягу.

Викладене вище призводить до висновку, що для дослідженої сталі з підвищенням температури до 320°C, як і для цього металу у вихідному стані інтенсивність накопичення пошкоджень при циклічному навантаженні підвищується для всіх реалізованих співвідношень головних напружень.

Висновки. На основі аналізу отриманих результатів приходимо до висновку щодо суттєвого впливу виду напруженого стану та температури випробувань на закономірності пошкоджуваності досліджених матеріалів в умовах їх експлуатації, а використаний при виконанні експериментів метод ЛМ-твердості є достатньо апробованим і придатним для практичного використання та дозволить значно спростити і здешевити експериментальні дослідження, направлені на удосконалення методів оцінки довговічності високо навантажених елементів конструкцій широкого класу використання.

Достатньо великий об'єм експериментальних даних, що отримані на лабораторних зразках, стосовно закономірностей кінетики накопичення пошкоджень конструкційних матеріалів у різних умовах навантаження складають основу розвитку та поглиблення розуміння вказаних процесів. Цьому будуть також сприяти різні за формою графічні представлення таких отриманих експериментально залежностей.

Література

1. Гігіняк Ф.Ф., Лебедев А.О., Шкодзінський О.К. Міцність конструкційних матеріалів при малоцикловому навантаженні за умов складного напруженого стану. – Київ: - Наук. думка, 2003. – 270 с.
2. Булах П.А. Исследование развития процесса накопления повреждений в металле при циклическом нагружении в условиях сложного напряженного состояния. // Проблемы прочности. - 2011. - №2. - С. 122-127.
3. Гигиняк Ф.Ф., Булах П.А. Некоторые подходы к оценке долговечности теплоустойчивых сталей с учетом повреждаемости металла. // Проблемы прочности. 2015, № 6 –С. 66 – 70.
4. ДСТУ 7793-15 Матеріали металеві. Визначення рівня розсіяних пошкоджень методом ЛМ-твердості. К.: ДП «Укр. НДНЦ» - 2016. – 16 с
5. Гігіняк Ф.Ф., Масло О.М. Закономірності пошкодження сталі 10ГН2МФА при симетричному знакозмінному жорсткому циклічному навантаженні. // Проблемы прочности. - 2017. - №2, - С. 158-164.
6. Гігіняк Ф.Ф., Ламашевський В.П., Масло О.М., Котляренко А.А. Експериментальні дослідження деградації сталі 10ГН2МФА при жорсткому циклічному навантаженні./ Збірник «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин». – К.: ІЕС ім. Є.О.Патона, - 2015, С. 340 – 349.

RESISTANCE OF SURFACE LAYERS TO SELECTED TRIBODEGRADATION FACTORS

J. Viňáš¹, J. Brezinová¹, M. Greš², Št. Kender¹, H. Sailer¹, I. Okipnyi³

¹Technical University of Košice, Faculty of Mechanical Engineering,

²Department of Technology and Materials, Prototype and Innovation Center, Letná 9, Košice

³Ternopil Ivan Puluj National Technical University,

Abstrakt

Contribution presents the results of research focused on resistance of surface layers to selected tribodegradation factors. Research is focused on the renovation of dies for hot work. Newly created renovation layers made with new types of filler materials are compared with conventionally used renovation materials. X37CrMoV5-1 was chosen as the die base material, which was hardened and tempered to a working hardness of $500 \pm 15\text{HV}$. The experiments are carried out practical measurements of mechanical properties of cladding. The quality of cladding was evaluated in tribological conditions of adhesion wear (ČSN EN 1071-13) and abrasive wear (STN 01 5084).

Introduction

Currently, the emphasis is on reducing production costs and making production more efficient. Here comes the word renovation, which was created as a way of financially satisfy maintenance of machinery and equipment in operations, not only in the engineering sectors. Tool life is particularly difficult for hot forming tools due to a large number of factors affecting their tool life. The complexity of the problem of the durability of cavity forming tools for hot bulk forming is due, among other things, to a change in the influence of individual factors with a change in the shape and dimensions of the products. The dies are subjected to complex stresses during work. The basic factors affecting the service life of dies include dies material, dies construction, dies production method, dies heat treatment method and quality, dies thermal and mechanical stress, forging conditions. The dies operate under conditions consisting of many factors which can be further subdivided into external (material and temperature of the forged blank, used technological equipment, heating and cooling conditions, forging cycle, type of lubricant and type of lubrication, etc.) and internal (forging shape), weight of forging, distribution of deformations, design of the groove groove, degree of deformation, forging pressure in the cavity. Welding technologies, which have emerged as a way of financially satisfy maintenance of machinery and equipment in operations in the engineering sectors, play an important role. The paper is focused on the evaluation of resistance of functional layers created by welding under tribodegradation stress. [1-4]

Methodology of experimental works

For experimental work was used die material - X37CrMoV5-1 (1.2343, STN 19552), table 1, hardened and tempered to HRC 49 ± 1 ($500 \pm 15\text{HV}$). Conventional Cronitex RC44 (N1, 573 HV1), Dievar TIG-WELD (N3, 572 HV1), UTP A 673 (N4, 638 HV1) and experimental N2 (646 HV1) and N5 (505 HV1), tab.2. The quality of cladding deposit was evaluated by NDT tests - visual inspection (STN EN ISO 17637), capillary method (STN EN ISO 23277), ultrasonic inspection (STN EN ISO 11666). Tribological properties of cladding welds under conditions of abrasive wear (STN 01 5084) and adhesion wear (ČSN EN 1071-13) were determined.

Tab.1 Chemical composition of material X37CrMoV5-1 [% wt.]

C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	Fe
0,32- 0,42	0,20- 0,50	0,80- 1,20	max 0,030	max 0,030	4,50- 5,50	1,10- 1,60	0,35- 0,60	zvyšok

Tab.2 Chemical composition of wires of filler materials [% wt.], Fe Bal.

	Mark			Chemical composition						
	Title	C	Mn	Si	Cr	Al	Mo	W	V	Ti
N1	Cronitex RC44	0.35	0.6	0.7	5,3	0.03	1.5	0.4	0.8	
N2	Experiment 1	0.32	1.2	0.8	3,7	0.02	2.7		0.8	
N3	Uddeholm Dievar Tig-weld	0.32	0.4	0.3	4,9		2.1		0.6	
N4	UTP A673	0.35	0.4	1	5		1.5	1.3	0.3	
N5	Experiment 2	0.25	0.7	0.5			3.4			0.7

Renovation was carried out using tungsten electrode welding technology in shielded gas atmosphere (TIG) - method 141 (STN EN ISO 4063). Cladded was the base material X37CrMoV5-1 with dimensions of 125x125 mm and thickness of 35 mm, where three cladding layers were welded. Direct current was used on the Transtig 2200 job. Cladding was performed with a tungsten-cerium electrode designated WC 202.4 with a 30 ° ground electrode tip. Feeding of the filler material was manual. The shielding gas used was argon with the working designation ArGN46, which was fed to the weld site by a ceramic nozzle with an internal diameter of 9.5 mm, at a gas consumption of 8 l / min.

Abrasive wear was evaluated on APGi equipment of its own production. Each overlay was loaded with a 1 kg counterweight at a 45 meter path. The abrasive medium used was corundum abrasive paper of P120 grain size. Ball-on-Disc adhesive wear was performed on a Bruker CETR UMI Multi-Specimen Test System. Test parameters used: the test was carried out at 500 ° C, the normal load in the z-axis was 20N, the ball-to-circle diameter of 14 mm, the test time 60 min, the test speed 4 mm / s, the ball type Ø 6 mm - Al₂O₃, roughness of the test sample Ra 0,8 µm (STN EN ISO 4287). The 3D display of the results after the Ball-on-Disc test was performed using the "threshold" method based on the STN EN ISO 4287 standard.

Experimental results and discussion.

The abrasion resistance test was carried out on an APGi, with firmly bonded abrasive. Samples were monitored for weight loss before and after the test. The weight loss of the base material (E) is higher compared to the samples of welded materials N1 to N5 and reached 0.0501g. The lowest value of wear shows the N4 deposit, reaching 0.0309 g. Other weight loss values ranged between: N1 = 0.0419 g, N2 = 0.0398 g, N3 = 0.0379 g, and N5 = 0.0453g.

Adhesion wear evaluation was performed on a Bruker CETR UMI Multi Specimen Test System, performed at 500 ° C. After the adhesion wear test, the AXIO Imager M2 optical microscope was evaluated for wear marks on the experimental samples tested. Based on these measurements, we can conclude that the widest traces in the materials after the adhesive wear test reached the N5 surfacing material with an average value of 754 µm, and the lowest average track widths were measured on the N1 = 504 µm surfacing materials, N4 = 503 µm. Other materials have reached an average adhesion wear trace: E = 635 µm, N2 = 656 µm, N3 = 575 µm

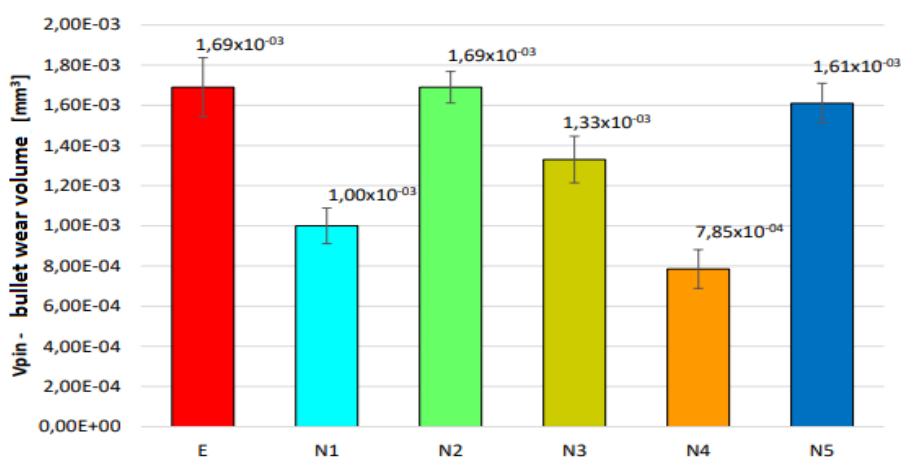


Fig. 1 Weight loss of welds N1 to N5 and standard E

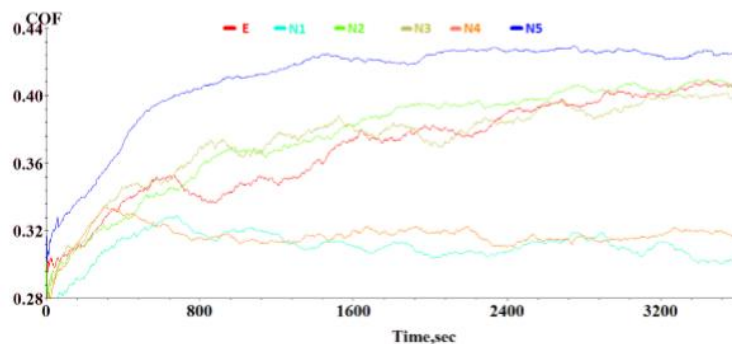


Fig. 2 Comparison of the coefficient of friction for the standard and the weld deposit

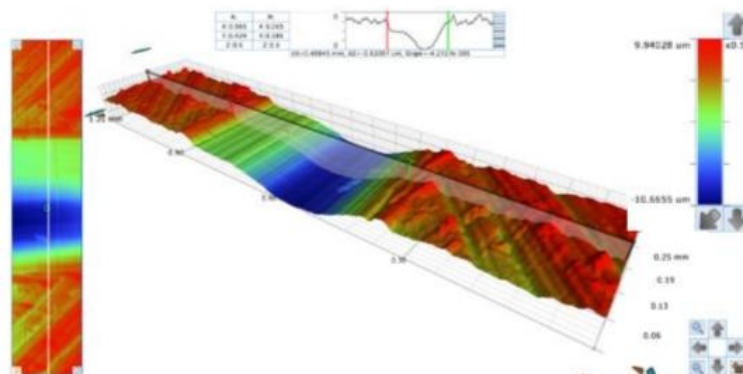


Fig. 3 3D depiction of the Wear Wear Path N1 after Wear

Conclusion

TIG welding technology was chosen for the renovation of dies. Conventionally used and newly conceived additive materials were evaluated. The quality of the weld deposit was evaluated under abrasive and adhesive wear conditions. Under abrasive wear conditions with a fixed bonded abrasive, the N4 UTP A 673 surfacing achieved best results due to its chemical composition and the presence of hard particles. Likewise, under the conditions of adhesion wear, the N4 and N1 cladding showed the best resistance to the stresses. The values of the coefficient of friction were lower than those of the standard. Experimental works have confirmed that the selected welding technology is suitable for the renovation of dies in demanding tribological conditions and the selected methods for the evaluation of the weld deposit quality provide relevant results. However, the quality of the weld deposit must also be determined by the structural composition of the individual layers and the mechanical properties of the weld deposit.

Acknowledgment: The contribution was created within the support of projects supported by the Scientific Grant Agency of the Ministry of Education, Youth and Sports of the Slovak Republic and SAS VEGA 1/0424/17, by the Agency for Support of Financial Support APVV-16-0359 and the Cultural and Educational Grant Agency of the Ministry of Education of the Slovak Republic KEGA 001STU-4/2019.

Literature

- [1] GREŠ, M. Výskum odolnosti povrchových vrstiev voči vybraným tribodegradačným faktorom [dizertačná práca]. 2018. Košice: Technická univerzita v Košiciach 2018.
- [2] HAZLINGER, N., MORAVČÍK, R. Chemicko-tepelné spracovanie materiálov. Trnava: Alumini Press, 2008. ISBN 978-80-8096-067-4.
- [3] KANG G., KIM D., KIM D.B.: DieLife considering deviation of the preheating billet temperature in Rhot forging proces. In: Finite Elements in Analysis and Design, Volume 41, Issue 13, July 2005, p. 1255-1269
- [4] ABACHI S., AKKÖK M., GÖKLER M.I.: Wear analysis of hot forging dies. In: Tribology International, Volume 104, December 2016, p. 64-72

ДІАГНОСТУВАННЯ ПОШКОДЖЕНЬ МЕТАЛУ КОНСТРУКЦІЙ ПРИ МЕХАНІЧНОМУ НАВАНТАЖЕННІ ПО ВИМІРАХ КОЕРЦИТИВНОЇ СИЛИ

О.П. Гопкало¹, Г.Я. Безлюдько², В.О. Нехотящий³, Ю.П. Кураш¹

¹ Інститут проблем міцності імені Г.С.Писаренка НАН України, м. Київ

² ТОВ "Спеціальні наукові розробки" м. Харків

³ Інститут електрозварювання імені Є.О. Патона НАН України, м. Київ

Abstract. The results of experimental investigations of the possibility of using a coercimetric control for assessing the degree of metal damage to structures under mechanical load by measurements of coercive force are presented. It is shown that the differences in the response of the coercive force to the mechanical loads of ferromagnetic and austenitic steels are the differences in the physical nature of these phenomena.

Мета роботи. Мета роботи полягає у експериментальному встановленні закономірностей реагування коерцитивної сили на механічні навантаження ферромагнітних та парамагнітних сталей для визначення можливості використання методу коерцитиметричного контролю для оцінки ступеня накопичених пошкоджень.

Методика експериментальних досліджень. Для перевірки можливості оцінки накопичених пошкоджень металу конструкцій при механічному навантаженні по результатам вимірювання коерцитивної сили були проведені спеціальні експериментальні дослідження на лабораторних зразках. Об'єктом досліджень була полоса 40х5мм, метал труб Ø76х3 і Ø159х4 з подовжнім зварним швом із аустенітної сталі AISI 304 (08X18H9), італійського виготовлення у відповідності з європейським стандартом EN 10217-7 та листову сталь 05кп товщиною 3 мм і метал труби Ø630х8 із сталі 17ГС.

Для випробувань використовували плоскі лабораторні зразки з різними розмірами робочої частини. Випробування на розтяг і малоциклову втому при контролі амплітуди деформації ("жорстке" навантаження) зразків проводили на електрогідравлічних випробувальних машинах 3201 UE-20 (СКБІМ, Росія) та INSTRON-8802 відповідно до ГОСТ 1497-84, 25.502-79 та ГОСТ 25.505-85. Випробування на багатоциклову втому проводили на резонансній випробувальній машині RUMUL TESTRONIC 50kN виробництва компанії RUSSENBERGER PRÜFMASCHINEN AG (Швейцарія). Випробування на циклічний вітнулевий розтяг зразків при контролі рівня прикладених зусиль ("м'яке" навантаження) з частотою 2 цикла/хв. проводили на важільній випробувальній машині ПП-4М (ЦНИИТМАШ, Росія). Всі вищезгадані випробування проводили при кімнатній температурі.

Для вимірювання коерцитивної сили (H_c) в лабораторних зразках при механічному навантаженні використовували структуроскоп КРМ-Ц-К2М (ТОВ "Спеціальні наукові розробки" м.Харків) відповідно до стандартів ISO4301, ГОСТ 30415-96 та методичними вказівками РД ІКЦ «Кран» 07/97/02 (Росія), МВ 0.00-7.01-05 (Україна). В даній роботі використовували структуроскоп з різними датчиками, що відрізняються базою вимірювання та глибиною намагнічування: стандартний датчик D65 (база - 65 мм) з глибиною намагнічування до 30мм, малобазний датчик D27 (база - 27 мм) з глибиною намагнічування до 4мм і датчик із зменшеною базою D12 (база - 12 мм) з глибиною намагнічування до 1мм. Останній був розроблений і виготовлений за рекомендацією авторів. Де базою вимірювання вважали відстань між зовнішніми краями наконечників полюсів магнітів.

Результати експериментальних досліджень реагування коерцитивної сили на механічні навантаження аустенітної сталі AISI 304 (08X18H9). На рис. 1 показана кінетика значень коерцитивної сили по числу циклів навантаження з амплітудою

знакозмінної деформації $\varepsilon_a = \pm 0,4\%$ ("жорстке" навантаження) зразків із парамагнітної у вихідному стані аустенітної сталі AISI 304 (08X18H9) в залежності від бази вимірювання датчиків. З отриманих даних слідує, що із зменшенням бази вимірювання (збільшенням локальності вимірювань) значення коерцитивної сили збільшуються. Таким чином, використання структуроскопу не глибокого намагнічування із зменшеною базою датчика D12 дозволяє отримувати більш високі значення коерцитивної сили і більш точно дослідити її кінетику в поверхневих більш локальних зонах металу при механічному навантаженні. На рис. 2 приведена кінетики коерцитивної сили, яку вимірювали за допомогою датчика D12 в зоні руйнування, по числу циклів навантаження з амплітудою деформації $\varepsilon_a = \pm 0,5\%$ на зовнішній та внутрішній поверхнях лабораторного зразка із труби. Наявність перелому на кривій кінетики коерцитивної сили по числу циклів навантаження при циклічному знакозмінному деформуванні свідчить про стадійність процесів пошкодження металу: зростання значень коерцитивної сили відповідає пружно-пластичному деформуванню (стадії зародження тріщин), а зниження значень H_c – стадії розвитку тріщин, пов'язаної із зниженням магнітних властивостей металу при втраті його суцільності. Перелом кривої кінетики коерцитивної сили в залежності від числа циклів малоциклового "жорсткого" навантаження обумовлений появою та розвитком тріщин втоми (втрати суцільності металу) в зоні руйнування після 1600 циклів циклічного знакозмінного деформування.

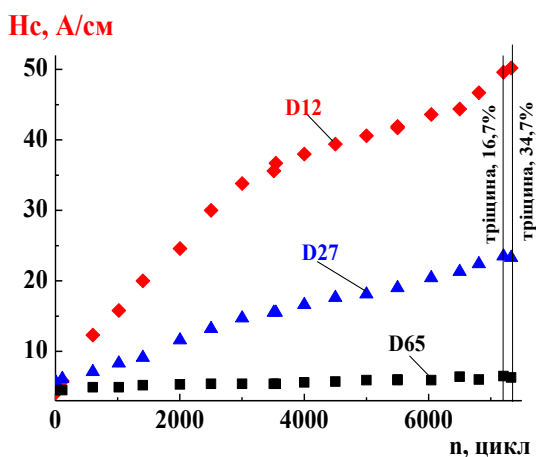


Рис. 1. Кінетика значень коерцитивної сили H_c по числу циклів напруження з амплітудою знакозмінної деформації $\varepsilon_a = \pm 0,4\%$ в залежності від бази вимірювання датчиків.

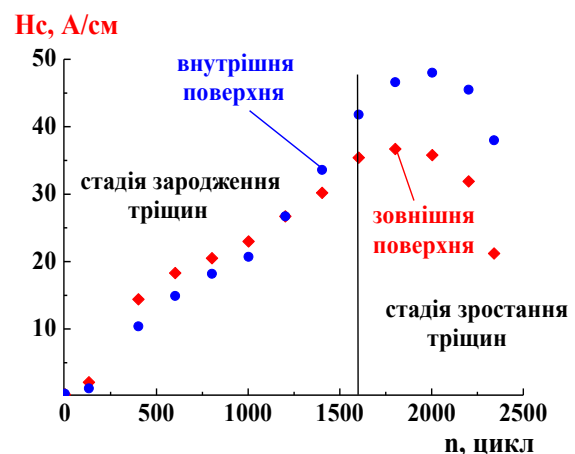


Рис. 2. Кінетика коерцитивної сили на зовнішній і внутрішній поверхнях зразка з труби в зоні руйнування при положенні полюсів наконечників магнітів датчика уздовж робочої довжини зразка при циклічному деформуванні з амплітудою деформації $\varepsilon_a = \pm 0,5\%$.

Поява і розвиток тріщин втоми на зовнішній поверхні зразка з труби обумовлює більш інтенсивне зниження магнітних властивостей металу і, відповідно, значень коерцитивної сили, на фоні пружно-пластичного деформування решти об'єму металу у тому числі між тріщинами. В той же час на внутрішній поверхні зразка із труби, де тріщини втоми відсутні, теж відбувається пружно-пластичне деформування, яке обумовлює інтенсивне зростання значень коерцитивної сили, але наявність тріщин втоми на зовнішній поверхні зразка також обумовлює зміну напрямку її кінетики. Ця обставина свідчить про можливість моніторингу процесів накопичення пошкоджень як на поверхні виробу та і у під поверхневих шарах металу (над дефектом) в період експлуатації, наприклад з внутрішньої поверхні, до якої не має доступу.

При механічному навантаженні експериментально була встановлена залежність значень коерцитивної сили від орієнтації полюсів наконечників магнітів датчика

відносно напрямку навантаження, що дозволяє для реальних конструкцій визначати напрямки головних напружень і виявляти появу поверхневих та підповерхневих тріщин. На рис. 3 наведені дані значень коерцитивної сили в зоні тріщини та на прилеглих ділянках після циклічного напруження (з амплітудою деформації $\varepsilon_a = \pm 0,4\%$) до числа циклів $n = 7204$ та $n = 7328$ (при цьому площа тріщини складала, відповідно, 16,7% і 33,4% від номінальної).

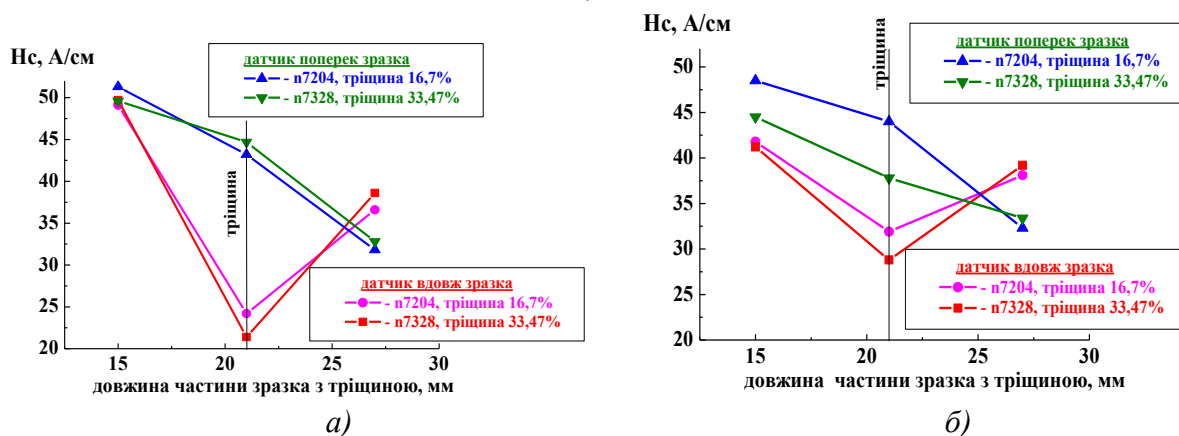


Рис. 3. Значення коерцитивної сили H_c на зовнішній (а) і внутрішній (б) поверхнях зразка при орієнтації наконечників полюсів магнітів датчика вздовж і поперек робочої частини зразка (при $n = 7204$ і $n = 7328$ числа циклів навантаження).

При орієнтуванні наконечників полюсів магнітів датчика уздовж зовнішньої поверхні робочої частини зразка (вздовж напрямку прикладеного навантаження, тобто перпендикулярно напрямку тріщини) в зоні тріщини мають місце більш низькі значення коерцитивної сили по відношенню до периферійних зон, що сприяє їх виявленню. Слід зазначити, що при орієнтуванні наконечників полюсів магнітів датчика уздовж робочої частини зразка на внутрішній поверхні зразка з труби, де тріщини втоми відсутні, також має місце зниження значень коерцитивної сили (рис. 3 б). Це підтверджує можливість виявлення підповерхневих тріщин за допомогою малогабаритного датчика D12.

Аналогічні закономірності реагування коерцитивної сили на механічні навантаження лабораторних зразків із AISI 304 мали місце при багатоцикловому навантаженні.

Так отримані результати випробувань лабораторних зразків на багатоциклову втому дозволили по зміні напрямку кривої коерцитивної сили розробити дуже простий метод побудови кривої незворотної пошкоджуваності (за Френчем) [1]. Де межею зворотної та незворотної пошкоджуваності прийнято вважати екстремум (максимальні значення) на кривій зміни коерцитивної сили при певному числі циклів механічного навантаження (рис. 4). Фізичний сенс лінії Френча полягає в тому, що після досягнення цієї лінії при випробуваннях на втому метал містить в поверхневому шарі мікроскопічні тріщини довжиною близько зерна (за експериментальними даними довжина таких тріщин в низьковуглецевих сталях може досягати 100 мкм). Фактично досягнення цієї лінії свідчить про те, що в металі завершився 1-й період втоми (період зародження мікротріщин) і подальше навантаження пов'язане вже з періодом поширення втомних тріщин.

На рис. 5 приведені результати експериментальної перевірки схеми побудови кривої незворотної пошкоджуваності, які базуються на даних аналізу кінетики коерцитивної сили (рис. 4) при механічному навантаженні. Для перевірки схеми побудови кривої незворотної пошкоджуваності було проведено попереднє циклічне напруження 5-ти зразків з амплітудою напружень $0,75\sigma_{0,2}$ до числа циклів $n=1 \times 10^4$, 3×10^4 , 4×10^4 , 5×10^4 та $5,5 \times 10^4$ циклів з наступним навантаженням з меншою амплітудою напружень $0,6\sigma_{0,2}$ до $n=1 \times 10^6$ циклів (зразки №1 ... №4), або до

руйнування (зразок №5). На основі отриманих даних була побудована лінія незворотної пошкоджуваності. Таким чином, на основі отриманих даних розроблено достатньо простий метод побудови кривої незворотної пошкоджуваності (за Френчем) для нестабільних аустенітних сталей, який базується на визначенні екстремуму (максимуму) на кінетичній кривій коерцитивної сили при циклічному напруженні, після досягнення якого відбувається падіння значень H_c внаслідок накопичення незворотних пошкоджень. Використання розробленого методу побудови кривої незворотної пошкоджуваності дозволяє для нестабільних аустенітних сталей при оцінці залишкового ресурсу металу конструкції істотно знизити ризики руйнування.

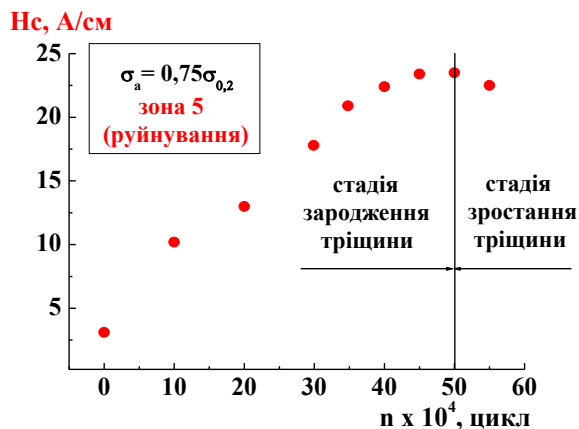


Рис. 4. Кінетика зміни коерцитивної сили H_c від числа циклів n навантаження при частоті 80Гц у зоні руйнування робочої частини лабораторного зразка при амплітуді напружень $\sigma_a = 0,75 \sigma_{0,2}$.

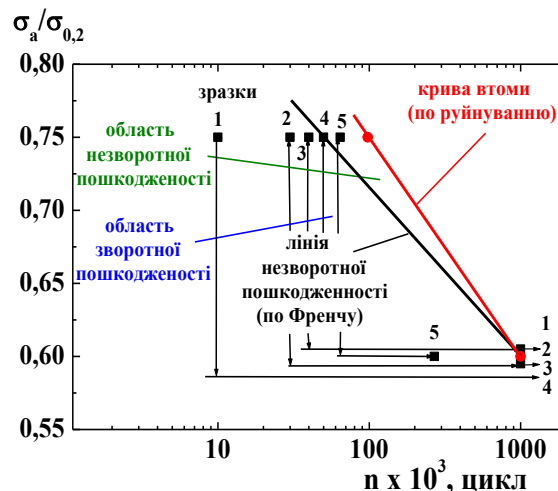


Рис. 5. Схема побудови кривої незворотної пошкоджуваності (за Френчем): зразок 1 – напруження $n=1 \times 10^4$ циклів, $H_c = 10,3$ А/см; 2 – $n=3 \times 10^4$ циклів, $H_c = 17,8$ А/см; 3 – $n=4 \times 10^4$ циклів, $H_c = 22,4$ А/см; 4 – $n=5 \times 10^4$ циклів, $H_c = 23,5$ А/см; 5 – $n=5,5 \times 10^4$ циклів, $H_c = 22,4$ А/см.

Використання структуроскопу дозволило розробити достатньо простий інструментальний метод визначення границі витривалості аустенітних сталей. На рис. 6 приведена залежність коерцитивної сили від амплітуди напружень у різних зонах по довжині робочої частини зразка (зони 1 ... 6). При циклічному навантаженні з амплітудою напружень $\sigma_a = 0,6 \sigma_{0,2}$ у діапазоні 0 ... $1,5 \times 10^6$ числа циклів значення коерцитивної сили H_c , вимірюваною структуроскопом, практично, не змінюється, що підтверджує припущення про відсутність суттєвих змін структури металу, а значення амплітуди циклічних напружень може відповідати межі витривалості. Підвищення амплітуди напружень з кроком у 3% викликає відповідне зростання значень коерцитивної сили, що, ймовірно, пов'язано із зміною структури металу. Слід зазначити, що непрямым свідченням досягнення діючих напружень величини межі витривалості при випробуваннях на багатоциклову втому при частоті навантаження 80Гц являється початок характерного розігрівання зразка. При циклічному навантаженні за швидкістю зростання коерцитивної сили можна визначати також значення обмежених меж витривалості на різних базах довговічності. Аналогічні закономірності реагування коерцитивної сили на механічні навантаження лабораторних зразків із AISI 304 мають місце при випробуваннях на статичний та циклічний розтяг.

Таким чином із отриманих експериментальних результатів можна зробити висновок про незалежність кінетики коерцитивної сили від виду навантаження і, відповідно, виду отриманих пошкоджень. Встановлення стадій зародження та розвитку тріщин дозволяє оцінювати ступінь пошкодження (різного походження) металу

конструкції на кожній із стадій простим неруйнівним інструментальним методом одним і тим же приладом. При механічному навантаженні за величиною коерцитивної сили на висхідних або низхідних ділянках кінетичних кривих H_c можна оцінювати залишкову міцність металу на кожній із стадій пошкодження.

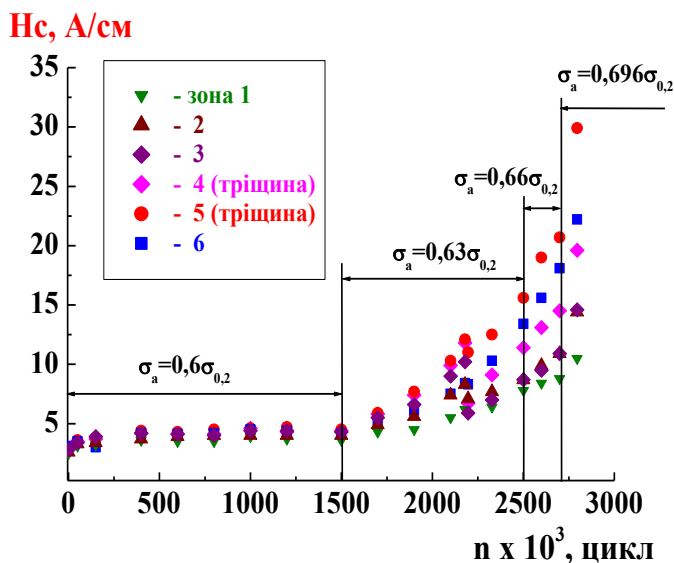


Рис. 6. Залежність коерцитивної сили від амплітуди напружень у різних по довжині робочої частини зразка зонах.

Результати експериментальних досліджень реагування коерцитивної сили на механічні навантаження феромагнітних сталей. Експериментальні дослідження реагування коерцитивної сили на механічні навантаження феромагнітних сталей показали більш обмежені можливості застосуванні коерцитиметричного контролю для оцінки отриманих пошкоджень. Основна відмінність закономірностей реагування коерцитивної сили на механічні навантаження феромагнітних сталей від парамагнітних полягає у відмінностях фізичної природи цих явищ. Для феромагнітних сталей зміни значень коерцитивної сили при механічному навантаженні пов'язані з упорядкуванням орієнтації доменної структури металу (від хаотичної до направленої). При механічному навантаженні парамагнітної (у вихідному стані) аустенітної сталі AISI 304 (08X18H9) при напруженнях, які перевищують межу витривалості металу, відбуваються структурні перетворення вихідного аустеніту в деформаційний мартенсит з кінцевим феррито-перлітним розпадом. При цьому еволюція структури не залежать від виду навантаження та виду накопичених пошкоджень, обумовлює структурні перетворення, які викликають зміни магнітних властивостей металу і впливає на значення коерцитивної сили, які можуть бути адаптовані до отриманих пошкоджень металу. Для феромагнітних сталей стадійність процесу накопичення пошкоджень суттєво відрізняється від аналогічних закономірностей для парамагнітних аустенітних сталей. Так для феромагнітних сталей експериментально встановлено, що після першого перевантаження металу (діючі напруження перевищували умовну межу пластичності), при розвантаженні до нульових значень діючих напружень, відбувається "стрибок" і зміна напрямку (на 90°) максимальних значень коерцитивної сили і збереженні при цьому їх максимальних величин у розвантаженому стані.

На рис. 7 а, б приведена кінетика коерцитивної сили в зоні руйнування у навантаженому стані при дії циклічних напружень розтягу та у розвантаженому стані при орієнтуванні наконечників полюсів магнітів **поперек а)** та **вздовж б)** робочої частини зразка. Де σ_{\max} – напруження, які імітували гідравлічні випробування труби із сталі 17Г1С, а σ_{\min} – напруження при штатному режимі навантаження. Слід зазначити, що при орієнтуванні наконечників полюсів магнітів **поперек** робочої частини зразка (рис. 7а) не залежно від рівня напружень має місце монотонне зростання значень коерцитивної сили із значним підвищення їх величин при руйнуванні.

У навантаженому стані при орієнтуванні наконечників полюсів магнітів **вздовж** робочої частини зразка при пружному деформуванні ($\sigma < \sigma_{0,2}$) має місце зростання значень коерцитивної сили до їх максимальних величин при досягненні напружень умовної межі плинності і при подальшому підвищенні напружень ($\sigma > \sigma_{0,2}$) відбувається різке зниження ("стрибок") приблизно на 20% значень H_c . При подальшому циклічному розтязі з підвищенням напружень має місце поступове зростання значень коерцитивної сили, які при руйнуванні приблизно відповідають умовній межі плинності.

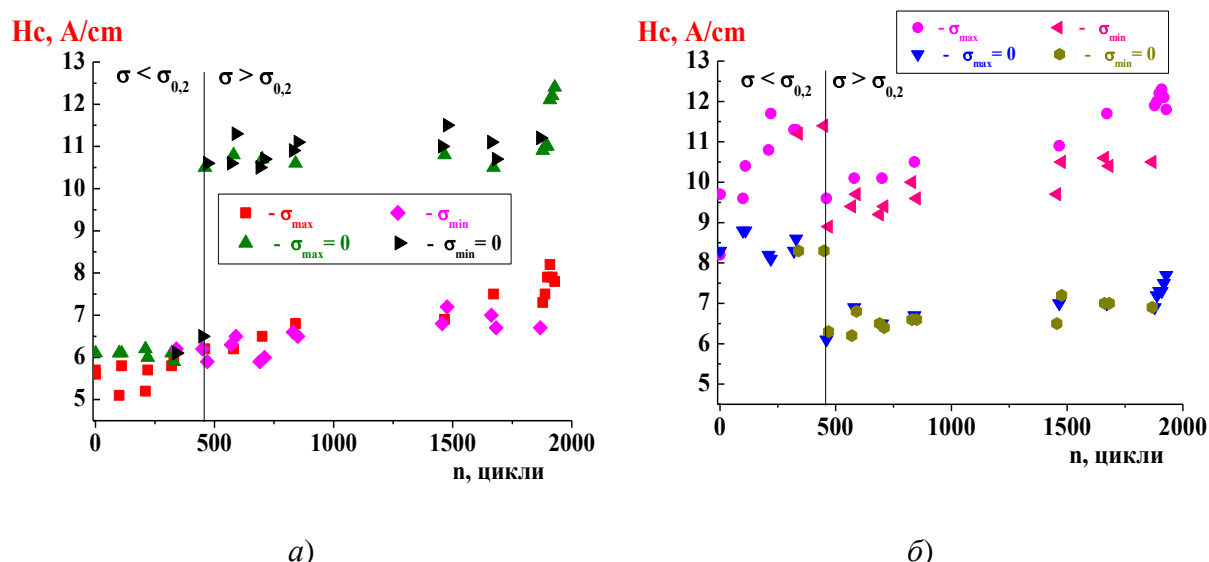


Рис. 7. Кінетика коерцитивної сили в зоні руйнування у навантаженому стані (точки у жовто-червоних тонах) та після розвантаження (точки у чорно-синє-зелених тонах) при розташуванні наконечників полюсів магнітів датчика **поперек** (а) та **вздовж** (б) робочої частини лабораторного зразка.

У розвантаженому стані (рис. 7а) при орієнтуванні наконечників полюсів магнітів **поперек** робочої частини зразка після дії напружень, які перевищували значення умовної межі плинності металу ($\sigma > \sigma_{0,2}$), відбувається різке майже двократне підвищення значень коерцитивної сили, яке не змінює своїх величин, практично, до руйнування. І тільки при руйнуванні відбувається підвищення на 14% значень H_c . У розвантаженому стані при орієнтуванні наконечників полюсів магнітів **вздовж** робочої довжини зразка (рис. 7 б) після дії напружень, які перевищували значення умовної межі плинності металу ($\sigma > \sigma_{0,2}$), відбувається різке зниження на 27% значень коерцитивної сили які поступово підвищуються. І вже при руйнуванні відбувається різке підвищення значень коерцитивної сили до величини, яка приблизно відповідає значенням коерцитивної сили після дії пружних напружень, які не перевищували умовну межу плинності ($\sigma < \sigma_{0,2}$).

Слід зазначити, що у **навантаженому** стані, у пружному ($\sigma < \sigma_{0,2}$) та пластичному ($\sigma > \sigma_{0,2}$) діапазоні деформування (рис. 8а) напрямок максимальних значень коерцитивної сили співпадає з напрямком навантаження. При пружному деформуванні ($\sigma < \sigma_{0,2}$) у навантаженому та розвантаженому стані напрямок і максимальні значення коерцитивної тяж сили співпадають. У **розвантаженому** стані після навантаження (рис. 8б) напрямок максимальних значень коерцитивної сили орієнтований перпендикулярно напрямку навантаження і відповідає орієнтуванню наконечників полюсів магнітів **поперек** зразка. При цьому, після **пластичного** деформування металу ($\sigma > \sigma_{0,2}$) при розвантаженні до $\sigma = 0$ відбувається поворот на 90° напрямку максимальних значень коерцитивної сили. Дану обставину можна

використовувати на практиці для контролю за мірою навантаження окремих ділянок відповідальних елементів конструкцій в період експлуатації. Ефект різкої зміни значень коерцитивної сили, при перевищенні напружень умовної межі плинності, при моніторингу НДС елементів конструкцій можна використовувати для встановлення меж пружно та пластично деформованого металу. Подібні механізми поведінки магнітних властивостей феромагнітних сталей при навантаженні з розвантаженням описані в роботах [2, 3, 4].

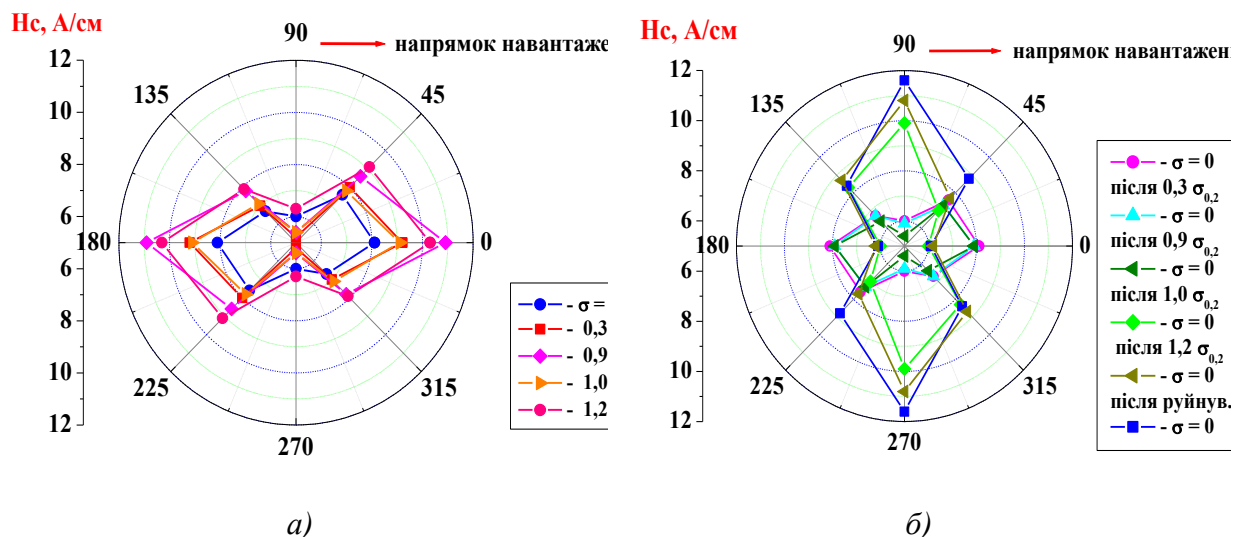


Рис. 8. Епюри розподілу значень коерцитивної сили по поверхні лабораторного зразка у навантаженому стані (а) та після навантаження (розвантажений стан) (б).

Висновки. Метод діагностування технічного стану виробів полягає у проведенні попередніх розрахунків НДС для встановлення найбільш навантажених локальних зон металу конструкції та послідовного вимірювання значень коерцитивної сили на поверхні у цих зонах. Оскільки значення коерцитивної сили залежить від орієнтації наконечників полюсів магнітів відносно напрямку діючих напружень, то при діагностуванні технічного стану виробів у найбільш небезпечних локальних зонах вимірювання значень H_c на поверхні необхідно проводити у 4-х напрямках при повороті датчика через кожні 45° відносно попереднього вимірювання з подальшим уточненням напрямку максимальних значень H_c . Для оцінки технічного стану найбільш небезпечних зон в процесі експлуатації конструкції необхідно періодично проводити моніторинг значень коерцитивної сили з побудовою її кінетики. Отримані результати можуть слугувати даними для подальшої оцінки технічного стану виробу.

При моніторингу технічного стану елементів конструкцій шляхом виміру значень коерцитивної сили при варіюванні положення (орієнтації) наконечників полюсів магнітів датчика відносно досліджуваної поверхні надається можливість визначати найбільш деформовані і пошкоджені зони, з встановленням напрямку головних напружень, і виявляти не суцільності металу у вигляді пор або тріщин (у тому числі поверхневих та під поверхневих). Для аустенітних сталей по зміні напрямку кінетики коерцитивної сили в процесі навантаження з'являється можливість значно спростити визначення границі витривалості та встановлення стадій процесу накопичення пошкоджень з побудовою лінії незворотної пошкоджуваності (за Френчем).

При визначенні розподілу значень коерцитивної сили по поверхні виробу у найбільш навантажених ділянках, слід звертати увагу не на максимальні значення H_c , які можуть перевищувати аналогічні дані у зоні руйнування, а на зміну напрямку кінетичної кривої H_c на таких ділянках. При цьому в зонах прилеглих до зони руйнування внаслідок пружно-пластичного деформування може продовжуватись зростання значень коерцитивної сили. В умовах експлуатації виробів зміна напрямку кінетичної кривої коерцитивної сили вказує на завершення стадії зародження тріщин і

початок стадії руйнування (розвитку тріщин), що збільшує ризики руйнування. У цьому випадку доцільне застосування інших неруйнівних методів контролю, наприклад, вимірювання товщини металу та ультразвукового контролю для визначення розмірів та розташування дефектів (тріщин) в об'ємі металу зони руйнування.

Для ферромагнітних сталей встановлено більш обмежені можливості застосування коерцитиметричного контролю для оцінки ступеня пошкодження металу. Коерцитиметричний моніторинг поверхні виробу дозволяє проводити тільки сепарування пошкоджень, отриманих у металі в умовах пружного деформування (до умовної межі плинності) і пошкодження отримані при пружно-пластичному деформуванні, а ж до руйнування з встановленням фіксованої межі зворотної та незворотної пошкоджуваності. Здатність "запам'ятовувати" максимальні значення коерцитивної сили у розвантаженому стані після дії напружень, які перевищували умовну межу плинності, можна використовувати на практиці для контролю за мірою навантаження окремих ділянок відповідальних елементів конструкцій в період експлуатації. Ефект різкої зміни значень та напрямку вимірювання максимальних величин коерцитивної сили, при перевищенні напружень умовної межі плинності, при моніторингу НДС елементів конструкцій можна використовувати для встановлення меж пружно та пластично деформованого металу.

Література:

1. Терентьев В.Ф. Циклическая прочность металлических материалов: Учеб. пособие. [Текст] / В.Ф.Терентьев, А.А. Оксогоев – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2001. – 61 с.
2. Малахов О.В. Перспективы применения метода магнитной памяти металлов к диагностике состояния металлов [Текст] / О.В.Малахов, А.В.Кочергин, Д.С.Девяткин // Восточно–Европейский журнал передовых технологий ISSN 1729-3774, 4/5 (64) 2013 с.20–24].
3. Кулеев В.Г. Исследование причин существенных различий величин коэрцитивной силы, остаточной намагниченности и начальной магнитной проницаемости ферромагнитных сталей в нагруженном состоянии при их пластическом растяжении [Текст] / В.Г.Кулеев, Т.И.Царькова, А.П.Нипичурук. – ФММ. – 2007. – т. 103, – № 2. – С. 136 – 146.
4. Царькова Т.П. Особенности магнитоупругого эффекта в пластически деформированных ферромагнитных сталях в слабых магнитных полях [Текст] / Т.П.Царькова, В.Г.Кулеев. – ФММ. – 2009. – т. 108, – № 3. – С. 227 – 236.

ВПЛИВ ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ НА ВИЗНАЧЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ МЕТОДОМ ІНСТРУМЕНТОВАНОГО ІНДЕНТУВАННЯ

Р.В. Кравчук, О.А. Каток, В.В. Харченко

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

Abstract. The paper discusses the experimental results obtained by the instrumented indentation method in determining the mechanical properties of a material of a flat sample before and after its deformation by uniaxial tension. It is established that plastic deformation leads to an increase in the values of mechanical properties determined by the instrumented indentation method. The results obtained will be used in further studies to develop recommendations for taking into account the effect of plastic deformation in the diagnosis of metal structures.

Запорукою безпечної експлуатації відповідального обладнання у проектний або понад проектний період виступає всебічний моніторинг стану матеріалів конструкцій. Контроль поточного стану матеріалів здійснюється за значеннями їх механічних характеристик. Визначення поточного стану матеріалу реальних конструкцій, що знаходиться в експлуатації, найчастіше потребує їх розвантаження та руйнування. Визначення механічних характеристик матеріалів конструкцій без завдання їм незворотних пошкоджень та без значного впливу на процес експлуатації здійснюється за допомогою неруйнівних методів, серед яких особливе місце посідає метод інструментованого індентування [1-3].

На відміну від лабораторних умов матеріал реальної конструкції знаходиться під впливом ряду додаткових силових та деформаційних факторів таких як напруження від експлуатаційного навантаження, власної ваги, неточності монтажу, температура, локальна та глобальна пластична деформація та ін. Вплив більшості цих чинників на достовірність визначення механічних характеристик методом інструментованого індентування не достатньо досліджений, що у певних випадках може суттєво впливати на точність отриманих результатів. Оцінка впливу вищезгаданих чинників на параметри діаграми індентування є важливою задачею дослідження для підвищення достовірності визначення механічних характеристик методом інструментованого індентування. Зокрема в даній роботі розглядався вплив пластичної деформації.

В роботі розглядаються експериментальні результати, отримані методом інструментованого індентування при визначенні характеристик механічних властивостей матеріалу плоского зразка до та після його деформування на одновісний розтяг. Об'єктом дослідження обрано сталь 45 як модельний матеріал. Такий вибір обумовлений тим, що її фізико-механічні властивості варіюються в широкому діапазоні в залежності від термообробки та відображають характеристики багатьох сталей подібного класу.

Дослідження проводили на пропорційних плоских зразках І типу з товщиною робочої частини 7 мм. Заготовки для зразків вирізали із листової гарячекатаної сталі 45 в напрямку прокату. Індентування проводилось згідно [1] в циклічному режимі навантаження кулькою діаметром 2,5 мм на лабораторній установці UTM-20НТ [4] за кімнатної температури. Діаграми індентування записувались в жорсткому режимі навантаження зі швидкістю переміщення індентора 0,05 мм/хв. Крок між сусідніми точками індентування та відстань до краю зразка становили не менше трьох діаметрів відбитку.

Дослідження впливу пластичного деформування на визначення механічних характеристик методом інструментованого індентування проводилось в два етапи. На першому етапі проводилось попереднє пластичне деформування плоских зразків до

певної характерної точки на діаграмі деформування: точка А збігається із початком зміцнення матеріалу, точка Б – напруженням, яке становить півсуму границі текучості та границі міцності, точка В – границею міцності і точка Г – руйнуванням зразка. На рис. 1 представлені діаграми деформування зразків до вищезазначених характерних точок.

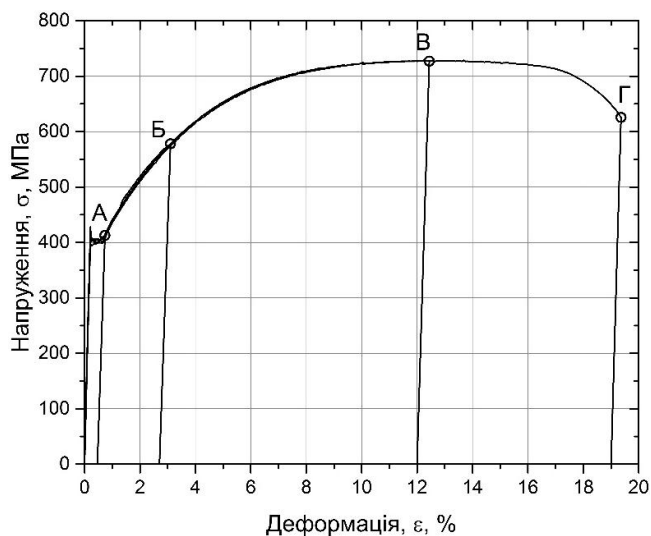


Рис. 1. Діаграма розтягу плоских зразків із сталі 45, де точка А збігається з початком зміцнення матеріалу, точка Б – напруженням, яке становить півсуму границі текучості та границі міцності, точка В – границею міцності і точка Г – руйнуванням зразка.

На другому етапі проводилось визначення механічних характеристик методом інструментованого індентування. Після попереднього пластичного деформування до відповідної точки на діаграмі деформування та повного розвантаження, індентування проводилось вздовж поздовжньої осі зразка в межах робочої зони та перехідних ділянок. При цьому одна із сторін зразка піддавалась механічній обробці з метою повного прилягання поверхонь зразка і робочого стола установки.

Характеристики механічних властивостей методом інструментованого індентування визначали згідно розробленого в Інституті проблем міцності імені Г. С. Писаренка НАН України стандарту [5]. Відхилення значень механічних характеристик сталі 45 в початковому стані, визначених за результатами випробувань на одновісний розтяг та методом інструментованого індентування згідно [5], не перевищує 5%, що свідчить про придатність методу до визначення механічних характеристик.

На рис. 2 представлено розподіл значень границі міцності по довжині зразка, визначених методом інструментованого індентування при різних рівнях попереднього пластичного деформування.

В результаті проведених досліджень було встановлено, що значення механічних характеристик збільшується при зростанні рівня попереднього пластичного деформування, що може бути обумовленим зміцненням матеріалу. Характер розподілу значень механічних характеристик в межах робочої зони зразка носить монотонний характер при рівнях попереднього пластичного деформування менше значення, що відповідає границі міцності, тоді як у зруйнованого зразка в області локалізації пластичних деформацій і руйнування спостерігається різке зростання значень границі міцності та текучості, що може бути обумовлене переходом від одновісної до плоскої деформації.

Відхилення значень границі текучості та границі міцності при деформуванні до рівня границею міцності від таких же, отриманих до початку деформування, не перевищує 3% та 10% відповідно. При деформуванні до рівня напруженням, яке становить півсуму границі текучості та границі міцності – 1,5% та 2% відповідно. Оскільки індентування проводилось на одній із поверхонь, слід відзначити чутливість методу інструментованого індентування до пластичного деформування матеріалу при

якому напрямок інdentування не співпадає з напрямком деформування. Отримані результати можуть бути використані для прогнозування значень характеристик механічних властивостей при пластичному деформуванні, а також визначення рівня пластичного деформування за отриманими механічними характеристиками.

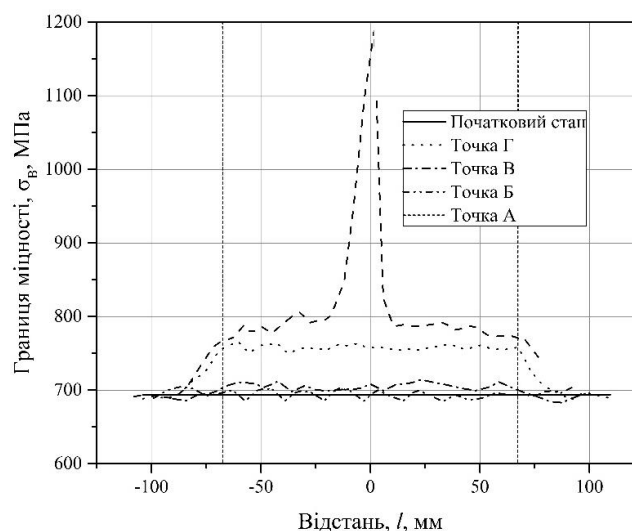


Рис. 2. Розподіл значень границі міцності по довжині зразка, визначених методом інструментованого інdentування при різних рівнях деформування, де l_0 – початкова робоча довжина зразка, точка А збігається з початком зміцнення матеріалу, точка Б – напруженням, яке становить півсуму границі текучості та границі міцності, точка В – границею міцності і точка Г – руйнуванням зразка.

Висновки. Отримано розподіл характеристик механічних властивостей по довжині плоских зразків із сталі 45 з різною величиною попереднього пластичного деформування. Встановлено, що відхилення значень границі текучості та границі міцності, визначених методом інструментованого інdentування, при пластичному деформуванні до рівня напружень, які становлять півсуму границі текучості та границі міцності, від таких же, отриманих в початковому стані, не перевищують 2%. При деформуванні зразків до рівня максимальних напружень відхилення зростає до 3% та 10% для границь текучості та міцності відповідно. Отримані результати будуть використані в подальших дослідженнях для розробки рекомендацій щодо врахування впливу пластичної деформації при діагностуванні металу конструкцій.

Література

1. ISO 14577-1:2015. Metallic materials – Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Test method.
2. ГОСТ Р 56232-2014. Определение диаграммы «напряжение-деформация» методом инструментального индентирования шара. Общие требования. – Введ. 01.01.2016.
3. ГОСТ Р 57172-2016. Техническая диагностика. Определение поверхностных остаточных напряжений методом инструментального индентирования. Общие требования. – Введ. 01.01.2016.
4. Каток О. А. Установка для комплексного дослідження механічних характеристик конструкційних матеріалів обладнання АЕС / О. А. Каток, Р. В. Кравчук, В. В. Харченко, М. П. Рудницький // Проблеми міцності. – 2019. № 2. – С. 171 – 181.
5. СОУ-56-28-2018. Матеріали металеві. Визначення характеристик механічних властивостей конструкційних матеріалів за показниками твердості за Брінеллем та методом інструментованого інdentування. Метод випробування.

УСТАЛОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 2219 ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Л. Е. Матохнюк, А. В. Бялонович, Е. Е. Гопкало

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

Abstract. The paper provides the results of investigations on the fatigue of the aluminum alloy 2219 under symmetric and pulse loading cycles. It is shown that there are multiple fractures in the specimens starting with their surface under the stresses that exceed the endurance limit significantly. At stresses close to the endurance limit, the fatigue crack in the specimens, which underwent fracture under the smaller number of loading cycles, initiates from the material surface, while at large durations it occurs under the material surface.

Введение. В связи с необходимостью замены на предприятиях Украины алюминиевых сплавов производства России на другие зарубежные аналоги возникла необходимость проведения усталостных испытаний алюминиевого сплава 2219, относящегося к системе Al-Cu-Mn с дополнительным легированием рядом тугоплавких элементов.

К настоящему времени экспериментально установлено проявление неустойчивости процесса усталости, что объясняют неодинаковым развитием циклической пластической деформации в зависимости от уровня циклической нагрузки. Неустойчивость выражается в виде существенного разброса долговечности образцов, либо наличия перегибов или ступенек на кривой усталости при напряжениях, близких к общепринятому пределу выносливости. Такую неустойчивость связывают с изменением механизма зарождения или распространения усталостных трещин. Для алюминиевых сплавов в области напряжений, соответствующих долговечности $5 \cdot 10^5 \dots 2 \cdot 10^6$ цикл, наблюдается начало существенного разброса числа циклов до разрушения образцов [1, 2], которое продолжается и при более низких напряжениях. Аналогичное начало значительного разброса долговечности наблюдали и при испытаниях высокопрочных сталей [3-8 и др.]. Разрыв кривой усталости наблюдается в основном при наличии очага разрушения под поверхностью образца. Однако нет универсальной границы, когда преобладают одни, либо другие механизмы зарождения трещины, и возможно зарождение трещины под поверхностью при напряжениях, характерных не только для гигацикловой, но и для многоциклового области усталости.

Целью работы было получение данных о сопротивлении усталости сплава 2219 и установлении особенностей зарождения усталостных трещин в зависимости от величины действующих напряжений.

Материал и методика исследования. Образцы с диаметром рабочей части 7 мм были изготовлены из заготовок, вырезанных из плиты вдоль и поперек направления прокатки по отношению к оси образца. Микроструктурный анализ показал, что вдоль направления прокатки зерна сильно деформированы, ориентированы параллельно направлению прокатки и состоят из многочисленных деформационных групп. Поперек направления прокатки также наблюдается вытянутость зерен, но в меньшей степени. Это объясняется тем, что при прокатке листов деформирование происходит в основном в направлении прокатки, в меньшей степени – в направлении, перпендикулярном к нему, т.е. по ширине листа. Указанные различия в структуре приводят к анизотропии свойств и влияют на механические характеристики сплава в зависимости от направления вырезки образцов относительно направления прокатки при различных видах испытаний.

Механические характеристики сплава при комнатной температуре: поперек прокатки $E = 73,7$ ГПа; $\sigma_B = 474$ МПа; $\sigma_{0.2} = 360$ МПа; $\delta = 8,5\%$; вдоль прокатки $E = 73,7$ ГПа; $\sigma_B = 461$ МПа; $\sigma_{0.2} = 369$ МПа; $\delta = 7,1\%$. Изменение пределов прочности и

текучести в зависимости от направления прокатки разнонаправленное и не превышает 3 %. Для модулей упругости такая зависимость отсутствует.

С целью определения характеристик сопротивления усталости испытания проводили в резонансном режиме нагружения на машине с электромагнитным силовозбудителем при синусоидальном циклическом нагружении в «мягком» режиме при симметричных и отнулевых циклах напряжений (коэффициенты асимметрии циклов $R=-1$ и $R=0$). Частота нагружения составляла 87 Гц. Для назначения и поддержания задаваемого уровня нагрузки применялась система управления испытательной машиной с использованием разработанного комплекса анализа и управления сигналом, задающим частоту и амплитуду колебаний с помощью персонального компьютера. Точность поддержания уровня нагрузки составляет ± 1 МПа.

Результаты испытаний и их обсуждение. Кривые усталости образцов при симметричных циклах нагружения в координатах амплитуда напряжения цикла σ_a – число циклов до разрушения N приведены на рис. 1. Кривые построены по уравнению, предложенному в [9],

$$\sigma_a = \sigma_0 + \frac{C_f}{\sqrt{N}},$$

где σ_a – амплитуда переменных напряжений, σ_0 – предел выносливости на неограниченной базе, N – число циклов до разрушения, C_f – параметр кривой усталости.

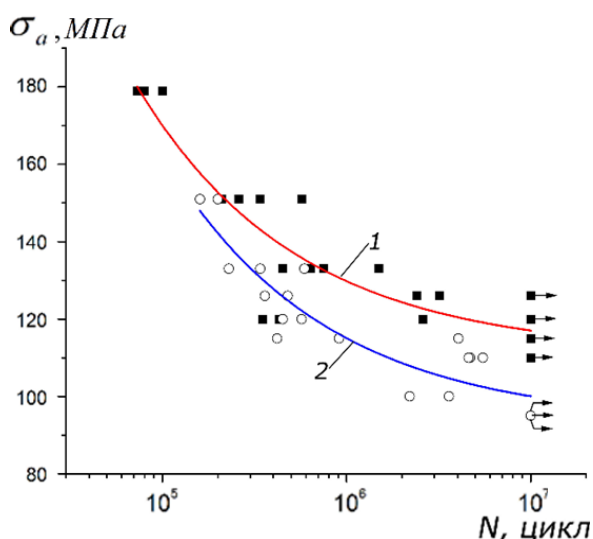


Рис. 1. Кривые усталости образцов при $R = -1$: 1 – вдоль, 2 – поперек направления прокатки.

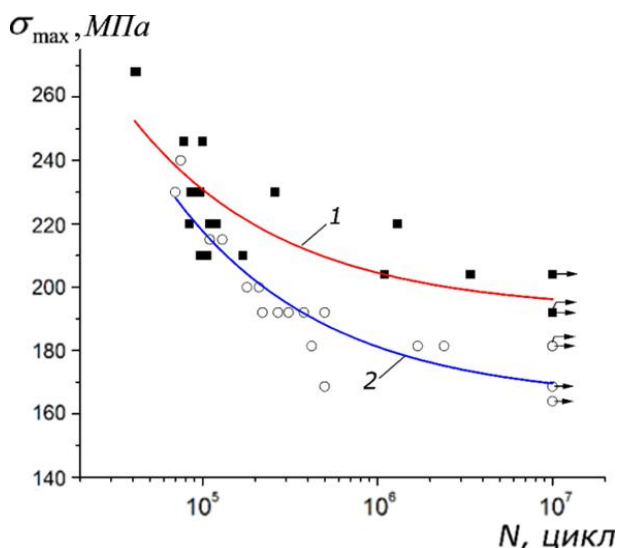


Рис. 2. Кривые усталости образцов при $R = 0$: 1 – вдоль, 2 – поперек направления прокатки.

Из результатов испытаний следует, что предел выносливости на базе $1 \cdot 10^7$ циклов образцов с направлением оси образца вдоль прокатки составляет $\sigma_{-1} = 115$ МПа, а для образцов с направлением оси поперек прокатки $\sigma_{-1} = 95$ МПа. Кривые усталости при отнулевых циклах нагружения в координатах максимальное напряжение цикла σ_{\max} – число циклов до разрушения N приведены на рис. 2. При этом виде испытаний предел выносливости на базе $1 \cdot 10^7$ циклов для образцов с направлением оси образца вдоль прокатки составляет $\sigma_{\max} = 192$ МПа, а для образцов с направлением оси поперек прокатки – $\sigma_{\max} = 164$ МПа.

Необходимо отметить, что для обоих видов нагружения при относительно высоких уровнях напряжений (соответствующих числу циклов до разрушения $5 \cdot 10^4 \dots 5 \cdot 10^5$) характерен небольшой разброс по долговечности. Долговечность

образцов с направлением оси как вдоль, так и поперек прокатки практически одинакова и кривые усталости сближаются.

В связи с большим разбросом по долговечности на уровнях напряжений, близких к пределу выносливости, был проведен фрактографический анализ изломов соответствующих образцов. Особое внимание уделяли очагам разрушения.

При повышенной нагрузке ($\sigma_a = 150$ МПа), соответствующей области с малым разбросом долговечности образцов, наблюдалось многоочаговое зарождение усталостных трещин (рис.3).

На рис. 4 представлены фрактографии изломов при симметричных циклах нагружения образцов с направлением оси поперек прокатки и одинаковой амплитуде напряжений 115 МПа. Как видно, при меньшей долговечности ($N = 4,2 \cdot 10^5$ цикл) очаг зарождения усталостной трещины расположен на поверхности металла, магистральная усталостная трещина развивалась от очага, отмеченного на рисунке, хотя в изломе наблюдались несколько других очагов, трещины от которых почти сразу сливались с магистральной. В случае большей долговечности ($N = 4 \cdot 10^6$ цикл) очаг расположен под поверхностью, магистральная усталостная трещина развивалась от очага 1, несмотря на небольшие второстепенные очаги.

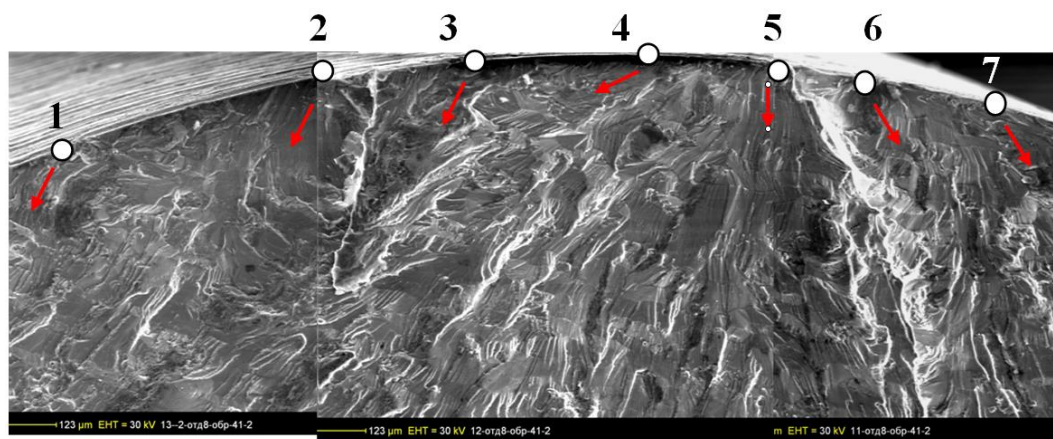
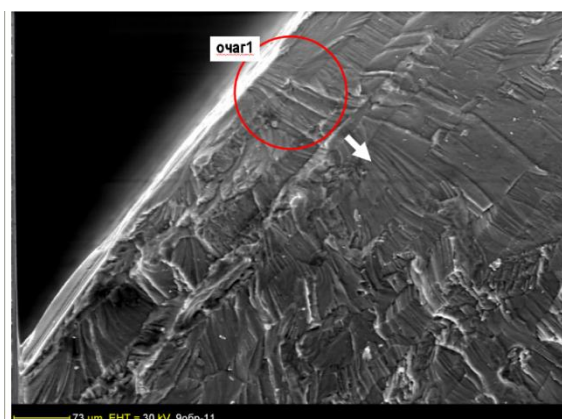
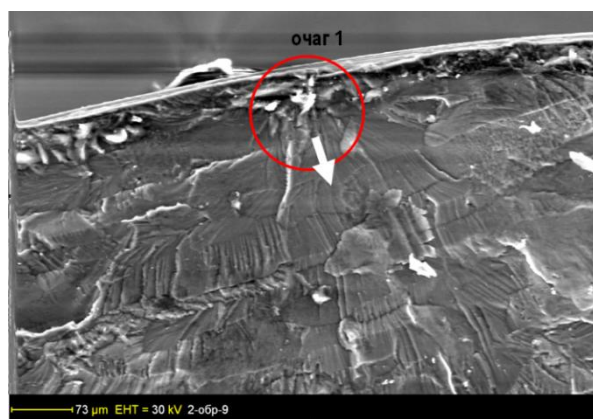


Рис. 3. Фрактография усталостного излома, $R = -1$: $\sigma_a = 150$ МПа, $N = 2,6 \cdot 10^5$ цикл. Цифрами обозначены очаги разрушения.



а



б

Рис. 4. Фрактографии усталостных изломов. образцы поперек направления прокатки, $R = -1$, $\sigma_a = 115$ МПа: а - $N = 4,2 \cdot 10^5$ цикл, б - $N = 4 \cdot 10^6$ цикл.

Аналогичные результаты были получены в результате фрактографического анализа образцов с направлением оси вдоль прокатки и отнулевых циклах нагружения.

На основании результатов испытаний на усталость и фрактографических исследований можно сделать следующие выводы:

1. При повышенной нагрузке наблюдается многоочаговое зарождение усталостной трещины. Механизм зарождения схожий как для образцов, вырезанных вдоль, так и поперек направления прокатки. Вероятно, этим обусловлено то, что образцы разрушались с небольшим разбросом по долговечности.

2. При нагрузке, близкой к пределу выносливости, характерной для возможного разрыва кривой усталости, в зависимости от долговечности наблюдались различные механизмы разрушения. При меньших долговечностях зарождение трещины происходило от поверхности материала образцов, для больших долговечностей – под поверхностью.

Литература

1. Шабалин В.И. О разрыве кривых усталости дуралюмина // Докл. АН СССР. 1958.- Т.22, №4.- С.600-604.
2. Finney J.M. Notched and unnotched fatigue characteristics of aluminum-zinc-magnesium alloy of unusual strength // J. Inst. Metals. - 1963. -**92**. - P. 30-31.
3. Ochi Y., Matsumura T., Masaki K. and Yoshida S. High cycle rotating bending fatigue property in very long life regime of high strength steels // Proc. Intern. Conf. on Fatigue in Very High Cycle Regime. Eds. S. Stanzl-Tschegg. H. Mayer. 2-4 July, 2001. - Vienna, Austria, Inst. of Meteorology and Physics. - P. 81-88.
4. Proc. Third International Conference on Very High Cycle Fatigue // Ritsumeikan University. Kusatsu, Japan. September 16-19, 2004. - 689 p.
5. Mayer H., Haydn W., Schuller R., Issler R., Furtner B. and Bacher-Höchst M. Very high cycle fatigue properties of bainitic high carbon–chromium steel // Int. J. Fatigue.- 2009. - **31**, No 2. - P. 242-249.
6. Makino T. The effect of inclusion geometry according to forging ratio and metal flow direction on very high-cycle fatigue properties of steel bars // Int. J. Fatigue. – 2008.- **30**, No 8.- P. 1409-1418.
7. Sohar C.R., Betzwar-Kotas A., Gierl C., Weiss B., and Danninger H. Gigacycle fatigue behavior of a high chromium alloyed cold work tool steel // Int. J. Fatigue.- 2008. - **30**, No 7. P. 1137-1149.
8. Huang Z.Y., Wagner D., Bathias C. et al. Cumulative fatigue damage in low cycle fatigue and gigacycle fatigue for low carbon–manganese steel // Int. J. Fatigue.- 2011.- **33**, No 2.- P. 115–121.
9. Яковлева Т.Ю. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. – Киев: Наукова думка, 2003. – 236 с.

ЕКСПЛУАТАЦІЙНА ПОШКОДЖЕНІСТЬ ТА ЇЇ ВПЛИВ НА ОПІР КРИХКОМУ РУЙНУВАННЮ СТАЛЕЙ ПОРТОВИХ КРАНІВ

О. О. Немчук, П. О. Семенов, О. А. Нестеров

Морський національний університет, Одеса, Україна

Abstract. Degradation of the mechanical properties of operated portal crane rolled steel is studied. Impact strength *KCV* of the transverse specimens relative to the rolling direction is lower than the longitudinal ones and a strong dependence between the assessed level of in-service stresses and a drop of *KCV* level is established. Fractography analysis showed that the *KCV* decrease is connected with the intensive microdelamination along the rolling direction.

Вступ.

Понаднормова експлуатація портових кранів в режимі інтенсивного циклічного навантаження загострює проблему зниження їх роботоздатності через деградацію фізико-механічних властивостей металу порівняно з вихідним станом, які принципово важливі для обґрунтування продовження експлуатації конструкцій. Головно це характеристики крихкого руйнування, для прикладу, ударна в'язкість. Зазначимо, що основним конструкційним елементом портових кранів є сталевий фасонний прокат, відповідно, при оцінюванні експлуатаційної деградації сталей слід враховувати текстуру металу, спричинену її вальцюванням [1, 2].

Розглядають різні стадії експлуатаційної деградації сталей, серед яких найнебезпечнішою вважають розвиток мікропошкоджень. Цей чинник ускладнює аналіз механічних властивостей, оскільки попри реальне зменшення опору крихкому руйнуванню може приводити до нетипового, з одного боку, зниження міцності та твердості, а з іншого – до зростання відносного видовження.

Відомо також, що експлуатаційне наводнювання сталей інтенсифікує їх пошкодженість. У цьому зв'язку зазначимо, що морську атмосферу теж вважають наводнювальним середовищем [3], відповідно її слід розглядати агресивною не тільки з огляду корозії металу на поверхні елемента конструкції, але й розвитку пошкоджень “в об'ємі матеріалу”.

Такі підходи в оцінюванні експлуатаційної деградації розвиваються і стосовно сталей морського перевантажувального обладнання [4–6]. Мета даної роботи – проаналізувати роль експлуатаційної мікропошкодженості у формуванні опору крихкому руйнуванню вальцованих сталей портального крану урахуванням текстури матеріалу.

Методичні особливості експериментальних досліджень.

Об'єкт досліджень – морський портальний кран марки «Сокіл» після 33 років експлуатації, матеріал конструкції – листова низьковуглецева ферито-перлітного класу сталь марки St-38b-2 (вітчизняний аналог сталь СтЗсп). Вибрали низку характерних вузлів з профільним прокатом різної товщини t : нижня полиця хобота 16 мм, задня полиця стріли 12 мм, верхня полиця коромисла противаги 10 мм, права стінка колони в районі кронштейна корневих шарнірів 10 мм, задня стінка колони над машинним відділенням 25 мм. Для кожного з вибраних вузлів виділили дві ділянки, для яких, з одного боку, оцінили відносний рівень експлуатаційного навантаження, а з іншого – ударну в'язкість.

Розрахунковим та експериментальним тензометричними методами [7] визначали розмах напружень $\Delta\sigma_e$ на поверхні листового прокату вибраних вузлів за навантаження крана, близького до експлуатаційного. Схема навантаження моделювала не лише граничну вагу вантажу 32 т на заданому вильоті стріли, але й розгін механізму підйому та його поворот. Цим максимально наближали умови навантаження під час тензометрії до граничних експлуатаційних. Оскільки реальне навантаження крана було, очевидно,

меншим, то нижчим був і усереднений експлуатаційний рівень напружень. Однак співвідношення між σ_e для різних вузлів крана повинно зберігатися.

Металографічний структури та макрофрактографічний аналіз зламів проводили на оптичному мікроскопі Neophot-21, а мікрофрактографічний – на сканувальному електронному мікроскопі Carl Zeiss EVO-40XVP.

Залежність опору крихкому руйнуванню від рівня експлуатаційної напруженості.

Результати експериментів наведені в таблиці та на рис. 1.

Таблиця. Рівень KCV сталі різних елементів крану, Дж/см²

Позначення	Елемент крану	$\Delta\sigma_e$, МПа	Зразки	
			Повздовжні	Поперечні
1	Нижня полиця хобота	130	159	60
2		110	220	95
3	Задня полиця стріли	48	299	114
4		55	310	123
5	Верхня полиця коромисла	45	303	127
6		50	363	177
7	Права стінка колони	120	150	45
8		145	189	53
9	Задня стінка колони	70	227	125
10		100	312	137

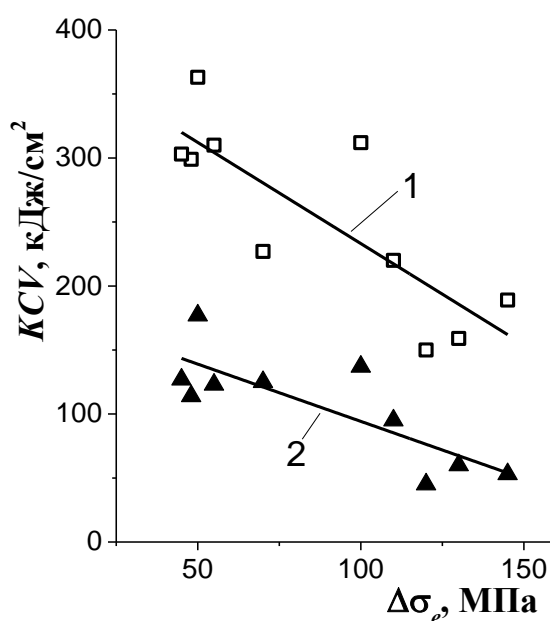


Рис. 1. Залежності KCV – $\Delta\sigma_e$ для повздовжніх (1) і поперечних (2) зразків, вирізаних з різних ділянок крана.

Отриманий нижчий рівень ударної в'язкості KCV_c поперечних зразків у порівнянні з повздовжніми (KCV_l) загальновідомий для вальцованих сталей, в нашому випадку він зберігається і у випадку досліджень експлуатаційної деградації сталі та узгоджується з літературними даними для експлуатованого металу [8, 9]. Зазначають також, що експлуатаційна деградація металу посилює відмінності у значеннях KCV_c та KCV_l . Це однозначно вказує, що деградація металу нерівномірна, вона інтенсивніша в площині вальцювання, що слід пов'язувати зі схильністю сталі до розшарування в результаті тривалої експлуатації крана.

Фрактографічні дослідження експлуатаційного розшарування.

Порівнювали фрактографічні особливості руйнування зразків з двох ділянок крана, випробуваних на ударну в'язкість. Їх вирізали із найслабше (поз. № 6) і найсильніше (поз. № 7) навантажених під час експлуатації елементів крану. Виділили ділянку зламу одразу за концентратором напружень, яка характеризувала початковий етап руйнування зразка. Стартовий ділянці властивий типовий для ударних випроб таких сталей в'язкий механізм із формуванням ямкового рельєфу (рис. 2).

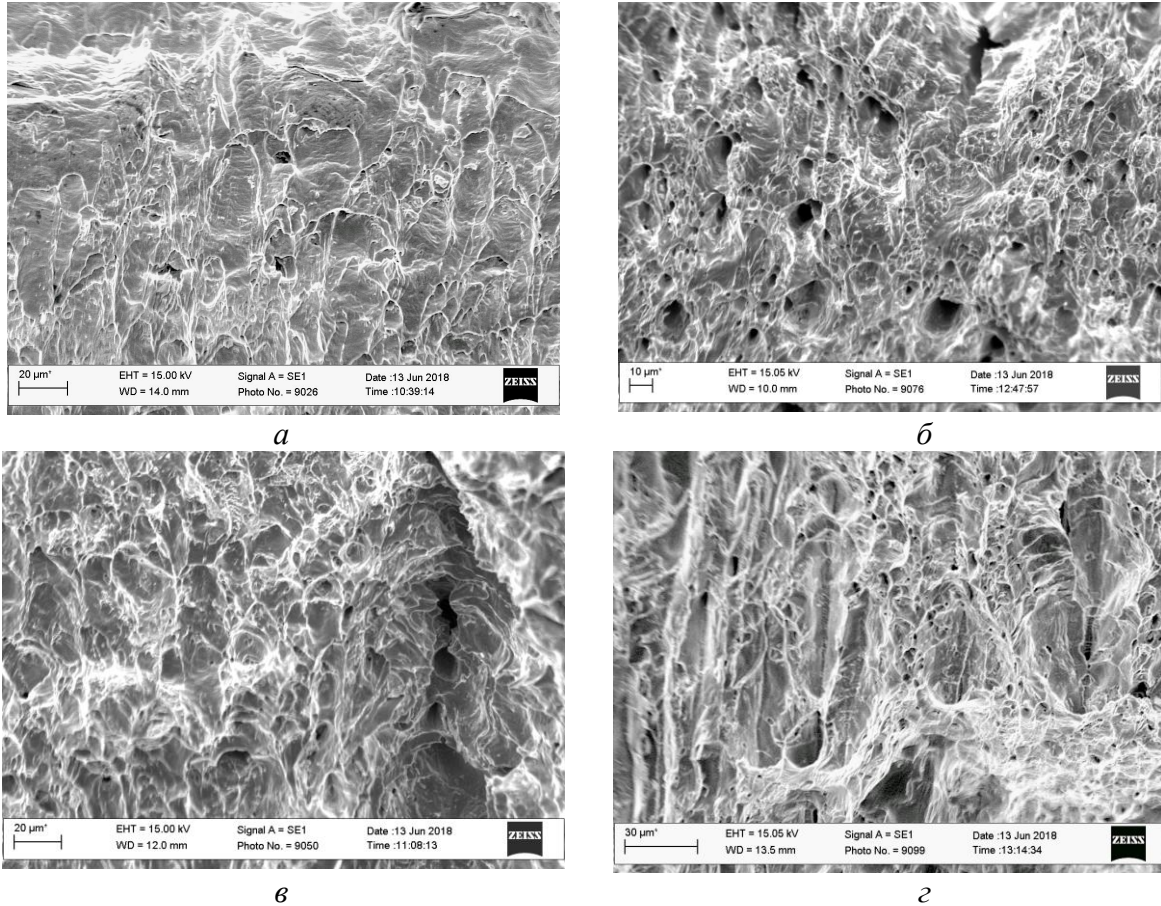


Рис. 2. Мікрофрактограми зламів поблизу концентратора напружень повздовжнього (а, б) і поперечного (в, г) зразків, вирізаних із елементів № 6 (а, в) і № 7 (б, г).

Однак відзначили певні відмінності для зразків різної орієнтації. На зламах повздовжніх зразків виявили плиткі ямки параболічної форми (рис. 2а, б), причому незалежно від рівня експлуатаційних напружень під час експлуатації елемента. На мікрорівні це ознака домінування зсувного механізму деформування металу аж до руйнуванням перетинок між порами. Спостерігали також сліди від включень на зламах у формі доволі великих за розмірами (до 7 мкм) та ще й глибоких ямок. На зламі зразка з металу менш навантаженого елемента (поз. № 6) такі ямки траплялися рідше (рис. 2), тоді як на зламі зразка з максимально навантаженого елемента (поз. № 7) вони домінували (рис. 2б). Звідси зробили висновок, що саме експлуатаційні навантаження відповідальні за декогезію включень від матриці.

У рельєфі зламу поперечних зразків (рис. 2в, г) домінували довгі розшарування в напрямі руйнування, що виникли ще на етапі експлуатації металу вздовж меж неметалевих включень з матрицею. На їх дні спостерігали чіткі сліди цих включень. Розташовані між розшаруваннями прошарки неушкодженого металу поділили робочий переріз зразка на тонкі фрагменти. В межах цих прошарків руйнування відбувалося шляхом утворення об'ємніших, ніж на зламах повздовжніх зразків, практично рівновісних та дрібніших ямок, сформованих за механізмом відриву. В більший мірі це стосувалося зламу металу, експлуатованого за жорсткіших силових умов експлуатації

(рис. 2з). Відповідно для металу, експлуатованого за нижчого рівня навантаження (рис. 2в), зсувна природа формування ямок залишалася відчутнішою.

Висновки.

1. Тривала експлуатація крану інтенсивніше знижує ударну в'язкість поперечних зразків, ніж повздовжніх, вирізаних вздовж напрямку вальцювання прокату. Це свідчення інтенсивнішої деградації металу вздовж волокон мікроструктури, що посилює схильність металу до розшарування.

2. Виявлена узгодженість рівня експлуатаційних напружень в конструкційних елементах крану з опором крихкому руйнуванню та виявленими фрактографічними ознаками експлуатаційної деградації сталі: що вищий рівень напружень в елементі під час експлуатації, то нижчий рівень опору крихкому руйнуванню та чіткіше візуалізувалися мікророзшарування в металі між матрицею і витягнутими вздовж волокон текстури вальцювання неметалевими включеннями.

Список використаної літератури

1. Діагностика водневого макророзшарування в стінці гину труби системи магістральних газопроводів / Л. Є. Харченко, О. Є. Кунта, О. І. Звірко, Р. С. Савула, З. А. Дурягіна // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2015. – № 4. – С. 84–90.
2. Вплив текстури експлуатованих сталей газопроводів на їх опір крихкому руйнуванню / О. І. Звірко, Н. В. Крет, О. Т. Цирульник, Т. П. Венгринюк // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2018. – 54, № 3. – С. 101–106.
3. Hydrogen entry into steel during atmospheric corrosion process / T. Tsuru, Y. Huang, M. R. Ali, A. Nishikata // Corrosion Science. – 2005. – 47, № 10. – P. 2431–2440.
4. Решенко І.О., Фуртатов Ю.В. Деградація розрахункових металоконструкцій порталних кранів в умовах тривалої наднормативної експлуатації // Машинознавство. – 2011. – № 9 – 10. – С. 36–40.
5. Немчук О. О. Особливості діагностування технічного стану сталей портового перевантажувального обладнання // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2017. – 53, № 6. – С. 116–118.
6. Немчук О. О. Вплив експлуатаційного навантаження на корозійну тривкість сталі морського порталного крана // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2018. – № 5. – С. 121–125.
7. Немчук А. О., Стариков М. А. Определение остаточного ресурса металлоконструкций козлового крана // Тр. Одесск. политехн. ун-та. – 2008. – Вып. 2 (30). – С. 36–39.
8. Krasowsky A. Y., Dolgiy A. A., and Torop V. M. Charpy testing to estimate pipeline steel degradation after 30 years of operation // Proc. “Charpy Centary Conference”, Poitiers. – 2001. – Vol. 1. – P. 489–495.
9. Nykyforchyn H. M., Zvirko O. I., Tsyrlunyk O. T. Hydrogen assisted macrodelamination in gas lateral pipe // Procedia Structural Integrity. – 2016. – Vol. 2. – P. 501–508.

ЕКСПРЕС-МЕТОД ДЕГРАДАЦІЇ СТАЛЕЙ ТРУБОПРОВОДІВ

Г. М. Никифорчин, О. Т. Цирульник, О. І. Звірко, Н. В. Крет

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

Abstract. The experimental express method that consists in the artificial deformation aging of preliminary electrolytically hydrogen charged metal and combines different mechanisms of degradation (deformation aging, aging and development of dissipated damaging) has been developed for degradation simulation of pipeline steels.

Вступ. Для матеріалів тривалої експлуатації, зокрема, нафто- та газопроводів, важливо враховувати деградацію їх властивостей порівняно з вихідним станом. Водночас важливим аспектом у прогнозуванні експлуатаційної деградації матеріалів є її лабораторне моделювання, що особливо актуально для нових матеріалів, технологій виготовлення чи оброблювання, коли відсутня достатня база даних зміни вихідних властивостей під час експлуатації. Відомий стандартизований експрес-метод [1], яким у лабораторних умовах імітують зміну механічних властивостей сталей внаслідок експлуатації. Він полягає у попередньому (на 10%) пластичному деформуванні металу з подальшим відпуском при 250°C упродовж 1 год, що спричиняє деформаційне старіння матеріалу (утворення на дислокаціях хмар Котрелла [2], зокрема, вуглецю, що зменшує їхню рухливість). Це зміцнює метал, однак знижує його пластичність та опір крихкому руйнуванню. На низці модельних прикладів обґрунтовано роль водню в деградації сталей, яка полягає в інтенсифікації розвитку мікропошкодженості і, тим самим, зниженні опору сталей крихкому руйнуванню, а також розвинуто експериментальний метод моделювання деградації металу, який враховує його наводнювання.

В даній роботі розвинуто експериментальний експрес-метод експлуатаційної деградації сталей магістральних трубопроводів.

Методичні особливості експериментальних досліджень. Об'єкт досліджень – трубна сталь API 5L X52 (аналог вітчизняної сталі типу 17ГС), яку десятки років тому широко використовували для побудови магістральних нафтогазопроводів. Відповідно для таких сталей накопичена найбільша база даних їхньої експлуатаційної деградації [7].

Відомий стандартизований метод [1], який базується лише на деформаційному старінні металу, модифікували додатковим попереднім електролітичним наводнюванням зразків [3–6]. Таким чином, пластично деформували наводнений метал і допускали, що це обумовить розвиток мікропошкодженості, що, своєю чергою, спричинить зниження опору крихкому руйнуванню, характерне для тривало експлуатованих трубних сталей [7].

Досліджували сталь X52 труб запасу та магістрального газопроводу, який експлуатували 30 років. З труби запасу магістрального газопроводу діаметром 408 мм та товщиною стінки 12 мм вирізали в осьовому напрямі заготовки розміром 10×6×220 мм. Випробовували дві серії заготовок: одну піддали деградації за стандартизованим методом штучного деформаційного старіння (ШДС) згідно з ГОСТ 7268-82 [1], а до іншої застосували запропонований метод з попереднім електролітичним наводнюванням та наступним штучним деформаційним старінням (ПЕН+ШДС). Заготовки першої серії навантажували розтягом до різного рівня деформації ε (5–10%), а потім відпускали при 250°C впродовж 1 год. Заготовки другої серії наводнювали у лужному електроліті (0,1 N водний розчин NaOH) за постійного струму густиною 50 мА/см² при температурі 70°C впродовж 100 год. Застосовували поміркований режим наводнювання для забезпечення, з одного боку, насичення воднем усього об'єму зразка, а з іншого – запобігання розвитку в металі пошкоджень під час наводнювання. Наступна стадія у процедурі лабораторної деградації металу – навантаження розтягом наводнених заготовок до певного рівня деформації ε . Далі їх

відпускали при 250°C впродовж 1 год. для реалізації ШДС, а також екстракції водню із металу. Із заготовок виготовляли циліндричні зразки з робочою частиною діаметром 5 мм та довжиною 25 мм для визначення границь плинності $\sigma_{0,2}$ та міцності σ_B , відносних звуження ψ і видовження δ , а також зразки Шарпі для визначення ударної в'язкості KCV . Аналізували також відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ як показник резерву пластичності металу, що регламентується під час виготовлення труб.

Апробація експрес-методу деградації трубних сталей. Результати впливу експлуатації впродовж 30 років та різних методів лабораторної деградації на механічні властивості сталі X52 порівняно зі значеннями для вихідного стану (труби запасу) і подано у вигляді діаграм. Випробу зразків з першої серії заготовок показали, що ШДС по-різному діє на механічні властивості: суттєво інтенсифікує деформаційне зміцнення, що спричиняє перевищення гранично допустимого значення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ (рис. 1) та різке зниження відносного видовження (рис. 2а), чого зазвичай не спостерігали під час дослідження експлуатованого металу [7–10]. Водночас ШДС на ψ істотно не впливає (рис. 2б).

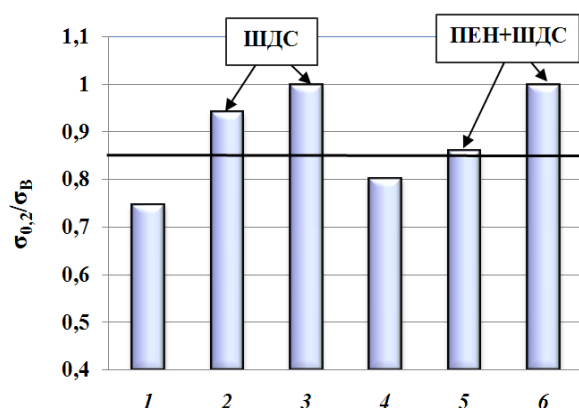


Рис. 1. Відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ для сталі X52 у вихідному стані (1) та його зміна відносно вихідного стану після лабораторних методів деградації (2, 5 – попередня пластична деформація (ППД) 5%; 3, 6 – ППД 10% та після тривалої експлуатації (4); 3 – ШДС згідно з ГОСТ 7268-82. Лінією позначено гранично допустиме значення.

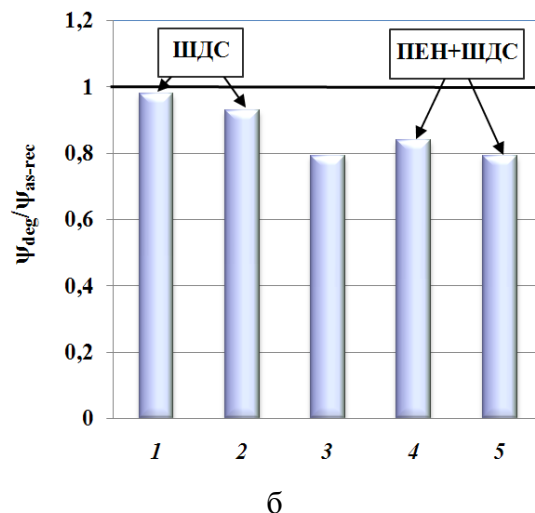
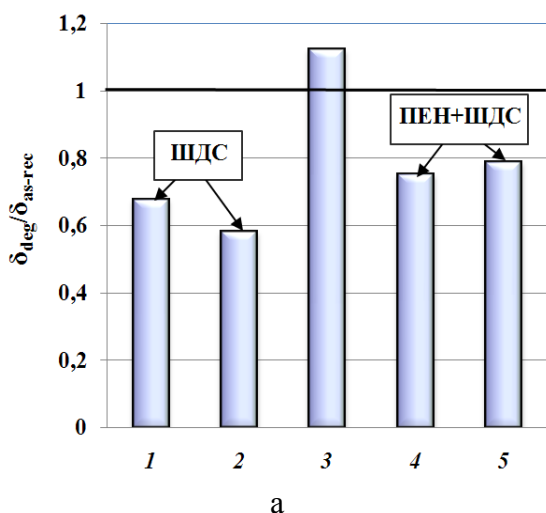


Рис. 2. Зміни показників δ (а) і ψ (б) для сталі X52 після лабораторних методів деградації (1, 4 – ППД 5%; 2, 5 – ППД 10%) та після тривалої експлуатації (3) відносно їх значень у вихідному стані (лінія); 2 – ШДС згідно з ГОСТ 7268-82.

Вплив ШДС на ударну в'язкість слабший порівняно із дією тривалої експлуатації (рис. 3). Отримані результати за зміною механічних властивостей дослідженої сталі

вказують на те, що ШДС наводненого металу, особливо згідно з ГОСТ 7268-82, не узгоджуються із закономірностями впливу експлуатаційної деградації на механічну поведінку: спричиняє ріст $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ вище гранично допустимого; вплив на відносне звуження несуттєвий, а на ударну в'язкість істотно менший, ніж експлуатації; спричиняє занадто сильне зниження відносного видовження, а за використання методики згідно з ГОСТ 7268-82 – нижче гранично допустимого рівня.

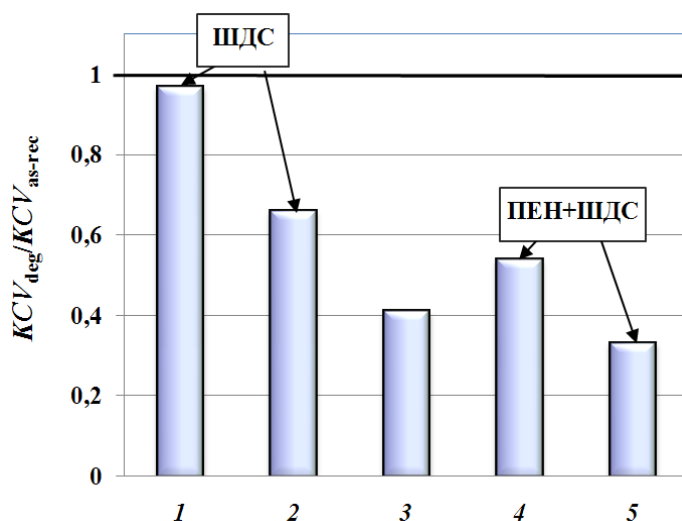


Рис. 3. Зміни показників KCV для сталі X52 після лабораторних методів деградації (1, 4 – ППД 5%; 2, 5 – ППД 10%) та після тривалої експлуатації (3) відносно їх значень у вихідному стані (лінія); 2 – ШДС згідно з ГОСТ 7268-82.

Отже, методика ШДС конструкційних сталей, згідно з ГОСТ 7268-82, не забезпечує тих змін механічних властивостей, які спостерігали за реальних умов експлуатації, тому її використання для імітації експлуатаційної деградації трубних сталей у лабораторних умовах обмежене. У запропонованому методі ПЕН+ШДС низький рівень попередньої пластичної деформації (ППД) зумовлює очікувано істотно меншу зміну δ і $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ порівняно із ШДС. Однак, отримали суттєво сильніше зниження іншої характеристики пластичності – ψ , а особливо KCV . Тобто, під час застосування деформаційного старіння наводненого металу одержали результати, близькі до властивостей експлуатаційного металу: без різкого зростання $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, якщо ППД $\leq 5\%$; вплив на відносне звуження та ударну в'язкість співмірний з дією експлуатації; занадто сильне зниження відносного видовження, однак менше, ніж за використання методики згідно з ГОСТ 7268-82, і не нижче гранично допустимого рівня.

Очевидно, під час ШДС у наводненому металі паралельно відбувався інший процес його окрихчення – розвиток розсіяної пошкоженості, і саме це, подібно як за тривалої експлуатації, зумовлює співмірні зміни механічних властивостей сталі.

Отже, ШДС наводненого металу реальніше відтворює сукупність всіх фізичних процесів експлуатаційної деградації металу порівняно із ШДС ненаводненого металу. Насамперед, це пов'язано із специфічною дією впродовж активного навантаження абсорбованого металом водню, який, окрім інтенсифікації деформаційного старіння (першої фази експлуатаційної деградації – зменшення відносного звуження і видовження, ударної в'язкості, збільшення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$), ініціює також і розвиток розсіяної пошкоженості (другої фази експлуатаційної деградації – збільшення відносного видовження, зменшення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ і подальшого зниження ударної в'язкості) [10].

Висновки. Методика штучного деформаційного старіння сталі X52 за ГОСТ 7268-82 спричиняє істотне підвищення відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ (вище гранично допустимого рівня, згідно з ГОСТ 31447-2012), а також незначне окрихчення металу, що проявляється неістотним зниженням відносного звуження та ударної в'язкості. Це вказує на певні обмеження її застосування з огляду на сильно виражене деформаційне

зміцнення сталі, чого не досягається за реальних умов експлуатації трубних сталей. Запропоновано новий метод моделювання експлуатаційної деградації трубних сталей за кліматичних температурних умов, який полягає у штучному деформаційному старінні попередньо електролітично наводненого металу і поєднує різні механізми деградації (деформаційного зміцнення, старіння та розвитку розсіяної пошкодженості). Цей метод викликає за менших рівнів попереднього пластичного деформування і, відповідно, незначного зростання $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ лабораторно деградованої сталі співмірне зниження характеристик пластичності та різке зменшення ударної в'язкості, подібно до результатів випроб експлуатованих трубних сталей.

Робота виконана за часткової підтримки проекту М/1835–2019 МОН України „Розроблення експрес-методу лабораторної симуляції експлуатаційної деградації конструкційних сталей енергетики для оцінювання їх схильності до корозійного розтріскування”.

Список використаної літератури

10. ГОСТ 7268-82. Сталь. Метод определения склонности к механическому старению по испытанию на ударный изгиб. – М.: Изд-во стандартов, 1982. – 4 с.
11. Cottrell A. H., Bilby B. A. Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron // Proc. of the Physical Soc. Sec. A. – 1949. – 62. – P. 49–62.
12. Метод лабораторної деградації конструкційних сталей / О. Т. Цирульник, Н. В. Крет, В. А. Волошин, О. І. Звірко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2017. – т. 53, № 5. – С. 85–93.
13. Патент 85446 Україна: МПК51 G01N 3/56. Спосіб моделювання експлуатаційної деградації конструкційних сталей магістральних трубопроводів / Г. М. Никифорчин, О. Т. Цирульник, В. А. Волошин, О. І. Звірко, М. І. Греділь. – Опубл. 25.11.13; Бюл. № 22.
14. Stress corrosion cracking of gas pipeline steels of different strength / О. І. Zvirko, S. F. Savula, V. M. Tsependa, G. Gabetta, H. M. Nykyforchyn // Proc. Struct. Integrity. – 2016. – Vol. 2. – P. 509–516.
15. Діагностування схильності трубної сталі до деградації властивостей внаслідок тривалої експлуатації / Г. М. Никифорчин, О. Т. Цирульник, О. І. Звірко, В. А. Волошин // Техн. диагностика и неразрушающий контроль. – 2016. – № 3. – С. 33–37.
16. Технічна діагностика матеріалів і конструкцій: довідн. пос. / Під заг. ред. З. Т. Назарчука. Т. 1: Експлуатаційна деградація конструкційних матеріалів / Є. І. Крижанівський, О. П. Осташ, Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, П. В. Ясній. – Львів: Простір-М, 2016. – 360 с.
17. Nykyforchyn H. M., Kurzydowski K.-J., Lunarska E. Hydrogen degradation of steels under long-term in-service conditions / **Eds.:** S. A. Shipilov, R. H. Jones, J.-M. Olive, R. B. Rebak // Environment-Induced Cracking of Materials. Prediction, Industrial Developments and Evaluations. – Amsterdam: Elsevier, 2008. – Vol. 2. – P. 349–361.
18. In-service degradation of gas trunk pipeline X52 steel / G. Gabetta, H. M. Nykyforchyn, E. Lunarska, P. P. Zonta, O. T. Tsyurulnyk, K. Nikiforov, M. I. Hredil, D. Yu. Petryna, T. Vuherer // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – 44, № 1. – С. 88–99.
19. Environmentally assisted “in-bulk” steel degradation of long term service gas trunkline / H. Nykyforchyn, E. Lunarska, O. T. Tsyurulnyk, K. Nikiforov, M. E. Genarro, G. Gabetta // Eng. Failure Analysis. – 2010. – 17. – P. 624–632.

ЗАКОНОМІРНОСТІ ДИСКРЕТНИХ ДЕФОРМАЦІЙ ПІД ЧАС ПРУЖНОГО ДЕФОРМУВАННЯ ЗРАЗКІВ СТАЛІ Х18Н10Т ЯК ЧИННИК ПОШКОДЖУВАНOSTI

Г.Г. Писаренко, О.В. Войналович*, А.М. Майло

Інститут проблем міцності імені Г.С. Писаренка НАН України

*Національний університет біоресурсів і природокористування України

In this paper present statistical characteristics of the distribution of discrete deformations on the surface of laboratory samples from steel H18N10 with the use of digital surface images. The change in the structure of the deformation relief is reflected in the change in the characteristics of the distribution of deformation defects. The statistical characteristics of the distribution of discrete deformations of the sample in the range of macro-elastic deformations describe the kinetics of the accumulation of microplastic deformations at the stage of non-localized damage to the structural steel during uniaxial tension

Вступ. Процеси деформування за механічного навантажування полікристалічного конструкційного матеріалу інтенсивніше розвиваються в поверхневому шарі, що обумовлено особливостями його будови. На поверхні матеріалу формується рельєф обумовлений розвитком локалізованих зсувів площин ковзання. Система розгалужених смуг ковзання утворює на поверхні деформаційний рельєф, структура якого характерна для кожного етапу навантаження. Зміна структури рельєфу відображається в зміні параметрів розподілу характеристик деформаційних дефектів. Статистичні характеристики яких на поверхні під час деформування дозволяють контролювати зміну параметрів розподілу дискретних деформацій матеріалу.

Під час опромінення деформованої поверхні когерентним променем з гаусівським розподілом інтенсивності яскравості, формується поле спеклів (світлі п'ятна на темному фоні) з дискретним розподілом інтенсивності розсіяного опромінення [1]. Кількісна оцінка дефектів поверхні виконується шляхом аналізу зображення структури спеклів. Відбитий від неоднорідної поверхні промінь когерентного джерела світла відображає поточний стан фізико-механічних властивостей матеріалу. Параметри розподілу спекл структур на поверхні матеріалу можуть використовуватися в якості характеристики пошкодженості матеріалу, якій відповідає мікрорельєф з випадковим розподілом дискретних деформацій [2]. Отриману в діапазоні пружного деформування статистику розподілу дискретних деформацій поверхні лабораторних зразків сталі Х18Н10Т можна використати для визначення кореляційних залежностей накопичення мікропластичних деформацій на стадії пружного деформування під час монотонного розтягу.

Мета роботи: встановити закономірності розподілу дискретних деформацій під час пружного деформування сталі Х18Н10Т для визначення кінетики накопичення пошкоджень конструкційного матеріалу.

Методика досліджень. З метою локалізації зони пошкодження під час навантажування вибрано зразки корсетної форми: довжина зразка - 100 мм, розміри поперечного січення - 10×3 мм. В якості досліджуваного матеріалу вибрано аустенітну сталь Х18Н10Т, (умовна межа плинності $\sigma_{02} = 314$ МПа, межа міцності $\sigma_b = 605$ МПа, з діаграми розтягу рис. 1). Для кількісного оцінення щільності мікродеформацій поверхні зразка використано безконтактний метод DIC (digital image correlation) [3] в основі якого є методи спекл-інтерферометрії. Перетворення енергії гаусівського пучка джерела когерентного світла у віддзеркалену енергію спекл-модульованого променя з певним співвідношенням енергій поглинання та відбиття деформованою поверхнею полікристалу є виявленням інтегрального ефекту дисипативної взаємодії металевго полікристалу з енергією деформування силосбуджувача, що виявляється у деформаційному перетворенні поверхневого шару пружно-пластичного тіла.

Перетворення енергії променя світла виникає внаслідок дифузійно-дзеркального відбиття когерентного пучка на центрах розсіювання, розташованих в зоні опромінення. Зони розсіювання – це елементи деформаційного рельєфу поверхні полікристале опроміненого об'єкту.

Поверхня матеріалу з деформаційним рельєфом опромінюється джерелом когерентного світла з довжиною хвилі, яка співмірна з очікуваним розміром мікропластичних деформацій поверхні металевго зразка, що виникають за умов навантажування. У нашому випадку довжина хвилі когерентного опромінення становила 450 nm.

Для отримання кореляційних характеристик деформаційного рельєфу за одночасного розтягу по цифровим зображенням структури спеклів під час пружного - пластичного деформування матеріалу потрібно контролювати зміну геометричних характеристик поверхні на певних стадіях деформування (рис. 1). В діапазоні напружень: до умовної межі пружності з кроком близько 60 МПа, для забезпечення достовірності кореляційних характеристик на рівні 90% за пружного деформування.

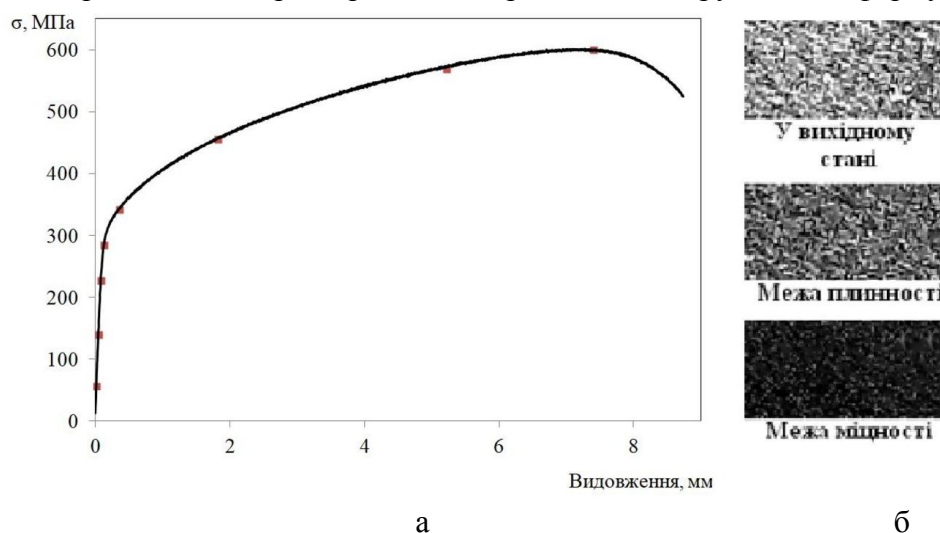


Рис. 1. Діаграма розтягу (а) і спекл-структури деформаційних дефектів (б) для характерних стадій під час розтягу.

Результати та їх аналіз. Результати вимірів представляли в координатах амплітуда градацій сірого – кількість пікселів вибірки (рис. 2). Зображення спекл-структур на рис. 1б відповідає стану деформаційних дефектів поверхні навантаженого зразка Х18Н10Т за послідовного деформування з градацією пікселів відповідно діапазону амплітуд яскравості від 0 до 254. Зображення спекл-структури упорядковано у цифровий ряд від мінімального значення амплітуди 0, до максимального – 254. Таке перетворення проводили з метою встановлення упорядкованої системи кореляційних характеристик дискретних деформацій на поверхні зразка у відповідності до стадій деформування за діаграмою розтягу (рис. 2).

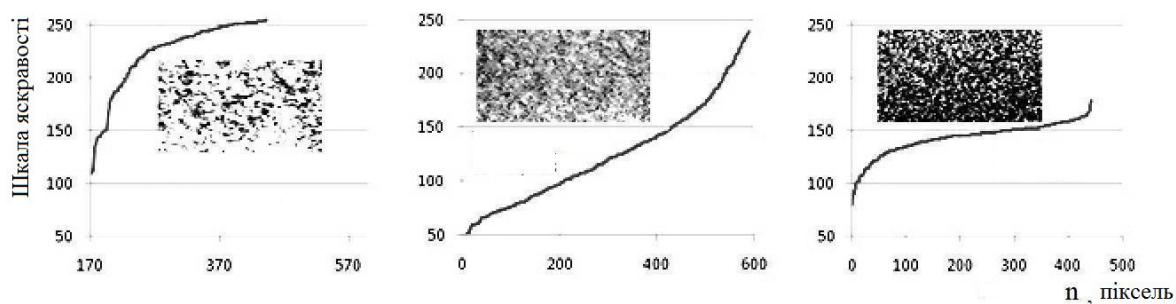


Рис. 2. Кореляційні характеристики розподілу амплітуд яскравостей і відповідні спекл структури під час пружного деформування: а - 57 МПа, б - 171 МПа, в - 285 МПа.

Для побудови характеристик пошкоджуваності за початкових рівнів навантаження діаграми деформування (рис. 1) потрібно контролювати перехід від лінійної до нелінійної ділянки характеристики деформаційних дефектів. По мірі навантаження перехід стає більш вираженим, що свідчить про інтенсифікацію процесу накопичення деформаційних дефектів.

Виявлення відповідності форми представлених характеристик розподілу амплітуд яскравостей, напруженням деформування зразків, проведено аналіз амплітудних значень параметра пошкодженості D . Параметр D характеризує пошкоджуваність поверхні матеріалу як накопичення деформаційних дефектів під час навантажування $D = (\Sigma n_0 - \Sigma n) / \Sigma n_z$, де n_0 – к-ть світлих пікселів у вихідному стані поверхні, n – к-ть пікселів тої ж градації в поточному стані, n_z – к-ть. пікселів вибірки. В діапазоні зміни яскравостей спекл-характеристик на рис. 2, параметр D відповідає певним рівням напружень розтягу (рис. 3). Характеристика пошкоджуваності (рис. 3) представлена у діапазоні до стадії локалізованого накопичення пошкоджень. Стадії пружного деформування відповідає частина характеристик, на рівні напружень межі плинності що становлять 314 МПа.

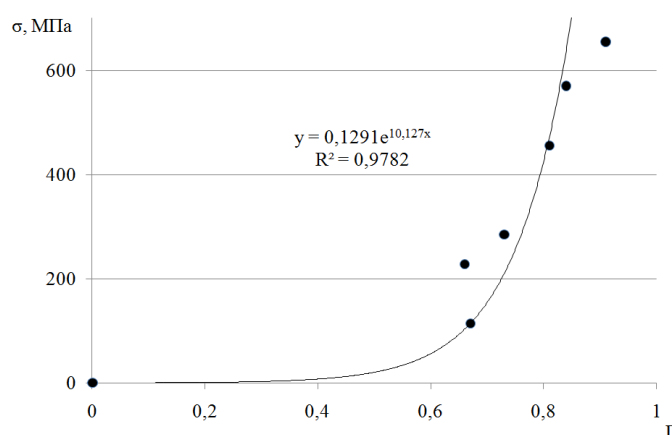


Рис. 3. Характеристика накопичення деформаційних дефектів сталі X18H10T.

Характеристика пошкоджуваності апроксимується експоненційною функцією типу $y = ae^{bx}$ (де a і b – коефіцієнти, $a=0,1291$, $b = 10,127$) з коефіцієнтом кореляції $R^2=0,978$ (рис. 3). Форма отриманої залежності, побудованої по значеннях кореляційних характеристик виявляє нелінійний зв'язок розподілу дискретних деформацій поверхні під час пружного деформування конструкційного матеріалу за монотонного розтягу.

Висновки: Встановлено характеристики розподілу дискретних деформацій на поверхні матеріалу, що відповідають кінетиці непружного деформування на стадії нелокалізованого пошкодження сталі X18H10T.

Отримано кореляційні характеристики параметрів пошкодженості поверхневого шару сталі X18H10T під час розтягу в діапазоні напружень до 285 МПа, що відповідають пружному деформуванню під час монотонного розтягу.

Перелік посилань:

1. Non-contact surface roughness measurement by implementation of a spatial light modulator / Laura Aulbach, Félix Salazar Bloise, Min Lu, Alexander W. Koch. // Sensors. – 2017. – №3. – Р. 596.
2. Игнатович С. Р. Контроль усталости сплава Д16Т по характеристикам деформационного рельефа поверхности / С. Р. Игнатович, С. С. Юцкевич. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2011. – №5. – С. 60–65.
3. Каленков Г. Цифровая корреляционная спекл-интерферометрия / Г. Каленков, А. Штанько. // Фотоника. – 2010. – №4. – С. 58–60.

АНАЛІЗ ПОВТОРНОГО ПІСЛЯ ВІДНОВЛЮВАЛЬНОГО ВІДПАЛУ ОКРИХЧУВАННЯ КОРПУСУ РЕАКТОРА РАЕС-1

В.М. Ревка¹, О.В. Тригубенко^{1,2}, Л.І. Чирко¹

¹Інститут ядерних досліджень НАН України, ²ВП «Науково-технічний центр»
ДП «НАЕК «Енергоатом»

Abstract. The paper presents the results of Charpy impact tests of re-irradiated after recovery annealing surveillance-specimens of Rivne NPP unit 1 RPV. Ductile to brittle transition temperature is determined for weld metal with different phosphorus content. The shortcomings of current regulatory approach have been considered for weld metal with low upper shelf energy that may result in artificial overestimation of transition temperature and unnecessary restrictions of RPV lifetime.

Вступ. Для сталей, з яких виготовлені корпуси реакторів (КР) типу ВВЕР, під дією нейтронного опромінення та підвищеної температури характерна деградація механічних властивостей, що проявляється в окрихчуванні матеріалу та підвищенні характеристик міцності. Окрім параметрів середовища, в якому знаходиться корпус, на швидкість деградації металу впливає хімічний склад сталі і, в першу чергу, вміст шкідливих домішок, таких як мідь та фосфор. Підвищений вміст фосфору і міді в металі зварного шва (ЗШ) № 4 було виявлено у багатьох КР ВВЕР-440, в тому числі і в металі КР енергоблоку № 1 Рівненської АЕС (РАЕС-1), у зв'язку з чим для цих корпусів спостерігається прискорене радіаційне окрихчування ЗШ № 4. Внаслідок підвищеної чутливості до опромінення та розташування напроти активної зони реактора шов № 4 є конструктивним елементом, який обмежує термін служби КР.

Одним із ефективних заходів, що пом'якшує вплив радіаційного пошкодження металу КР є термічний відпал, метою якого є відновлення механічних властивостей металу та температури крихко-в'язкого переходу (КВП). Шляхом нагрівання металу до температури, що дозволяє розчинити матричні радіаційні дефекти та нанокластери атомів міді, фосфору та інших елементів, відбувається часткове відновлення кристалічної решітки сталі та відповідно її властивостей.

Для КР блоку РАЕС-1 проведення відновлювального відпалу ЗШ № 4 було однієї з основних вимог для продовження терміну служби на понад проектний період. Комплекс заходів з відновлювального відпалу КР РАЕС-1 проведено за штатним режимом для корпусів ВВЕР-440 у 2010 році. Для подальшого контролю за станом та управління ресурсом КР РАЕС-1 у період після відновлювального відпалу розроблено нову програму зразків-свідків (ЗС).

Програма матеріалознавчого супроводу експлуатації КР РАЕС-1 за зразками-свідками на понад проектний період. Необхідність проведення відпалу КР РАЕС-1 обґрунтовано за результатами поглибленого дослідження хімічного складу металу шва, що було виконано з використанням зразків-свідків штатної програми енергоблоку. У зв'язку з виявленим градієнтом за вмістом фосфору у зварному шві у новій програмі ЗС враховано різну концентрацію фосфору в металі.

Дослідження впливу міді і фосфору на окрихчування при повторному після відпалу опроміненні показали, що вміст фосфору суттєво впливає на радіаційне окрихчування як при первинному, так і повторному опроміненні [1]. Тому зразки металу ЗШ було розділено на дві групи: з низьким ($C_P = 0,031-0,033\%$ ваг.) та високим ($C_P = 0,035-0,037\%$ ваг.) вмістом фосфору. Крім того до нової програми ЗС додатково включено матеріали зварних швів, виготовлених за штатною технологією корпусів реакторів ВВЕР-440, з вмістом фосфору у діапазоні від 0,029 до 0,051% ваг., що дозволяє отримати консервативну оцінку радіаційного окрихчування внаслідок повторного після відпалу опромінення.

Матеріали та умови опромінення. У роботі представлено результати досліджень на ударний вигин зразків-свідків матеріалу зварних швів, які було повторно опромінено

після відновлювального відпалу у реакторі енергоблоку РАЕС-1. Відпал зразків проведено відповідно до штатного режиму для матеріалів КР ВВЕР-440 (температура 475°C, тривалість 150 годин).

Групи зразків було опромінено до флюенсу швидких ($E > 0,5$ MeV) нейтронів $(59,3 \div 60,9) \cdot 10^{22}$ нейтр/м². Вміст хімічних елементів у металі ЗШ представлено у таблиці 1.

Табл. 1. Вміст хімічних елементів у досліджених матеріалах

Матеріал	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	Cu	P	S
Група 1	0,05	1,21	0,45	0,13	1,31	0,44	0,18	0,14	0,029	0,017
Група 2	0,07	1,27	0,52	0,15	1,56	0,47	0,20	0,21	0,031-0,033	0,021
Група 3	0,03	1,02	0,52	0,24	1,32	0,49	0,17	0,24	0,041	0,015
Група 4	0,04	1,04	0,51	0,22	1,41	0,50	0,20	0,18	0,051	0,015

Методика випробувань та обробки даних. Випробування на ударний вигин стандартних зразків Шарпі (10×10×55 мм) проведено відповідно до вимог ДСТУ EN 10045-1:2006. Для випробувань використовувався маятниковий копер КМД-30 з дистанційним управлінням, встановлений в захисній камері «гарячої» лабораторії.

З використанням температурних залежностей ударної в'язкості відповідно до вимог нормативного документу ПНАЕ Г 7-002-86 [2] визначено температури крихко-в'язкого переходу.

Для оцінки перехідної температури результати випробувань зразків Шарпі наносяться на графік “ударна в'язкість – температура випробувань” та виконується апроксимація експериментальних даних функцією гіперболічного тангенсу наступного виду:

$$KCV = \left(\frac{USE}{2} \right) \cdot \left(1 + \tanh \left(\frac{T - T_0}{C} \right) \right), \quad (1)$$

де KCV – ударна в'язкість (питома робота руйнування); USE – величина ударної в'язкості на верхньому шельфі температурної залежності KCV ; T – температура випробувань; T_0 – температура, що відповідає значенню ударної в'язкості $USE/2$; C – параметр, що характеризує нахил температурної залежності KCV .

Будуючи середню лінію регресії, визначають температуру КВП (T_{KR}), що відповідає вибраному критеріальному рівню KCV , який залежить від границі текучості матеріалу.

Варто відзначити, що, на відміну від багатьох міжнародних документів [3, 4], ПНАЕ Г 7-002-86 не регламентує мінімальне значення USE у процедурі визначення перехідної температури крихкості.

Результати досліджень та аналіз даних. На рис. 1а представлено температурну залежність ударної в'язкості для групи 1 зразків з середнім вмістом фосфору 0,029 % - одна із найнижчих концентрацій фосфору серед досліджених груп зразків. Для визначення температури КВП (T_{KR}) використовується критеріальний рівень $KCV_I = 59$ Дж/см². Зразки групи 2 (рис. 1б) підібрано із середнім вмістом фосфору 0,031 %. Як видно з рисунку, вищий вміст фосфору спричинює підвищене окрихчування матеріалу, що проявляється у більшому значенні перехідної температури. Для визначення температури КВП групи 2 застосовано критерій $KCV_{II} = 88,5$ Дж/см², а $T_{KR} = T_{II} - 30$.

Очевидно, що для інших матеріалів з вищим вмістом фосфору для визначення температури T_{KR} також буде застосовуватися критерій KCV_{II} . Рисунки 2а, 2б становлять особливий інтерес, оскільки вміст фосфору у металі шва є максимальним серед матеріалів, що входять до нової програми ЗС КР РАЕС-1.

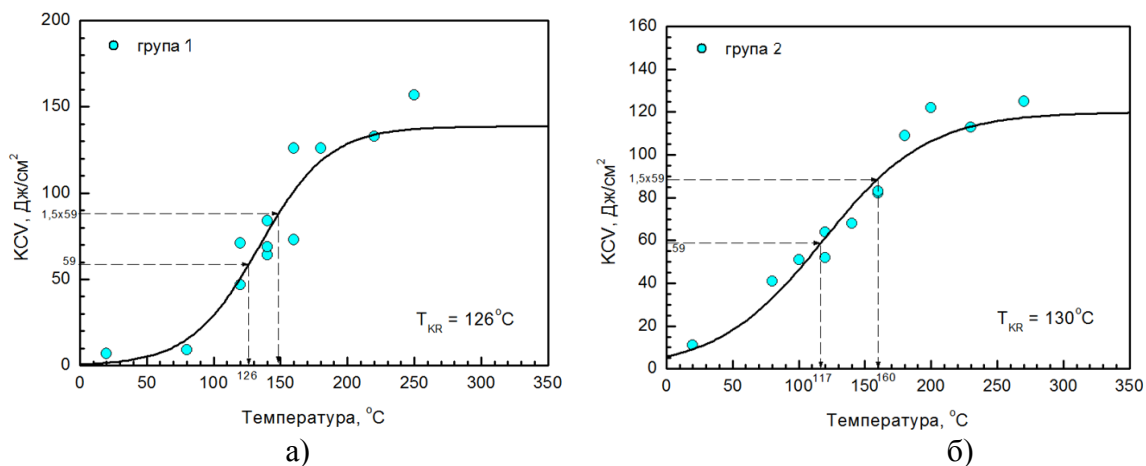


Рис. 1. Температурні залежності ударної в'язкості металу 3Ш КР ВВЕР-440 з вмістом фосфору 0,029 (а) та 0,031 (б)

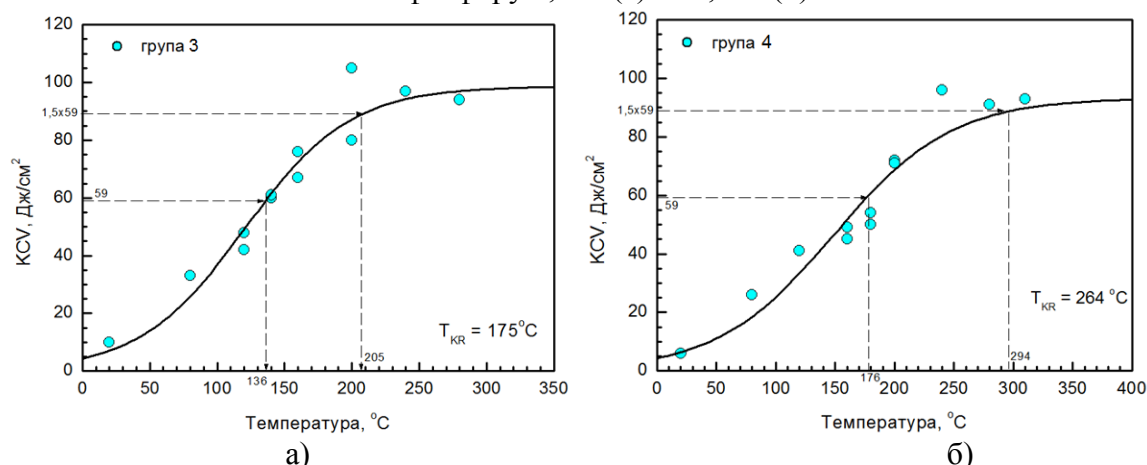


Рис. 2. Температурні залежності ударної в'язкості металу 3Ш КР ВВЕР-440 з вмістом фосфору 0,041 (а) та 0,051 (б)

Результати визначення зсуву температури крихко-в'язкого переходу внаслідок повторного після відновлювального відпалу опромінення (ΔT_{KR}) наведено у табл. 2. Також у таблиці наведено значення критичних температур крихкості опромінених матеріалів безпосередньо після відновлювального відпалу (T_{KB}) і величини невідновлених зсувів критичної температури крихкості ($\Delta T_{зал}$).

Табл. 2. Зсув критичної температури крихкості матеріалів КР блоку РАЕС-1

Матеріал	P, %	Флюенс, $\times 10^{22}$ нейтр./м ²	$\Delta T_{зал}$, °C	T_{KB} , °C	T_{KR} , °C	ΔT_{KR}^{**} , °C	USE, Дж/см ²
Група 2	0,031	59,9	50	55	130	75	120
Група 1	0,029	59,3	20*	-	126	-	139
Група 4	0,051	60,9	24	45	272	227	93
Група 3	0,041	60,0	36	28	177	149	99

* Значення $\Delta T_{зал}$ прийнято у відповідності з [5]; ** $\Delta T_{KR} = T_{KR} - T_{KB}$

В даному дослідженні величина USE визначалася за середнім значенням енергії удару для трьох зразків, випробуваних при температурах верхнього шельфу. Аналіз даних показав, що величина USE є нижчою для швів з вищим вмістом фосфору. За даними рис. 1-2 і табл. 2 помітно також, що для матеріалів групи 3 і групи 4 величина USE досить близька до значення критеріального рівня $(KCV)_п$. У цьому випадку визначення температури КВП відбувається не на перехідній ділянці кривої Шарпі, а фактично в області верхнього шельфу, де кут нахилу дотичної до кривої наближається до нуля, тобто крива прямує до горизонтальної асимптоти. Ця особливість призводить

до штучного завищення температури КВП. Більше того, для матеріалів з енергією верхнього шельфу менше 89 Дж/см^2 , визначення перехідної температури крихкості згідно ПНАЕ Г 7-002-86 взагалі втрачає сенс.

У випадку повторно опроміненого матеріалу для оцінки подальшої безпечної експлуатації КР дані щодо зміни температури T_{KR} з ростом флюенсу нейтронів мають бути співставлені з кривими окрихчування, отриманими при первинному опроміненні. При цьому порівняння виконується відповідно до одного із стандартних підходів: консервативний зсув кривої, модель бічного (горизонтального) зсуву і модель вертикального зсуву [6].

На рисунку 3 представлено експериментальні залежності зсуву температури КВП від флюенса нейтронів у порівнянні з стандартними моделями зсуву, що використовуються при оцінці повторного після відпалу окрихчування матеріалу [5].

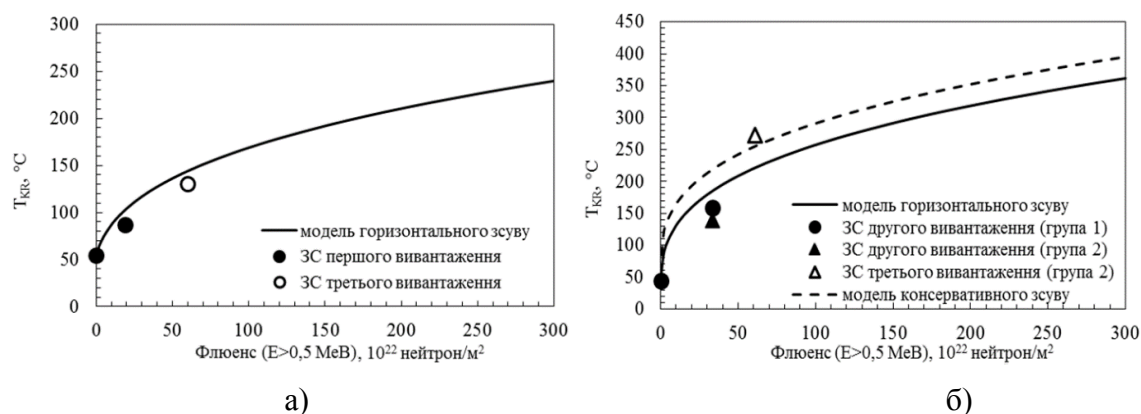


Рис. 3. Залежність критичної температури крихкості від флюенсу швидких нейтронів для групи 2 (а) і групи 4 (б) при повторному після відпалу опроміненні

Дані рис. 3 показують, що ступінь радіаційного окрихчування металу ЗШ КР РАЕС-1 у випадку коректної оцінки величини T_{KR} не перевищує швидкість радіаційного окрихчування, оціненої за моделлю горизонтального зсуву (рис. 3а). Однак можна помітити, що некоректне визначення T_{KR} для матеріалу групи 4 призводить до переоцінки величини зсуву температури КВП: отримані значення перевищують моделі горизонтального і консервативного зсуву (рис. 3б). Такий результат не може розглядатися як достовірний та не свідчить про прискорене окрихчування матеріалу, оскільки він більшою мірою обумовлений методологічними особливостями нормативного підходу ПНАЕ Г-7-002-86 при розрахунку температури КВП для матеріалів з низьким рівнем верхнього шельфу.

Таким чином, для матеріалів КР з дуже низькою енергією верхнього шельфу нормативний підхід ПНАЕ Г-7-002-86 до оцінки перехідної температури крихкості є неприйнятним і потребує оновлення з урахуванням міжнародного досвіду.

Література

1. A. Kryukov "State of the art VVER-RPV radiation embrittlement and mitigation", Proceeding of the IAEA meeting, Russia, Vladimir, 1997.
2. ПНАЭ Г-7-002-86 Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. Введ. 01.07.87. – М.: Энергоатомиздат, 1989.– 524с.
3. Nuclear Regulatory Commission, Title 10 of the Code Federal Regulations, Part 50, Appendix G, Fracture Toughness Requirements, Office of the Federal, National Archives and Records Administration, US Government Printing Office, Washington, DC– 1995.
4. Unified Procedure for Lifetime Assessment of Components and Piping in WWER NPPs – VERLIFE, European Commission, Final Report, Contract N° FIKS-CT-2001-20198, September 2003 – 2008.
5. МКТ 02-98 «Методика определения КТХ КР при его эксплуатации после отжига», Москва 1998 г.
6. J. Kohopaa, R. Ahlstrand. Re-embrittlement behaviour of VVER-440 reactor pressure vessel weld material after annealing // International Journal of Pressure Vessels and Piping. – 2000. – Vol. 77. – P. 575-584.

ВПЛИВ НАВОДНЮВАННЯ НА ШВИДКІСТЬ ПОВЕРХНЕВИХ АКУСТИЧНИХ ХВИЛЬ В НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЯХ

В. Р. Скальський, О. М. Мокрий, П. П. Великий, П. М. Долішній,
Я. Д. Толопко

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

The steel samples were plastic deformed and gas – phase hydrogenated. The spatial distribution of surface acoustic wave velocity in samples was measurement. It was found that plastic deformation causes velocity to decrease and hydrogenation to increases it. Influence of internal mechanical stresses on change of surface acoustic velocity under hydrogenation was considered.

Визначення впливу наводнювання на властивості металів є важливим з погляду оцінки стану різноманітних виробів та конструкцій [1]. Тому розвиток методів оцінювання змін властивостей металу під дією наводнювання є актуальним завданням.

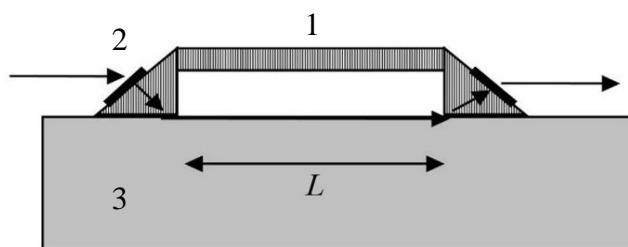


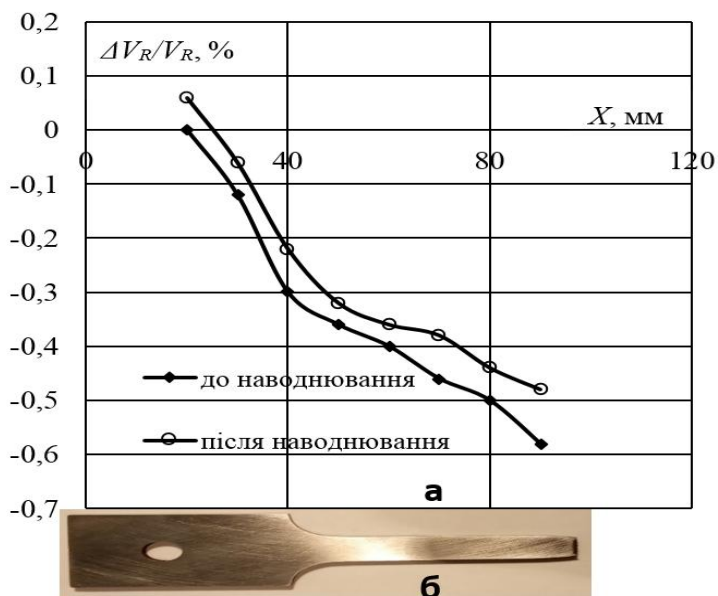
Рис. 1. Перетворювач для вимірювання швидкості ПАХ, 1 – перетворювач, 2 – п'єзoeлектрик, 3 – об'єкт контролю.

Ефективним методом оцінки стану металу, який піддається впливу водню, є визначення швидкості проходження акустичних хвиль [2]. Її величина визначається пружними постійними металу та його густиною [3] і в процесі наводнювання ці величини змінюються [4].

Серед різних типів хвиль перспективним є використання з метою діагностики поверхневих релейських хвиль (ПАХ). Вони є зручними для використання в неруйнівному контролі, оскільки їх можна збудити та прийняти на об'єктах контролю із складною формою поверхні.

Проведено дослідження розподілу по поверхні швидкості ПАХ в зразках із низьковуглецевої сталі, які були піддані різним ступеням пластичної деформації розтягу, а також наводненню з газової фази. Розмір робочої частини зразка становив $7 \times 14 \times 110$ мм³. Після деформації розтягом зразки шліфували і піддавали термічній обробці протягом 5 год за температури 550 °С. Після цього їх наводнювали з газоподібної фази за тиску 1

МПа та температури 550 °С протягом 4 год. Досліджували розподіл швидкості ПАХ до і після наводнення. Акустична хвиля поширювалась в напрямку паралельному розтягу зразка. Використовували контактний п'єзoeлектричний перетворювач, в якому є дві



призми для збудження та прийому ПАХ (рис. 1). Ці призми жорстко з'єднані для забезпечення постійної відстані між ними. Вимірювання швидкості проводилось аналогічно, як у праці [5]. Послідовно переміщаючи перетворювач по поверхні об'єкту

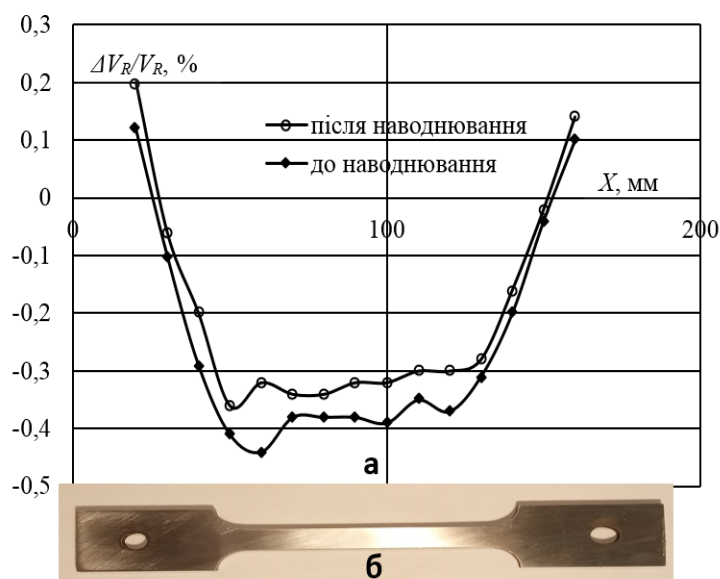


Рис. 3. Розподіл швидкості ПАХ в пластично деформованому зразку одновісним розтягом на величину 15 % до і після наводнювання (а) та загальний його вигляд (б).

перетворювача. Як бачимо, спостерігається зменшення величини швидкості ПАХ під дією пластичної деформації, яка становить 0,4 – 0,5 %. Крім того швидкість ПАХ після наводнювання зростає на величину ~ 0,06 – 0,1 %. В ділянках зразків, які піддані пластичній деформації розтягу спостерігається дещо більша зміна швидкості за наводнення порівняно із недеформованими ділянками.

Одним з можливих механізмів, який може спричинити збільшення швидкості ПАХ є вплив внутрішніх напружень [4, 6]. В основу розгляду механізму зміни швидкості ПАХ покладемо наявність стискальних напружень в металі спричинених воднем. Їх усереднений вплив представимо як дію деякого ефективного гідростатичного тиску. Відповідно такий тиск завдяки акустопружному ефекту призводить до зміни пружних модулів середовища. Крім того він спричинює і зміну густини металу, що також впливає на швидкість ПАХ. Проведемо оцінку величини цих впливів на швидкість ПАХ. Величину швидкості ПАХ можна представити [7]:

$$V_R \approx V_t \frac{0,72 - \frac{V_t^2}{V_l^2}}{0,75 - \frac{V_t^2}{V_l^2}}, \quad (1)$$

де V_R – швидкість поверхневої хвилі Релея, V_t – швидкість поперечної акустичної хвилі, V_l – швидкість повздовжньої акустичної хвилі. Швидкість повздовжньої і поперечної акустичних хвиль можна виразити через пружні модулі так [8]:

$$V_l = \sqrt{\frac{G(4G-E)}{\rho(3G-E)}}, \quad (2)$$

$$V_t = \sqrt{\frac{G}{\rho}}, \quad (3)$$

контролю і проводячи вимірювання, було знайдено розподіл швидкості ПАХ. Визначали усереднену швидкість ПАХ на інтервалі, що дорівнює базі вимірювання L . У нашому випадку ця величина становила 30 мм. Отримані результати показано на рис. 2 та 3. На рисунках також приведено загальний вигляд зразків. На рис. 2 показана залежність швидкості ПАХ в зразку матеріалу, який був розірваний внаслідок розтягу, а на рис. 3 – залежність для зразка матеріалу, який був пластично деформований розтягом на 15%. На графіках приведена координата розміщення центра бази вимірювань

де G – модуль зсуву, E – модуль Юнга, ρ – густина матеріалу. Під дією гідростатичного тиску пружні модулі зміняться внаслідок акустопружного ефекту згідно [8]:

$$G = G_0 + \frac{\partial G}{\partial P} P, \quad (4)$$

$$E = E_0 + \frac{\partial E}{\partial P} P, \quad (5)$$

де P – гідростатичний тиск. На основі значень величин для заліза $\partial G / \partial P = 1,91$ та $\partial E / \partial P = 5,17$ [8] можна розрахувати зміни величини швидкості ПАХ за рахунок зміни пружних постійних під дією внутрішніх напружень. Величину зміни густини металу під дією тиску можна знайти згідно виразу [9]:

$$\frac{\Delta \rho}{\rho} = \frac{P}{K}, \quad (6)$$

де $\Delta \rho$ – зміна густини під дією тиску, K – модуль об'ємної пружності. Вирази (1) – (6) дозволяють знайти внутрішній тиск, який спричиняє експериментально отриману зміну швидкості ПАХ. Приймаючи значення $G_0 = 81,2$ ГПа, $E_0 = 209,6$ ГПа, та $K = 163,3$ ГПа [8], отримуємо для величин збільшення швидкості 0,06 – 0,1 % величину тиску в межах 40 – 68 МПа. Ця величина корелює з оцінками стискальних напружень в межах 80 – 90 МПа, приведених у праці [4]. Отже, можна зробити висновок, що внутрішні напруження цілком можуть спричинити зміну швидкості ПАХ, яка виникла внаслідок наводнювання низьколегованої сталі. Крім того, як показують проведені оцінки, основний вклад (80%) в збільшення швидкості відбувається за рахунок збільшення модуля зсуву G , а інша частина збільшення швидкості відбувається за рахунок зменшення густини.

Таким чином, на основі експериментальних досліджень і числових оцінок можна припустити, що акустопружний ефект, який призводить до зростання модуля зсуву G може бути одним з основних механізмів зміни швидкості ПАХ в низьковуглецевій сталі за наводнення з газової фази.

Література

1. Назарчук З.Т., Андрейків О.Є., Скальський В.Р. Оцінювання водневої деградації феромагнетиків у магнітному полі. Київ: Наукова думка, 2013. 271 с.
2. Черданцев Ю.П., Чернов И.П., Тюрин Ю.И. Методы исследования систем метал – водород. Томск: Изд – во. Томского политех. универ., 2008. 286 с.
3. Скальський В.Р., Сулим Г.Т. Основи акустичних методів неруйнівного контролю. Львів: Видавничий центр ЛНУ ім. І. Франка, 2010. 386 с.
4. Скальський В.Р., Назарчук З.Т., Гірний С.І. Вплив електролітично поглиненого водню на модуль Юнга конструкційної сталі. *Фізико – хімічна механіка матеріалів*. 2012. №4. С.68 – 75.
5. Скальський В.Р., Мокрий О.М. Вплив заглибин поверхні елементів конструкцій на вимірювання швидкості поверхневих акустичних хвиль. *Технічна діагностика і неруйнівний контроль*. 2018. №4. С.24 – 29.
6. Андрейків О.Є., Гембара О.В. Механіка руйнування та довговічність металевих матеріалів у водневмістних середовищах. Київ : Наукова думка, 2008. 344 с.
7. Поверхностные акустические волны / під ред. А. Олинера. Москва: Мир, 1981. 390 с.
8. Францевич И.Н., Воронов Ф.Ф., Бакута С.А. Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов. Справочник. Київ: Наукова Думка, 1982. 286 с.
9. Шутилов В.А. Основы физики ультразвука. Ленинград: Изд – во. Лен. универ., 1980. 280 с.

БЕЗКОНТАКТНИЙ МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ НАПРУЖЕНО - ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ДІЛЯНКИ ПІДЗЕМНОГО ТРУБОПРОВОДУ З ПОВЕРХНІ ЗЕМЛІ

Л.Я. Жовтуля, А.В. Яворський, А.П. Олійник, Л.Я. Побережний,
В.Я. Попович

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, Україна

Abstract. The object of the study is the stresses that affect the underground sections of main pipelines. The authors developed a method for determining the change in the stress-strain state of the underground part of the main oil and gas pipelines according to the data about the displacement of a certain set of points of the axis of the pipeline and confirmed by the results of tensometric measurements of stresses in the pipe body.

Вирішення проблеми безпеки та надійності експлуатації трубопровідних систем є одним з пріоритетних напрямків будь-якої держави. Завдання полягає у забезпеченні довготривалої механічної стійкості, надійності та безпеки експлуатації трубопровідних мереж. В останні роки проблема забезпечення надійної і довготривалої механічної стійкості протяжних інженерних споруд все частіше розглядається в напрямку оцінки і прогнозування процесів, які проходять у земній корі. Згідно статистики аварійності трубопроводів опублікованої EGIG [1] – 14,9% причин виникнення аварій - геодинамічні процеси (пошкодження трубопроводів в результаті активності земної поверхні: зсуви, селі тощо).

При перетині ерозійних форм рельєфу нафтогазопроводами в них утворюються вигини (згини), зокрема, у вертикальній площині на коротких відстанях. При підсиленні геодинамічних напружень і зовнішніх впливів на таких ділянках можуть локально зростати навантаження, стимулюючи порушення герметичності і цілісності трубопроводу. Переміщення осі трубопроводу призводить до зміни напружено деформованого стану, критичні значення якого призводять до руйнування металу.

Аналіз існуючих методів визначення напружено-деформованого стану нафтогазопроводів в умовах геологічного ризику [2] дав змогу оцінити їх переваги та недоліки. Основною завадою стає важко доступність підземних нафтогазопроводів для контактних методів діагностики. Виходячи з цього, актуальним завданням є створення системи для запобігання аварій трубопроводів, прокладених в складних інженерно-геологічних умовах. Для вирішення цієї задачі, в процесі подальших досліджень необхідно встановити вплив зміни умов і параметрів експлуатації на міцність і стійкість трубопроводу, а також знайти потенційно небезпечні ділянки.

В результаті теоретичних досліджень було розроблено метод визначення зміни напружено-деформованого стану підземної ділянки нафтогазопроводу за даними про переміщення певної множини точок [3] на основі розробленої математичної моделі процесу деформування підземної ділянки трубопроводу під дією ваги ґрунту та його руху.

В якості вхідних даних для визначення напружень використовуються значення переміщень певної множини точок осі трубопроводу. Для цього порівнюється визначене та проектне просторове положення нафтогазопроводу. Визначення просторових координат осі нафтогазопроводу проводиться безконтактним методом, використовуючи сучасні трасошукачі та засоби глобального позиціонування.

При моделюванні процесу деформування підземних ділянок магістральних трубопроводів за даними про зміну просторової конфігурації їх осі використовується підхід, запропонований в [4] для надземних ділянок трубопроводів. В даному випадку з використанням експериментальних методів [5] визначається геометрична конфігурація осі трубопроводу з деякою точністю в контрольний момент часу.

Для проведення дослідження обрано лінійну ділянку магістрального газопроводу «Пасічна-Долина» Ду 500 на км 5.1, де у 2010-ому році відбувся зсув ґрунту, що створив силовий тиск на трубопровід, внаслідок чого виник розрив трубопроводу.

За початкове положення трубопроводу прийнято дані геодезичного обстеження проведених ПАТ «Прикарпаттрансгаз» (Рисунок 1) у вигляді топографічного плану із нанесеною трасою трубопроводу та відомістю координат осі трубопроводу. Геодезична зйомка проводилась після ремонтних робіт внаслідок зсуву ґрунту у 2010 році.

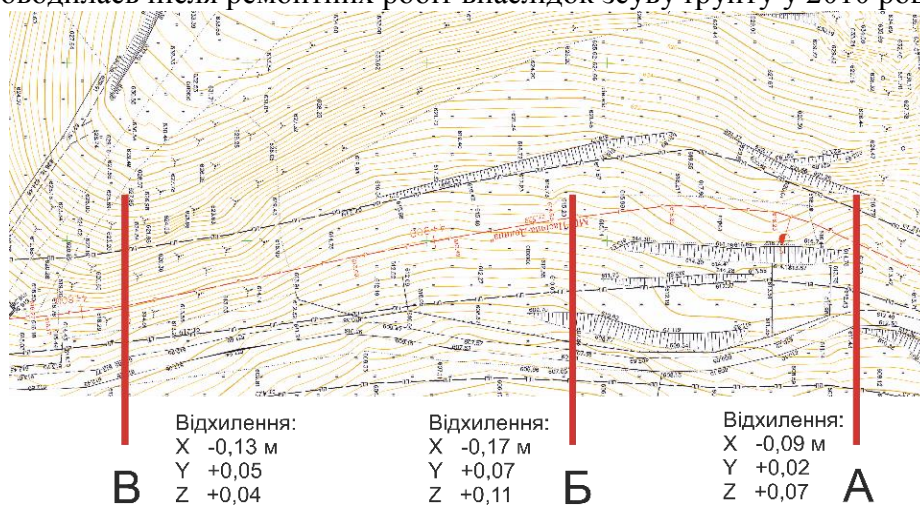


Рисунок 1. Фрагмент топографічної карти геодезичної зйомки положення магістрального трубопроводу

Накладанням на первинний профіль траси координат виміряного дійсного положення осі трубопроводу були одержані дані, необхідні для визначення величини напружено-деформованого стану трубопроводу за розробленою методикою.

Вихідними даними для розрахунку є значення переміщень певної множини точок осі трубопроводу, що виражаються як функції, які описують зміну геометрії досліджуваної ділянки відповідно в радіальному, поперечному та повздовжньому напрямках: $\rho(s, \varphi, r, t)$; $\omega(s, \varphi, r, t)$; $\Psi(s, \varphi, r, t)$. Вони є або заданими, або ж такими, що виражаються в процесі розв'язання задачі.

Для радіус-вектора точки трубопроводу записується таке співвідношення:

$$\begin{aligned}
 R(s, \varphi, r, t) = & R_l(s, \varphi, r, t) + \rho(s, \varphi, r, t) \times \\
 & \times (\cos \omega(s, \varphi, r, t) b_l^p + \sin \omega(s, \varphi, r, t) h_l^p) + , \\
 & + \Psi(s, \varphi, r, t) t_l^p - \frac{D}{2} h_l^p
 \end{aligned}
 \quad (1.1)$$

де s, φ, r – пов'язані з досліджуваною ділянкою підземного трубопроводу, який моделюється криволінійним циліндричним тілом, координати відповідно:

s – вздовж осі трубопроводу;

φ – по полярному куту ;

R_l – радіус-вектор точки на верхній твірній трубопроводу;

D – зовнішній діаметр трубопроводу;

$\rho(s, \varphi, r, t)$; $\omega(s, \varphi, r, t)$; $\Psi(s, \varphi, r, t)$ – функції, які описують зміну геометрії досліджуваної ділянки відповідно в радіальному, поперечному та повздовжньому напрямках і є або заданими, або ж такими, що виражаються в процесі розв'язання задачі;

t_l^p ; b_l^p ; h_l^p – вектори дотичної біномалі та нормалі до верхньої твірної.

При побудові математичної моделі використано такі допущення:

- оскільки єдиною вихідною інформацією про зміну геометрії підземної ділянки є координати її деформованої осі, то в залежності (1.1) приймається, що координати

верхньої твірної визначаються експериментально і задаються у вигляді координат точок $s_i; y(s_i); z(s_i)$, а для одержання $(s; y(s); z(s))$ використовується інтерполяційна, або апроксимаційні процедури [Ошибка! Источник ссылки не найден.,7], тоді як жодної інформації про характер поведінки $\rho(s; \varphi; r; \tau)$; $\omega(s, \varphi, r, \tau)$ та $\psi(s, \varphi, r, \tau)$ немає, що обумовлює їх запис у такому вигляді, в якому це було записано для недеформованої ділянки. Якщо ж подання приводить до фізично нереальних результатів, вказані функції моделюються за методиками, вказаними в роботі [5], де враховується зміна конфігурації перерізів з різними типами її представлення – еліптичність, грушевидність, пропорційність параметрів еліптичності ступені деформованості осі – проте вказані підходи є вмотивовані для відкритих ділянок, коли інформація про деформацію перерізів є доступною, принаймні візуально.

– у випадку підземних ділянок подання рівнянн є обґрунтованим обмеженістю інформації про деформації перерізів. Цим же пояснюється вибір $\psi(s, \varphi, r, \tau) = 0$, оскільки для підземної ділянки перевірити, принаймні візуально, виконання гіпотези про плоскі перерізи також не видається можливим. Якщо ж при дослідженні підземної ділянки використовувати ті ж підходи, що і для наземної, то при різних способах задання $\rho(s; \varphi; r; \tau)$; $\omega(s, \varphi, r, \tau)$; $\psi(s, \varphi, r, \tau)$ виникає ще одна проблема – для підземної ділянки складно записати рівняння рівноваги, оскільки практично неможливо врахувати в цих рівняннях дію масових сил (вага труби; вага продукту, вага ґрунту, яка діє на кожний переріз трубопроводу).

Складність та громіздкість розрахунків зумовила розробити програмний розрахунковий модуль, що дозволяє автоматично опрацьовувати дані.

Розроблена методика вимагає точного визначення координат осі трубопроводу. Значною перешкодою стає шар ґрунту над трубопроводом. Шурфуванням, із застосуванням геодезичних методів позиціонування, можна одержати дані про положення осі трубопроводу з максимальною точністю, але при цьому затрачаються значний час і ресурси. Нині існують технології, що дають можливість із субсантиметровою точністю визначити просторове положення трубопроводу з поверхні землі.



Рисунок 2 - Процедура одержання значень зміни НДС трубопроводу

На рисунку 2 зображено процедуру одержання значень зміни НДС трубопроводу, що проводиться в наступній послідовності: 1. Безконтактне визначення планового положення та глибини залягання газопроводу за допомогою вже описаного трасошукача. 2. За одержаними точками на поверхні землі визначаються їх просторові координати з допомогою високоточних GPS-приймачів. 3. Одержані дані записуються в електронному вигляді та передаються для опрацювання даних.

Для проведення промислових досліджень було обрано лінійну ділянку магістрального газопроводу «Пасічна-Долина» Ду 500 на 5,1 км, де 2010 року відбувся зсув ґрунту, що створив силовий тиск на трубопровід, і внаслідок чого виник розрив трубопроводу.

На рисунку 3 зображено графік розрахованих значень зміни напружень металу труб трубопроводу в рівномірно розподілених з інтервалом 20м точках твірних. Ці точки визначають поперечні перерізи досліджуваної ділянки труби, в яких було

розраховано значення зміни напружень у 16-ти рівномірно розподілених по колу точках перерізу. На графіку (рис. 3) бачимо, що аномальні зміни напружень зафіксовано на ділянці «400 - 600 м» трубопроводу, що додатково підтверджується результатами вимірювань тензометричними постами ТП1, ТП2, ТП3.

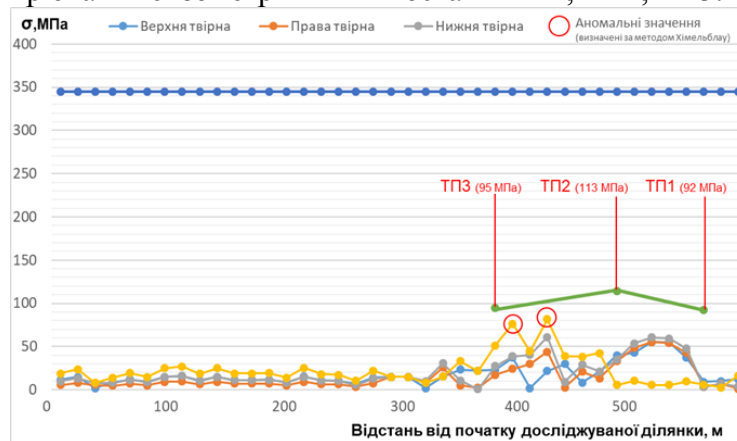


Рисунок 3. Графік зміни напружень труби досліджуваної ділянки газопроводу «Пасічна-Долина» Ду500 протяжністю 800 м

Нетипові умови експлуатації підземних трубопроводів на ділянках аномальної поведінки (заболочені території, карстові порожнини або технологічні виробки, місця просідання та сповзання ґрунту, зони тектонічних розломів, неотектоніки чи терасоутворення, сейсмо- та селенебезпечні райони) потребують додаткового аналізу. Слід зазначити, що для трубопровідних систем, прокладених у гірських районах, досить складно передбачити механічне навантаження на трубопровід. Це частково унеможливило застосування існуючих моделей оцінки НДС трубопроводів на подібних аномальних ділянках.

Висновки: запропонована методика дозволила в процесі дослідження визначити зміну напружено-деформованого стану трубопроводу на основі дійсного просторового положення осі такої комунікації. Достовірність результатів застосовуваної методики підтверджена результатами тензометричних вимірювань напружень в тілі труби.

Література

1. Gas pipeline incidents. 10-th Report of the European Gas Pipeline Incident Data Group. March 2018 (1970-2016). Режим доступу: ([https://www.egig.eu/reports/\\$97/\\$157](https://www.egig.eu/reports/$97/$157)).
2. A.V.Yavorskyi Safe operation of engineering structures in the oil and gas industry // A.V.Yavorskyi, M.O.Karpash, L.Y.Zhovtulia, L.Ya.Poberezhny, P.O.Maruschak / Journal of Natural Gas Science and Engineering October 2017 - Volume 46 – С.289-295.
3. Жовтуля Л.Я. Розроблення методики оцінки напружено-деформованого стану лінійних ділянок магістральних трубопроводів /Жовтуля Л.Я. Олійник А.П. Яворський А.В. Карпаш М.О. // Методи та прилади контролю якості – Івано-Франківськ - 2017. - №38.
4. Олійник, А. П. Математичні моделі процесу квазістаціонарного деформування трубопровідних та промислових систем при зміні їх просторової конфігурації [Текст] / А. П.Олійник // Наукове видання. – Івано-Франківськ: ІФНТУНГ, 2010. – 320 с.
5. Олійник, А. П. Математичні моделі процесу квазістаціонарного деформування трубопровідних та промислових систем при зміні їх просторової конфігурації [Текст] / А. П.Олійник // Наукове видання. – Івано-Франківськ: ІФНТУНГ, 2010. – 320 с.
6. Самарский А. А. Численные методы: Учеб, пособие для вузов / А. А. Самарский, А. В. Гулин. – Москва: Наука. Гл. ред. физ-мат. лит., 1989. – 432 с.
7. Марчук Г. И. МЕТОДЫ. ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОЙ. МАТЕМАТИКИ / Г. И. Марчук. – Москва: Наука, 1984. – 608 с.

ЧИСЕЛЬНЕ МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ХОЛОДНОГО ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ ОТВОРІВ ІЗ СПЛАВУ З ПАМ'ЯТТЮ ФОРМИ

О. В. Дивдик, П.В. Ясній

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

Abstract. In this paper, the results of modeling of the cold expansion holes using a shape memory alloy tool are presented. The aluminum plate 40x40 mm with central hole 8 mm diameter and shape memory alloy cylindrical tool with 8,24 mm in diameter behavior were modeled using the Ansys Workbench. Distributions of normal residual stresses on the surface and inside the plate were studied.

Вступ. Функціональні матеріали використовуються в різних галузях техніки для вирішення широкого спектру завдань, завдяки їх унікальним функціональним властивостям, до яких належать і сплави з пам'яттю форми (СПФ). При цьому поведінка конструкції із СПФ залежать не тільки від температури, але і від виду напруженого-деформованого стану. Поведінка сплавів з пам'яттю форми обумовлена їх здатністю до реверсивної дифузійної фазової трансформації, відомої як мартенситне перетворення. СПФ, які характеризуються ефектом надпружності знайшли різноманітне застосування завдяки добрим демпфуючим властивостям та здатності після нагріву відновлювати початкову форму після деформації 6 - 10%.

Джерелом унікальної поведінки матеріалів СПФ є багатофазна кристалічна структура. Фази сплаву СПФ нікелю та титану відповідають їх кристалічній структурі. Аустенітна фаза - це кубічна кристалічна решітка, яка структурно жорстка і проявляється при більш високій температурі. Фаза мартенситу - це фаза, яка проявляється при більш низьких температурах і не менш жорстка ніж аустеніт (рис. 1). Мартенсит існує у двох фазах: фазі двійникування (1) і фазі переорієнтації (2) (рис. 2). СПФ можуть відтворювати односторонній і двосторонній ефект пам'яті форми. При односторонньому перетворенні після попереднього деформування при нагріванні мартенсит повертається в недеформований стан, а при двосторонньому сплав «пам'ятає» дві фази: аустенітну та мартенситну за різних температур [1].

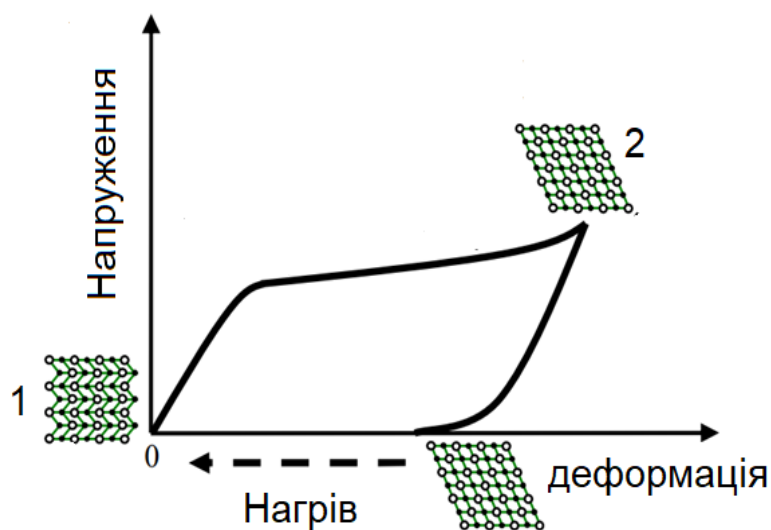


Рисунок 1. Мікроструктурні перетворення у мартенситній фазі:

1 – двійниковий мартенсит при деформації в холодному стані; 2 – переорієнтація мартенситу при розвантаженні

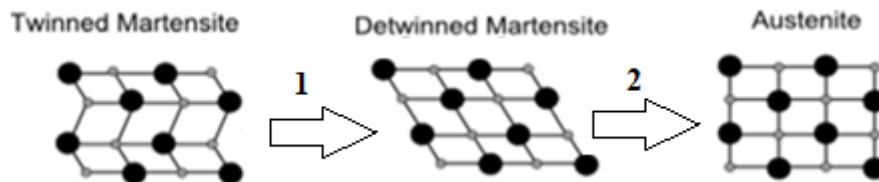


Рисунок 2. Кристалографічна сітка при односторонньому ефекту пам'яті форми:
1 – деформування; 2 – нагрівання

Вміст Ni істотно впливає на температури фазових перетворень T_{as} , T_{af} та T_{ms} , T_{mf} (рис. 3) [2].

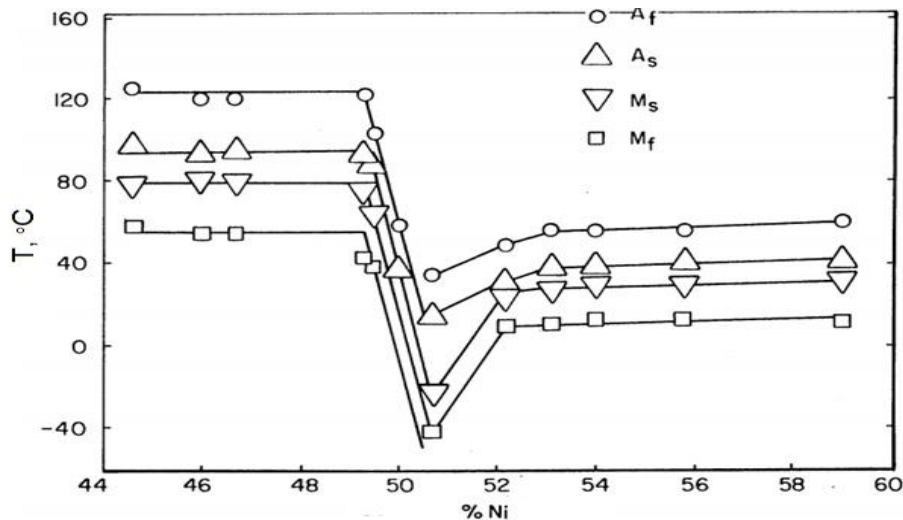


Рисунок 3. Вплив вмісту Ni в сплаві на температури прямих і зворотних фазових перетворень [2]

Методика досліджень. Методом скінчених елементів (СЕ) моделювали холодне пластичне деформування отворів інструментом із сплаву з пам'яттю форми за процедурою запропонованою авторами і детально описаною у праці [3]. Моделювання виконували в середовищі ANSYS Workbench [4-6]. Вхідними параметрами були пружні властивості (коефіцієнт Пуассона), модуль пружності, а також дійсні діаграми деформування. Дискретизовані геометричні 3-D моделі: пластини та робочого інструменту подано на рисунку 4а і 4б. Довжина робочого інструменту становить 12 мм, діаметр - 8,24 мм.

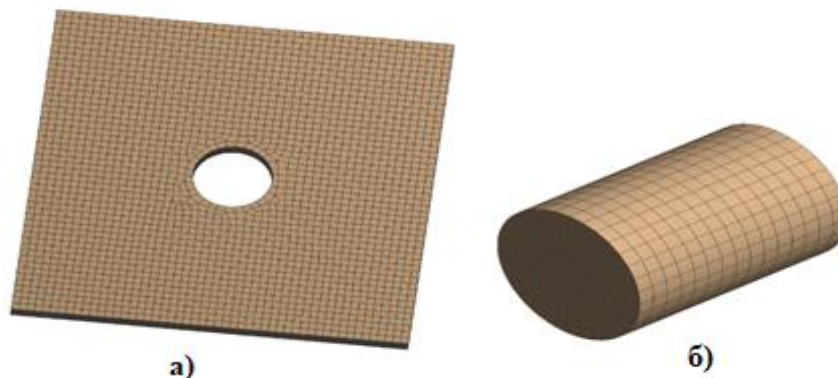


Рисунок 4. Дискретизована геометрична модель:
а) пластини б) робочого інструменту

Розглядали квадратну пластину зі сторонами 40 x 40 мм, товщиною $t = 6$ мм з отвором діаметром $d = 8$ мм із алюмінієвого сплаву Д16чТ. Діаграма деформування

сплаву Д16чТ за одновісного розтягу подана на рисунку 5. Фізико-механічні характеристики у таблиці 1. Механічні властивості за деформування розтягом сплаву Д16чТ при 20 °С: границя текучості $\sigma_{0,2} = 280$ МПа, границя міцності $\sigma_B = 430$ МПа.

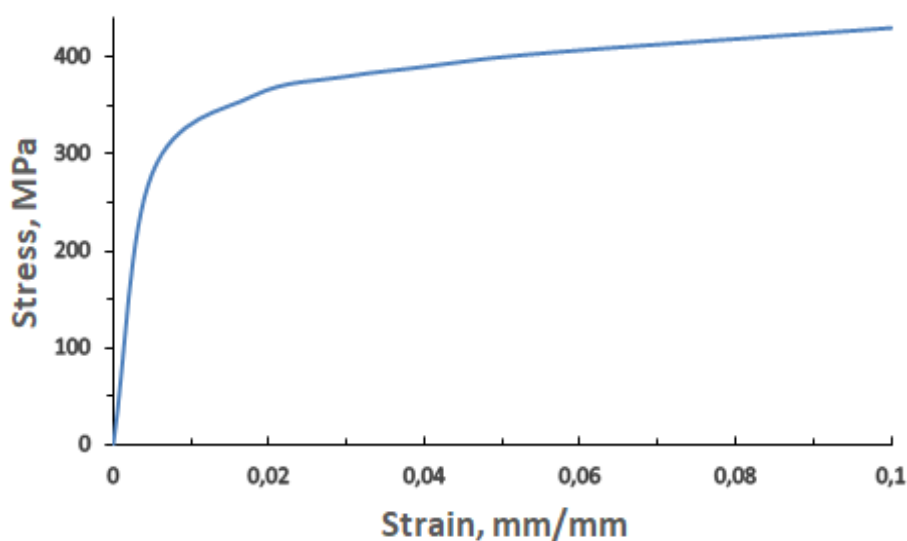


Рисунок 5. Діаграма розтягу алюмінієвого сплаву Д16чТ [7]

Таблиця 1. Фізико-механічні характеристики сплаву Ni-Ti з ефектом пам'яті форми і температури прямих і зворотних фазових перетворень [8, 9]

E_a – модуль пружності аустеніту, $T=20^\circ\text{C}$	52700 МПа
E_m – модуль пружності мартенситу, $T=20^\circ\text{C}$	45000 МПа
Коефіцієнт Пуассона	0,33
T_{as} – температура старту перетворення аустеніту	$-60,5^\circ\text{C}$
T_{af} – температура завершення перетворення аустеніту	$-38,7^\circ\text{C}$
T_{ms} – температура старту перетворення мартенситу	-69°C
T_{mf} – температура завершення перетворення мартенситу	-96°C

Інструмент із СПФ zdeформований до розмірів, менших діаметра отвору пластини поміщують в отвір. При нагріванні інструмент розширюючись пластично деформує матеріал пластини в околі отвору. Після вилучення інструменту, в околі отвору формуються залишкові стискувальні напруження, які підвищують втомну довговічність конструкції. Задання кроків до 3-D моделей виконувалось в такому порядку: 1-й крок – деформування розтягом, робочого інструменту за температури $A_f - -38,7^\circ\text{C}$; 2-й крок – робочий інструмент розвантажують і поміщають у отвір пластини при температурі $-38,7^\circ\text{C}$; 3-й крок – робочий інструмент нагрівають до температури $M_f - 0^\circ\text{C}$ в середині отвору; 4-й крок – робочий інструмент вилучають із отвору приклавши до нього навантаження. Для дискретизації моделей використано автоматичну генерацію сітки 20-вузловим скінченим елементом SOLID186. Найбільше значення кроку сітки становить – 0,8 мм, а найменше – 0,06 мм. Кількість елементів сітки в пластині – 19536, вузлів – 88486, в інструменті 3315 – елементів; та 14612 - вузлів.

Результати та їх обговорення. На рисунку 6 зображено розподіли нормальних залишкових напружень після вилучення інструменту із пластини при значеннях $Z = t$ (на поверхні отвору з сторони виходу інструменту), при $Z = t/2$ (в середині пластини) та при $Z = 0$ на поверхні отвору зі сторони протилежної до виходу інструменту. Напруження стиску в середині отвору досягають 414 МПа або в 1,47 вищі границі текучості алюмінієвого сплаву.

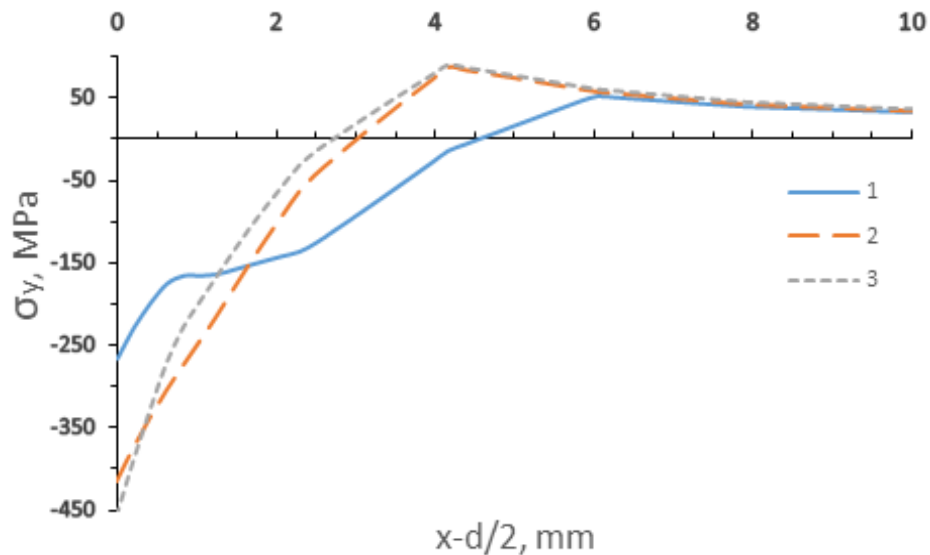


Рисунок 6. Розподіл нормальних залишкових стискувальних напружень в пластині вздовж осі Y при вилученні інструменту із пластини: 1 – при $Z = 0$; 2 – при $Z = t/2$; 3 – при $Z = t$

Висновок. Методом скінчених елементів змодельовали холодне пластичне деформування отвору в алюмінієвій пластині інструментом із сплаву з пам'яттю форми. Виявлено що, найбільші нормальні стискувальні напруження виникають в середині пластини та на поверхні отвору зі сторони виходу інструменту, а найменші значення на поверхні отвору зі сторони протилежної до виходу інструменту.

Література.

1. Qiang Pan. Damping Properties of Shape Memory Alloys, METAL 2008, Vol. 5, pp. 13–15.
2. Patent [US5265456A](#), classifications B23P9/025, Method of cold working holes using a shape memory alloy tool; Application filed by Grumman Aerospace Corp, Grumman Aerospace Corp. Application filed 1992.06.29, Publication 1993.11.30.
3. Ясній П., Дивдик О., Ясній В. Інструмент із сплаву з пам'яттю форми для зміцнення отворів в пластинах. Пат. 132422 Україна МПК В24В 39/00; опубл. 25.02.2019, бюл. № 4.
4. ANSYS, 2013, SAS IP, Inc., Ansys Help System, Mechanical APDL.
5. Дивдик О. В. Моделювання ефекту пам'яті форми методом скінчених елементів / О. В. Дивдик, Н. С. Луцик // Збірник тез доповідей VII Міжнародної науково-технічної конференції молодих учених та студентів „Актуальні задачі сучасних технологій“, 28-29 листопада 2018 року. — Т. : ТНТУ, 2018. — Том 1. — С. 25–26.
6. Дивдик О. В. Моделювання ефекту пам'яті форми методом скінчених елементів / Дивдик О. В. // Матеріали II Міжнародної студентської науково-технічної конференції „Природничі та гуманітарні науки. Актуальні питання“, 25-26 квітня 2019. — Т. : ТНТУ, 2019. — С. 156–157. — (Матеріалознавство, міцність матеріалів і конструкцій).
7. Glado S. Estimation of influence of burnishing holes on the durability of elements of transport aircraft wing - Manuscript Dissertation is submitted for the scientific degree of Candidate of Sciences (Engineering) sciences, in specialty 01.02.04, "Mechanics of deformable solids". Ternopil Ivan Pul'uj National Technical University, Ternopil, 2014.
8. Ясній, В. Фазові перетворення та механічні властивості сплаву нітинол з пам'яттю форми/ В. Ясній, Р. Юнга // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2018. – № 3. – С. 107 – 111.
9. Yasniy P. V., Dyvdyk O. V., Lutsyk N. S., Yasniy V. P. (2018) Modelling of mechanical behavior of shape memory alloys using finite elements method. Scientific Journal of TNTU (Tern.), vol. 91, no 3, pp. 7-15.

ПРО ОБМЕЖЕННЯ ЗАСТОСУВАННЯ КОНЦЕПЦІЇ КРИТИЧНОЇ ВІДСТАНІ ДЛЯ ПРОГНОЗУВАННЯ ВТОМНОЇ МІЦНОСТІ ЗА НАЯВНОСТІ КОНЦЕНТРАТОРІВ НАПРУЖЕНЬ

О.М.Герасимчук, О.В.Кононученко

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

Abstract. In order to assess the fatigue strength in the presence of a notch in the form of a hole, the concept of critical distance as the single parameter for a given material can be successfully used only if the radius of such a hole does not exceed a certain critical value. A formula is proposed for estimating this value depending on the characteristics of the material and the stress concentration factor.

Вступ. Втомна міцність зразків та елементів конструкцій за наявності концентратора напружень аналізується за допомогою різних підходів залежно від геометрії концентратора. Для оцінки втомної міцності за наявності «тупих» та «мілких» концентраторів напружень (теоретичний коефіцієнт концентрації напружень $K_t \leq 4$) добре себе зарекомендувала концепція критичної відстані [1]. Натомість для інших типів концентраторів («гострих» і «глибоких», $K_t > 4$) втомна міцність може визначатись пороговим розмахом прикладеного напруження, за якого у вершині концентратора ініціюється втомна тріщина, що проростає до певного розміру і припиняє подальше поширення внаслідок поступово зростаючого ефекту закриття тріщини. У таких випадках для аналізу втомної міцності пропонуються підходи з використанням діаграми Кітагави-Такагасі (КТ-діаграми) [2].

Окрім вищевказаного обмеження застосування концепції критичної відстані для окремого типу концентраторів напружень (тільки для тупих) може бути ще й обмеження за їхніми розмірами. **Метою** даного дослідження було визначення такого обмеження на прикладі аналізу результатів випробувань на втому сталених зразків із глухим отвором різного діаметру.

Експериментальні результати та їх аналіз. Випробування на багатоциклову втому проводились на магнітно-резонансній машині RUMUL Testronic 50kN в режимах розтяг-стиск ($R=-1$) та розтяг-розтяг ($R=0,1$) за нормальних умов. Випробовувались плоскі зразки зі сталі 45: гладкі та з глухим отвором діаметром $2\rho=0,6$ мм і $2\rho=1,6$ мм. Результати втомних випробувань наведено на рис. 1 у координатах: прикладене номінальне максимальне напруження циклу σ_{max} проти кількості циклів до руйнування N .

З рис. 1 видно, що наявність концентратора напружень знижує характеристики опору втомі зразків порівняно з гладкими зразками. У той же час зразки з отвором діаметром $2\rho=1,6$ мм мають вищі характеристики опору втомі, ніж зразки з отвором $2\rho=0,6$ мм. Тобто, графік залежності границі витривалості σ_{th} від глибини концентратора $D = \rho$ має вигляд, як показано на рис. 2,а Таку аномальну, на перший погляд, поведінку матеріалу за наявності однотипних концентраторів напружень, які слід вважати тупими можна пояснити, виходячи з наступних міркувань.

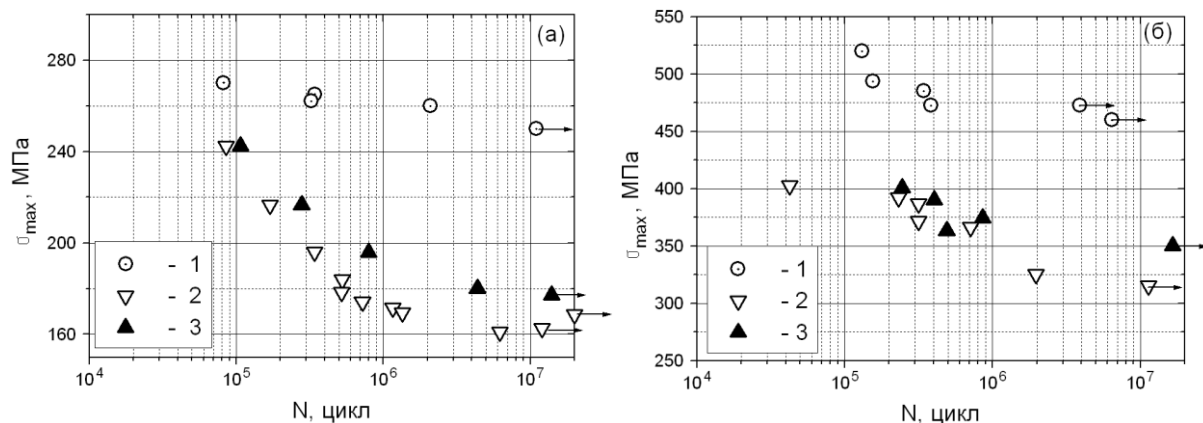


Рис. 1. Результати випробувань на втому зразків зі сталі 45. а – $R = -1$; б – $R = 0,1$.
1 – гладкі зразки, 2 – зразки з отвором $2\rho = 0,6$ мм, 3 – зразки з отвором $2\rho = 1,6$ мм.

На рис. 2,б наведено пружні розподіли локальних напружень у відносних одиницях в околі отворів обох вищевказаних розмірів за однакового прикладеного розмаху номінальних напружень для даних зразків зі сталі 45. Для порівняння на графіках наведено розподіл, визначений методом скінчених елементів (МСЕ), та розподіл за рівнянням Лукаша-Клесніла:

$$\sigma_{loc}(x) = \sigma_{nom} \cdot K_t / \sqrt{1 - 4,5x / \rho} \quad (1)$$

Два методи визначення локальних напружень дають приблизно однакову картину їхнього розподілу у межах зони впливу концентратора. На графіках рис. 2,б вказано також розмір критичної відстані $l_c = 1,75 \cdot 10^{-4}$ м, розрахований за рівнянням (2) [1]:

$$l_c = E^2 b / \sigma_{-1,e}^2 \quad (2)$$

При цьому використовувались наступні вихідні дані: експериментально встановлена границя витривалості гладких зразків зі сталі 45 для симетричного циклу навантаження $\sigma_{-1,e} = 250$ МПа, модуль пружності для сталі 45 $E = 2,1 \cdot 10^5$ МПа, модуль вектора Бюргерса для сталей $b = 2,48 \cdot 10^{-10}$ м.

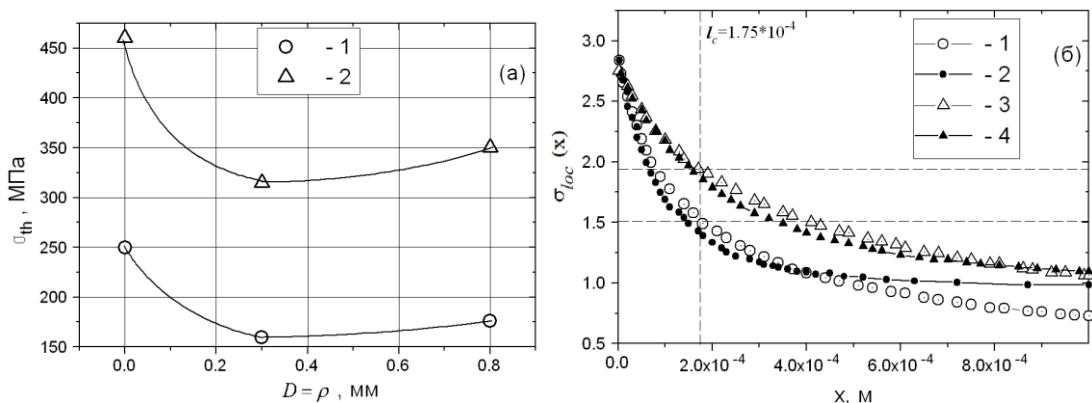


Рис. 2. а – Залежність границі витривалості σ_{th} від радіуса отвору ρ для сталі 45: 1 – $R = -1$, 2 – $R = 0,1$. б – Пружні розподіли локальних напружень в околі глухого отвору радіусом ρ : 1, 2 – $\rho_1 = 0,3$ мм; 3, 4 – $\rho_2 = 0,8$ мм; 1, 3 – рів. (1), 2, 4 – МСЕ.

Як видно з рис. 2,б, розподіл локальних напружень для більшого отвору має менший градієнт, внаслідок чого за однакових номінальних напружень локальне напруження на критичній відстані для більшого отвору вище, ніж локальне напруження для меншого отвору. Тому очевидно, що границі витривалості для зразків із вказаними розмірами однотипних отворів досягаються за різними механізмами, які й призводять до такої картини, яка зображена на рис. 2,а. Реалізацію цих двох різних механізмів схематично наведено на рис. 3.

Для меншого концентратора виконується теорія критичної відстані. Тобто границя витривалості $\sigma_{th,1}$ зразків із концентратором такої глибини D_1 дорівнює такому номінальному напруженню $\sigma_{nom,1}$, за якого локальне напруження на критичній відстані $\sigma_{loc,1}(l_c)$ дорівнює границі витривалості гладких зразків $\sigma_{R,e}$. У цьому випадку на рівні границі витривалості або зовсім не виникає тріщини втоми, або утворюється втомна тріщина, що не перевищує розмір зерна d , як це відбувається й у гладких зразках [1]. Так, якщо у рівняння (1) підставити $\sigma_{loc}(l_c) = 250$ МПа (значення границі витривалості гладких зразків для $R = -1$), $K_t = 2,874$ (нетто, $K_t = \sigma_{nom} / \sigma_{loc}(x=0)$), $x = l_c = 1,75 \cdot 10^{-4}$ м, $\rho = 0,3 \cdot 10^{-3}$ м, отримаємо $\sigma_{nom,1} = 165$ МПа, що відповідає визначеній експериментально для $R = -1$ границі витривалості зразків із отвором такого розміру.

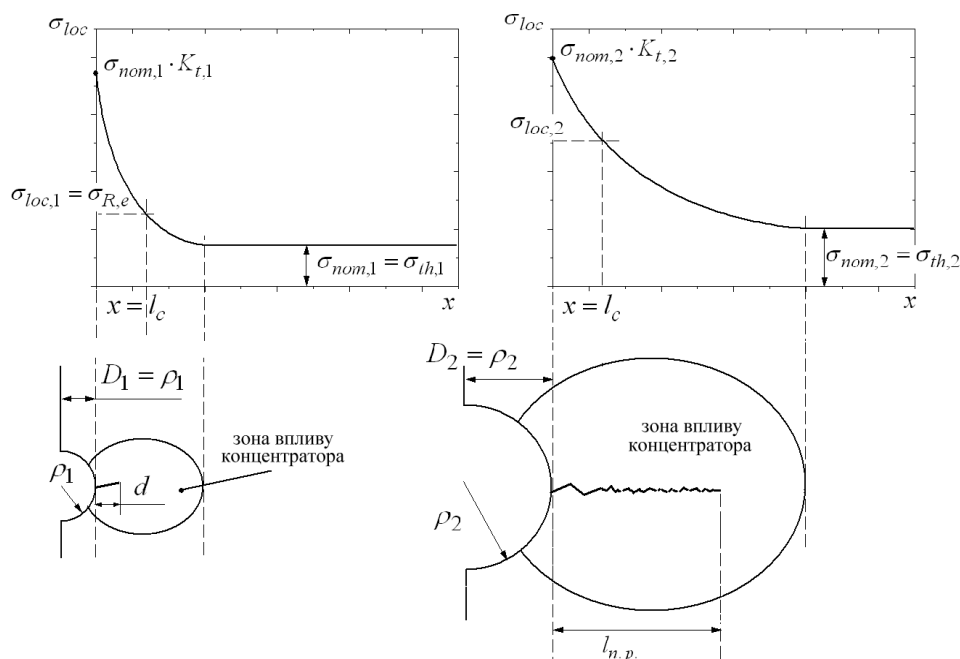


Рис. 3. Два механізми досягнення границі витривалості зразків із однотипними тупими концентраторами напружень, $K_{t,1} = K_{t,2} = 3$ (брутто, $K_t = 1 + 2\sqrt{D/\rho}$), різної глибини.

Для зразків із концентратором глибиною $D_2 = \rho_2 = 0,8$ мм за прикладеного номінального напруження $\sigma_{nom,2}$ локальне напруження на критичній відстані $\sigma_{loc,2}(l_c)$ більше, ніж границя витривалості гладких зразків $\sigma_{R,e}$ (див. також рис. 2,б). Тому в цьому випадку тріщина втоми, що утворюється, росте під дією цього високого спочатку і поступово спадаючого локального напруження і потім зупиняється внаслідок такого градієнту локальних напружень та поступово зростаючого ефекту закриття тріщини. Таким чином, таке прикладене номінальне напруження $\sigma_{nom,2}$, яке вище від $\sigma_{nom,1}$, і є границею витривалості $\sigma_{th,2}$ зразків із даним концентратором. Отже, у цьому випадку єдиний параметр критичної відстані не придатний для розрахунку границі витривалості зразків із тупим концентратором. Натомість, оскільки у цьому випадку границя витривалості визначається пороговим напруженням за наявності тріщини $l_{n.p.}$, що проросла від вершини концентратора і зупинилась внаслідок зростаючого ефекту закриття тріщини, оцінку такого порогового напруження слід проводити з використанням модифікованої КТ-діаграми, як було запропоновано наприклад у [2].

Вищеописане пояснення можна також представити за допомогою КТ-діаграми у вигляді граничних кривих порогових напружень, які схематично наведено на рис. 4 у координатах: номінальне порогове напруження σ_{th} проти розміру тріщини l від

вершини концентратора. Тобто максимум кривої порогових напружень для концентратора глибиною D_2 знаходиться вище від максимуму такої кривої для D_1 , вказуючи при цьому на більший розмір $l_{n.p.}$ тріщини, що не розповсюджується.

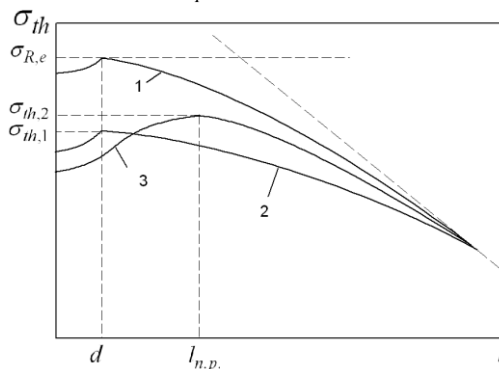


Рис. 4. Порівняння граничних кривих порогових напружень для досліджених зразків: 1 – для гладких зразків; 2 – для зразків з отвором $2\rho = 0,6$ мм; 3 – для зразків з отвором $2\rho = 1,6$ мм.

Таким чином, окрім поділу концентраторів на *тупі* та *гострі*, тупі концентратори необхідно розділяти на *міlkі* та *глибокі*. Межею розділу на *міlkі* та *глибокі* тупі концентратори може слугувати критична глибина D_c , формула для розрахунку якої пропонується у наступному вигляді:

$$D_c = l_c \sqrt{K_t}. \quad (3)$$

Формула (3) містить параметри D_c та K_t , які характеризують геометрію концентратора, а параметр l_c є характеристикою матеріалу. Ця формула може бути використана також для визначення критичного теоретичного коефіцієнта концентрації напружень $K_{t,c}$ для концентраторів однакової глибини D при побудові діаграм Фроста, а саме:

$$K_{t,c} = (D/l_c)^2. \quad (4)$$

Тобто, за рівнянням (4) визначається $K_{t,c}$, вище від якого за наявності концентратора однакової глибини D і різної гостроти D/ρ границя витривалості даного матеріалу залишається незмінною. З рівняння (4) випливає також, що вищевказана межа поділу концентраторів на тупі та гострі, $K_t = 4$, є доволі умовною і залежить від геометричних розмірів концентратора та характеристик матеріалу. Як свідчать експериментальні дані, що є в літературі, це значення K_t знаходиться у межах від 2 до 5.

За подальшого збільшення розміру отвору, $D \gg D_c$ і $K_t < (1,3 \dots 1,1)$ (нетто), градієнт локальних напружень зменшуватиметься, а зона впливу концентратора збільшуватиметься, і за певного розміру $D \geq D_{max}$ границя витривалості σ_{th} знову визначатиметься локальним напруженням на критичній відстані від вершини отвору, наближаючись до границі витривалості гладких зразків $\sigma_{R,e}$. Або, оскільки градієнт при цьому незначний і у рівнянні (1) $(x/\rho = l_c/\rho) \rightarrow 0$, ще простіше: $\sigma_{th} = \sigma_{R,e}/K_t$.

Література.

1. Herasymchuk O.M. Fatigue life calculation for titanium alloys considering the influence of microstructure and manufacturing defects / O.M.Herasymchuk, O.V.Kononuchenko, V.I.Bondarchuk. // Int. J. Fatigue. – 2015. – №81. – С.257–264.
2. Герасимчук О.М. Застосування модифікованої КТ-діаграми для оцінки втомної міцності за наявності концентратора напружень / О.М. Герасимчук // Пробл. міцності. – 2018. – №4. – С.114–127.

ПРОГНОЗУВАННЯ ТРИВАЛОСТІ СТАДІЙ БАГАТОЦИКЛОВОГО ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ СПЛАВІВ ЗА НАЯВНОСТІ КОНЦЕНТРАТОРІВ НАПРУЖЕНЬ

О.М. Герасимчук

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

Abstract. The model for estimating the fatigue life of samples or structures under a uniaxial regular cyclic loading is proposed, which allows to calculate the number of cycles prior to crack initiation at the notch and during crack growth based on the characteristics of the monotonic strength and microstructure of the initial material .

Мікроструктуро-залежна модель для оцінки тривалості стадій втоми гладких зразків за постійного розмаху напружень. Пропонується оцінювати довговічність до руйнування N_{total} як суму довговічностей до ініціювання тріщини N_i і під час її росту N_{FCG} :

$$N_{total} = N_i + N_{FCG}. \quad (1)$$

Для оцінки втомною довговічності до ініціювання поверхневої тріщини глибиною в один розмір зерна d за регулярного циклічного симетричного ($R=-1$) одновісного навантаження гладких зразків у [1] було отримано наступне рівняння:

$$N_i = \left(\beta / (\sigma_a - \sigma_{-1,e}) \right)^\alpha, \quad (2)$$

де

$$\beta = \frac{EM}{(1+\nu)^3 \sqrt{\pi(1-\nu)}}, \quad (3)$$

де M – середнє значення фактору Тейлора відносно напрямку дії σ_a , яке визначається з аналізу кристалографічної текстури вихідного матеріалу, E – модуль пружності і ν – коефіцієнт Пуассона, що визначаються з випробувань стандартних зразків на короткочасний розтяг, $\sigma_{-1,e}$ – границя витривалості гладких зразків за симетричного циклу (параметр, що розраховується), σ_a – амплітуда прикладеного напруження, N_i – кількість циклів навантаження. Показник степеня в рівнянні (2) у загальному випадку залежить від енергії дефекту упаковки та морфології ковзання, і, як було експериментально встановлено багатьма дослідниками, значення $\alpha=2$ задовільно підходить для титанових сплавів та багатьох інших конструкційних сплавів.

Границю витривалості гладких зразків можна визначити за отриманою в [2] феноменологічною залежністю $\sigma_{-1,e}$ від розміру зерна d :

$$\sigma_{-1,e} = E \sqrt{b/l_c}, \quad (4)$$

$$l_c = E^2 b \left(A + B \cdot \arctg \left(\left(E \sqrt{\frac{b}{4d}} - A \right) / B \right) \right)^{-2}, \quad (5)$$

де $A = (\sigma_f + \sigma_p)/2$; $B = (\sigma_p - \sigma_f)/\pi$; $\sigma_f \cong ME[2(1+\nu)]^{-1} \cdot 10^{-3}$ – напруження внутрішнього тертя в кристалічній ґратці; σ_p – границя пропорційності, що визначається з випробувань на короткочасний розтяг; d – середнє значення розміру зерна, що визначається з аналізу мікроструктури вихідного матеріалу; b – модуль вектора Бюргерса.

Довговічність на другій стадії втомного руйнування N_{FCG} , тобто під час росту втомною тріщини від початкової глибини $l=d$ до кінцевої глибини $l=l_t$, розраховується за наступним рівнянням [1]:

$$N_{FCG} = \frac{1}{b} \int_d^{l_t} \left(\frac{2K_{th,l}}{\sigma_a(Y_1 + Y_2)\sqrt{\pi l}} \right)^{m_1} dl + \frac{1}{b} \left(\frac{K_{th,LC}}{K_T} \right)^m \int_{l_i}^{l_t} \left(\frac{K_T}{\sigma_a Y_2 \sqrt{\pi l}} \right)^{m_1} dl + \frac{1}{b} \int_{l_i}^{l_t} \left(\frac{K_{th,LC}}{\sigma_a Y_2 \sqrt{\pi l}} \right)^m dl \quad (6)$$

де

$$l_i = l_s (\sigma_{-1,e} / \sigma_a)^2, \quad (7)$$

$$l_s = \frac{8^2 \cdot \pi (1 + \nu)^2 h}{12 \cdot M^2 b} \cdot d, \quad (8)$$

$$K_{th,l} = K_{th,d} \frac{Y_2}{Y_1} \left(\frac{l}{d} \right)^{m'}, \quad (9)$$

$$m' = \frac{1}{2} \cdot \log \left(\frac{l_s}{d} \right) / \log \left(\frac{l_s \cdot \sigma_{-1,e}^2}{d \cdot \sigma_a^2} \right), \quad (10)$$

$$K_{th,d} = \sigma_{-1,e} Y_1 \sqrt{\pi d}, \quad (11)$$

$$m_l = 3 \frac{\log(E\sqrt{b}) - \log K_f}{\log K_{th,l} - \log K_f}, \quad (12)$$

$$\log K_f = \frac{1}{3} (3 \log E + \log \sqrt{b} - 5), \quad (13)$$

$$K_{th,LC} = \sigma_{-1,e} Y_2 \sqrt{\pi l_s}, \quad (14)$$

$$K_T = \sigma_p \sqrt{12 \cdot \pi d}, \quad (15)$$

$$m_l = \left(m'_d \cdot \log \frac{\sigma_a}{\sigma_{-1,e}} - m \cdot \log \frac{K_T}{K_{th,LC}} \right) / \log \sqrt{\frac{d}{l'_i}}, \quad (16)$$

$$l'_i = 12 \cdot d (\sigma_p / (Y_2 \sigma_a))^2, \quad (17)$$

m розраховується за формулою (12), підставляючи $K_{th,LC}$ (пороговий КІН для довгої тріщини (ДТ)) замість $K_{th,l}$ (пороговий КІН для фізично малої тріщини (ФМТ) розміром l); m'_d розраховується за (12), підставляючи $K'_{th,d}$ (пороговий КІН для мікроструктурно короткої тріщини (МКТ) розміром d) замість $K_{th,l}$, а $K'_{th,d}$ – за формулою (11), підставляючи Y_2 замість Y_1 ; l_i – кінцева глибина тріщини, що приймається за критерій руйнування від втоми; h – відстань між сусідніми паралельними площинами ковзання у кристалічній ґратці залежно від того, яка система ковзання активується відповідно до визначеного фактора Тейлора M ; Y_1 та Y_2 – геометричні фактори для найглибшої точки фронту плоскої напівкруглої поверхневої тріщини: $Y_2 = 0,73$ (для ДТ і ФМТ), Y_1 (для МКТ) залежно від M розраховується за формулою [3]:

$$Y_1 = Y_2 (2 \sqrt{1/(d/l_s + 1)} - 1). \quad (18)$$

Фактор орієнтування враховується у формулі (18) параметром l_s , який, зі свого боку, залежить від параметра орієнтування M ($M = 1/m_s$, m_s – фактор Шміда) (див. формулу (8)).

Рівняння (6) являє собою суму довговічностей під час росту тріщини на трьох етапах її росту в умовах багатоциклової втоми і отримано в результаті інтегрування відповідних рівнянь швидкості росту dl/dN на кожному етапі. Перший етап – це ріст ФМТ уздовж площин ковзання окремих зерен від глибини d (кінцевий розмір МКТ) до глибини l_i , яка визначається за рівнянням (7). На цій глибині відбувається зміна механізму подальшого росту тріщини, і починається другий етап – ріст ФМТ у площині, перпендикулярній напрямку дії прикладеного напруження розтягу σ_a , до глибини l'_i , яка визначається за формулою (17). Тріщину такого розміру l'_i вже можна вважати довгою, виходячи з умови, що розмір циклічної пластичної зони попереду її вістря досягне розміру зерна d , при цьому прикладений КІН у її вістрі досягне значення K_T (формула (15)), і починається третій етап – ріст ДТ до кінцевої глибини l_f . Детальне описання моделі росту тріщини на цих етапах представлено у [4].

Наведена вище модель (формули (1) – (18)) для оцінки втомної довговічності була перевірена на експериментальних втомних даних для восьми різних двофазних

титанових сплавів з різними типами мікроструктури і отримано задовільний збіг розрахованих кривих втоми до руйнування з експериментальними даними [1].

Урахування наявності концентратора напружень. У деталях машин зародження втомної тріщини відбувається, як правило, у місцях концентрації напружень. Втомна міцність зразків та елементів конструкцій за наявності концентратора напружень аналізується за допомогою різних підходів залежно від геометрії концентратора.

Тупі концентратори. Формула для оцінки границі витривалості за симетричного циклу навантаження зразків із тупими концентраторами ($K_t \leq 4$, K_t – теоретичний коефіцієнт концентрації напружень) пропонується у наступному вигляді:

$$\sigma_{-1} = \frac{E\sqrt{b}}{K_t} \sqrt{1/l_c + 4,5/\rho}, \quad (19)$$

де ρ – радіус вершини концентратора; l_c – критична відстань, розраховується за формулою (5).

Таким чином, довговічність до ініціювання втомної тріщини N_i за наявності тупого концентратора напружень розраховується за рівнянням (2), підставляючи при цьому (3), (19) і (5).

Після того, як тріщина ініціювалась у вершині такого концентратора, вона спочатку росте в зоні піка локальних напружень, обмеженій критичною відстанню l_c , на якій амплітуду прикладених локальних напружень можна вважати постійною, що дорівнює

$$\bar{\sigma}_a(l_c) = \sigma_a K_t / \sqrt{1 + 4,5 \cdot l_c / \rho}, \quad (20)$$

а потім – у зоні градієнту локальних напружень. Прикладена амплітуда локальних напруження $\sigma_a(l)$ на цій ділянці зменшується до рівня номінальної σ_a за рівнянням

$$\sigma_a(l) = \sigma_a K_t / \sqrt{1 + 4,5 \cdot l / \rho}. \quad (21)$$

Отже, довговічність під час росту втомної тріщини від вершини тупого концентратора буде розраховуватись за таким же рівнянням (6), що і для гладких зразків, тільки на три характерні ділянки росту накладатиметься ще одна ділянка залежно від її розміру l_c відносно межі характерної ділянки l_i , де замість номінального напруження σ_a потрібно підставляти $\sigma_a(l_c)$, визначене за рівнянням (20), а для решти ділянок підставляти $\sigma_a(l)$, визначене за рівнянням (21).

Для підтвердження достовірності запропонованої вище моделі для оцінки довговічності з урахуванням концентрації напружень було використано результати випробувань на втому в умовах симетричного ($R=-1$) згину зразків «конденсат/підкладка» з титанового сплаву Ti-6Al-4V, які містили концентратори напружень у вигляді дефектів від технології виготовлення конденсату [3]. На рис. 1а наведено результати випробувань на втому до руйнування за встановленим критерієм $l_r=0,1$ мм зразків «конденсат / підкладка» зі сплаву Ti-6Al-4V. Там же нанесено розраховані за запропонованою моделлю криві втоми до руйнування для умовно бездефектного конденсату і для конденсату з найбільшим концентратором. На рис. 1б представлено порівняння розрахованих та експериментально встановлених довговічностей до руйнування для кожного випробуваного зразка, з якого видно задовільний збіг розрахунку з експериментальними даними.

Гострі концентратори. За наявності гострого концентратора ($K_t > 4$) втомна міцність дається пороговим розмахом КІН, і поява фізично малих втомних тріщин, що не розповсюджуються, зумовлена наявністю достатньо високого градієнту напружень та ефекту закриття тріщини. У цьому випадку втомна міцність вже перестає бути залежною від K_t і керується переважно глибиною концентратора та пороговим розмахом напружень $\Delta\sigma_{th}$ для фізично малих або довгих тріщин. Рівняння граничної кривої порогових напружень, $\sigma_{th}=f(l)$, у термінах максимального напруження циклу, для концентратора глибиною D пропонується у наступному вигляді [5]:

$$\sigma_{-1,th} = E\sqrt{b/l_c} \cdot Y_1 \sqrt{d} \frac{1 + (\sqrt{l_s/d} - 1) \left\{ 1 - \exp\left[(d-l)/(\sqrt{l_s/d} - 1)l_c\right] \right\}}{Y\sqrt{D+l}}, \quad (22)$$

де Y – геометричний фактор для концентратора і тріщини.

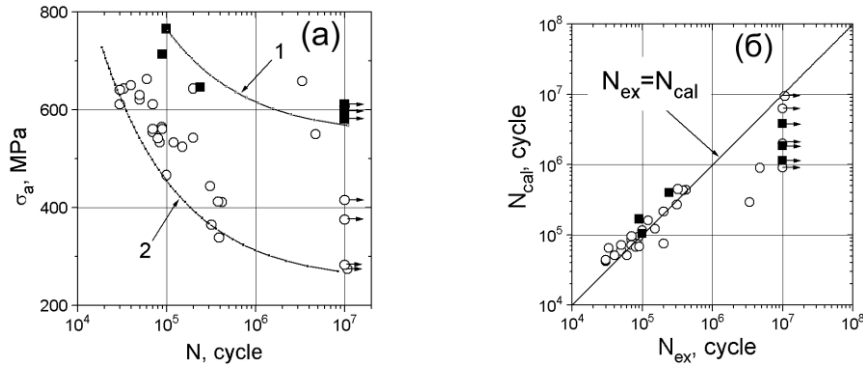


Рис. 1 Порівняння результатів розрахунку і експерименту: *a* – розраховані криві втоми: крива 1 для умовно бездефектного конденсату ($K_f=1$ і $\rho=\infty$), крива 2 для конденсату з концентратором у вигляді наскрізного отвору діаметром $2\rho=300$ мкм ($K_f=2,913$); *б* – порівняння розрахованих N_{cal} довговічностей з експериментальними N_{ex} . \circ , \blacksquare – експериментальні дані; \circ – руйнування ініціювалося від дефекту в конденсаті, \blacksquare – руйнування ініціювалося від поверхні підкладки.

Для оцінки тривалості стадії зародження тріщини, N_i , за наявності гострого концентратора пропонується використовувати рівняння (2), враховуючи (3), де замість $\sigma_{-1,e}$ треба підставляти значення $\sigma_{-1,th}$, розраховане за формулою (22) для $l=d$. Таким чином, для умов симетричного циклу навантаження за різних значень амплітуди прикладеного напруження, σ_a , матимемо криву втоми, $\sigma_a = \beta N^{1/2} + \sigma_{-1,th}(d)$ до ініціювання від вершини гострого концентратора тріщини розміром $l=d$ (рис. 2).

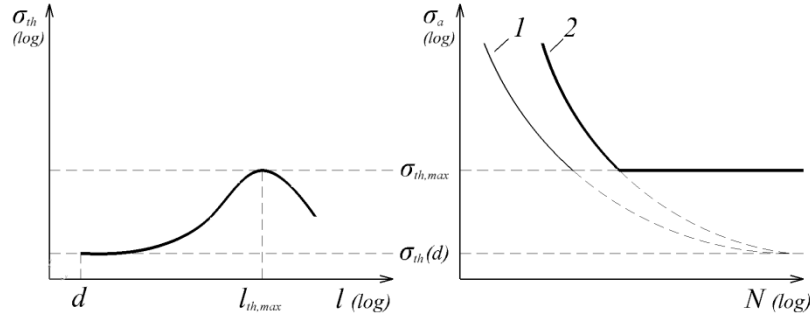


Рис. 2 Схема побудови розрахованої за запропонованою моделлю кривої втоми до руйнування зразків з гострим концентратором (ліворуч наведено граничну криву порогових напружень, рівняння (22)): 1 – крива втоми до ініціювання МКТ глибиною $l=d$; 2 – крива втоми до руйнування (жирна суцільна лінія).

Тривалість стадії росту тріщини, N_{FCG} , оцінюється за рівнянням:

$$N_{FCG} = \frac{1}{b} \int_{a_{in}}^{a_x} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma Y \sqrt{\pi(a+l_D)}} \right)^3 da + \frac{1}{b} \int_{a_x}^{a_i} \left(\frac{\Delta K_{th,LC}}{\Delta \sigma Y \sqrt{\pi a}} \right)^m da, \quad (23)$$

де $a=D+l$, $a_{in}=D+d$, $l_D=l_s(Y_2/Y)^2$, ΔK_{th} – пороговий розмах КІН, який поступово збільшується внаслідок поступового збільшення ефекту закриття з ростом тріщини, і який розраховується за рівнянням:

$$\Delta K_{th} = E\sqrt{b} + (\Delta K_{th,LC} - E\sqrt{b}) \left[1 - e^{-k'(a-D-d)} \right], \quad (24)$$

де

$$k' = (E\sqrt{b}) / (l_c(\Delta K_{th,LC} - E\sqrt{b})). \quad (25)$$

Отже, крива втоми до руйнування, $\sigma_a=f(N_i+N_{FCG})$, за наявності гострого концентратора матиме вигляд, як показано на рис. 2. Тобто, визначивши максимум функції (22) $\sigma_{th,max}$, можна таким чином визначити точку перелому кривої втоми до руйнування від похилої ділянки до горизонтальної на рівні границі витривалості $\sigma_{th,max}$.

Урахування асиметрії циклу навантаження. Втомна міцність за асиметричного циклу навантаження визначається розмахом напружень $\Delta\sigma_R$ або максимальним напруженням циклу $\sigma_{max,R}$ як емпіричною функцією границі витривалості за симетричного циклу σ_{-1} . Ця залежність для гладких зразків за різних асиметрій R пропонується у наступному вигляді:

$$\Delta\sigma_{R,e} = \frac{2\sigma_{-1,e}}{1 + (\sigma_{-1,e}(1+R))/(\sigma_{0,2}(1-R))} \quad (26)$$

та

$$\sigma_{max,R,e} = \Delta\sigma_{R,e}/(1-R). \quad (27)$$

У випадку присутності обох чинників, тобто концентрації напружень і асиметрії циклу одночасно, потрібно формулу (19) для розрахунку границі витривалості за наявності тупого концентратора $\sigma_{max,R}$ записати наступним чином:

$$\sigma_{max,R} = \frac{\sigma_{max,R,e}}{K_t} \sqrt{1 + 4,5 \frac{l_c}{\rho}}, \quad (28)$$

а формулу (22) для випадку гострого концентратора – у наступному вигляді:

$$\sigma_{max,R} = \sigma_{max,R,e} Y_1 \sqrt{d} \frac{1 + (\sqrt{l_s/d} - 1) \{1 - \exp[(d-l)/((\sqrt{l_s/d} - 1)l_c)]\}}{Y \sqrt{D+l}}. \quad (29)$$

Тоді рівняння довговічності до ініціювання тріщини від концентратора з урахуванням асиметрії циклу матиме наступний вигляд:

$$N_i = \left(\frac{\beta}{\sigma_{max} - \sigma_{max,R}} \right)^2 \quad (30)$$

або

$$N_i = \left(\frac{(1-R)\beta}{\Delta\sigma - \Delta\sigma_R} \right)^2. \quad (31)$$

Для оцінки тривалості стадії росту тріщини від тупого концентратора використовується рівняння (6) без змін. Поряд з цим, на відміну від симетричного циклу для випадків наявності асиметрії $R \geq 0$ під час розрахунку параметрів рівняння (6), K_T та l_i' , у формулах (15) і (17) замість коефіцієнта 12 потрібно підставляти 3, внаслідок збільшення у 4 рази розміру циклічної пластичної зони попереду вістря тріщини для позитивних асиметрій циклу порівняно з симетричним циклом навантаження за однакового рівня рушійної сили. Окрім того, замість амплітуди напружень σ_a потрібно підставляти максимальне значення циклу напружень σ_{max} . Для розрахунку тривалості стадії росту тріщини від гострого концентратора використовується рівняння (23).

Для розрахунку кривих втоми за запропонованою моделлю з урахуванням асиметрії циклу і концентрації напружень та порівняння з експериментальними даними було використано результати праці [6]. У [6] наведено результати випробувань на втому за асиметрії $R=0,1$ до руйнування зразків із титанового сплаву Ti-6Al-4V. Зразки були двох типів: прямокутного поперечного перерізу 5×15 мм (умовне позначення – FL) та круглого поперечного перерізу $\varnothing 5$ мм (умовне позначення – CY). Випробовувались гладкі зразки та зразки зі штучно нанесеним на поверхню зразків тупим концентратором напружень, що імітує ливарні дефекти виготовлення деталей авіаційної техніки. У [6] також наведено дані вимірювань шорсткості поверхні гладких зразків за параметром R_v , який характеризує глибину впадин, оскільки, як показали дослідження осередків ініціювання тріщини, саме від вістря впадини відбувалось ініціювання. Середнє значення R_v для гладких FL-зразків дорівнює 10 мкм, а для CY-зразків – 19 мкм. Отже, оскільки середній розмір впадини перевищує середній розмір

зерна, $d_{FL}=3,5\text{мкм}$ і $d_{CY}=7\text{мкм}$, то таку впадину можна вважати гострим мікроконцентратором у вигляді поверхневої пів-еліптичної короткої тріщини глибиною $D=R_v$. На рис. 3 наведено розраховані за запропонованою моделлю криві втоми до ініціювання втомної тріщини розміром $l=d$ і до руйнування за критерієм $a_f=4\text{мм}$ для чотирьох вищевказаних партій зразків з титанового сплаву Ti-6Al-4V порівняно з експериментальними даними. Як видно з рис. 3, розраховані криві втоми до руйнування задовільно інтерпретують експериментальні результати, що підтверджує достовірність запропонованої моделі. Розбіжність методик оцінки кривої втоми для різних типів концентраторів полягає тільки у використанні різних моделей для оцінки границі витривалості, а відтак, різних методик побудови кривої втоми до руйнування.

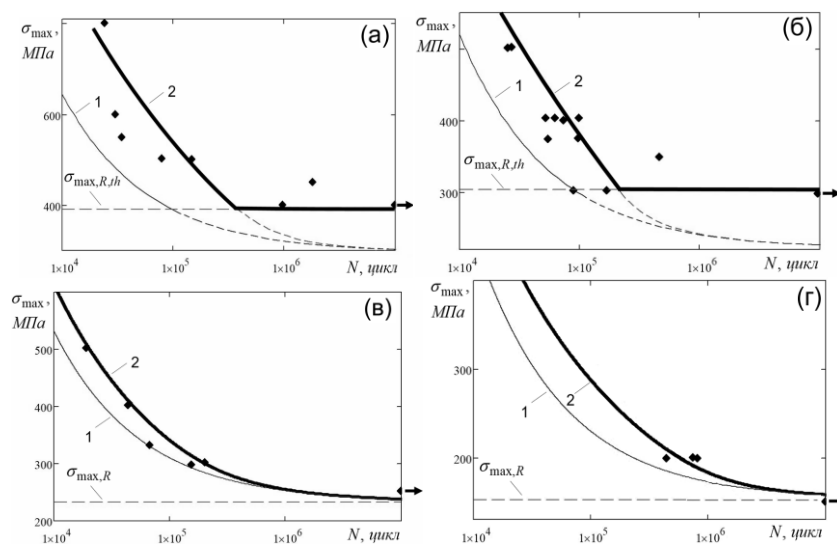


Рис. 3 Порівняння розрахованих кривих втоми з експериментальними результатами випробувань на втому зразків зі сплаву Ti-6Al-4V: 1 – криві втоми до ініціювання тріщини; 2 – криві втоми до руйнування (жирні суцільні лінії). а – «гладкі» FL-зразки; б – «гладкі» CY-зразки; в – FL-зразки зі штучно нанесеним концентратором; г – CY-зразки зі штучно нанесеним концентратором. Експериментальні дані (точки) взято з [6].

Література

1. Herasymchuk O. M. Calculating the fatigue life of smooth specimens of two-phase titanium alloys subject to symmetric uniaxial cyclic load of constant amplitude / O. M. Herasymchuk, O. V. Kononuchenko, P. E. Markovsky, V. I. Bondarchuk. // Int. J. Fatigue. – 2016. – №83. – С. 313–322.
2. Herasymchuk O. M. Nonlinear relationship between the fatigue limit and quantitative parameters of material microstructure / O. M. Herasymchuk. // Int. J. Fatigue. – 2011. – №33. – С. 649–659.
3. Herasymchuk O. M. Fatigue life calculation for titanium alloys considering the influence of microstructure and manufacturing defects / O. M. Herasymchuk, O. V. Kononuchenko, V. I. Bondarchuk. // Int. J. Fatigue. – 2015. – №81. – С. 257–264.
4. Herasymchuk O. M. Microstructurally-dependent model for predicting the kinetics of physically small and long fatigue crack growth / O. M. Herasymchuk // Int. J. Fatigue. – 2015. – №81. – С. 148–161.
5. Герасимчук О. М. Застосування модифікованої КТ-діаграми для оцінки втомної міцності за наявності концентратора напружень / О. М. Герасимчук // Пробл. міцності. – 2018. – №4. – С.114–127.
6. Leopold G., Influence of artificial and casting defects on fatigue strength of moulded components in Ti-6Al-4V alloy / G. Leopold, Y. Nadot, T. Billaudeau, J. Mendez // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 2015. – № 38. – С. 1026–1041.

ОПТИМІЗАЦІЯ ПОСТАЧАННЯ ПРИРОДНОГО ГАЗУ ЗА КРИТЕРІЄМ НАДІЙНОСТІ

В.Я. Грудз¹, Я.В. Грудз¹, В.М. Боднар², В.Б. Запыхляк¹,
Л.Я. Побережний¹

¹Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, Україна

²БМФ Укргазпромбуд, Україна

Abstract. The optimization problem of gas pumping planning is set and solved taking into account the expected losses, on the basis of which the transfer of the controlled system from the initial state to the final one is carried out by such a sequence of states that minimizes the total cost of the system evolution.

В період дефіциту постачання газу в Україну особливе значення надається скороченням недопоставок його споживачам, тобто повному і безперебійному їх газозабезпеченню. З іншого боку зростають втрати газу, пов'язані з технологічними затратами на транспортування, зокрема, викликані нестационарністю газових потоків і частими змінами режимів роботи газотранспортної мережі [1,2].

Як відомо, втрати від недопоставок газу споживачам значно перевищують втрати, пов'язані з технологічними затратами на транспорт газу [3]. Тому тут розглядається задача вибору оптимального співвідношення між вартістю і надійністю перекачування газу.

Для задоволення вимог максимізації навантаження газотранспортної системи при відповідних технологічних обмеженнях і гарантії безперервності в постачанні споживачам заданої витрати газу зазвичай вирішуються такі основні завдання: - прогнозування навантаження протягом певного інтервалу часу (добі, тижня і т. д.); - виділення набору газоперекачувальних агрегатів компресорної станції; - відшукування оптимального розподілу загального навантаження між газоперекачувальними агрегатами, що мінімізує сумарну вартість перекачування.

З метою вирішення завдання оптимального планування перекачування газу перш за все відшукуються очікувані втрати через недостатню надійність постачання споживачів газом. Кожен агрегат системи в процесі функціонування може перебувати в стані відмови і в стані роботи з частковою втратою вихідної потужності. Ймовірності стану системи представляються у вигляді добутку ймовірностей стану окремих елементів.

Нехай $M_l(t_1, t_2)$ - математичне очікування частки часу знаходження системи в стані l протягом інтервалу (t_1, t_2) , тоді

$$M_l(t_1, t_2) = \frac{1}{t_1 - t_2} \int_{t_1}^{t_2} P_i(t_i) dt, \quad (1)$$

де $P_i(t_i)$ - ймовірність того, що в момент t_i система знаходиться в стані i .

Ймовірності станів всієї системи, що складається з R агрегатів, в дискретному виді матиме вигляд

$$P_i(t_i) = \prod_{r=1}^R P_{ri}(t). \quad (2)$$

Якщо $t = n\Delta t$, де Δt - крок часу, то вираз (2) набуде вигляду

$$P_i(n\Delta t) = \prod_{r=1}^R P_{ri}(n\Delta t).$$

Тоді інтеграл (1) можна представляти в дискретному вигляді

$$M_l(t_1, t_2) = \frac{1}{N} \sum_{n=0}^N \frac{P_i(n\Delta t) + P_i(n+1)\Delta t}{2} = \frac{I_i(t_1, t_2)}{(t_1 - t_2)}. \quad (3)$$

Очікуване число переходів в стан i на інтервалі часу (t_1, t_2) визначається формулою

$$F(t_1, t_2) = \sum_{j \neq i} \int_{t_1}^{t_2} P_j(t) \lambda_{ji} dt, \quad (4)$$

де λ_{ji} – інтенсивності переходів зі стану i в стан $i+1$, $j=i+1$.

У дискретній формі маємо

$$F(t_1, t_2) = \sum_{j \neq i} \lambda_{ji} I_i(t_1, t_2).$$

Припустимо, що для перекачки газу на інтервал часу (t_1, t_2) виділено певну кількість агрегатів R і прогнозована кількість перекачування становить G_0 . Протягом зазначеного інтервалу часу справжнє навантаження G може коливатися щодо величини G_0 відповідно до нормального закону розподілу. Недостатність в постачанні газу, яка виникає в результаті відмови деяких агрегатів і внаслідок випадкових збурень, теоретично може коливатися від 0 до G (на практиці діапазон зміни нестачі кількості газу досить вузький через акумулюючу здатність газопроводу). В силу цього передбачається, що залежність між загальними вартісними втратами і величиною нестачі кількості газу є лінійною

$$C^n = C_1 H,$$

де C^n – вартісні втрати; C_1 – коефіцієнт; H – недостача газу споживачам.

При нормальному законі розподілу випадкових величин загальні втрати підсумовуються як втрати на перекачування та втрати через недоподачу газу. Ці втрати можна подати таким чином

$$W = C_2 \sum_j \sum_i [\sum_{j \neq i} \lambda_{ji} I_{ij}(t_1, t_2)] u_{ij}^n A_j + C_3 \sum_j \sum_i I_{ij}(t_1, t_2) H_{ij} A_j,$$

де C_2, C_3 – коефіцієнти, що враховують вартість від перекачування і недоподачі; u_{ij}^n – дискретна зміна втрат за час Δt ; A_j – коефіцієнт, що враховує розподіл втрат по нормальному закону.

Кількість перекачуваного газу G_0 , зазначені втрати і недостача H приймають дискретні значення в інтервалах $n\Delta t$, де число можливих значень H залежить від числа станів всієї системи, причому кожному стану відповідає певне значення потужності комбінацій агрегатів. В якості універсального рівняння для агрегату можна використати вираз

$$P_i^2 - \alpha P_j^2 = \varphi Q_{ij} + \psi Q_{ij}^2, \quad (5)$$

де Q – продуктивність газопроводу.

Коефіцієнти α, φ, ψ є параметрами r -го агрегату, які вважаються відомим; P_{1r}, P_{2r} – тиски на вході і виході r -го агрегату, тобто

$$P_{1r}^2 - \alpha_r P_{2r}^2 = \varphi_r Q_{ij} + \psi_r Q_{ij}^2, \quad Q = \sum_{r=1}^R m_r Q_r,$$

де r – номер ГПА в групі; R – число ГПА в групі; m_r – коефіцієнт, що дозволяє виключити з розгляду непрацюючі елементи, рівний 1, або 0.

Для двох послідовно з'єднаних елементів еквівалентні коефіцієнти

$$\alpha = \alpha_1 \alpha_2; \varphi = \varphi_1 + \alpha_1 \varphi_2; \psi = \psi_1 + \alpha_1 \psi_2.$$

Отримані рівняння не в повному обсязі визначають пропускну здатність системи через обмеження за продуктивністю кожного агрегату, тому їх доцільно звести до іншого виду відносно витрат на перекачування

$$f_1(Q) = f(\varepsilon_i, N_i, \eta_i, n_i, C_i), \quad (6)$$

де ε_i – ступінь підвищення тиску; N_i – потужність агрегату; η_i – ККД; n_i – частота обертання; C_i – питомі витрати.

Позначивши a_r, b_r нижні і верхні межі вихідної потужності кожного агрегату, матимемо $A_R \leq G \leq B_R$, де $A_R = \min(a_1, a_2, \dots, a_R)$; $B_R = \sum_{r=1}^R b_r$. З графіків споживання можна отримати верхні і нижні границі необхідної кількості газу для k -го споживача на кожному кроці обчислення. Тоді мінімум вартості в одиницю часу є оптимальним рекурентним співвідношенням: $f_R(G) = \min\{f_R(x) + f_{R-1}(G-x)\}$, де x – поточна кількість перекачуваного газу.

Якщо $\varepsilon_i, \eta_i, n_i$ – постійні величини, то використання останніх співвідношень дає оптимальну схему виділення агрегатів і розподілу навантаження між ними. При сталості $\varepsilon_i, \eta_i, N_i$ можна отримати оптимальне керування у вигляді зміни частоти обертання n_i . З урахуванням втрат через ненадійність перекачування газу завдання оптимального планування представляється в такий спосіб. Для прогнозованого добового споживання відрізок в 24 години розділяється на 12 інтервалів. На кожному етапі визначається програма перекачування газу, яка мінімізує сумарні витрати на перекачування з урахуванням надійності газопостачання. Якщо встановлено R агрегатів на КС, то загальне число можливих комбінацій агрегатів складає R , звідки можна отримати розмірність вирішуваної задачі динамічного програмування.

На кожному етапі f_{nj} – вартість перекачування газу при j -тій комбінації агрегатів на етапі n_j ; W – очікувані втрати через недостачу газу при використанні комбінації j на етапі n_j . Мінімум сукупних затрат f_{nj} для комбінації j на етапі n_j можна знайти за допомогою рекурентного співвідношення:

$$F_{nj} = \min\{F_{n-1} + f_{nj} + W_{nj}\}. \quad (7)$$

Ідея алгоритму полягає в наступному: розглядається послідовність моментів часу 0, 1, 2, Керована система в кожен момент часу може знаходитися в одному з j станів. Керування системою, що знаходиться в момент часу n в стані j_n , полягає в тому, що приймається рішення про переведення її в момент $n+1$ в стан j_{n+1} . Визначена локальна ціна такого переходу, тобто число (для всіх можливих пар j_n, j_{n+1}). У початковий момент часу $n = 0$ система може знаходитися в якомусь фіксованому j_0 стані. У кінцевий момент часу N система повинна знаходитися в одному із заданих j_N станів. Завдання полягає у визначенні такої послідовності станів (траєкторії) $f_0, f_1, \dots, f_n, \dots, f_N$, яка мінімізує загальну ціну еволюції системи, тобто функції

$$R(f_0, f_1, \dots, f_N) = \Phi_0(f_0) + \sum_{n=0}^{N-1} f_{j_n, j_{n+1}}^{n+1/2} + \Phi_N(j_N)$$

де Φ_0, Φ_N – витрати на початковий і кінцевий стан системи.

Рішення задачі здійснюється спеціальним алгоритмом, що використовує типову для динамічного програмування функцію Беллмана $F_N(j)$, яка визначається наступним чином: нехай система в момент n знаходиться в стані j . Потрібно перевести її до моменту N , мінімізуючи за рахунок вибору станів f_{n+1}, \dots, f_N значення

$$\sum_{n=0}^{N-1} f_{j_n, j_{n+1}}^{n+1/2} + \Phi_N(j_N), \quad j_N = j. \quad (8)$$

Мінімум (8) знаходиться методами динамічного програмування, в результаті чого обчислюється функція $F_N(j)$ для всіх n і j . Це рівняння отримується на підставі наступного принципу оптимальності: перехід зі стану j в момент n в деякий стан j_N в

момент часу N можна здійснити в два етапи. Спочатку система переводиться в стан в момент $n+1$, а потім з цього стану оптимальним чином за ціну, $F_{n+1}(i)$ – в кінцевий стан. Загальна вартість такого переходу складає

$$f_{j_i}^{n+1/2} + F_{n+1}(i).$$

Так як j вважається фіксованим, то параметром оптимізації є номер стану i в момент $n+1$. Тоді рівняння динамічного програмування буде

$$F_n(j) = \min\{f_{j=i}^{n+1/2} + F_{n+1}(i)\}.$$

Таким чином, знайшовши всі $F_N(j)$, вирішуємо задачу $\min\{\Phi_0(j) + F_0(j)\}$ і визначаємо першу точку траєкторії j_0 . Потім визначають точки $j_1 = i_{1/2}(j_0)$, $j_2 = i_{1+1/2}(j_1)$ і так далі до побудови всієї траєкторії. На основі викладеної методики прогнозування оптимальних параметрів режиму газопостачання з урахуванням чинника надійності проведено розрахунки оптимізації експлуатації компресорної станції Богородчанського ПСГ за 24.08.2017 р періоду компресорного закачування газу в сховище (рис.1).

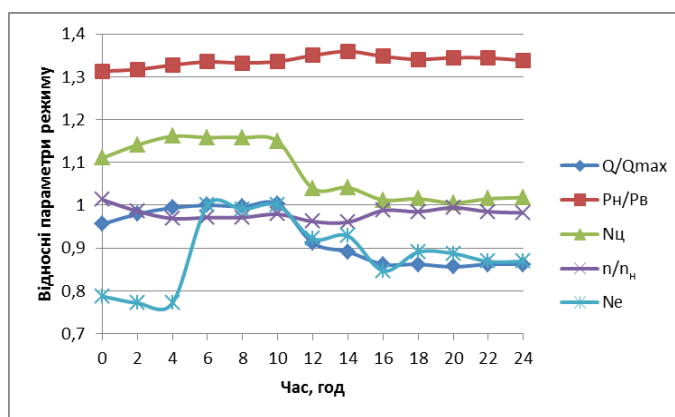


Рисунок 1 – Результати розрахунку оптимізації експлуатації компресорної станції Богородчанського ПСГ

Вихідними даними для реалізації поставленої оптимізаційної задачі служили реальні показники експлуатації компресорної станції в період закачування газу в сховище. В результаті проведених обчислень за запропонованою методикою оптимізації визначено оптимальні розрахункове число компресорних циліндрів $N_{ц}$, швидкість обертання колінвалу n/n_n та ефективну потужність компресора N_e . Прогнозні параметри впроваджено у виробництво, і їх порівняння з фактичними показало задовільну збіжність.

Висновки: Вирішено важливу технологічну задачу оптимального планування перекачування газу з врахуванням очікуваних втрат через недостатню надійність забезпечення споживачів газом і випадкове навантаження системи, яка полягає в тому, що приймається рішення про переведення керованої системи з початкового стану в кінцевий шляхом такої послідовності станів, яка мінімізує загальну ціну еволюції системи.

Література

1. Трубопровідний транспорт газу./М.П. Ковалко, В.Я. Грудз, В.Б. Михалків та ін. – Київ: АренаЕКО, 2002. – 600 с.
2. Енергетична безпека держави: високоефективні технології видобування, постачання і використання природного газу/ Крижанівський Є.І., Гончарук М.І., Грудз В.Я та ін. – Київ:ІнтерпресЛТД, 2006. – 282 с.
3. Грудз В.Я. Обслуговування і ремонт газопроводів/ В.Я. Грудз, Д.Ф. Тимків, В.Б. Михалків та ін. – Івано-Франківськ:Лілея-НВ, 2009. – 711 с.
4. Трубопроводный транспорт жидких и газообразных энергоносителей/ Е.И. Яковлев, В.А. Иванов, Б.А. Клюк и др. – Москва: ВНИИОЭНГ, 1993 – 391 с.
5. Бусленко Н.П. Автоматизация имитационного моделирования сложных систем/Н.П.Бусленко – М.: Наука, 1977. – 536 с.

SURFACE DEFORMATION RELIEF FEATURES UNDER MULTIAXIAL FATIGUE

M. Karuskevich¹, T. Maslak¹, L. Pejkowski²

¹National Aviation University, Kyiv, Ukraine

²University of Science and Technology, Bydgoszcz, Poland

Abstract. The paper presents experimental results directed on the development of new empirical criterion for multiaxial fatigue. The proposed criterion may be applied for materials responding the cyclical loading by the formation of deformation relief, i.e. system of extrusions, intrusions, persistent slip bands. The tests were carried out on aluminum alloy D16AT, the aluminum cladding layer of which is able to react cyclical loading by formation and evolving of relief pattern.

Introduction

The standard mechanical performances of structural materials taken for the design of machines and vehicles have the results of the tests from the uniaxial loading. Basic information about the behavior of structural materials under cyclic loading is represented by the Wöhler curve, also obtained under uniaxial loading. At the same time, most of the constructions work under multiaxial loading conditions. For practical use of standard characteristics of materials in such conditions, equivalent stresses calculated in one way or another are used, i.e. tension stresses providing the same equivalent multiaxial damage. The relevance of the problem, the variety of materials and the conditions of their loading led to the development of a set of theories and methods for multiaxial damage calculation. A critical analysis presented in [1] contains a review of some modern approaches to the calculation of multiaxial loading strength.

The experimental confirmation of any fatigue life estimation method is the essential step for the theoretical model, is the possibility to improve and confirm the model. The empirical model considered in this article also needs theoretical and experimental substantiation, and the analysis of existing theories of strength shows, it does not counteract to the deformation or energy criteria used for the multiaxial fatigue analyses.

Extrusion/intrusion structure as an indicator of accumulated uniaxial fatigue

The conclusion about the possibility to estimate the accumulated fatigue damage under uniaxial loading by the saturation of deformation relief was done after the many years of single-crystals of aluminium investigation [2] and the investigation of structural aluminium alloys D16AT, 2024-T3, 7075-T6, B95 [3-4].

The following aspects were studied: surface relief nature as a result of dislocation motions and effect of crystal orientations, the surface deformation relief evolution under the cyclic loading, the fractal nature of the deformation relief and its dimensions, geometry of two-dimensional and three-dimensional relief images, and other processes and characteristics. The deformation relief was studied with regular and program loadings, the relief monitoring was carried out under loading with axial loads and under bending conditions.

The conducted research has shown that the deformation relief is a reliable indicator of accumulated fatigue damage and can be used to predict the residual life of the corresponding structural elements. At the same time, it is possible not only to control the damage of structural elements, but also to use fatigue sensors attached to the structure. Such sensors are mounted on structural elements, the material of which does not demonstrate the surface relief.

Along with the relief studies conducted mainly by light microscopy methods and described in detail in [2-4], the new results have been obtained recently using research methods and techniques of the new generation.

The deformation relief morphology on the surface of pure aluminium of D16AT was investigated by the Atomic Force Microscope DimensionTM 3100 (AFM) (fig. 1).

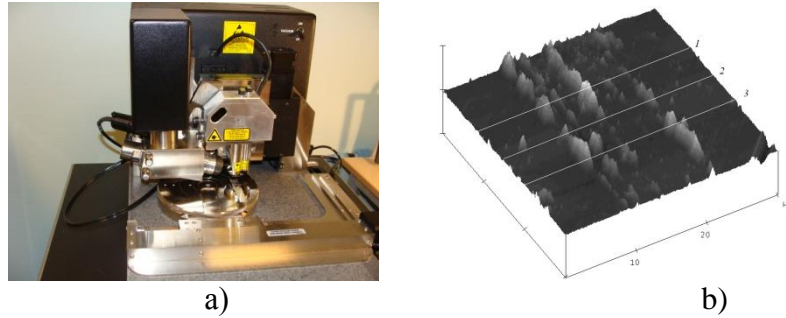


Figure 1. Atomic force microscope (a) and 3D character of the deformation relief (b) obtained by the AFM with the three scan lines

The investigation of the persistent slip bands on the surface (fig.1b) of the specimens subjected to the 22 000 cycles of loading under the bending with $\sigma_{\max}=234,5$ MPa, $R=0$ shows the geometry (table 1) of the extrusion/intrusion structure of the deformation relief.

Table 1 – The geometry of the extrusion/intrusion structure of the deformation relief under uniaxial loading

Scan line	The range of the height of the extrusion, h_e nm	Deep of the intrusion, h_i nm
1	272,69 - 455,02	67,332
2	201,57- 276,48	96,79
3	379,69 - 411,46	25,46

The optical monitoring of the deformation relief evolution proves the origin of the stage of relief saturation, which depends on the regimes of loading. After the relief saturation (seen by the light microscopy) the geometry of extrusion/intrusion structure continue to change. For example, for the current tests the height of the extrusion reaches to the 1273 nm after 180 000 cycles, increment is in 180%. So, it is mean that the geometry of relief structure continue the increase and even on the saturation stage. The atomic force microscopy can be used as an effective instrument for the quantitative analyses of the surface deformation relief.

Extrusion/intrusion structure as an indicator of accumulated fatigue under combined bending and torsion loading

The successful use of deformation relief indicators to control accumulated fatigue damage under uniaxial loading stimulates the continuation of research to substantiate the possibility to control multiaxial fatigue damage using previously proposed damage parameters. The first stage included the testing of compact samples of the D16AT alloy on a specially designed fatigue test machine that allows combine bending and torsion loading.

The deformation relief evolution under uniaxial bending loading at $\sigma_{\max}=100$ MPa, $R=0$ is presented on the figure 2. The main deformation relief parameter is the damage parameter D , equal to the ratio of black signs area (results of micro plastic deformation seen by the light microscope) to the total investigated area taken by the light microscope with magnification $250\times$.

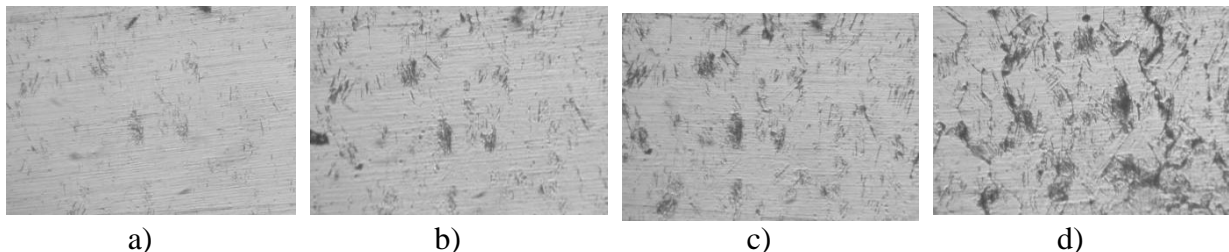


Figure 2. The deformation relief evolution under uniaxial loading: a) $N=60000$ cycles (5.6% of life span); b) $N=160000$ cycles (14.9%); c) $N=500000$ cycles (46.5%); d) $N=1000000$ cycles (93%)

The relief sensitivity to the modes of loading was proved by the compare of relief images under the combined action of bending and torsion with images obtained under bending (figure 3). The maximum stress at the bending was $\sigma_{\max}=100$ MPa. The combined action was resulted by the same value, so the equivalent stress according to Mises criteria was $\sigma_{eq}=100$ MPa as well.

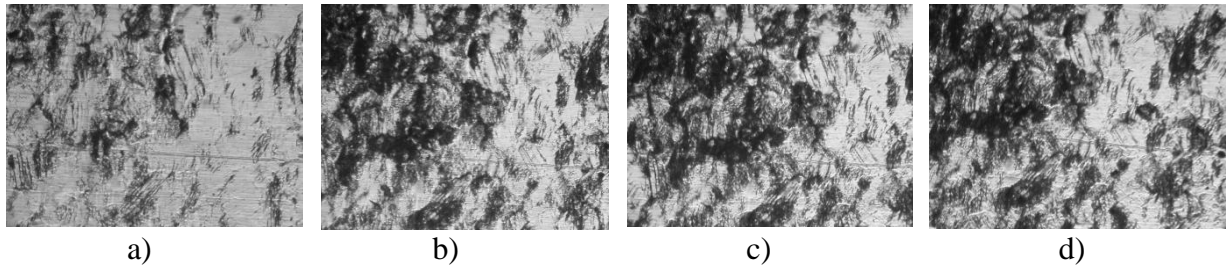


Figure 3. The deformation relief evolution under the combined bending and torsion loading at $\bar{\sigma}_{eq}=100\text{MPa}$, $R=0$: a) $N=20000$ cycles (9.8% of life span); b) $N=60000$ cycles (29.3%); c) $N=130000$ cycles (63.5%); h) $N=190000$ cycles (92.8%).

The evolution of the damage parameter under bending loading and combined bending and torsion loading is presented at the figure 4.

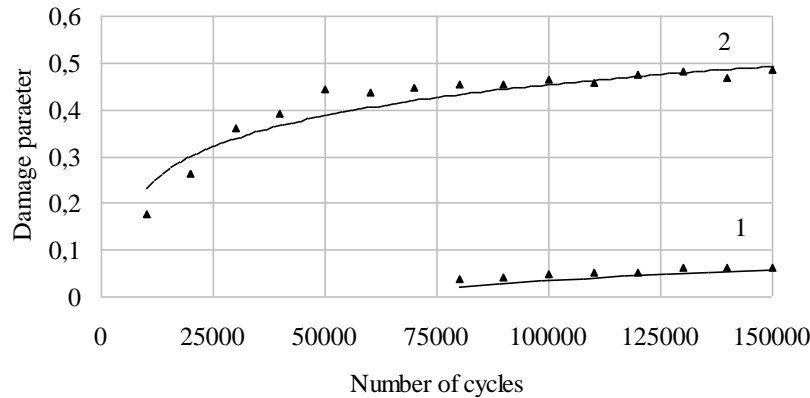


Figure 4. The damage parameter evolution under bending loading (1) with $\bar{\sigma}_{max}=100\text{MPa}$, $R=0$ and under the combined bending and torsion loading (2) $\bar{\sigma}_{eq}=100\text{MPa}$, $R=0$

The failure of the specimens tested under the uniaxial loading was at 204800 cycles of loading, and failure of the specimens under combined action (bending and torsion) was at 1075000 cycles. Thus, the multiaxial loading has more strong effect on the damage accumulation process; this is proved by the decrease of the number of cycles to failure and more intensive development of deformation relief.

As it seen from the presented results the deformation relief is sensitive to the mode of loading and the saturation stage is also reached at different stage of fatigue life.

Extrusion/intrusion structure as an indicator of accumulated fatigue under combined in-phase and out-of- phase tension/torsion

The presented fatigue tests results under the combined action of bending and torsion stimulated the expansion of the spectrum of tests, samples, methods of processing the results and their interpretation. The tests under combined in-phase (IP) and out-of- phase (OP) loading were carried out with standard specimens of D16AT alloy on the Instron 8874 Axial- Torsional Servo Hydraulic Fatigue Testing System (fig.5). Inspection of the surface patterns was conducted by light metallographic microscope Delta Optical IM- 100. Among the set of rather expected results presenting different combinations of loading modes the diagrams of figure 6 indicates the sensitivity of surface pattern to the mode of loading, whether it is under out of phase or under in phase loading. This phenomenon requires detailed study.

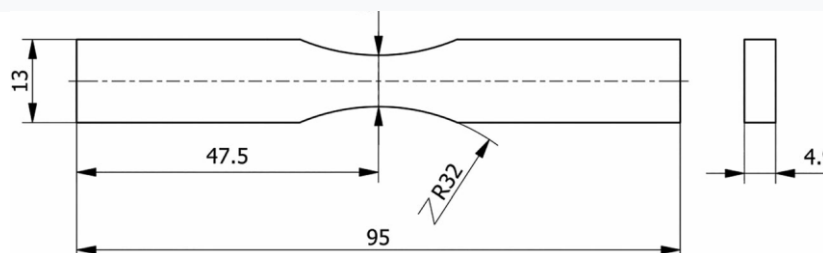


Figure 5. Specimen for fatigue tests under combined IP and OP loading

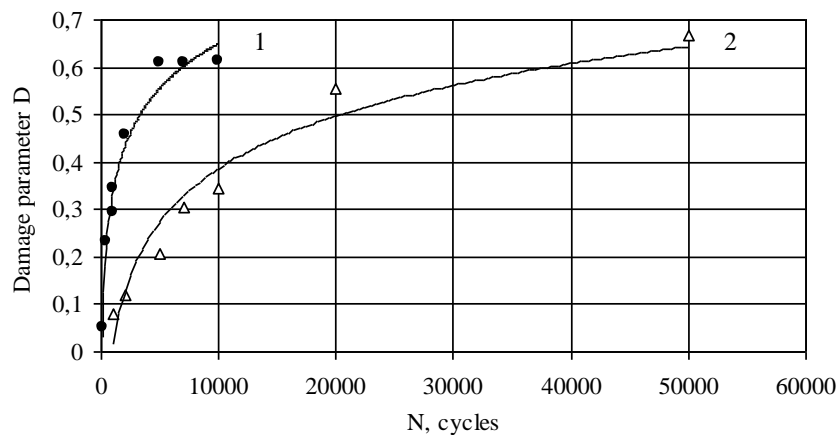


Figure 6. Damage parameter evolution under combined bending and torsion loading under uniaxial and multiaxial loading: 1— under out- of- phase (OP); 2— under in- phase (IP) loading

The most difficult case of loading in terms of residual life estimation and interpretation of results is out-of- phase multiaxial loading.

Practical application of the results. It was proved early that the deformation relief analysis provides rather accurate prediction of remaining life of components made of alclad aluminium alloys. Example of the aircraft part suitable for this kind of inspection is a skin of the fuselage or pressure bulkhead. Taking into account the fact of fuselage multiaxial mode of loading the possibility to monitor and analyze features of multiple slip under the multiaxial fatigue the accuracy of the prediction can be improved. Another way to use discussed phenomena is to develop new generation of fatigue sensors intended for multiaxial fatigue assessment. The fatigue sensor can have view of cruciform specimen for fatigue testing being attached by that or another method.

Conclusion. Deformation relief or system of intrusions, extrusions and persistent slip bands is a respond of metal dislocation structure on mechanical loading. It has been observed both under the uniaxial and multiaxial cyclical loading. The number of actuated slip systems influenced by the stress-strain state: for more components of loading more slip systems are actuated. The actuating of additional slip systems leads to the changes in the relief morphology. Thus, the sensitivity of metal structure to the mode of loading and correspondent features of surface pattern allows application of surface relief for the fatigue assessment not only for uniaxial loading, but for the multiaxial fatigue as well.

References

1. On the evolution and comparison of multiaxial fatigue criteria B. Kenmeugne, B. D. Soh Fotsing, G. F. Anago, M. Fogue, J.-L. Robert, J.-P. Kenne // International Journal of Engineering and Technology. – 2012. - Vol.4. - №1. – P.37-46.
2. Single-crystal as an indicator of fatigue damage. M.V. Karuskevich, A.I. Radchenko, E.E. Zasimchuk // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1992. – Vol.15. №12. – P.1281–1283.
3. [Extrusion/intrusion structures as quantitative indicators of accumulated fatigue damage.](#) Karuskevich, M.; Karuskevich, O.; Maslak, T.; Schepak, S. International Journal of Fatigue, ISSN: 0142-1123, Volume: 39, Date: 2012-06-01, Pages: 116-121.
4. [Application of Fractal Geometry to the Problems of Prediction of the Residual Service Life of Aircraft Structures.](#) Karuskevych, M. V.; Zhuravel', I. M.; Maslak, T. P. Materials Science - New York, ISSN: 1068-820X, Volume: 47, Issue: 5, Date: 2012-05-01, Pages: 621-626.
5. Karuskevich M.V., Vogt J.B., Serre I.P., Maslak T.P. Surface relief sensor for Structural Health Monitoring. - Fatigue behaviour: from specimen to structure (JIP 2013): 13-the intern. spring meeting, 22-23 May 2013: abstracts. – Paris (France), 2013. – P. 18.

ВІБРОДІАГНОСТИЧНІ ПОКАЗНИКИ НАЯВНОСТІ ЛОКАЛЬНИХ ПОВЕРХНЕВИХ ПОШКОДЖЕНЬ СТЕРЖНЕВИХ КОНСТРУКТИВНИХ ЕЛЕМЕНТІВ

**В.В. Матвєєв, А.П. Зіньковський, І.Г. Токар, В.О. Круз, Є.О.
Онищенко**

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

Abstract. The paper provides a summary of the existing experimental, analytical, and numerical methods of investigations using the vibration diagnostic parameters of the presence of local surface damages in the structural beam elements. The developed finite element models of the beam elements with open and breathing cracks are described. The results of numerical and analytical investigations have been presented to determine the influence of parameters of such cracks on the formation of vibrations of the selected objects.

В елементах конструкцій машин з різних причин, як технологічного так і експлуатаційного характеру, виникають локальні поверхневі пошкодження. Як приклад, можна навести робочі лопатки турбомашин. Вони експлуатуються в складних умовах під дією широкого спектру силових та температурних навантажень, які з часом призводять до виникнення різного роду їх пошкоджень. Найбільш поширеними з них є забоїни [1], що виникають в результаті потрапляння в проточну частину сторонніх предметів, корозійні та ерозійні язви [2], спричинені впливом агресивного середовища та високими температурами, втомні тріщини [3], які виникають в зонах максимальних напружень лопаток.

Своєчасне виявлення наявності таких пошкоджень в елементах конструкцій є актуальною науково-технічною задачею з точки зору забезпечення функціональної роботоздатності машини.

Ефективним засобом вирішення вказаної задачі є вібраційні (експериментальні, чисельні, аналітичні) методи, які відносяться до неруйнівних способів контролю технічного стану конструкцій і ґрунтуються на встановленні взаємозв'язку між параметрами пошкоджень і зміною характеристик коливань об'єктів дослідження.

Як правило, локальні поверхневі пошкодження моделюються відкритими тріщинами, береги яких не закриваються в процесі деформування об'єкту дослідження, а коливальна система залишається лінійною, та так званими дихаючими, береги яких почергово закриваються та відкриваються, що обумовлює нелінійність системи.

Метою даної роботи є огляд проведених в Інституті проблем міцності імені Г.С. Писаренка комплексних чисельних та аналітичних досліджень з визначення впливу параметрів локальних поверхневих пошкоджень на вібраційні показники їх наявності в стержневих елементах конструкцій.

Об'єкти досліджень та їх моделювання. Розглядалися стержні прямокутного та круглого поперечних перерізів. Для обчислювальних експериментів з вирішення сформульованої задачі використовувався метод скінченних елементів. Його першочерговим етапом, як відомо, є створення скінченноелементної моделі об'єкту дослідження. В даному випадку, для дослідження коливань обраних стержнів, була вибрана рівномірна їх розбивка на скінченні елементи зі згущенням сітки в околі пошкодження. Для створення скінченноелементної моделі використовувались 8- та 20-вузлові елементи.

Відкрита тріщина моделювалась прямокутним пазом постійної ширини [4]. Дихаюча тріщина представлялась як математичний розріз, а для взаємного непроникнення її берегів використовувались контактні елементи [5].

Достовірність розроблених скінченноелементних моделей стержнів з вибраними поверхневими пошкодженнями в подальшому підтверджена порівнянням результатів чисельного та експериментального визначення їх власних частот коливань.

Результати досліджень. За результатами виконаних чисельних досліджень коливань консольного стержня прямокутного поперечного перерізу з відкритою тріщиною у вигляді пазу встановлені закономірності впливу його глибини та положення по довжині на зміну власних частот згинних коливань [4,6]. Так, встановлено, що існує таке положення пошкодження по довжині стержня, так звана «точка переходу», для якого незалежно від форми коливань власні частоти пошкодженого і непошкодженого стержнів збігаються, що узгоджується з експериментальними даними, в тому числі і випробувань натурної робочої лопатки.

При зміщенні пошкодження до защемлення спостерігається зменшення власних частот коливань стержня в порівнянні з його непошкодженим станом, і тим інтенсивніше, чим більша глибина пошкодження та його наближення до защемлення. В разі наближення пазу до вільного кінця стержня його власні частоти стають дещо вищими ніж для непошкодженого.

Встановлені закономірності спектру власних коливань стержнів з поверхневою відкритою тріщиною необхідно врахувати при розробці методів діагностики її наявності.

Наявність дихаючої тріщини обумовлює виникнення нелінійних супер- і субгармонічних резонансів, спектр коливань яких складається з кратних гармонік, які відповідають частоті збудження відповідного резонансу та основній резонансній частоті коливань системи. В зв'язку з цим як вібродіагностичний показник наявності тріщини запропоновано використовувати відношення амплітуд домінуючих гармонік:

$\bar{A}_{2/1} = \frac{A_2}{A_1}$ при супергармонічному та $\bar{A}_{1/2} = \frac{A_1}{A_2}$ при субгармонічному резонансах, де A_1, A_2 - амплітуди коливань першої та другої гармонік при відповідному резонансі.

Чисельна методика визначення вібродіагностичних показників наявності тріщини при збудженні нелінійних резонансних режимів детально викладена в [5] і полягає в розв'язанні нелінійного матричного рівняння вимушених згинних коливань шляхом інтегрування в часі з використанням методу Ньюмарка та обробці отриманого рішення за допомогою процедури швидкого перетворення Фур'є.

В роботах [7-9] були отримані аналітичні формули для визначення відношення амплітуд домінуючих гармонік переміщень при супер- та субгармонічному резонансах через параметр нелінійності α , який визначається згідно з викладеною методикою в [7], та логарифмічний декремент коливань δ системи:

$$\bar{A}_{2/1} \cong 0,58 \frac{\alpha}{\delta} \lambda_{1j} \text{ при } \bar{A}_{2/1} \leq 0,9 \text{ і } \bar{A}_{2/1} \cong 0,725 \lambda_{1j} \sqrt{\frac{\alpha}{\delta}} \text{ при } \bar{A}_{2/1} > 0,9; \quad (1)$$

$$\bar{A}_{1/2} \cong \frac{4\alpha}{3\delta} \left(\lambda_{2j}^2 + \frac{1}{9} \left(\frac{8\alpha^2}{9\pi\delta} \right)^2 \right)^{-\frac{1}{2}}, \quad (2)$$

де λ_{1j} - відношення амплітуди першої гармоніки j -ї форми коливань до повної амплітуди першої гармоніки, а λ_{2j} - повної амплітуди другої гармоніки до амплітуди другої гармоніки j -ї форми при вимушених коливаннях непошкодженого стержня на частотах супер- і субгармонічних резонансів відповідно.

З використанням запропонованих аналітичних та чисельних методик були проведені дослідження з визначення впливу дихаючої тріщини на зазначені вище вібродіагностичні показники при супер- та субгармонічному резонансах стержнів прямокутного [5,8,9] і круглого [10,11] поперечного перерізу, а також пера лопатки авіаційного газотурбінного двигуна [1, 12], за результатами яких встановлено:

- зі збільшенням глибини тріщини та її наближенням до защемлення стержня значення вібродіагностичного показника зростає незалежно від типу резонансу;
- значення вібродіагностичного показника наявності тріщини обернено пропорційне декременту коливань системи і при його великих значеннях збудження нелінійних резонансів практично унеможлиблюється;
- величина вібродіагностичного показника залежить від місця прикладання змушувальної сили, а характер вказаної залежності визначається положенням тріщини. Так, при прикладанні сили в околі тріщини спостерігається мінімальне значення вібродіагностичного показника при супергармонічному і максимальне - при субгармонічному резонансах.

Таким чином, запропоновані методики досліджень коливань стержневих конструктивних елементів з локальним поверхневим пошкодженням типу відкритої чи дихаючої тріщини та встановлені закономірності впливу їх параметрів на характеристики коливань можуть слугувати основою для розробки надійних методів вібродіагностики.

Робота виконана в рамках робочих планів бюджетної теми 1.3.4.1707 «Встановлення закономірностей впливу на вібраційні характеристики неконсервативних механічних систем початкових конструктивно-технологічних дефектів та локальних експлуатаційних пошкоджень з урахуванням дії зовнішніх факторів різної природи» (№ ДР 0117U002231).

1. Kruts Vadym. Resonance vibrations formation features of regular systems with a breathing crack / Vadym Kruts, Anatoliy Zinkovskii, Yevheniia Onyshchenko // Proc. of the 23rd International Congress on Sound and Vibration. From Ancient to Modern Acoustic (Athens, Greece, 10-14 July, 2016) : Edited by prof. Konstantinos VOGIATZIS. – Mode of access : www.iiav.org/archives_icsv_last/2016_icsv23/content/papers/papers/full_paper_633_20160518113640425.pdf.

2. Bhagi L.K. Fractographic investigations of the failure of L-1 low pressure steam turbine blade / L. K. Bhagi, P. Gupta, V. Rastogi // Case Studies in Eng. Failure Analysis. – 2013. – 1, No. 2 – P. 72–78.

3. Онищенко Є.О. Визначення вібродіагностичних показників наявності тріщини нормального відриву в пері лопатки при основному, супер- та субгармонічному резонансах / Є.О. Онищенко, А. П. Зінковський, В. О. Круц // Пробл. міцності. - 2018. - № 3. - С. 5-13.

4. Зинковский А.П. Влияние локального поверхностного повреждения на собственные частоты высших форм изгибных колебаний консольных стержней / А.П. Зинковский, И.Г. Токарь // Пробл. міцності. – 2018. - № 4. – С. 52–61.

5. Синенко Е.А. Влияние места приложения вынуждающей силы на амплитудный спектр изгибных колебаний стержня с дышащей трещиной / Е. А. Синенко, А. П. Зинковский // Пробл. прочности. – 2015. - № 4. – С. 51–60.

6. Зинковский А.П. Влияние параметров локального поверхностного повреждения на собственные частоты колебаний конструктивных элементов / А.П. Зинковский, И.Г. Токарь, В.А. Круц // Пробл. прочности. – 2015. - № 2. – С. 5–11.

7. Матвеев В.В. К вопросу приближенного определения вибродиагностического параметра нелинейности упругого тела, обусловленной наличием дышащей трещины, при субгармоническом резонансе / В. В. Матвеев, О. Е. Богинич // Пробл. прочности. – 2012. – № 3. – С. 37–49.

8. Матвеев В.В. Влияние неупругого сопротивления на вибродиагностические параметры наличия закрывающейся трещины в упругом теле при супергармоническом резонансах / В. В. Матвеев, О. Е. Богинич // Пробл. прочности. – 2014. – № 4. – С. 21–35.

9. Матвеев В.В. Приближенное аналитическое определение вибродиагностических параметров наличия закрывающейся трещины в стержневых элементах при субгармоническом резонансе / В. В. Матвеев, А. П. Яковлев, О. Е. Богинич, Е. А. Синенко // Пробл. прочности. – 2014. – № 3. – С. 21–37.

10. Синенко Е.А. Влияние места приложения вынуждающей силы на амплитудный спектр изгибных колебаний стержня с дышащей трещиной / Е. А. Синенко, А. П. Зиньковский // Пробл. прочности. – 2015. - № 4. – С. 51–60.

11. Yevheniia Onyshchenko. Determination of vibrodiagnostic parameters of the presence of a semielliptical breathing crack in a bar of circular cross section [Electronic resource] / Yevheniia Onyshchenko, Vadym Kruts, Anatoliy Zinkovskii // Proc. of the 25rd International Congress on Sound and Vibration. Sound of Peace Bell (Hiroshima, Japan, 8-12 July, 2018) : Edited by ICSV25 Local Committee in Hiroshima. – Mode of access : https://www.iiav.org/archives_icsv_last/2018_icsv25/content/papers/papers/full_paper_1075_20180410124238581.pdf.

12. Онищенко Є.О. Визначення вібродіагностичних показників наявності тріщини нормального відриву в пері лопатки при основному, супер- та субгармонічному резонансах / Є.О. Онищенко, А. П. Зінковський, В. О. Круц // Пробл. міцності. - 2018. - № 3. - С. 5-13.

МОДЕЛЮВАННЯ ХАРАКТЕРИСТИК ПЕРЕРИВЧАСТОЇ ТЕКУЧОСТІ СПЛАВУ АМГ6 НЕЙРОННИМИ МЕРЕЖАМИ

О. П. Ясній, С. І. Федак, І. С. Дідич

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

Abstract. There was described a jump-like deformation at static tensile test in the soft mode of loading in an AMg6 aluminium alloy. One of the perspective directions for solving the problem of predicting the deformation diagram of the AMg6 material is based on the application of the neural network (NN) method. The obtained results are generally coincide with the expected. It was revealed that the NN prediction error was 3,4%.

В умовах одновісного розтягу сплаву АМг6 при м'якому типі навантажування властива діаграма деформування [1-5]. Експериментальна методика досліджень стрибкоподібної деформації алюмінієвого сплаву АМг6 є актуальною, проте складною та затратною. Тому за наявності експериментальних даних, ефективніше моделювати числово методами машинного навчання, зокрема, нейронними мережами (НМ) [6].

Мета цього дослідження – спрогнозувати діаграму деформування матеріалу АМг6 та порівняти отримані результати.

Як відомо, стрибкоподібні прирости деформації виявлено як в експериментах на повзучість, так і на динамічну повзучість. При дослідженні мікроструктури сплаву АМг6 спостерігали наявність у матриці дисперсоїдів, витягнутих в напрямку вальцювання, котрі руйнуються при пластичній деформації матеріалу [7].

Деформування розтягом сплаву АМг6 в умовах м'якого типу навантажування супроводжується переривчастою текучістю (стрибкоподібною деформацією), що реєструється графічно у вигляді “сходинок” на діаграмі деформування $\Delta\varepsilon(\alpha_i)$ за напруження $\sigma_p(\alpha_i)$ (рис. 1).

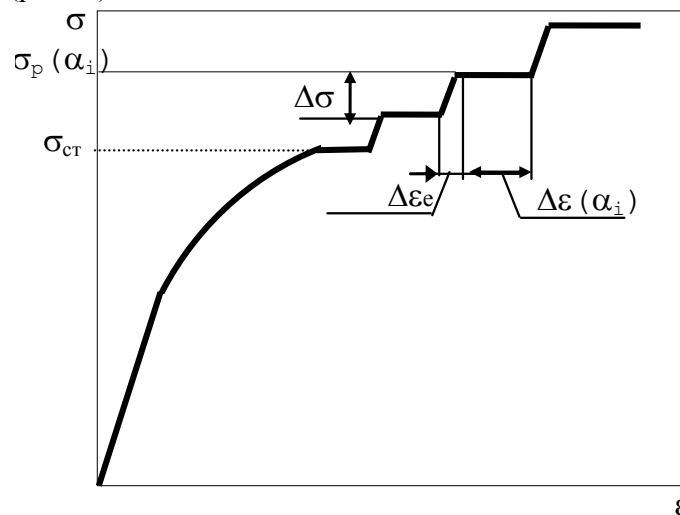


Рис. 1. Діаграма деформування сплаву АМг6 за квазістатичного розтягу в умовах м'якого типу навантажування

Як видно з рисунка, зі збільшенням напруження $\sigma_p(\alpha_i)$ зростає деформація стрибка (ширина “сходинок” на діаграмі розтягу).

Ділянка стрибкоподібного приросту деформацій за м'якого типу навантажування характеризується: напруженням початку процесу стрибків $\sigma_{ст}$, приростом напруження між стрибками $\Delta\sigma$, коефіцієнтом пропорційності на цих ділянках E' та деформацією стрибка $\Delta\varepsilon(\alpha_i)$ за відповідного напруження $\sigma_p(\alpha_i)$, тоді як символ i визначає клас дисперсоїдів, які руйнуються в процесі пластичної деформації матриці.

При перевищенні напруженням значення σ_{cm} відбуваються стрибкоподібні прирости деформації. Між стрибкоподібними приростами деформації залежність деформації від напруження є лінійною з постійним коефіцієнтом пропорційності E' . При збільшенні напруження на величину $\Delta\sigma$ відбувається наступний стрибок. Тобто весь процес розтягу в межах $\sigma_{cm} < \sigma < \sigma_e$ є чергуванням паралельних між собою ділянок і миттєвих приростів деформації або, іншими словами, чергуванням процесів зміцнення і знеміцнення матеріалу.

Проведені раніше дослідження сплаву АМг6 [7] виявили залежність між величиною миттєвих приростів деформації та відповідним максимальним напруженням розтягу (рис. 2).

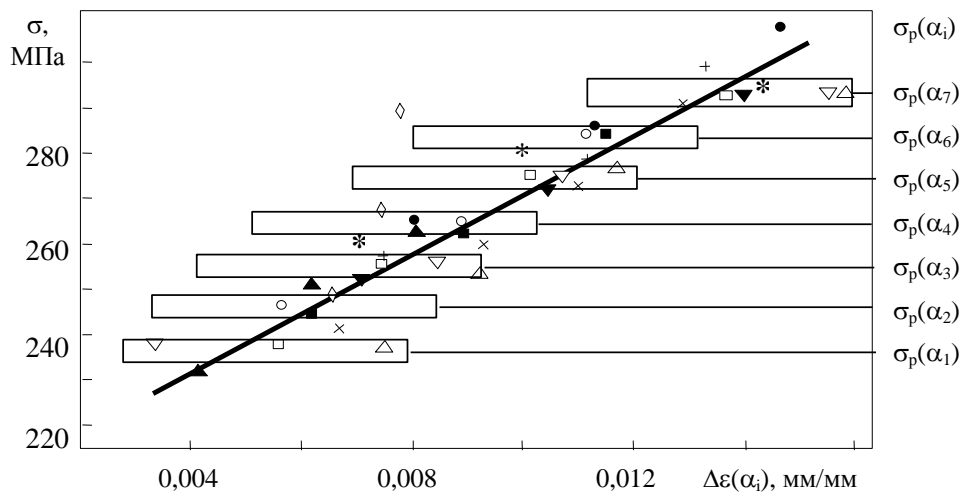


Рис. 2. Залежність величини миттєвих приростів деформації від рівня напружень при розтязі зразків зі сплаву АМг6. Різні символи відповідають 12-ти зразкам, випробуваним за однакових умов.

На основі приведеного аналізу сплав АМг6 на мікрорівні можна розглядати як композитний матеріал з в'язкою основою та крихкими включеннями. Дисперсоїди в сплаві АМг6 відіграють роль перешкод на шляху дислокацій і сприяють накопиченню навколо себе дислокаційної хмари. При відповідному значенні параметра навантажування руйнуються крихкі включення та, відповідно, розсіюється накопичена дислокаційна хмара. Процес розтріскування дисперсоїдів і розсіювання дислокаційної хмари супроводжується відповідним приростом пластичної деформації – деформаційним пробоем, який на мікрорівні супроводжується інтенсифікацією деформування в площинах ковзання та (або) ініціюванням ковзання по нових системах [8].

У випадку руйнування дисперсоїдів однакового розміру в матеріалі виникає миттєвий приріст пластичної деформації, що залежить від кількості зруйнованих дисперсоїдів $n(\alpha_i)$ та механічних характеристик матеріалу.

Діаграму деформування матеріалу АМг6 прогнозували НМ за експериментальними даними, одержаними у статті [4]. Модель машинного навчання складається із таких етапів: підготовка даних; конструювання алгоритму; його тренування на навчальних даних та перевірка на тестових.

Експериментальні дані нормалізували, поділивши кожен елемент вибірки на максимальний елемент. Тому, отримали вибірку, елементи якої знаходилися у діапазоні від 0 до 1.

Під час навчання набір даних розділили на дві нерівні частини – навчальну та тестову вибірки. Метою процесу навчання є досягнення мінімуму функції втрат, котра повинна постійно зменшуватись та яку визначають як середню квадратичну похибку (MSE):

$$E = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (y_{\text{prediction}} - y_{\text{true}})^2.$$

(1)

де $y_{prediction}$ – прогнозований елемент вибірки; y_{true} – реальне значення елемента вибірки; n – обсяг навчальної вибірки.

За допомогою формули середнього відсотку відхилення (MAPE – Mean Absolute Percent Error) похибку прогнозування розраховують наступним чином:

$$MAPE = 100\% \cdot \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{|y_{true} - y_{prediction}|}{|y_{true}|}. \quad (2)$$

Вибірка містила 37 елементів, з яких 70% вибрали випадково для навчальної вибірки, а 30% залишили, щоб оцінити якість прогнозування. Виявлено, що отримані результати, загалом, збігаються з очікуваними. Методом НМ побудовано залежності експериментальних стрибкоподібних деформацій ($\Delta\epsilon(\alpha_i)_{true}$) від прогнозованих $\Delta\epsilon(\alpha_i)$ ($\Delta\epsilon(\alpha_i)_{prediction}$) (рис. 3). Метод нейромереж дає похибку прогнозування 3,4%.

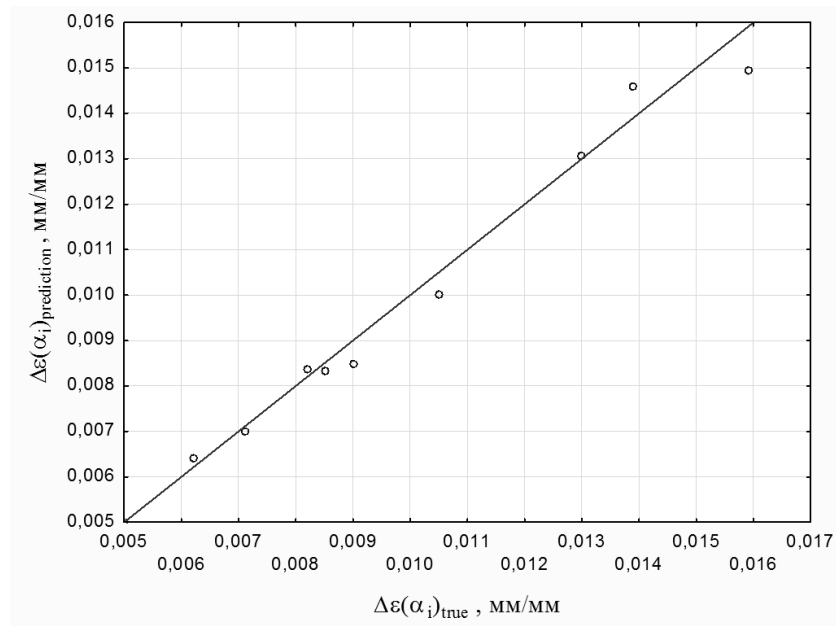


Рис. 3. Прогнозовані ($\Delta\epsilon(\alpha_i)_{prediction}$) та експериментальні ($\Delta\epsilon(\alpha_i)_{true}$) стрибкоподібні деформації одержані методом нейромереж

Параметри побудованої нейромережі наведено у табл. 1.

Таблиця 1.

Ім'я мережі	Алгоритм навчання	Функція помилки	Функція прихованої активації	Функція вихідної активації
MLP 1-15-1	BFGS	SOS	Логарифмічна	Логарифмічна

Основними параметрами НМ є її топологія, алгоритм навчання та активаційні функції нейронів. Крім того, параметром зупинки навчання НМ була кількість епох, яка в цьому дослідженні дорівнювала 1000.

Залежність між величиною стрибкоподібних приростів деформації та відповідним напруженням розтягу $\Delta\epsilon(\alpha_i)$ – $\sigma_p(\alpha_i)$ показано на рис. 4.

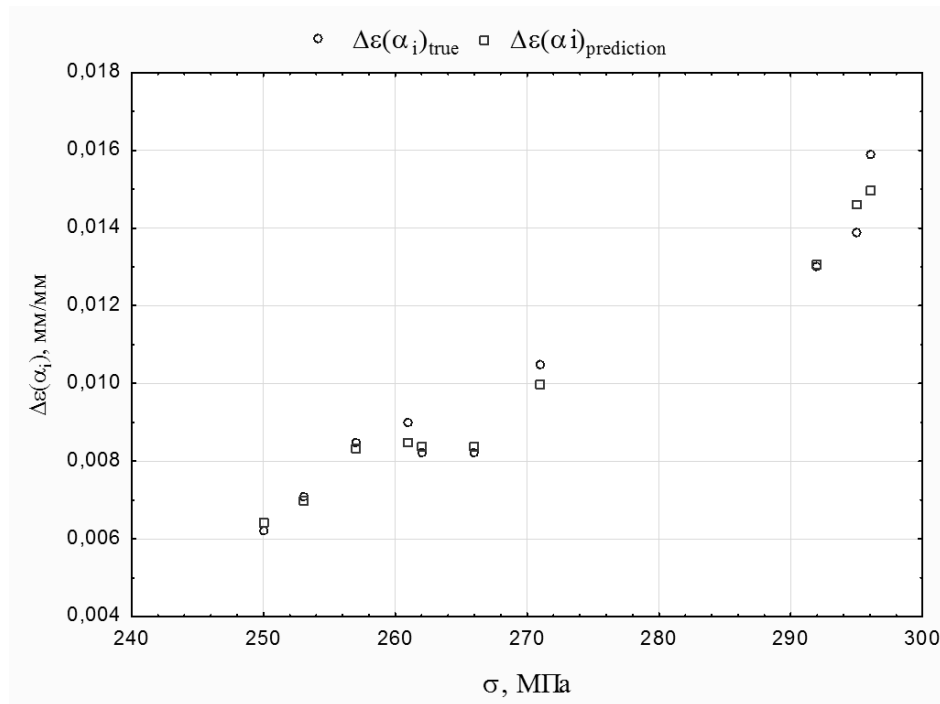


Рис. 4. Прогнозовані (□) та експериментальні (o) залежності стрибкоподібної деформації від відповідного напруження розтягу, одержані методом нейромереж

Отже, для прогнозування діаграми деформування матеріалу АМг6 використали трьохшарову НМ. Точність прогнозування становить 96, 6%, що більше за значення моделі [4]. НМ – це ефективний та потужний інструмент, котрим варто прогнозувати стрибкоподібну деформацію сплаву АМг6.

Література:

1. Стрижало В.А., Воробьев Е.В. Моделирование низкотемпературной прерывистой текучести методом импульсного подгружения // Пробл. прочности. – 1997. – №3. – С. 83-89.
2. Стрижало В.А., Воробьев Е.В. Низкотемпературная прерывистая текучесть конструкционных сплавов // Пробл. прочности. – 1993. – №8. – С. 37–46.
3. Стрижало В.А., Воробьев Е.В. О нормировании прочности в условиях низкотемпературной нестабильной пластической деформации и воздействия сильных магнитных полей // Пробл. прочности. - 1999. - №5. - С. 42-52.
4. Федак С. Стрибкоподібна деформація сплаву АМг6 при повзучості // Вісник Тернопільського державного технічного університету. – 2003. –Т.8, ч.2. - С. 16-23.
5. Галушак М.П. Прогнозування динамічної повзучості алюмінієвого сплаву. Дис. канд. техн. наук: 01.02.04. – Тернопіль, 2000.
6. О. Р. Yasnii, О. А. Pastukh, Yu. I. Pyndus, N. S. Lutsyk and I. S. Didych: Mater. Sci. 54 (2018), pp. 43–48.
7. Ясній П.В., Гладько В.Б. Вплив циклічної розтягової складової навантаження на дислокаційну структуру сплаву АМг6 // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2002. - №3. – С. 63-68.].
8. Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Структура и механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1970. – 472 с.

МОДЕЛЮВАННЯ ЗЛИТТЯ КОМПЛАНАРНИХ ПІВЕЛІПТИЧНИХ ТРІЩИН МЕТОДОМ СКІНЧЕНИХ ЕЛЕМЕНТІВ

П.В. Ясній, І.М. Підгурський, М.Я. Сташків, М.І. Підгурський

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна

Abstract: The article presents the method of investigation of surface semielliptical cracks at their merger. The finite element method obtained the values of the stress intensity factors for complex geometry surface cracks.

При циклічному навантаженні елементів конструкцій і машин можуть утворюватися множинні поверхневі та підповерхневі дефекти, які надалі об'єднуються, утворюючи складні за геометрією контури, що згодом перетворюються у магістральну поверхневу півеліптичну тріщину.

Розвиток півеліптичних тріщин на етапі їх наближення одна до одної досліджено досить ґрунтовно [1], на відміну від процесу їх злиття в єдину поверхневу тріщину.

У більшості випадків злиття тріщин моделюється або перекриттям їх контурів [1-3] або спряженням контурів тріщин дугами кіл [4, 5]. Значення коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН) в зоні злиття тріщин для обох підходів суттєво відрізняються, що вимагає подальших більш ґрунтовних досліджень.

Початкові параметри для моделювання об'єднання двох компланарних ідентичних півеліптичних поверхневих тріщин в одну магістральну поверхневу тріщину представлено на рис. 1.

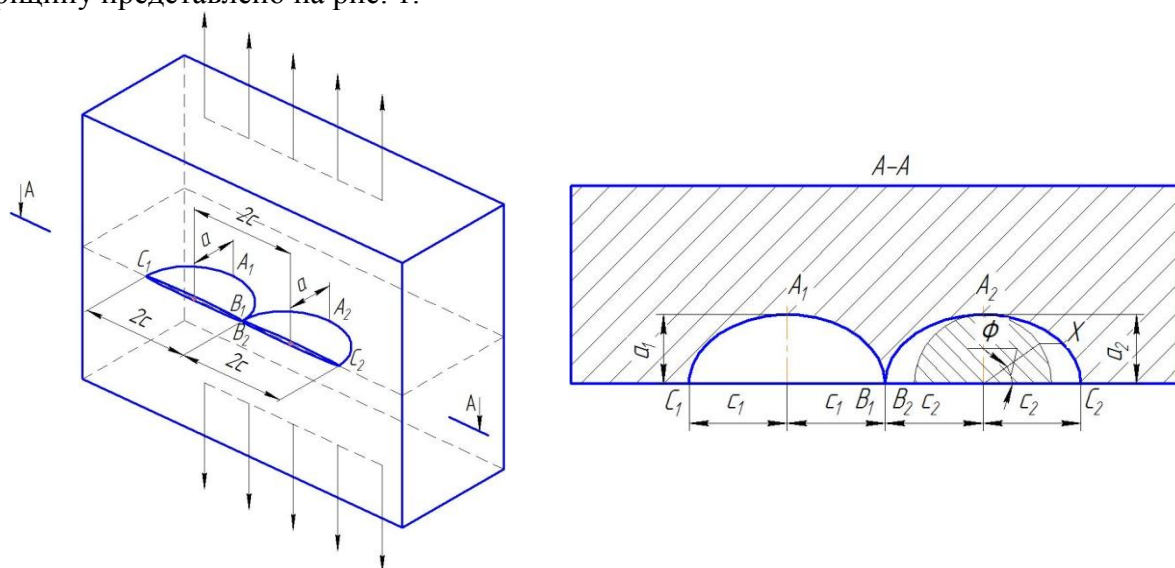


Рис. 1. Моделювання процесу злиття півеліптичних поверхневих тріщин у пластині скінчених розмірів в момент дотику тріщин

На рис. 1 показано початковий момент об'єднання двох поверхневих півеліптичних тріщин. Далі при циклічному навантаженні утворюється сідлоподібний фронт нової тріщини, який поступово вирівнюється (згладжується). Згодом утворюється поверхнева півеліптична тріщина канонічної форми суттєво більших розмірів. Це найбільш ймовірний процес злиття двох чи кількох поверхневих тріщин в одну магістральну тріщину, що підтверджується даними експериментальних досліджень, зокрема зламами великогабаритних зразків з рядом позначених кривих, що ілюструють поступовий розвиток поверхневої тріщини при циклічному навантаженні (рис. 2).

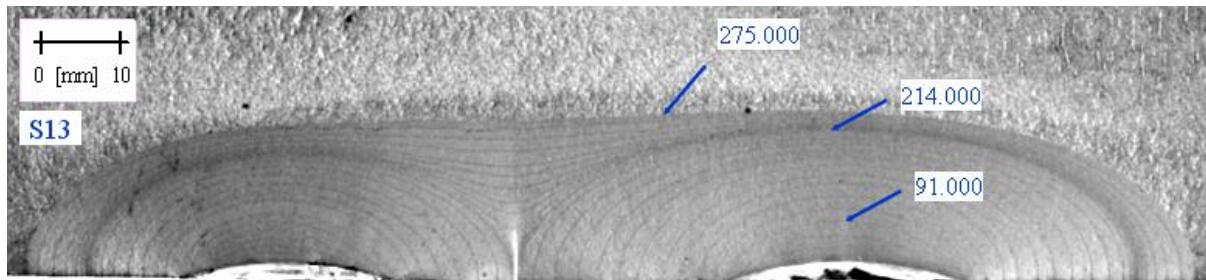


Рис. 2. Злам зразка, що демонструє процес об'єднання двох тріщин при циклічному навантаженні

У запропонованих моделях (рис. 3) в процесі об'єднання двох тріщин їх розміри залишались незмінними, а змінювалась тільки конфігурація області злиття тріщин. Таке постулювання процесу об'єднання двох тріщини в одну підтверджується експериментальними даними (рис. 2). На зламі чітко видно, що при об'єднанні тріщин, у першу чергу, відбувається ріст тріщини в сідлоподібній області $a_{coal i} \dots a_{coal j}$, а в інших напрямках ріст є мінімальним.

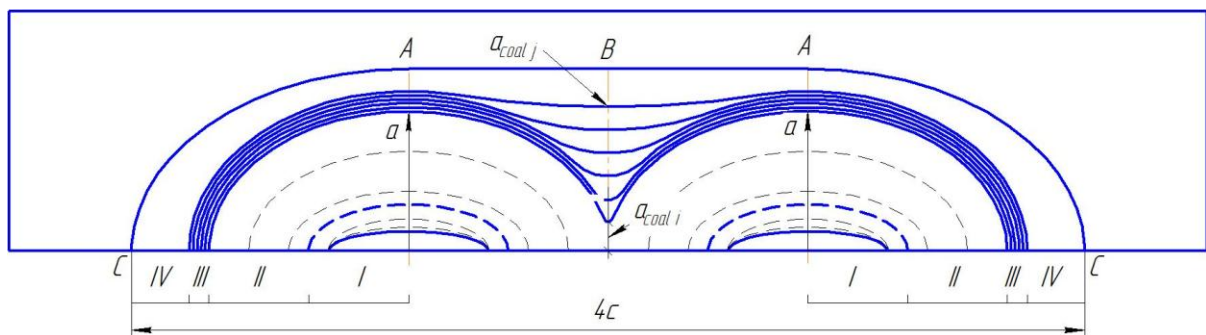


Рис. 3. Ілюстрація моделі росту півеліптичних поверхневих тріщин при їх об'єднанні

При моделюванні процесу злиття тріщин було репрезентовано ряд унікальних геометричних конфігурацій тріщин з сідлоподібним фронтом, що об'єднуються.

Зазначимо, що формування складних геометричних контурів наштовхується на проблему неможливості опису всього контура єдиною кривою. Це викликало необхідність конструювання складених кривих (кривих, що формуються з дуг простих сплайнів). Основною вимогою спряження кривих є гладкість. Під гладкістю розуміють співпадіння кількості похідних (рівнянь кривих, що спрягаються) в точці спряження.

Найпростіший варіант побудови спряжених кривих – з дуг кіл. Через точки спряження проходять тільки спільні дотичні. Таке спряження відповідає першому порядку гладкості (співпадають тільки перші похідні). Аналогічно будується зовнішнє спряження еліпса чи півеліпса з колом. Побудова дотичної до еліпса (з відомими півосями) в заданій точці полягає у відшукуванні дотичної, проведеної через цю точку. Дотична є перпендикулярною до бісектриси кута, вершиною якого є задана точка, а сторони переходять через полюси півеліпса (рис. 4).

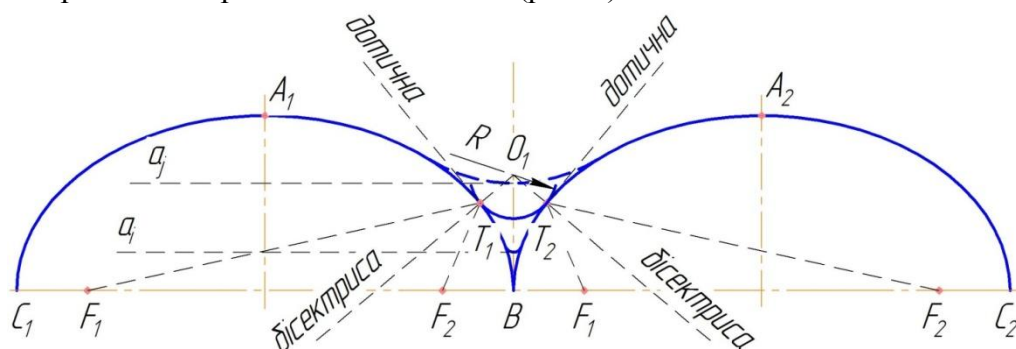


Рис. 4. Ілюстрація методу моделювання вирівнюючої області контура при об'єднанні поверхневих тріщин

Для оцінки КІН в зоні злиття тріщин застосовувався метод скінчених елементів. Моделювання поверхневої тріщини з контуром довільної конфігурації здійснювалося у прикладній програмі ANSYS Workbench 19.2.

Побудову тріщини з фронтом довільної конфігурації у заданому твердому тілі (Solid) виконуємо у наступній послідовності.

У модулі Design Modeler пакету прикладних програм ANSYS Workbench 19.2 на необхідній площині будуємо ескіз тріщини таким чином, щоб фронт тріщини заданого профілю знаходився у необхідному перетині тіла.

За допомогою команди Extrude формуємо з побудованого ескіза тіло довільної товщини. Вибравши грань побудованого тіла, командою Thin створюємо поверхнєве тіло нульової товщини (Surface Body).

У модулі Static Structural - Mechanical додаємо вкладку Fracture і задаємо модель крайової тріщини довільної конфігурації (Arbitrary Crack). У моделі Arbitrary Crack необхідно задати конфігурацію фронту тріщини (додавши Surface Body до іменованої вибірки Named Selections) та локальні координати тріщини (розташувавши осі X та Z у напрямку півосей тріщини, а вісь Y – перпендикулярно до площини тріщини) (рис. 5).

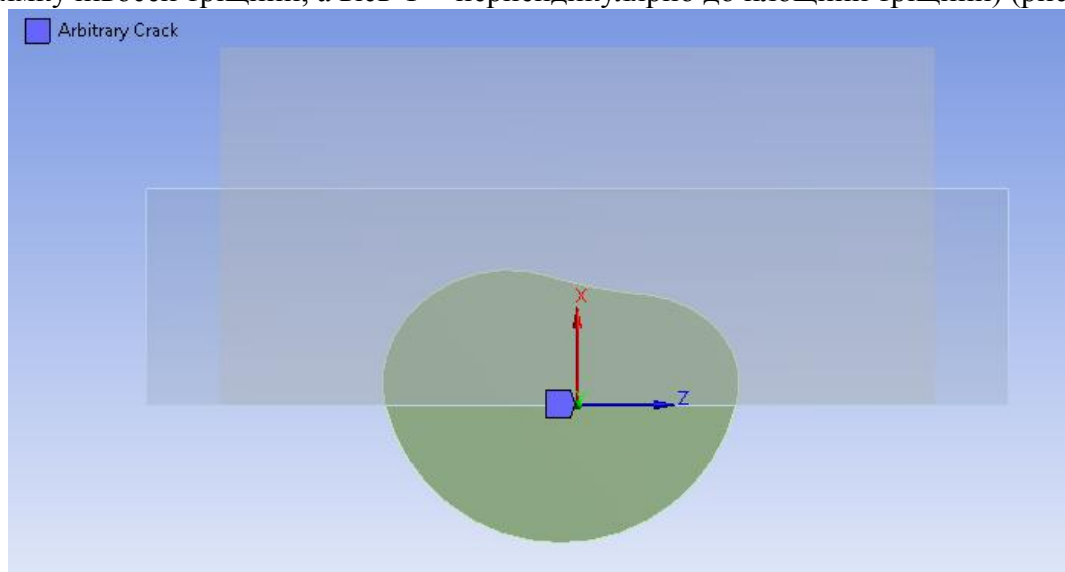


Рис. 5. Модель поверхневої тріщини заданої конфігурації у пластині

Після задання умов закріплення та навантаження твердого тіла та виконання розрахунку у вкладці Fracture Tool закладки Solution можна у загальному випадку дізнатися значення коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН) нормального відриву та поздовжнього і поперечного зсуву, J- інтегралу та ін.

Моделювались зразки з поперечним перетином 80×20 мм, що виготовленні зі сталі 09Г2С товщиною $t = 20$ мм. Механічні характеристики сталі 09Г2С: $\sigma_y = 380$ МПа, $\sigma_u = 530$ МПа. Прикладене напруження розтягу – 187,5 МПа.

Досліджувалось злиття двох ідентичних поверхневих півеліптичних тріщин з початковими півдіагоналями $a = 7,0$ мм та $c < 10,0$ мм ($a/c = 0,7$, $a/t = 0.35$).

У результаті обчислень отримано розподіл значень КІН вздовж восьми контурів поверхневих тріщин, що мають різну глибину сідлоподібного фронту та радіуси спряжень. На рис. 6 та рис. 7 представлено дані розрахунків для характерних точок сідлоподібних тріщин.

На рис. 6,а представлено розподіл КІН K_I^B при моделюванні злиття двох ідентичних поверхневих тріщин.

Очевидно, що на початковій стадії злиття тріщин значення КІН є максимальним саме в найглибшій ділянці сідлоподібного фронту, а при вирівнюванні цього контура – знижується. КІН в процесі злиття знизились у 2,3 рази.

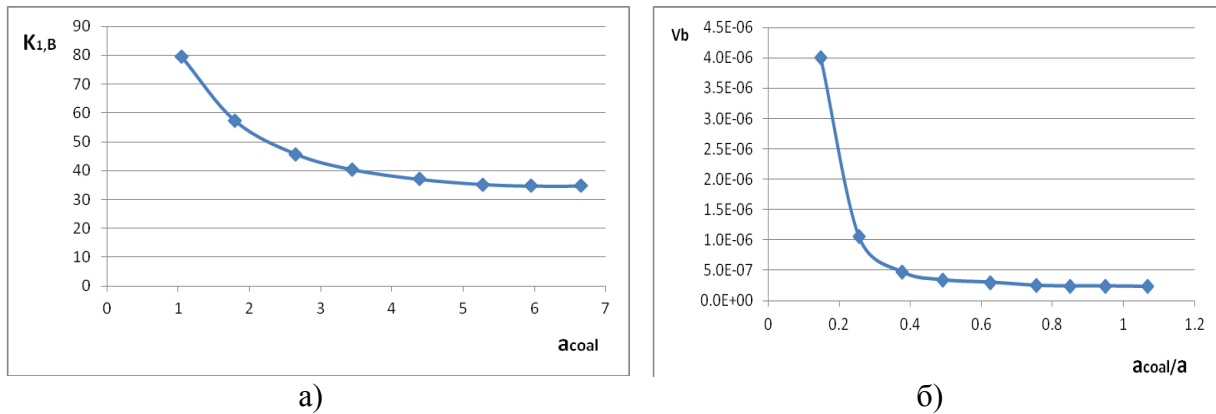


Рис. 6. Розподіл значень коефіцієнтів інтенсивності напружень K_I^B (а) та швидкостей росту тріщини V_B (б) у найглибшій точці сідлоподібного фронту при моделюванні злиття двох компланарних ідентичних поверхневих тріщин.

Така зміна співвідношення КІН призводить до суттєвих змін швидкості росту тріщини V_B у найглибшій точці сідлоподібного фронту у порівнянні з точками С, що знаходяться на поверхні (рис. 6, б). Так, при заповненості 14,9% швидкість росту втомної тріщини, визначена за КДВР (кінетичною діаграмою втомного руйнування сталі 09Г2С при коефіцієнті асиметрії $R = 0$), у т. В становить $V_B = 4 \cdot 10^{-6}$ мм/цикл, що у 16,67 разів перевищує швидкість тієї ж точки В ($V_B = 2.4 \cdot 10^{-7}$ мм/цикл) при практично повному злитті тріщин (при $\frac{a_{coal}}{a} = 0.95$). Зазначимо, що швидкості точок А та С за час злиття змінюється несуттєво, залишаючись в межах $V_B = 4 \cdot 10^{-8}$ мм/цикл та $V_B = 1 \cdot 10^{-7}$ мм/цикл відповідно.

Зміна коефіцієнтів інтенсивності напружень інтегровано оцінюються коефіцієнтами взаємодії γ [1, 3].

Значення коефіцієнтів взаємодії γ_A (для точки, що має глибину а), γ_C (для крайньої поверхневої точки півдіагоналі С) та $\gamma_B = \gamma_{coal}$ (для найглибшої точки сідлоподібного фронту) визначались як відношення КІН K_I , отриманих МСЕ при моделюванні кожного з восьми сідлоподібних контурів до значень КІН K_I для відповідних точок поверхневої півеліптичної тріщини з півдіагоналями $a = 7,0$ мм та $c = 10,0$ мм ($a/c = 0,7$; $a/t = 0,35$, де t – товщина пластини), за тих же умов навантаження, які отримані за відомими залежностями Ньюмена-Раджу для одинарної поверхневої тріщини.

Необхідно також зазначити, що найбільш суттєве збільшення швидкості росту тріщини практично на порядок спостерігається на початковій стадії злиття тріщин в діапазоні досліджуваних значень $\frac{a_{coal}}{a} = 0.149 \dots 0.256$, тобто в зоні найбільших значень коефіцієнтів інтенсивності напружень (див. рис. 6,а).

Під час об'єднання поверхневих тріщин збільшуються значення КІН вздовж внутрішніх пів контурів тріщин, що зливаються, у порівнянні з відповідними точками одинарної поверхневої тріщини. Для найглибшої точки півосі $a = 7$ мм значення коефіцієнта взаємодії зростає від 2 % до 14 % при злитті тріщин до 95% (рис. 7). Збільшення γ (одночасно і КІН) вздовж внутрішніх контурів тріщин пришвидшує процес їх об'єднання.

Моделювання процесу злиття поверхневих тріщин демонструє також суттєвий вплив (до 9% на ріст значень КІН K_I^C та γ_C навіть для найбільш віддалених поверхневих точок С сідлоподібної тріщини (рис. 7).

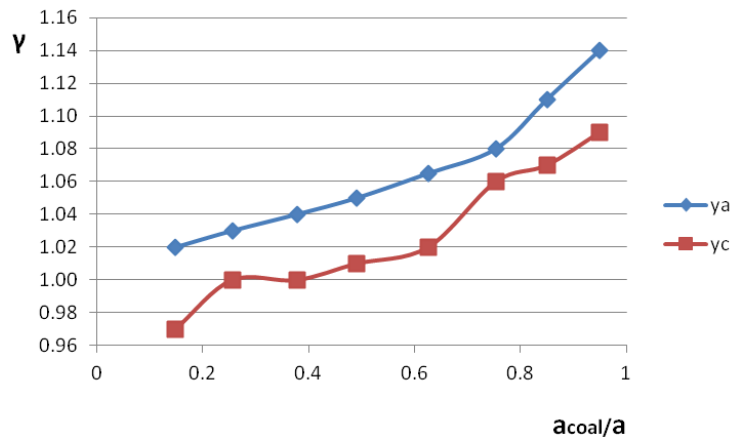


Рис. 7. Розподіл значень коефіцієнтів взаємодії для крайніх точок півосей a та c поверхневих тріщин при їх злитті

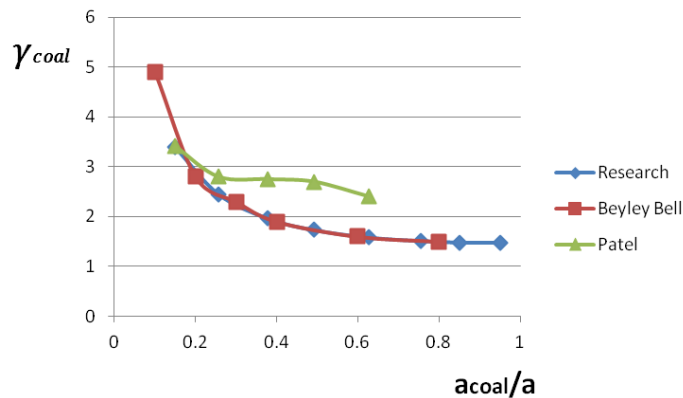


Рис. 8. Розподіл коефіцієнтів взаємодії для найглибших точок сідлоподібного контура при моделюванні об'єднання поверхневих тріщин

Висновки. Запропонований підхід до оцінки процесу злиття двох поверхневих півеліптичних тріщин в одну магістральну тріщину та реалізація розробленої кінцевоелементної моделі розвитку такої тріщини шляхом поширення її сідлоподібного фронту дозволили отримати розподіл КІН K_I^B та швидкостей росту тріщини V_B у найглибшій точці B сідлоподібного фронту і значення коефіцієнтів взаємодії γ_A (для точки, що має глибину a), γ_C (для крайньої поверхневої точки півдіагоналі C) та $\gamma_B = \gamma_{coal}$ (для найглибшої точки сідлоподібного фронту) при моделюванні злиття двох компланарних ідентичних поверхневих тріщин.

Література

1. S.K. Patel, B. Dattaguru, K. Romachandra. Multiple interacting and coalescing semi-elliptical surface crack in fatigue. Part 1: Finite element analysis // SL, 2010. – V.3 – № 1. – pp. 37 – 57.
 2. Kishimoto K., Soboejo W.O., Smith R., Knott J.F. A numerical investigation of the interaction and coalescence of two coplanar semi-elliptical crack / Int. J. of Fat., 1989. – V. 11. – pp. 91 – 96.
 3. Підгурський І.М., Дубик Я.Р. Визначення МСЕ коефіцієнтів інтенсивності напружень вздовж контуру поверхневої тріщини // Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування, 2015. – 256 – 259 с.
 4. Bayley C.J., Bell R. Susametric investigation into the coalescence of coplanar fatigue crack / Int. J. of Fat., 1999. – V. 21. – pp. 355 – 360.
- A combination rule for multiple surface cracks based on fatigue crack growth life / J.F. Wen, Y. Zhan, Sh.-T. Tu, F.Z. Xuan // AIMS Material Science, 2016. – 3 (4). – pp. 1649 – 1664.

ДОСЛІДЖЕННЯ ДЕФОРМАЦІЇ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ДОРНОВАНИХ ОТВОРІВ ЛИСТОВИХ ЗАГОТОВОК З АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ Д16ЧТ

П.В. Ясній, І.М. Підгурський

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна

Abstract: The article presents the method of measuring the fields of residual deformations around holes after cold expansion. The technique is based on the measurement of microhardness in the vicinity of the hole and the obtained dependence of microhardness on plastic deformation. The methodology is tested on plates of aluminum alloy Д16чТ after cold expansion.

Під час експлуатації силові елементи конструкцій літаків зазнають одночасного впливу циклічних та вібраційних навантажень з різними поєднанням амплітуд та частот. Зважаючи на жорстку вимогу мінімальної ваги конструкцій, в зонах конструктивних та технологічних концентраторів напружень при такому характері діючих навантажень можуть розвиватися пружнопластичні деформації, що призводять до зародження і поширення втомних тріщин.

Найбільш ефективним заходом підвищення втомної довговічності елементів конструкцій є зменшення рівня діючих напружень різними технологічними методами [1]. Одним з таких методів, що забезпечують підвищення надійності та довговічності виробів, є зміцнююча обробка деталей поверхневим пластичним деформуванням (ППД). Підвищення втомної довговічності при зміцненні ППД пов'язано з формуванням в поверхневому шарі матеріалу залишкових стискувальних напружень та розвинутої дислокаційної субструктури, що перешкоджає зародженню і розвитку тріщин. Максимальній втомній довговічності відповідає певний рівень поверхневої твердості і залишкових напружень стиску, причому екстремуми цих властивостей реалізуються в певному діапазоні значень інтенсивності зміцнення [2].

Одним з методів ППД, який дозволяє підвищити якість поверхні і точність отворів є їх дорнування. Суть процесу полягає в тому, що через отвір в заготовці переміщують з натягом жорсткий робочий інструмент – дорн. Розміри поперечного перерізу інструменту дещо більші розмірів поперечного перерізу отворів для забезпечення натягу. В процесі обробки за рахунок натягу забезпечується зміцнення металу в поверхневому шарі, згладження початкових шорсткостей. Обробка отворів в листових матеріалах методом дорнування з відповідними натягами підвищує довговічність конструкцій в 3-5 разів [2,3]. Підвищення довговічності суттєво пов'язане з утворенням полів залишкових напружень та деформацій при ППД в околі отворів.

У зв'язку з цим проведено експериментальне дослідження залишкових деформацій після дорнування з використанням методу вимірювання мікротвердості в околі отвору. Для знаходження мікротвердості використовується мікротвердомір ПМТ-3 з алмазною пірамідою та мікроскопом, який дозволяє збільшення відбитків до 130 разів.

Попередньо будують калібрувальну залежність мікротвердості від пластичної деформації за одновісного розтягу зразків. На основі отриманих даних на рис. 1 представлено результати мікротвердості μH в залежності від деформації ϵ . Як бачимо, спостерігається збільшення числа мікротвердості з ростом деформації ϵ .

Було також проведено дослідження мікротвердості алюмінієвого сплаву Д16чТ в області дорнованого отвору діаметром 8 мм після статичного розтягу зразка до руйнування (рис. 2). Зазначимо, що дорнування отвору відбувалось з натягом 2%.

Мікротвердість вимірювалась в 20 точках через 0,25 мм у трьох напрямках (5° ; 45° ; 90°), заміряних від лінії, перпендикулярної до осі розтягу зразка. Результати вимірювань представлені на рис. 3.

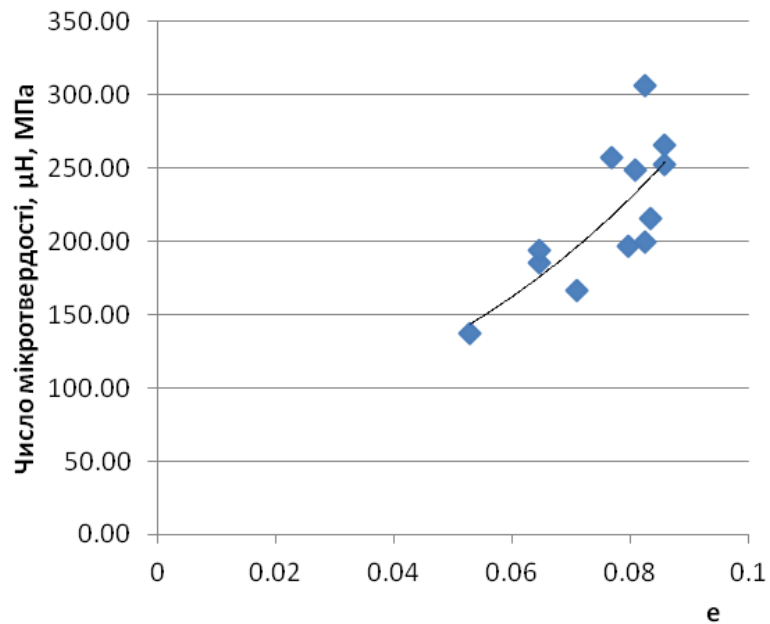


Рис. 1. Залежність мікротвердості μH від деформації ϵ алюмінієвого сплаву Д16чТ

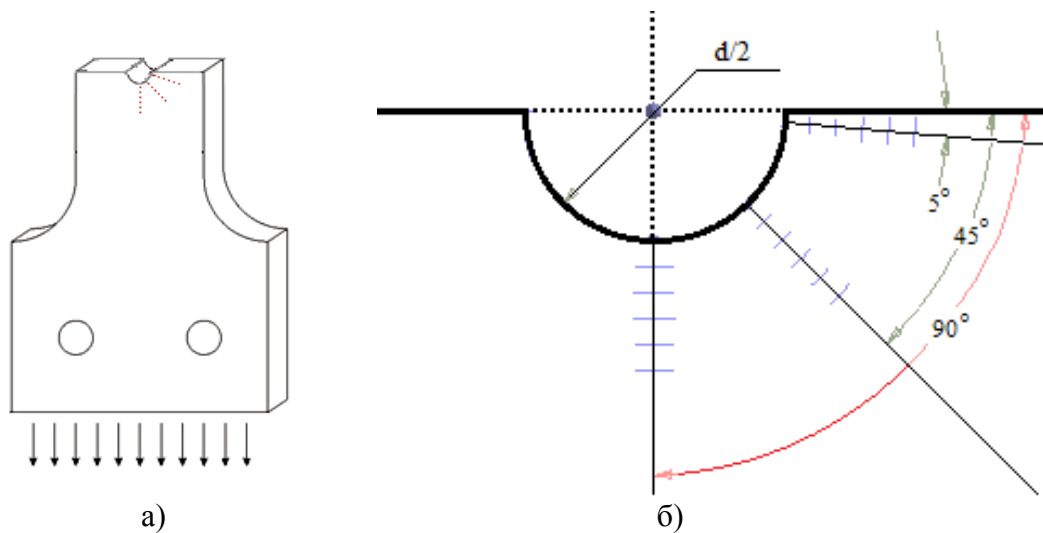


Рис 2. Методика дослідження мікротвердості зразка з дорнованим отвором:
а) ескіз зруйнованого зразка; б) схема вимірювань.

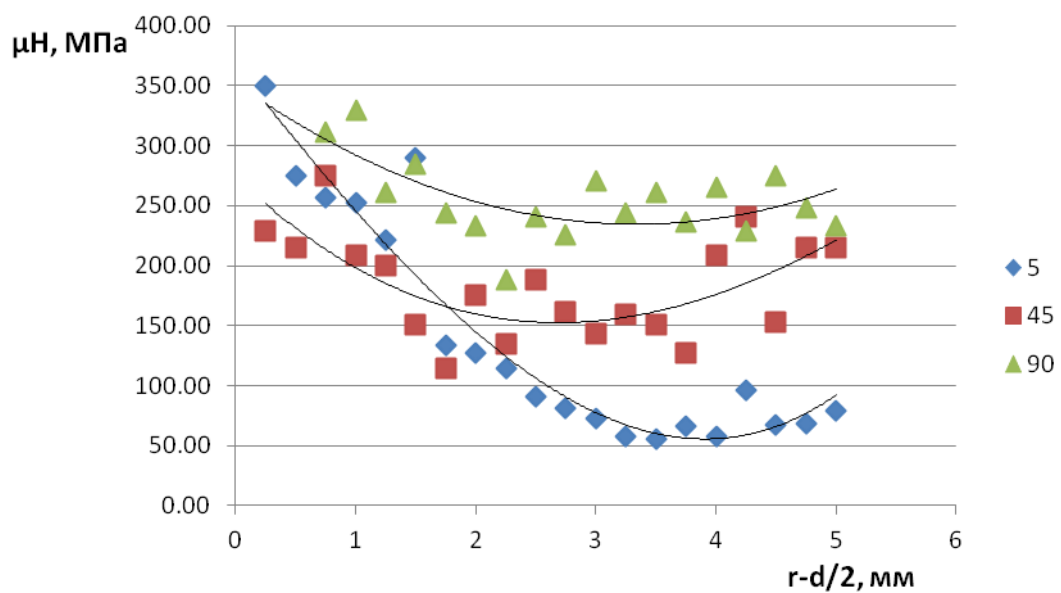


Рис. 3. Мікротвердість алюмінієвого сплаву Д16чТ в залежності від відстані до дорнованого отвору для трьох напрямків досліджень: 5°; 45° та 90°.

Аналіз отриманих результатів свідчить, що у безпосередній близькості до отвору (0,25 – 1,75 мм), де реалізується попереднє пластичне деформування, викликане дорнуванням, мікротвердість зростає у всіх трьох напрямках.

При збільшенні відстані від отвору ($> 1,75 - 2$ мм) спостерігається вирівнювання значень мікротвердості для напрямку, перпендикулярного до осі руйнування зразка (90°). Найбільше зниження мікротвердості спостерігається вздовж лінії, близької до зони руйнування зразка, що, очевидно пов'язано зі змінами структури матеріалу під час руйнування.

На рис. 4 представлено графіки зміни відносної деформації ϵ , % в залежності від відстані до отвору. Тут $d/2$ – радіус отвору, r – відстань від точки вимірювань до центра отвору.

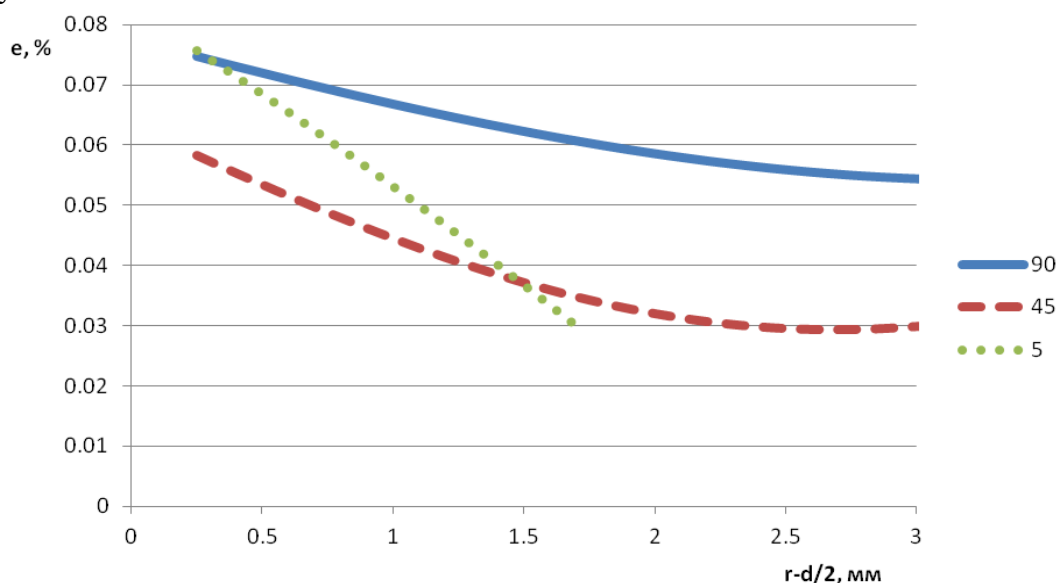


Рис. 4. Залежність деформації від відстані до дорнованого отвору для трьох напрямків досліджень: 5° ; 45° та 90° .

Графіки побудовані на основі даних вимірювання мікротвердості в околі дорнованого отвору (до 3 мм по контуру) (дані рис. 1 та 3). Видно, що деформація ϵ суттєво зростає при поступовому наближенні до контура отвору: від 0,03% до 0,06–0,075%.

Висновки. Розроблено і опрацьовано методику вимірювання полів залишкових деформацій після дорнування пластин з отворами, основу на вимірюванні мікротвердості (твердості) в околі отвору та отриманні базової залежності мікротвердості від пластичної деформації за результатами механічних випробувань гладких зразків за деформування одновісним розтягом. Дана методика апробована на пластинах із отворами із алюмінієвого сплаву Д16чТ після дорнування. Досліджено вплив кута нахилу до поздовжньої осі симетрії пластини на розподіл пластичної деформації біля отвору, зміцненого холодним пластичним деформуванням.

Література

1. Конструктивно – технологические методы повышения усталостной долговечности элементов конструкций планера самолета в зоне функциональных отверстий / Д.С. Кива, Г.А. Кривов, В.Ф. Семенцов и д.р. – К.: КВИЦ, 2015. – 188 с.
2. Investigation on fatigue performance of cold expansion holes of 6061 – T6 aluminum alloy / Wang, Yan-li and other. – Int. J. Fat., vol. 95, 2017, pp. 116 - 228.
3. Формування залишкових напружень у пластинах з функціональними отворами після дорнування / Ясній П.В., Гладь С.В., Сковчелас В.В., Семенець О.І. // Фізико – хімічна механіка матеріалів. – 2014. – № 6. – С. 95 – 98.

**ПРОГНОЗУВАННЯ ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ КОЛЕСА
ПАРОВОЇ ТУРБІНИ З УРАХУВАННЯМ ДЕГРАДАЦІЇ ЙОГО
МАТЕРІАЛУ В ПРОЦЕСІ ЕКСПЛУАТАЦІЇ**

О.Є. Андрейків¹, В.Р. Скальський², І.Я. Долінська², О.К. Райтер²

¹Львівський національний університет ім. Івана Франка, Україна;

²Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, Україна

The method of estimation of the residual lifetime of wheel of steam turbine with account of degradation of its material have been proposed. The method development is based on the mathematical model for determining the period of subcritical growth of the crack. Estimated The residual lifetime of the steam turbine wheel from the 20X13 steel in the virgin state, after $3 \cdot 10^5$ h operation and taking into account its degradation.

Парові турбіни відносять до визначальних елементів, без яких не можливо забезпечити дієвість і продуктивність енергоблоків. Більшість елементів парових турбін, що експлуатуються на підприємствах теплоенергетики відпрацювали свій парковий ресурс або наближаються до його завершення. Разом з тим диски парових турбін містять концентратори напружень в яких за експлуатаційних умов навантаження можуть виникати локальні незворотні деформації. Більше того, в цих зонах з часом накопичуються пошкодження, що призводять до утворення і розвитку мікро- та макротріщин. Досягнення критичного розміру таких тріщин призводить до виникнення експлуатаційних відмов відповідних елементів парової турбіни. Для запобігання виникнення непередбачених аварійних ситуацій, важливо вміти визначати період докритичного росту наявних в елементах тріщин (тобто оцінювати залишковий ресурс).

Внаслідок експлуатаційного режиму роботи парових турбін – тривала експлуатація, високі частота обертання роторів, температура і тиск пари, вплив агресивного середовища, велике механічне навантаження тощо, відбувається деградація її матеріалу – зміна в часі фізико-механічних характеристик матеріалу. А тому розраховуючи залишковий ресурс дисків парових турбін слід враховувати деградацію їх матеріалів, тобто зміну механічних, міцнісних та втомних характеристик з часом експлуатації. На даний час в літературі наведено низку експериментальних досліджень деградації матеріалів елементів парових турбін, зокрема зміни з часом характеристик статичної та циклічної тріщиностійкості матеріалів (див., наприклад, [1]). Однак теоретичних методів оцінки залишкового ресурсу дисків парових турбін, які б враховували деградацію їх матеріалу в процесі експлуатації є недостатньо.

Нижче запропоновано методику визначення залишкового ресурсу дисків парових турбін з урахуванням деградації їх матеріалу, які враховують попередні напрацювання [2, 3] у моделюванні росту тріщини за дії циклічного навантаження. Суть її полягає в наступному.

Постановка задачі і метод її розв'язання. Розглянемо плоский диск зі сталі 20X13 парової турбіни внутрішнього і зовнішнього радіусів відповідно r_1 , r_2 і сталої товщини h , який має питому масу ρ та обертається з кутовою швидкістю ω (рис. 1). В диску наявна втомна тріщина початкової довжини l_0 . Вважається, що внаслідок пульсації пари, пусків-зупинок турбіни і т.д. колесо турбіни піддане дії змінним навантаженням, які для спрощення математичних розрахунків замінюємо циклічними. У результаті довготривалої експлуатації за цих умов матеріал труби деградує одночасно з поширенням тріщини. Задача полягає у визначенні кількості циклів

навантаження $N = N_*$ за якої матеріал деградує, а тріщина підросте до критичного розміру $l = l_*$.

Для розв'язання даної задачі застосовуємо перший закон термодинаміки, тобто баланс енергетичних складових, як це наведено у працях [2, 3]. Як свідчать експериментальні дані [1], зміна втомних характеристик матеріалу в результаті його деградації буде незначна, тому, як і в праці [4], обмежимося малими величинами цієї зміни. На основі цього розв'язок задачі зведеться до розв'язання математичних співвідношень

$$\frac{dl}{dN} = \frac{\alpha(N)[(1-R)^4 \cdot K_{\text{Imax}}^4(l, p) - K_{\text{th}}^4(N)]}{[K_{\text{fC}}^2(N) - K_{\text{Imax}}^2(l, p)]} \quad (1)$$

$$N = 0, l(0) = l_0; \quad N = N_*, l(N_*) = l_*, \quad (2)$$

де N – кількість циклів навантаження; N_* – критичне значення кількості циклів навантаження (залишковий ресурс); l – довжина тріщини; K_{fC} , K_{th} – верхнє і нижнє порогові значення циклічної тріщиностійкості матеріалу, відповідно; R – коефіцієнт асиметрії циклу навантаження; α – характеристика втомного руйнування; K_{Imax} – максимальне значення коефіцієнта інтенсивності напружень у циклі; p – параметр навантаження.

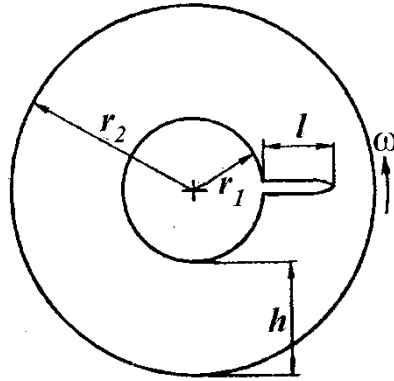


Рис. 1. Кільцевий диск парової турбіни.

Так як зміна величин $\alpha(N)$, $K_{\text{fC}}(N)$, $K_{\text{th}}(N)$ в часі (кількість циклів навантаження) є незначною, то на основі експериментальних даних циклічної тріщиностійкості сталі 20Х13 у вихідному стані та після $3 \cdot 10^5$ год її експлуатації (див. рис. 2) [1] їх наближено можна подати лінійною залежністю від зміни кількості циклів навантаження

$$\alpha(N) = 7,25 \cdot 10^{-16} N + 4,6 \cdot 10^{-10}; \quad K_{\text{fC}}(N) = 40 - 6,44N; \quad K_{\text{th}}(N) = 7,8 - 1,45N. \quad (3)$$

Використовуючи співвідношення (3), рівняння (1) запишемо у вигляді

$$\frac{dl}{dN} = \frac{(7,25 \cdot 10^{-16} N + 4,6 \cdot 10^{-10}) \cdot [0,8145 K_{\text{Imax}}^4(l, p) - (7,8 - 1,45N)^4]}{[1600 - 515,2N + 41,47N^2 - K_{\text{Imax}}^2(l, p)]}, \quad (4)$$

$$N = 0, l(0) = l_0; \quad N = N_*, l(N_*) = l_*; \quad l_* = 4,05 p^{-2} K_{\text{fC}}^2(N_*). \quad (5)$$

$$\text{Тут } K_{\text{Imax}}(l, p) = 0,25 \sqrt{\pi l p} \frac{1,1215 \sqrt{1-\varepsilon}}{\sqrt{1+0,8460\varepsilon}} \left(0,0948 + \frac{0,9052}{\sqrt[4]{1-\varepsilon}} \right)^4, \quad \varepsilon = l/h.$$

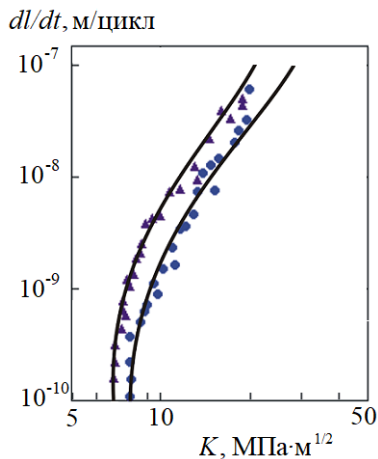


Рис. 2. Кінетичні діаграми втомного руйнування сталі 20X13 у вихідному стані (●) та після $3 \cdot 10^5$ год її експлуатації (▲): ●, ▲ – експериментальні дані [1]; — за співвідношенням (1).

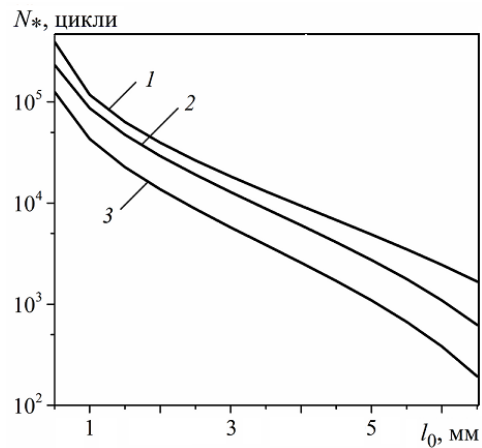


Рис. 3. Залежність залишкового ресурсу диска парової турбіни зі сталі 20X13: 1 – вихідний матеріал; 2 – деградований в процесі експлуатації; 3 – деградований за час експлуатації.

Застосування математичної моделі (4), (5) продемонстровано на прикладі розрахунку залишкового ресурсу диска парової турбіни, коли він обертається зі швидкістю 3000 об/хв., а за його навантаження проходить 50 пульсацій на добу. Математичну задачу (4), (5) розв'язано чисельно. При цьому побудовано (див. рис. 3) залежність залишкової довговічності N_* диска парової турбіни від початкової довжини тріщини (крива 2) з урахуванням деградації матеріалу під час експлуатації. Водночас на рис. 3 зображені залежності залишкової довговічності диска від початкової довжини тріщини, коли матеріал у вихідному стані (крива 1) і після $3 \cdot 10^5$ год експлуатації диска (крива 3). При цьому характеристики матеріалу у вихідному стані і після експлуатації визначали з порівняння теоретичних (1) та експериментальних результатів втомного руйнування сталі 20X13 [1] (див. рис. 2). Порівняння даних кривих (див. рис. 3) свідчить в користь коректності запропонованого тут підходу, зокрема уточнює залишковий ресурс колеса турбіни у бік збільшення від випадку повністю деградованого матеріалу, а також вказує на недопустимість розрахунків залишкового ресурсу на основі даних вихідного матеріалу.

Висновки. Запропоновано розрахунковий метод для оцінювання залишкового ресурсу дисків парових турбін з наявними в них тріщинами за дії циклічного навантаження з урахуванням деградації в часі їх матеріалів. Розраховано залишковий ресурс диска парової турбіни зі сталі 20X13.

Література

1. Никифорчин Г. М., Ткачук Ю. М., Студент О. З. Експлуатаційна деградація сталі 20X13 лопаток парових турбін ТЕС. Фізико-хімічна механіка матеріалів. 2011. № 4. С. 28–35.
2. Andreikiv O. E., Dolins'ka I. Ya., Yavors'ka N. V. Estimation of the periods of initiation and propagation of creep-fatigue cracks in thin-walled structural elements. Materials Science. 2011. 47. No 3. P. 273–283.
3. Андрейків О. Є., Кіт М. Б. Визначення залишкової довговічності тонкостінних елементів конструкцій при двохосьовому навантаженні. Фізико-хімічна механіка матеріалів. 2006. №1. С. 11–16.
4. Розрахунок залишкового ресурсу магістральних трубопроводів з урахуванням дії середовища і деградації їх матеріалів / Андрейків О. Є., Штойко І. П., Райтер О. К., Матвійов Ю. Я. Фізико-хімічна механіка матеріалів. 2018. № 5. С. 33–39.

ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ ТОНКОСТІННИХ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ З КОРОТКИМИ ТРІЩИНАМИ

О.Є. Андрейків*, Ю.М. Лапуста**, Н.С. Яджак*

*Львівський національний університет імені Івана Франка, Україна

**Університет Клермон-Овернь, Національний центр наукових досліджень Франції, Франція

Abstract. The method for residual resource determination of thin-walled structural elements for variable load has been presented in the paper. The initial cracks are considered to be physically short, and a construction element is subject to cyclic loading. The method is based on the mathematical model for investigation of short fatigue crack growth using the deformation parameters. The application of the proposed method is verified on example of residual resource determination of a strip with two stress risers.

Майже всі елементи конструкцій при довготривалій експлуатації мають дефекти типу тріщин. Здебільшого елементи конструкцій з великими тріщинами підлягають ремонту або заміні. Проблема полягає у визначенні залишкового ресурсу елементів довготривалої експлуатації з короткими тріщинами, за якого експлуатація конструкційного елемента може бути безпечною.

Проблема коротких тріщин і визначення залишкового ресурсу елементів конструкцій з такими тріщинами в літературі розглядається давно [1, 2]. При цьому короткі тріщини поділяють на два класи: механічно короткі та фізично короткі. Для механічно коротких тріщин розроблено достатньо розрахункових моделей та методів для дослідження їх докритичного росту.

У цій роботі запропоновано розрахункову модель для визначення залишкового ресурсу тонкостінних елементів конструкцій з фізично короткими тріщинами, тобто тріщинами, розмір яких співмірний з розміром структурного елемента або рівний нулеві. Суть запропонованої моделі полягає в наступному.

Розглянемо пластину, піддану дії циклічного навантаження амплітудою p (рис.1). У пластині є боковий концентратор напружень радіуса r , з вершини якого виходить тріщина початкової довжини l_0 . Оскільки тріщина розташована у пластичній зоні біля вершини концентратора, її можна вважати короткою. Задача полягає у визначенні періоду докритичного росту тріщини.

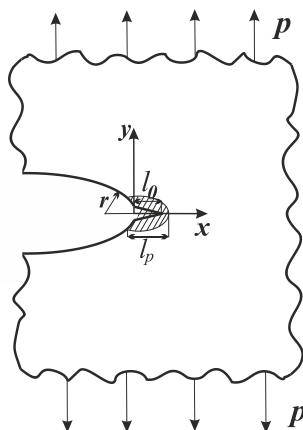


Рис. 1. Пластина з боковим концентратором напружень та тріщиною

На початкову довжину тріщини l_0 не накладено жодних обмежень: початкова тріщина може бути макротріщиною, фізично короткою, механічно короткою або навіть нульовою. У зв'язку з цим для побудови моделі не можна використовувати ні

розкриття у вершині тріщини δ , ні коефіцієнт інтенсивності напружень K_I , адже ці параметри дорівнюватимуть нулеві. Тому математичну модель слід будувати в параметрах деформації ε .

Спершу запишемо рівняння швидкості поширення механічно короткої тріщини [3]

$$\frac{dl}{dN} = \frac{\alpha[(\delta_{t\max} - \delta_{t\min})^2 - (\delta_{th\max} - \delta_{th\min})^2]}{\sigma_t \delta_{fc} - \sigma_t \delta_{t\max}}, \quad (1)$$

де l – довжина тріщини; N – кількість циклів; α – характеристика корозійно-втомного руйнування, яку визначають із експерименту; σ_t – середнє напруження в зоні передруйнування; δ_{fc} – критичне значення розкриття δ_{\max} , яке відповідає спонтанному руйнуванню матеріалу, δ – розкриття вершини тріщини.

Застосувавши до рівняння (1) еквівалентність відношень максимальної та критичної деформації й відповідних показників розкриття вершини тріщини [5]

$$\frac{\varepsilon_{\max}}{\varepsilon_{fc}} = \frac{\delta_{\max}}{\delta_{fc}}, \quad (2)$$

отримаємо рівняння в параметрах деформації:

$$\frac{dl}{dN} = \alpha(1-R)^2 \frac{\delta_{fc}}{\varepsilon_{fc}} \cdot \frac{\varepsilon_{\max}^2 - \varepsilon_{th}^2}{\varepsilon_{fc} - \varepsilon_{\max}}. \quad (3)$$

Тут R – коефіцієнт асиметрії циклу; ε_{th} – нижнє порогове значення деформації; ε_{fc} – критичне значення деформації ε_{\max} , яке відповідає спонтанному руйнуванню матеріалу; У рівнянні (3) невідому величину максимальної деформації розтягу ε_{\max} обчислимо за формулою [5]:

$$\varepsilon_{\max} = \begin{cases} \frac{\varepsilon_{fc} K_{I\max}^2 l + \varepsilon_0 K_{fc}^2 (l_p - l)}{K_{fc}^2 l_p}, & l < l_p; \\ \frac{K_{I\max}^2}{K_{fc}^2} \varepsilon_{fc}, & l \geq l_p. \end{cases} \quad (4)$$

де $\nu=2$ – параметр інтерполяції; $K_{I\max}$ – максимальний коефіцієнт інтенсивності напружень циклу; K_{fc} – пороговий коефіцієнт інтенсивності напружень циклу; l_p – глибина пластичної зони (області передруйнування); ε_0 – максимальна величина деформації біля концентратора в початковому стані (за відсутності тріщини) [4], яка визначається так:

$$\varepsilon_0 = \left[1 + \left(\frac{r}{r_0} \right)^\nu \right]^{-\frac{1}{\nu}} \left(\frac{K_I}{K_{fc}} \right)^2 \varepsilon_{fc}, \quad (5)$$

тут K_I – коефіцієнт інтенсивності напружень за нормального відриву; r – радіус заокруглення вершини надрізів пластини;

$$r_0 = \frac{4K_{fc}^2}{\pi E \sigma_t \varepsilon_{fc}}. \quad (6)$$

Таким чином, максимальна деформація не набуває нульового значення навіть при відсутності початкової тріщини.

Застосувавши формули (4) – (6) до рівняння (3), отримаємо рівняння для знаходження швидкості поширення втомної тріщини:

$$\frac{dl}{dN} = \frac{\alpha \delta_{fc} (1-R)^2}{\varepsilon_{fc}^2 K_{fc}^2 l_p} \cdot \frac{\left[\varepsilon_{fc} K_{I \max}^2 l + K_I^2 \varepsilon_{fc} (l_p - l) \left[1 + \left(\frac{r \pi E \sigma_t \varepsilon_{fc}}{4 K_{fc}^2} \right)^v \right]^{\frac{1}{v}} \right]^2 - \varepsilon_{th}^2 K_{fc}^4 l_p^2}{K_{fc}^2 l_p - \left[K_{I \max}^2 l + K_I^2 (l_p - l) \left[1 + \left(\frac{r \pi E \sigma_t \varepsilon_{fc}}{4 K_{fc}^2} \right)^v \right]^{\frac{1}{v}} \right]} . \quad (7)$$

Проінтегрувавши попереднє рівняння (7) із використанням крайових умов

$$N = 0, \quad l(0) = l_0, \quad N = N_*, \quad l(N_*) = l_*, \quad (8)$$

отримаємо формулу для обчислення періоду докритичного росту тріщини:

$$N_* = \frac{\varepsilon_{fc} K_{fc}^2 l_p}{\alpha \delta_{fc} (1-R)^2} \cdot \int_{l_0}^{l_*} \frac{\left[\varepsilon_{fc} K_{fc}^2 l_p - \left[\varepsilon_{fc} K_{I \max}^2 l + K_I^2 \varepsilon_{fc} (l_p - l) \left[1 + \left(\frac{r \pi E \sigma_t \varepsilon_{fc}}{4 K_{fc}^2} \right)^v \right]^{\frac{1}{v}} \right]^2 \right]}{\left[\varepsilon_{fc} K_{I \max}^2 l + K_I^2 \varepsilon_{fc} (l_p - l) \left[1 + \left(\frac{r \pi E \sigma_t \varepsilon_{fc}}{4 K_{fc}^2} \right)^v \right]^{\frac{1}{v}} \right]^2 - \varepsilon_{th}^2 K_{fc}^4 l_p^2} dl . \quad (9)$$

Отже, формула (9) дає змогу обчислювати залишковий ресурс тонкостінних елементів конструкцій з короткими тріщинами.

Точність та коректність запропонованої моделі перевірено у порівнянні з експериментальними даними для пластини з двома боковими концентраторами напруження.

У випадку рівності нулеві початкової тріщини $l_0 = 0$, процес руйнування елемента конструкції слід розділити на два етапи: зародження макротріщини та її докритичний ріст. Відповідно, визначаючи довговічність конструктивного елемента, слід обчислити період зародження макротріщини N_i та період її докритичного росту

N_{subcr}

$$N_{subcr}^* = N_i + N_{subcr} \quad (10)$$

Спершу визначимо період зародження тріщини на основі запропонованої моделі (9) за формулою

$$N_i = \frac{\varepsilon_{fc} K_{fc}^2 l_p}{\alpha \delta_{fc} (1-R)^2} \cdot \int_0^{l_p} \frac{\left[\varepsilon_{fc} K_{fc}^2 l_p - \left[\varepsilon_{fc} K_{I \max}^2 l + K_I^2 \varepsilon_{fc} (l_p - l) \left[1 + \left(\frac{r \pi E \sigma_t \varepsilon_{fc}}{4 K_{fc}^2} \right)^v \right]^{\frac{1}{v}} \right]^2 \right]}{\left[\varepsilon_{fc} K_{I \max}^2 l + K_I^2 \varepsilon_{fc} (l_p - l) \left[1 + \left(\frac{r \pi E \sigma_t \varepsilon_{fc}}{4 K_{fc}^2} \right)^v \right]^{\frac{1}{v}} \right]^2 - \varepsilon_{th}^2 K_{fc}^4 l_p^2} dl . \quad (11)$$

Тоді обчислимо період докритичного росту макротріщини. При рості макротріщини її довжина перевищує розмір пластичної зони, тому формула (7) для цього випадку набуде наступного вигляду:

$$\frac{dl}{dN} = \frac{\alpha \delta_{fc} (1-R)^2}{\varepsilon_{fc}^2 K_{fc}^2} \cdot \frac{\varepsilon_{fc} K_{I \max}^4 - \varepsilon_{th}^2 K_{fc}^4}{K_{fc}^2 - K_{I \max}^2} . \quad (12)$$

Проінтегрувавши формулу (12) із використанням початкових та кінцевих умов $N = N_i, \quad l(N_i) = l_p, \quad N = N_*, \quad l(N_*) = l_*$, визначимо період докритичного росту макротріщини

$$N_{subcr} = \frac{\varepsilon_{fc}^2 K_{fc}^2}{\alpha \delta_{fc} (1-R)^2} \cdot \int_{l_p}^{l_s} \frac{K_{fc}^2 - K_{lmax}^2}{\varepsilon_{fc}^2 K_{lmax}^4 - \varepsilon_{th}^2 K_{fc}^4} dl. \quad (13)$$

Звідси загальний період докритичного росту конструктивного елементу N_{subcr}^* визначимо, додавши обчислені значення періоду зародження макротріщини та періоду її докритичного росту. На рис. 2 представлено залежність загального періоду докритичного росту тріщини N_{subcr}^* від прикладеного навантаження.

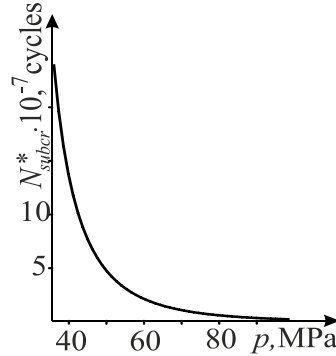


Рис. 2. Залежність періоду докритичного росту тріщини від прикладеного навантаження

Висновки. У роботі запропоновано метод для визначення залишкового ресурсу тонкостінних елементів конструкцій за змінних навантажень. Вважається, що початкові тріщини короткі (фізично короткі), а елемент конструкції підданий дії циклічного навантаження. В основу методу покладено математичну модель дослідження росту коротких втомних тріщин за допомогою деформаційних параметрів. Застосування методу продемонстровано на прикладі знаходження залишкового ресурсу смуги з двома гладкими концентраторами.

Література

1. Ritchie R.O. Mechanics and Physics of the Growth of Small Cracks / R.O. Ritchie, S. Suresh // AGARD Conf. Proc, No. 328. – Toronto, 1983. – P. 1.1-1.14.
2. Miller K.J. The Behaviour of Short Fatigue Cracks and Their Initiation. Pt. II. A general summary / K.J. Miller // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 1987. – 10. – P. 93-113.
3. Андрейків О.Є. Енергетичний підхід до оцінки швидкості росту коротких утомних тріщин у пластинах / О.Є. Андрейків, Н.С. Штаюра, Р.Я. Ярема // Проблеми прочності. – 2017. – №6. – С. 53-63.
(Andreykiv O.E. Energy-Based Approach to Evaluation of Short Fatigue Crack Growth Rate in Plates / O.E. Andreykiv, N.S. Shtayura, R.Ya. Yarema // Strength of Materials. – November 2017. – Vol. 49. – No. 6. – P.778-787.)
4. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие: В 4 т. / Под общей ред. Панасюка В.В. – Киев : Наук. думка, 1988 – 488 с.
5. Андрейкив А.Е. Усталостное разрушение и долговечность конструкций / А.Е. Андрейкив, А.И. Дарчук // АН Украины. – Физ.-мех. ин-т. – Киев : Наук. думка, 1992. – 184 с.
6. Андрейків О.Є. Оцінювання залишкового ресурсу тонкостінних елементів конструкцій з короткими корозійно-втомними тріщинами / О.Є. Андрейків, А.Р. Лисик, Н.С. Штаюра, А.В. Бабій // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2017. – № 4. – С.84-90.
(Andreykiv O.E. Evaluation of the Residual Service Life of Thin-Walled Structural Elements with Short Corrosion-Fatigue Cracks / O.E. Andreykiv, A.R. Lysyk, N.S. Shtayura, A.V. Babii // Materials Science. – January 2018. – Vol. 53. – No. 4. – P.514-521.)

ДОВГОВІЧНІСТЬ К-ПОДІБНИХ ВУЗЛІВ ЗВАРНИХ ФЕРМ

М.А. Басара, Я.О. Ковальчук

Тернопільський національний технічний університет ім. Івана Пулюя, Україна

Abstract: The behavior of 4954 x 1596 mm welded rectangular truss with butt joint and with gusset plate joint under external cyclic loading was studied in the current paper. The prototype is made of steel shaped tubes with various cross section areas. It was selected the loading scheme that identifies the operating mode for this type of construction. According to the results of computer simulation experiment in ANSYS Workbench 17.1 were obtained the fatigue durability curve and fatigue fracture site of welded nodes joints. According to the obtained results the gusset plate joint has increased fatigue durability by 10.2% in comparison to butt joint.

Досліджено поведінку прямокутної зварної ферми із розмірами 4954 x 1596 мм із фасонковими (рис. 1) та стиковими (рис. 2) вузлами. При виконанні фасонкових вузлів пластини встановлено у попередньо отримані наскрізні прорізи на поясах. Комп'ютерний моделюючий експеримент для ферм реалізовано з використанням програмного комплексу ANSYS WORKBENCH 17.1.

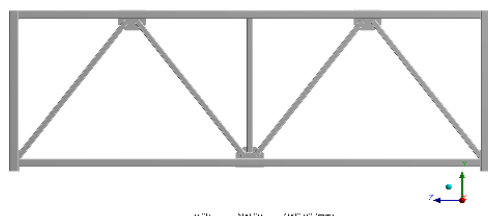


Рисунок 1 – Ферма з фасонковими вузлами

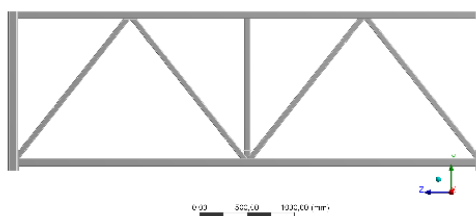


Рисунок 2 – Ферма зі стиковими вузлами

Елементи ферм виготовлено з профільних труб (табл. 1) зі сталі ВСт3пс. Зварні шви виконано напівавтоматичним дуговим зварюванням в середовищі CO_2 з використанням дротового електроду Св08Г2С.

Таблиця 1 – Типи елементів та їх довжини

Елементи	Профільна труба	Довжина, мм
Нижній пояс	80x80x4	4830
Верхній пояс	80x80x4	4840
Ліва стійка	100x100x6	1186
Праві стійка	100x100x6	1186
Опорний розкіс правий	60x60x4	1870
Проміжний розкіс правий	60x60x4	1910
Центральна стійка	60x60x4	1465
Проміжний розкіс лівий	60x60x4	1910
Опорний розкіс лівий	60x60x4	1870

Зовнішнє зосереджене навантаження прикладене перпендикулярно до верхнього пояса навпроти центрального вузла зварної ферми (рис. 3). Режим навантаження циклічний, $P_{\max}=50$ кН.; $P_{\min}=10$ кН; коефіцієнт асиметрії циклу $R=0,5$; частота циклу навантажування $\omega=1$ Гц; форма циклу синусоїдальна.

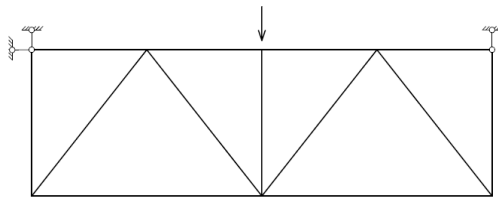


Рисунок 3 – Схема базування та навантаження зварної ферми

В результаті проведеного комп'ютерного моделюючого експерименту отримано параметри розподілу напружень у вузлах та ідентифіковано місця де виникне втомна тріщина (рис. 4) та (рис. 5). Для цих місць отримано криву втоми (рис. 6).

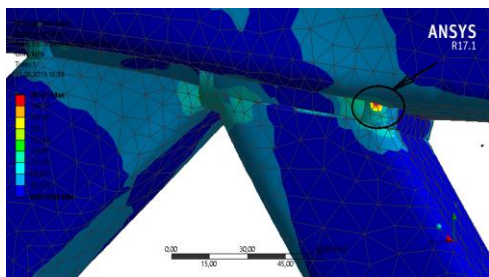


Рисунок 4 – Втомне пошкодження для вузла виконаного встик

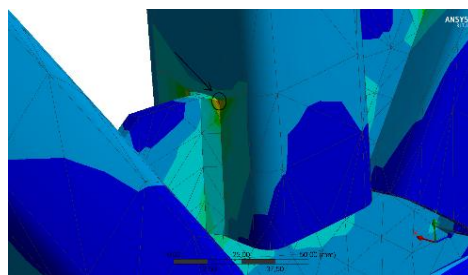


Рисунок 5 – Втомне пошкодження для вузла виконаного через фасонку

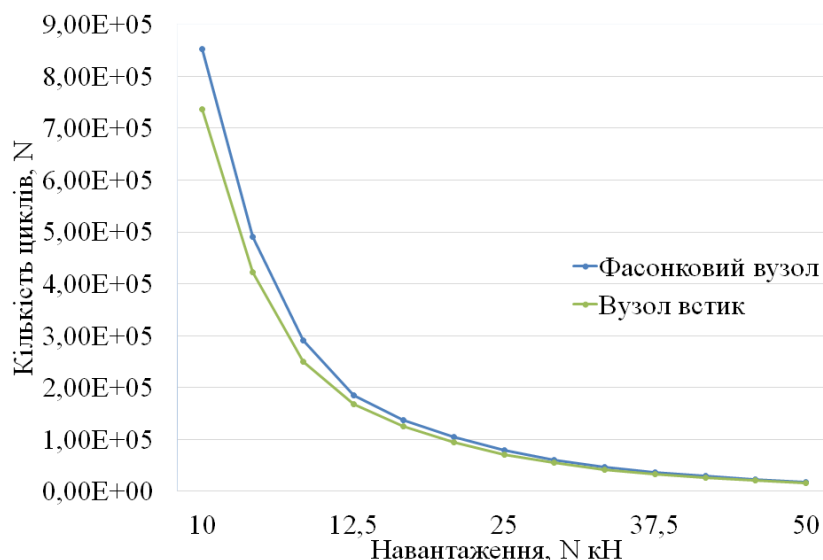


Рисунок 6 – Крива втоми для вузлів

Висновок: За результатами досліджень виявлено, що при фасонковому виконанні вузлів довговічність конструкції підвищилася на 10,2 % в порівнянні з фермою, в якій вузли виконані встик.

Література:

1. Ковальчук Я.О. Конструювання вузлів зварних ферм з використанням ПК ANSYS / Я. О.Ковальчук, Н.Я. Шингера, М.А.Басара //Вісник ТНТУ ім. Івана Пулюя. – 2017. № 1(85) – С. 47 –52.
2. Шингера, Н.Я. Статистична модель для визначення залишкового ресурсу типової зварної ферми при циклічних навантаженнях: дис. ... канд. техн. наук: 01.05.02 – математичне моделювання та обчислювальні методи [Текст] / Н.Я. Шингера. – Тернопіль, 2012. – 166 с.

ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ ШТАНГ ПОЛЬОВИХ ОБПРИСКУВАЧІВ ШИРОКОЇ РОЗГОРТКИ

А.В. Бабій

Тернопільський національний технічний університет ім. І. Пулюя, Україна

The proposed calculation model for determining the resource of bearing frameworks of sections of barbed field sprayers. With the help of this model, the calculation of the rod's resource for the maximum amplitudes of the cyclic bending of its weakest elements was performed. It is shown that its resource decreases more than 2 times compared to the normative one.

Аналіз публікацій з дослідження штангових обприскувачів показує, що вони спрямовані, в основному, на математичне чи імітаційне моделювання в них коливних процесів з переходом до дослідження напружено-деформованого стану штанг широкої розгортки [1, 2]. У той же час, інформація про методи дослідження руйнування елементів штанг широкої розгортки обприскувачів і визначення їх ресурсу (залишкового ресурсу) практично відсутня, хоча такі дані є основою проектування машин для хімічного захисту рослин. В даній роботі зроблена спроба побудови розрахункових моделей для визначення ресурсу (залишкового ресурсу) елементів несучих каркасів секції штангових обприскувачів, зокрема, найбільш навантаженої семисекційної штанги обприскувача.

Розрахункові моделі для визначення ресурсу (залишкового ресурсу) елементів штанги обприскувача. Розглянемо штангу обприскувача широкої розгортки (рис. 1). Під час робочого процесу проходять коливання такої штанги, в результаті чого деякі її елементи зазнають розтягуючих, стискаючих і згинаючих циклічних навантажень. Такі коливання будемо моделювати циклічними з частотою f , яка часто є біля одного герца $f \approx 1$ Гц. Задача полягає у визначенні ресурсу штанги (кількості циклів коливання $N = N_*$ або реального часу роботи $t = t_*$), по досягненню якого вона перестане виконувати свої функціональні властивості.

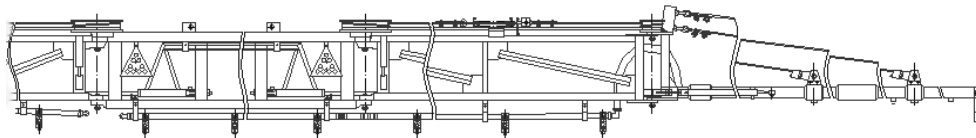


Рис. 1. Схема штанги обприскувача широкої розгортки.

Як прийнято в інженерній практиці [3], ресурс металоконструкції визначається часом життя найслабшої ланки, тобто одним із найбільш навантажених її елементів. Згідно сучасної теорії втоми (механіки сповільненого руйнування елементів конструкцій при змінних навантаженнях [3]) ресурс елемента конструкції (кількість коливань N_* або час t_*) при змінних навантаженнях визначається так

$$N_* = N_3 + N_d, \quad t_* = t_3 + t_d. \quad (1)$$

Тут N_3, t_3 – періоди зародження втомної тріщини; N_d, t_d – періоди її докритичного росту. Розрахунок періоду зародження тріщини для таких елементів будемо провадити, виходячи із залежностей $\sigma \sim \lg N$ для області обмеженої довговічності діаграми Веллера. На основі результатів робіт [3] можна зробити висновок, що ця залежність в напівлогарифмічних координатах буде приблизно лінійна і аналітично її можна представити так

$$\sigma \sigma_0^{-1} = \lg(N_0 N^{-1}), \quad \sigma \sigma_0^{-1} = \lg(t_0 t^{-1}). \quad (2)$$

Тут σ_0, N_0, t_0 – характеристики втомного руйнування матеріалів в межах області обмеженої довговічності ($10^4 \leq N \leq 10^7$), які визначаються на основі експериментальних досліджень. Тоді період зародження втомної тріщини N_3 в елементі конструкції, в якому зовнішнє навантаження викликає амплітуду змінних в часі напружень σ , буде визначатися за результатами [3] наступним чином:

$$N_3 = N_0 10^{-\sigma \sigma_0^{-1}}, t_3 = t_0 10^{-\sigma \sigma_0^{-1}}, t_0 = 2,8 \cdot 10^{-4} N_0 \text{ годин.} \quad (3)$$

На основі результатів праць [4] визначення періоду $N = N_d$ докритичного росту корозійно-втомної тріщини довжини l в пластині зведемо до наступного рівняння

$$dl/dN = \alpha_0 (1-R)^4 (K_{\text{Imax}}^4 - K_{th}^4) [(1-\xi^2)(K_{fc}^2 - K_{\text{Imax}}^2)]^{-1}. \quad (4)$$

Тут $\xi = p \sigma_t^{-1}$, p – регулярна частина напружень біля вершини тріщини; σ_t , усереднені напруження в зоні передруйнування; $R = K_{\text{Imin}}/K_{\text{Imax}}$; K_{fc} – критичне значення коефіцієнта інтенсивності напруження K_{Imax} за циклічного навантаження; величина K_{th} , яка повинна була би бути нижнім пороговим значенням K_{Imax} для короткої тріщини, на основі [4] визначається через K_{th}^* для великої так

$$K_{th} = K_{th}^* \sqrt{(1-\xi^2)}. \quad (5)$$

Як випливає з [4] величина K_{th} не є постійна і залежить від рівня навантаження ξ , тобто на всіх рівнях поширення тріщини вона буде різна.

Рівняння (4) з відповідними початковою і кінцевою умовами

$$N = 0, l(0) = l_0; N = N_d, l(N_d) = l_* \quad (6)$$

і складає розрахункову модель для визначення періоду $N = N_d$ докритичного росту втомної прямолінійної тріщини незалежно від її розмірів (за виключенням фізично малих тріщин). При цьому, критичну довжину $l = l_*$ тріщини визначають із критерію КРТ [4]

$$\delta_t(l_*) = \delta_{fc}. \quad (7)$$

Тут $\delta_t(l_*)$ – максимальне за цикл розкриття тріщини в її вершині при усередненому напруженні σ_t , а δ_{fc} його критичне значення.

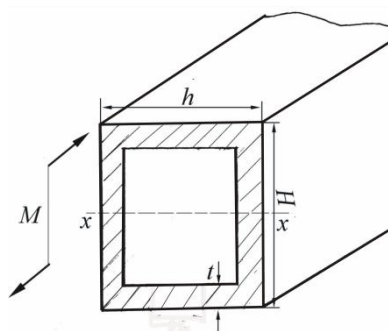


Рис. 2. Схема навантаження прямокутної труби.

Оцінка ресурсу (залишкового ресурсу) найбільш навантаженого згинного елемента штанги закритого профілю. Серед балкових елементів закритого профілю, які застосовуються в штангах обприскувачів широкої розгортки в більшості випадків застосовуються прямокутні і кругові труби. Розглянемо найбільш навантажений згинний елемент штанги, який представляє собою прямокутну трубу із Ст. 3 перетином 40x25x3 мм, який підданий циклічному згину (рис. 2).

Як відомо [2] з натурних досліджень елементів штанг при сталих розмірах H, h, t перетину труби, максимальна амплітуда $\Delta\sigma$ зміни напружень в ній для цього згину може бути різною:

$$140 \leq \Delta\sigma \leq 180 \text{ МПа}, R = 0,1, H = 40 \text{ мм}, h = 25 \text{ мм}, t = 3 \text{ мм}. \quad (8)$$

Задача полягає у визначенні за співвідношеннями (3)–(7) ресурс $N = N_*$ (залишкового ресурсу $N = N_d$) розглядуваного балкового елемента закритого профілю.

Для того, щоб провести такі обчислення необхідно визначити характеристики матеріалу $\sigma_0, N_0, t_0, K_{fc}, K_{th}, \alpha_0$. З цією метою на основі результатів робіт [3, 5] було

виокремлено і побудовано діаграму Веллера та кінетичну діаграму росту втомних тріщин в Ст. 3 (див. рис. 3).

З допомогою методу найменших квадратів, рівнянь (3), (4) і даних цих діаграм невідомі константи $\sigma_0, N_0, K_{fc}, K_{th}, \alpha_0$ знайдемо так:

$$N_0 \approx 6,3 \cdot 10^8 \text{ цикли}, \alpha_0 \approx 4,51 \cdot 10^{-9} (\text{цикл})^{-1} (\text{МПа})^{-2}, K_{fc} \approx 96 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}, R = 0,1, \\ \sigma_0 \approx 88,23 \text{ МПа}, K_{th}^* \approx 12,81 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}, \sigma_i \approx 375 \text{ МПа}, \sigma_{-1} \approx 175 \text{ МПа}. \quad (9)$$

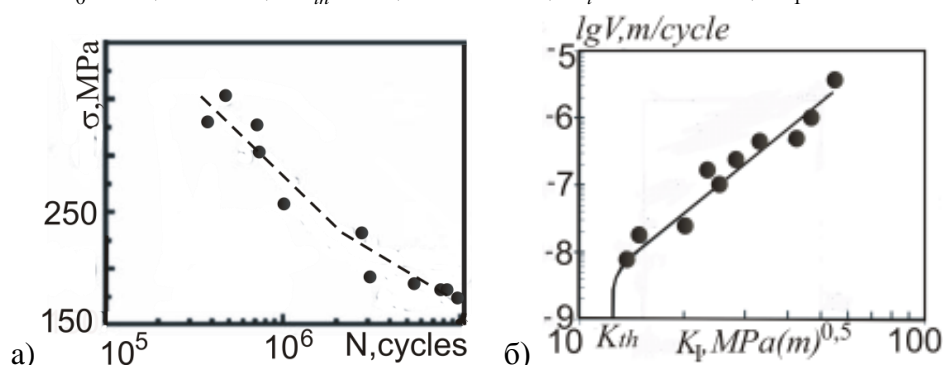


Рис. 3. Діаграма Веллера (а) та діаграма росту втомної тріщини (б) для Ст.3.

Окрім цього, у співвідношеннях (6) входить величина l_0 . Ця величина є досить мала порядку розміру структурного параметру матеріалу. Але для практичного розрахунку, щоб зароджену тріщину вважати макроскопічною і правомірно користуватися розрахунковою моделлю (4) і (6) можна вибирати величину l_0 не менше одного міліметра. В такому випадку розрахована величина N_* буде дещо занижена, тобто отримана похибка піде в запас довговічності балки.

Так як амплітуда $\Delta\sigma$ зміни напружень в балковому елементі згідно (8) буває різна, то для встановлення ресурсу безпечної (неруйнівної) експлуатації такої штанги проведемо розрахунок для найбільшого значення $\Delta\sigma$, тобто $\Delta\sigma \approx 180 \text{ МПа}$, або те саме, циклічного згину досліджуваного елемента деяким моментом $M \approx 6,4 \cdot 10^{-4} \text{ МПа} \cdot \text{м}^3$. Для цього на основі співвідношень (3) і (9) знайдемо, що період N_3 зародження втомної тріщини буде приблизно рівний

$$N_3 = 6,3 \cdot 10^6 \text{ циклів або } t_3 = 1750 \text{ год} \quad (10)$$

Надалі вважаємо, що в трубі утворилася прямолінійна поверхнева тріщина глибиною $l_0 = 0,001 \text{ м}$. Згідно експлуатаційних даних, найбільш поширеними дефектами в таких балках є втомні поперечні тріщини наступних двох типів: поверхнева тріщина (рис. 4, а); складна тріщина, що займає повністю одну із стінок і частину двох інших (рис. 4, б).

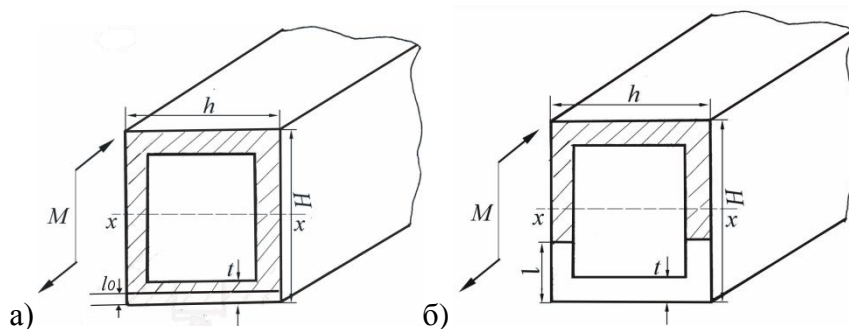


Рис. 4. Схеми навантаження прямокутної труби з тріщинами : а) труба з поверхневою прямолінійною тріщиною; б) труба із складною тріщиною.

Тоді період вичерпання ресурсу балкового елемента прямокутного профілю каркасу секції штанги можна представити так. Спочатку зароджується поверхнева

тріщина за період N_3 (рис. 4, а), далі така тріщина поширюється за період $N_D^{(1)}$ до складної конфігурації (рис. 4, б) і, на кінець, тріщина такої складної конфігурації за період $N_D^{(2)}$ досягне критичного розміру, спричиняючи повне руйнування розглядуваного балкового елемента.

Таким чином, ресурс балкового елемента прямокутного профілю можна визначити за наступною формулою

$$N_* = N_3 + N_D^{(1)} + N_D^{(2)}. \quad (10)$$

Величину N_3 визначаємо за формулами (9), а інші складові формули (10) визначаються з допомогою математичної моделі (4)-(7) з використанням результатів [4]. На основі цього отримаємо:

$$N_D^{(1)} = 60568 \text{ цикл. або } t_D^{(1)} = 16,82 \text{ год; } N_A^{(2)} \approx 415 \text{ цикл., або } t_A^{(2)} \approx 7 \text{ хвилин.} \quad (11)$$

Підставляючи (9), (11) в (10), знайдемо, що ресурс t_* штанги буде рівний

$$t_* \approx 1767 \text{ годин.} \quad (12)$$

На основі відомих даних [6] нормативний термін служби обприскувачів складає 7 років, а річна завантаженість причіпних обприскувачів 550 годин. Як впливає із (12), за прийнятих тут максимальних амплітуд коливання елементів штанги вона пропрацює приблизно 3,2 сезони, що не відповідає нормативному терміну служби обприскувачів. Це означає, що треба зменшувати (усувати) коливання елементів штанг, як це пропонується в роботі [7].

Висновки. На основі основних положень сучасної теорії втомних матеріалів побудована розрахункова модель для визначення ресурсу несучих каркасів секцій штангових польових обприскувачів, які виготовлені із Ст. 3. Із застосуванням цієї моделі проведено розрахунок ресурсу штанги за максимальних амплітуд циклічного згинання її найслабших елементів. При цьому показано, що її ресурс в основному визначається періодом зародження втомної тріщини, а також зменшується більше ніж в 2 рази порівняно з нормативним.

Література

1. Дмитриченко М.Ф., Вікович І.А. Динаміка мобільних машин з начіпними функціональними елементами: Монографія. – Львів: видавництво Львівської політехніки, 2008. – 496 с.
2. Вікович І.А., Дівесєв Б.М., Дорош І.Р. Розрахунок та мінімізація коливних процесів у штангах обприскувачів // Автоматизація виробничих процесів у машинобудуванні та приладобудуванні. – 2011. – Вип. 45. – С. 465-471.
3. Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. Пос. / За заг. ред. В.В. Панасюка / Т. 1-4. Київ : Наукова думка, 1988-1990. – 2224 с.
4. Андрейків О.Є., Штаюра Н.С., Ярема Р.Я. Енергетичний підхід до оцінки швидкості росту коротких утомних тріщин в пластинах // Проблемы прочности. – 2017. – № 6. – С. 53-63.
5. Барна Р.А., Попович П.В., Вовк Р.І. Вплив робочих середовищ на циклічну тріщиностійкість сталей для елементів сільськогосподарських машин // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2014. – Т. 50, № 4. – С. 125-128.
6. Афанасьєв С., Горбатов В., Погорілий В. Якісна елементна база – основа надійності вітчизняної техніки // Техніка АПК, 2006. – № 5-6. – С. 40-43.
7. Застосування динамічних гасників коливальних для зменшення горизонтальних коливальних штанг обприскувачів / Б.М. Дівесєв, І.А. Вікович, І.М. Височан, І.Р. Дорош // Міжвузівський збірник «Наукові нотатки». – Луцьк, 2012. – Вип. 36 – С. 91-98.

ДІАГНОСТУВАННЯ АВАРІЙНИХ ВИТОКІВ З ГАЗОПРОВОДІВ НА ОСНОВІ СТОХАСТИЧНИХ МОДЕЛЕЙ

В.Я. Грудз, В.Я. Грудз (молодший), В.Б. Запихляк, Л.Я. Побережний,
Н.Я. Дрінь

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, Україна

Abstract. The possibility and the feasibility of forecasting leakage from pipeline systems based on statistical methods of investigation are considered.

Діагностування витоків на основі детермінованих математичних моделей потребує інформації про величину витрати витоку та розміри аварійного отвору, яка на момент часу виникнення витоку відсутня.

Статистика аварійних ситуацій на трубопроводах дозволяє кількісно оцінити ймовірності виникнення витоків в трубопроводах, а також визначити ймовірні їх розміри [2]. Крім того, аналіз подібних ситуацій дає можливість виявити ступінь впливу різноманітних факторів на ймовірність виникнення витоків і їх розміри. В ході статистичного аналізу було виявлено п'ять основних причин витоків: - дефекти матеріалу, які можуть бути обумовлені як розвитком вже існуючих дефектів у вихідному матеріалі, так і дефектами, що утворилися в процесі виготовлення труб і споруд трубопроводів. До таких дефектів можуть, наприклад, відноситися дефекти зварювання, нашарування і т. д.; - корозія, що викликає руйнування металу стінок трубопроводів в процесі їх експлуатації; - помилки операторів в процесі експлуатації і технічного обслуговування трубопроводів; - вплив зовнішніх сил, наприклад, землерийного устаткування; - вплив навколишнього середовища. До цієї категорії причин відносяться такі явища, як осідання ґрунту, вимивання ґрунту в результаті сильних дощів і т. д.

Обробка статистичних даних дозволила оцінити частоту виникнення витоків по кожній з причин окремо. В останні роки основними причинами витоків є дефекти матеріалу і корозія. Ймовірність виникнення витоків з цих причин приблизно в 10 разів перевищує ймовірність виникнення витоків внаслідок впливу зовнішніх сил.

Подібний висновок суперечить раніше опублікованим матеріалами, згідно з якими найбільш імовірною причиною розривів трубопроводів є прямий вплив зовнішніх сил. Проте в середині 70-х років вплив зовнішніх сил дійсно було домінуючою причиною розривів трубопроводів. Однак в наступні роки переважаючими причинами аварій поступово стали дефекти матеріалу і корозія.

Дані свідчать про тенденцію до поступового збільшення загальної кількості витоків протягом останніх років, хоча ці зміни не такі істотні, як зміни кількості витоків за окремо взятими категоріями причин аварій.

Згідно з даними за останній п'ятирічний період експлуатації трубопроводів визначена ймовірність виникнення витоків за окремими категоріями причин подано в таблиці 1.

Таблиця 1 – Ймовірність виникнення витоків

Категорії причин виникнення витоків	Значення, %
Дефекти матеріалу	14,7
Корозія	8,8
Помилки оператора	8,8
Вплив зовнішніх сил	2,0
Вплив навколишнього середовища	2,0

Однією з характерних особливостей трубопровідного транспорту є ймовірність втрати великої кількості продукту в разі виникнення витоків. При цьому існують два

підходи до оцінки можливих обсягів витоків. У першому випадку розміри можливих витоків оцінюються на основі статистичних даних за минулий період часу. У другому випадку використовується детермінований підхід, при якому моделюється потік перекачування в місці витоку і його тривалість по відношенню до конкретних розмірів витоку. В ході проведеного аналізу було обрано перший підхід, який спирається на статистику за минулий період часу.

Для того, щоб виявити залежність ймовірності виникнення витоків різних розмірів від перерахованих вище причин, всі витокі були розбиті на три категорії: невеликі (0...70 тис.м³/рік), середні (70...300 тис.м³/рік) і великі (понад 300 тис.м³/рік).

При корозійних пошкодженнях трубопроводів найбільш ймовірні малі витокі. Це пояснюється тим, що, наприклад, виразкова корозія супроводжується утворенням порівняно невеликих отворів у стінках трубопроводу, це і обмежує розміри витоків. При аваріях, обумовлених впливом зовнішніх сил, найбільш вірогідні великі витокі.

Хоча економічні, екологічні та соціальні наслідки витоків при трубопровідному транспорті визначаються насамперед розмірами цих витоків, це ще не означає, що необхідно перш за все мати на увазі такі причини, які призводять до виникнення найбільших витоків. Важливе значення має також частота повторення витоків, що відбулися з тієї чи іншої причини.

Так, якщо врахувати частоту повторення витоків, то виявиться, що ймовірність виникнення великих витоків внаслідок дефектів матеріалу вдвічі перевищує ймовірність виникнення таких же витоків з усіх причин, разом узятих. На наступному місці за ймовірністю виникнення великих витоків стоїть вплив зовнішніх сил і помилки оператора.

Причина, за якою домінуючу роль у виникненні великих витоків відіграють дефекти матеріалу, може полягати в тому, що присутні в матеріалі тріщиноподібні дефекти можуть при аваріях поширюватися далеко за межі своїх початкових границь, що призводить до значних розривів трубопроводів.

Аналіз інформації такого роду дає можливість розробити метод прогнозування обсягів витоків в трубопроводах. У свою чергу прогнозування обсягів витоків на основі конкретної статистичної інформації дозволяє виділити напрямки створення методів моделювання та ідентифікації витоків, а також діапазони застосування цих методів. Це пояснюється тим, що «великі» і «малі» витокі необхідно ідентифікувати за допомогою різних математичних підходів, апаратури контролю і т.д.

Перша група складових збитків мінімізується підвищенням надійності експлуатації трубопроводу, тобто забезпеченням безвідмовності його функціонування. Однак екологічний збиток при цьому може залишатися на колишньому рівні. Дійсно, підвищення надійності енергопостачання, перекачувального обладнання, що є частою причиною зупинки транспортування, істотно покращує характеристики безвідмовності трубопроводу, але в меншій мірі знижує можливий екологічний збиток. У зв'язку з цим в рамках проблеми підвищення надійності трубопроводів доцільно виділити два аспекти – експлуатаційний і екологічний.

Характеристиками надійності експлуатації являються параметр потоку відмов, напрацювання до першої відмови і між послідовними відмовами. Для оцінки екологічної надійності представляється необхідним використовувати параметри, що дозволяють прогнозувати обсяги разових аварійних витоків, і сумарні (за певний період часу) витокі з прив'язкою до конкретних умов експлуатації. Останнє зумовлює актуальність розробки методики прогнозування обсягу витоку в процесі експлуатації трубопроводів.

Один з можливих підходів до вирішення даної задачі є метод прогнозування обсягів витоків на основі статистичних даних. Середнє значення об'єму витоку V і середньоквадратичне відхилення для ряду, що аналізується, дорівнюють відповідно:

$$V = \sum_{i=1}^k V_{ci} P_i, \quad \sigma = \sqrt{\sum_{i=1}^k (V_{ci} - V)^2 P_i},$$

де k – число інтервалів у варіаційному ряду; V_{ci} – значення середини i -го інтервалу; P_i – емпірична ймовірність i -го інтервалу.

Коефіцієнт варіації, що представляє собою відносну (безрозмірну) характеристику розсіювання об'єму витоку, рівний

$$\gamma = \frac{\sigma}{V}.$$

За значенням коефіцієнта варіації висунемо гіпотезу, що розглянуті статистичні дані підпорядковуються закону Вейбулла, функція розподілу $F(V)$ має вигляд

$$F(V) = 1 - b \exp \left[- \left(\frac{V}{a} \right)^b \right],$$

де a – параметр масштабу, b – параметр форми.

Перевірку гіпотези виконаємо за критерієм Пірсона χ^2 , що являє собою суму квадратів відхилень емпіричних та теоретичних частот в кожному інтервалі варіаційного ряду статистичної інформації. Теоретичну частоту в i -му інтервалі $m_{\gamma i}$ можна визначити:

$$m_{\gamma i} = N \left[F(V_{ik}) - F(V_{ip}) \right],$$

де N – число статистичних даних; $F(V_{ik})$, $F(V_{ip})$ – значення інтегральних функцій відповідно на початку та в кінці i -го інтервалу.

Таблиця 2 – Варіаційний ряд об'ємів витоків

Номер інтервалу	Інтервал групування, тис.м ³ /рік	Середина інтервалу V_{ci}	Емпірична частота	Емпірична ймовірність P_i	Розрахункові величини		
					теоретична частота $m_{\gamma i}$	$m_i - m_{\gamma i}$	χ^2
1	до 50	25	76	0,500	73	3,0	0,123
2	50...100	75	20	0,132	18,2	1,8	0,178
3	100...150	125	11	0,072	10,7	0,3	0,008
4	150...200	175	8	0,053	9,1	-1,1	0,133
5	200...250	225	6	0,039	5,3	0,7	0,093
6	250...300	275	5	0,033	4,4	0,6	0,082
7	300...400	350	8	0,053	7,0	1,0	0,143
8	400...600	500	7	0,046	8,1	-1,1	0,149
9	600...1000	800	5	0,033	7,7	-2,7	0,1947
10	1000	3000	6	0,039	8,5	-2,5	0,735

Приведена побудова математичної моделі розподілу обсягів витоку здійснювалася на основі статистичних даних за всіма видами відмов. Разом з тим, як показує практика експлуатації, питома вага конкретних причин відмов суттєво різняться. Відповідні обсяги витоків також різні.

З метою подальшого вдосконалення прогнозування обсягів витоку і підвищення надійності експлуатації трубопроводів необхідний диференційований облік впливу причин відмов на обсяг витоків.

Значна частка відмов пов'язана з дефектами матеріалів. Для виявлення математичної залежності розподілу величини витоку внаслідок дефектів матеріалів побудований інтервальний варіаційний ряд (табл. 3).

Таблиця 3 – Інтервальний варіаційний ряд величин витоків внаслідок дефектів матеріалу

Номер інтервалу	Інтервал групування, τ , тис.м ³ /рік	Середина інтервалу V_{ci}	Емпірична m_i частота	Емпірична ймовірність P_i	Розрахункові величини		
					теоретична частота $m_{\gamma i}$	$m_i - m_{\gamma i}$	χ^2
1	0...50	25	25	0,4	23,3	1,7	0,124
2	50...100	75	10	0,16	8,3	1,7	0,348
3	100...200	150	9	0,14	9,5	-0,5	0,026
4	200...300	250	7	0,11	5,7	1,3	0,297
5	300...500	400	5	0,08	6,4	-1,4	0,306
6	>500	1550	7	0,11	9,8	-2,8	0,80

На основі імовірісно-статистичного методу дослідження, виконаного на базі приведеної методики, визначено параметри емпіричного і теоретичного розподілів, величини яких подано в таблиці 4.

Таблиця 4 – Параметри емпіричного і теоретичного розподілів

Числові характеристики	Кількісні значення по відмовах		
	Дефект матеріалу	Корозія металу	Всі види відмов
Середній об'єм витoku	237	6,4	243,5
Середньоквадратичне відхилення	462	5,5	582,3
Коефіцієнт варіації	2,39	6,8	2,39
Параметри теоретичного розподілу Вейбулла: Параметр v	0,6	1,2	0,5
Параметр a	180	6,8	120

Перевірка гіпотези про закон розподілу Вейбулла підтвердила можливість його використання для прогнозування обсягів витoku, диференційовано по відмовах, викликаним дефектами матеріалів і корозією.

Висновки: запропоновані математичні моделі дозволяють прогнозувати обсяги витoku продукту в цілому по всіх видах відмов, а також по окремих причинах відмов. У свою чергу, це дає можливість вибрати найбільш ефективні рішення для діагностики та запобігання витоків в магістральних трубопроводах.

Література

1. Гончарук М.І. Аналіз причин втрат природного газу/ М. І. Гончарук // Нафтова і газова промисловість. – 2003. – № 1. – С. 51-53.
2. Гухман А.А. Введение в теорию подобия/ А. А. Гухман. – М.:Высшая школа,1973. – 254 с.
3. Грудз В.Я. Обслуживание газотранспортных систем/ В. Я. Грудз, Д. Ф. Тымкив, Е. И. Яковлев. – К.: УМКВО,1991. – 159 с.
4. Грудз В.Я. Обслуговування і ремонт газопроводів/В.Я. Грудз, Д.Ф. Тимків, В.Б. Михалків та ін. Івано-Франківськ: Лілея-НВ. 2009 – 711 с.
5. New concept single signature vibration monitoring through the lifetimes of an engine. - Aircraft Engineeering, 1979, 51, 3, P. 21-22.

ДОСЛІДЖЕННЯ ЕРОЗІЙНОГО ЗНОШУВАННЯ ТА МІЦНОСТІ ВІДВОДІВ МАГІСТРАЛЬНИХ ГАЗОПРОВОДІВ

Я.В. Дорошенко, В.Б. Запукляк, Л.Я. Побережний, Ю.Г. Мельниченко,
Ю.І. Дорошенко

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, Україна

Abstract. According to the results of CFD simulation of gas-dynamic processes occurring in the internal cavity of the main gas pipeline outlets, it is established that the outlet is an increase in pressure in the direction from the concave to the convex side of the outlet. Geometric models of taps with complex three-dimensional geometric shape of erosion defects of a wall are constructed.

Сучасна газотранспортна система України є складною мережею газопроводів, яка складається з прямих ділянок, кривих гарячого (відводів) і холодного гнуптя, трійників, перекривної та регулювальної арматури. Найбільша кількість відводів міститься в об'язці компресорних станцій, підземних сховищ газу, газорозподільних станцій. Відводи містять Г-, Z- і П-подібні компенсатори надземних переходів газопроводів, також вони є в місцях різких зломів рельєфу місцевості, поворотів траси трубопроводу.

У відводах газопроводів змінюється напрям руху продукту на кут 60° , 90° , що зумовлює складну фізичну картину руху газового потоку. Особливо ерозійне зношування стінки відводів є небезпечним для газопроводів термін експлуатації яких перевищує 40 років (а таких в Україні переважна більшість). Тому необхідне всебічне вивчення фізичної картини руху газових потоків відводами магістральних газопроводів та дослідження їх міцності. Також важливою складовою характеристик матеріалу відводу, які необхідно досліджувати під час ерозійних процесів, є твердість. Проте теоретично чи з одностороннім доступом до відводу трубопроводу встановити значення твердості неможливо [1]. Одними з вимог, які повинні ставитись до відводів магістральних газопроводів для забезпечення їх надійності є контролювання під час експлуатації за зміною форми і величини ерозійних дефектів стінки відводів, максимально точне оцінювання ступеня небезпеки ерозійно зношених відводів та прогнозування їх залишкового ресурсу.

Для дослідження міцності відводів з урахуванням їх ерозійного зношування необхідно враховувати складну тривимірну геометричну форму ерозійно зношеної внутрішньої поверхні відводу. Сьогодні вирішити такі задачі можна сучасним програмним комплексом комп'ютерного моделювання ANSYS, який забезпечує можливість виконання мультидисциплінарних розрахунків. З допомогою нового інтегруючого середовища розрахунків ANSYS Workbench об'єднуються в одному інтерфейсі міцнісний, гідрогазодинамічний та температурний модулі. Крім того, сучасна платформа ANSYS Workbench дає змогу моделювати фізичні процеси з використанням побудованих в більшості CAD-пакетах тривимірних моделей [2]. Існуючі на сьогодні методики розрахунку напружено-деформованого стану відводів магістральних газопроводів з ерозійними дефектами не враховують складну тривимірну геометричну криволінійну форму таких дефектів та нерівномірний розподіл тиску у внутрішній порожнині відводу газопроводу.

Тому завданням дослідження є розроблення методики комплексного числового тривимірного моделювання напруженого стану відводів магістральних газопроводів з урахуванням газодинамічних процесів, які відбуваються в місцях цих дефектів, ерозійного зношування стінки відводів, температурного перепаду в стінках відводів. Визначення допустимих параметрів ерозійних дефектів відводів газопроводів, залишкового ресурсу відводів з ерозійними дефектами стінки.

Для моделювання ерозійного зношування в ANSYS Fluent закладено Лагранжевий підхід (модель DPM (Discrete Phase Model – модель дискретної фази)). Лагранжева

модель DPM дає змогу дослідити траєкторії руху частинок дискретної фази в суцільній фазі розв'язанням диференційного рівняння руху частинок. В рамках моделі взаємодії дискретної фази зі стінкою є додаткова модель ерозії стінки.

Комплексна процедура чисельного моделювання ерозійного зношування в ANSYS Fluent складається з трьох етапів:

- моделювання газового потоку (суцільної фази) в фасонних елементах газопроводів;
- моделювання руху рідких і твердих частинок в газовому потоці фасонними елементами газопроводів;
- розрахунок ерозійного зношування фасонних елементів газопроводів.

Рух суцільної фази в ANSYS Fluent моделюється шляхом чисельного розв'язування систем рівнянь, які описують найзагальніший випадок руху газоподібного середовища. Такими є рівняння Нав'є – Стокса (1), яке виражає собою закон збереження імпульсу, (або Рейнольдса (2), якщо потік турбулентний) і нерозривності (3), яке виражає собою закон збереження маси

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho u_i) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho u_i u_j) = -\frac{\partial p}{\partial x_i} + \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\mu \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \right) + f_i, \quad (1)$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho \bar{u}_i) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho \bar{u}_i \bar{u}_j) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho \bar{u}_i \bar{u}'_j) = -\frac{\partial p}{\partial x_i} + \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\mu \left(\frac{\partial \bar{u}_i}{\partial x_j} + \frac{\partial \bar{u}_j}{\partial x_i} \right) \right) + f_i, \quad (2)$$

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho u_j) = 0, \quad (3)$$

де x_i, x_j – координати; t – час; u_i, u_j – компоненти швидкості; ρ – густина газу; μ – молекулярна динамічна в'язкість газу; f_i – доданок, який враховує дію масових сил; p – тиск; \bar{u}_i – усереднені значення швидкостей; \bar{u}'_j – складові пульсації швидкості. [3]

В ANSYS Fluent ці рівняння замикаються двопараметричною $k-\varepsilon$ (k – турбулентна енергія, ε – швидкість дисипації турбулентної енергії) моделлю турбулентності, яка передбачає розв'язання наступних рівнянь:

- рівняння переносу турбулентної енергії k

$$\frac{\partial(\rho k)}{\partial t} + \nabla(\rho u k) = \nabla \left(\left(\mu + \frac{\mu_t}{\sigma_k} \right) \nabla k \right) + \mu_t G - \rho \varepsilon; \quad (4)$$

- рівняння переносу турбулентної дисипації ε

$$\frac{\partial(\rho \varepsilon)}{\partial t} + \nabla(\rho u \varepsilon) = \nabla \left(\left(\mu + \frac{\mu_t}{\sigma_\varepsilon} \right) \nabla \varepsilon \right) + C_1 \frac{\varepsilon}{k} \mu_t G - C_2 \rho \frac{\varepsilon^2}{k}, \quad (5)$$

де u – швидкість потоку газу; μ_t – турбулентна динамічна в'язкість газу; σ_k – коефіцієнт, який рівний одиниці; G – розрахунковий параметр; σ_ε – коефіцієнт, який рівний $\sigma_\varepsilon=1,3$; C_1 – коефіцієнт, який рівний $C_1=1,44$; C_2 – коефіцієнт, який рівний $C_2=1,92$.

Щоб повно і всебічно дослідити ерозійне зношування відводів магістрального газопроводу, треба знати місця інтенсивного зіткнення рідких і твердих частинок, які переносяться потоком природного газу (багатофазні потоки), до стінки трубопроводу, швидкість, діаметри, густину частинок, кути атаки в місці зіткнення, концентрацію частинок.

Відомо, що транспортований магістральними газопроводами природний газ містить рідкі та тверді частинки (забруднення). До рідкої дискретної фази відносяться газовий конденсат, вода, мастило та інші вуглеводні. До твердої – винесена з свердловин родовищ порода, пісок, окалина, яка відшарувалась від внутрішньої стінки труб, продукти внутрішньотрубної корозії. Наявність у внутрішній порожнині газопроводів дискретної фази, винесення рідких частинок з понижених ділянок траси потоком газу призводить до виникнення багатофазних потоків, які в свою чергу є

причинами ерозійного зношування відводів магістральних газопроводів. Багатофазні потоки відрізняються набагато складнішою фізикою, ніж однофазні.

Речовина, яка присутня в потоці суцільної фази у вигляді дискретної фази, не утворює суцільне середовище, а окремі частинки взаємодіють з потоком суцільної фази і одна з одною. Для моделювання руху дискретної фази в суцільній фазі в ANSYS Fluent застосовується підхід Лагранжа, тобто відстежується рух окремо взятих частинок під дією сил з боку потоку суцільної фази. Вважають, що частки дискретної фази є сферами. Сили, які діють на частинку, обумовлені різницею швидкості частинки і швидкості потоку суцільної фази, а також витісненням цієї часткою середовища суцільної фази. Рівняння руху такої частки було виведено в роботі [4] і має вигляд

$$m_q \frac{du_q}{dt} = 3\pi d_q C_{cor}(u - u_q) + \frac{\pi d_q^3 \rho}{6} \frac{du}{dt} + \frac{\pi d_q^3 \rho}{12} \left(\frac{du}{dt} - \frac{du_q}{dt} \right) + F_e - \frac{\pi d_q^3}{6} (\rho_q - \rho) \omega \times (\omega \times R) - \frac{\pi d_q^3 \rho_q}{3} (\omega \times u_q), \quad (6)$$

де m_q – маса частинки, u_q – швидкість руху частинки; d_q – діаметр частинки; C_{cor} – коефіцієнт в'язкого опору; F_e – зовнішня сила, яка безпосередньо діє на частинку (наприклад, сила тяжіння або сила електричного поля); ω – кутова швидкість обертання; R – радіус вектор (у разі розгляду руху у відносній системі відліку).

Для моделювання напружено-деформованого стану відводів та розрахунку їх залишкового ресурсу треба знати швидкість ерозійного зношування, місця ерозійного зношування фасонних елементів та геометричну форму дефектної їх внутрішньої поверхні. Розрахунок ерозійного зношування виконується з використанням моделі Фінні, розробленої для жорстких пластичних матеріалів шляхом аналізу рівнянь руху однієї частинки під час її зіткнення з поверхнею. Згідно з моделлю Фінні питома швидкість ерозії (маса поверхні вилучена з одиниці площі за одиницю часу) на поверхні рівна

$$E = K u_q^n f(\theta), \quad (7)$$

де K – коефіцієнт, який залежить від модуля пружності матеріалу стінки і густини частинки;

n – стала, яка залежить від матеріалу стінки (для сталі змінюється від 2,3 до 2,5);

$f(\theta)$ – безрозмірна функція, яка враховує вплив кута атаки θ на швидкість ерозійного зношування [4].

Моделювання напружено-деформованого стану відводів в модулі ANSYS Static Structural виконується методом скінчених елементів. Основні ідеї методу скінчених елементів полягають в тому, що будь-яку безперервну величину, таку як температура, тиск і переміщення, можна апроксимувати дискретною моделлю, яка будується на безлічі скінчено-безперервних функцій. Дискретну модель дуже легко побудувати, якщо спочатку припустити, що числові значення цієї величини в кожній внутрішній області відомі. Після цього можна перейти до загального випадку. Отже, при побудові дискретної моделі безперервної величини поступають таким чином:

- у даній області фіксується кінцева кількість точок. Ці точки називаються вузловими точками або вузлами;

- значення безперервної величини в кожній точці вважається змінним, яке має бути визначеним;

- область визначення безперервної величини розбивається на скінчену кількість областей, які називаються елементами. Ці елементи мають загальні вузлові точки і в сукупності апроксимують форму області;

- безперервна величина апроксимується на кожному елементі поліномом, який визначається за допомогою вузлових значень цієї величини. Для кожного елемента визначається свій поліном, але поліноми підбираються так, щоб зберіглась безперервність величини уздовж меж елемента (його називають функцією елемента).

Функція деформацій або вектор деформацій виражається через функцію переміщень.

При розтяганні відносно видовження стрижня

$$\{\varepsilon\} = \left\{ \frac{\partial f}{\partial z} \right\} = \frac{1}{l} [-1; 1] \begin{Bmatrix} u_i \\ u_j \end{Bmatrix}. \quad (8)$$

Вираз $\frac{1}{l} [-1; 1]$ вважаємо матрицею, тоді

$$\{\varepsilon\} = |B| \{\delta\}^e, \quad (9)$$

де $\{\delta\}^e = \begin{Bmatrix} u_i \\ u_j \end{Bmatrix}$ – вектор переміщень вузлів елемента.

Функція напружень (вектор напружень) виражається через вектор деформацій

$$\{\sigma\} = |D| (\{\varepsilon\} - \{\varepsilon_0\}) + \{\sigma_0\}, \quad (10)$$

де $|D|$ – матриця пружності (зв'язує між собою напруження і деформації);

$\{\varepsilon_0\}$ – вектор початкових деформацій;

$\{\sigma_0\}$ – вектор початкових напружень.

Для прогнозування залишкового ресурсу відводів з ерозійним зносом та терміну їх безпечної експлуатації треба за результатами обстеження визначити фактичну максимальну глибину ерозійного дефекту. Зовнішнє обстеження відводів треба виконати з опуклого боку відводу, де відбувається найбільше ерозійне зношування відводу, а саме в місці виходу з нього газового потоку між кутом 60° і 90° відводу та на початку привареної до відводу труби на довжину 0,1 м в напрямку руху продукту.

Залишковий ресурс відводу з ерозійним зношенням стінки рівний

$$\tau_{\text{зал}} = \frac{[h] - h_\phi}{v_e}, \quad (11)$$

де $[h]$ – допустима максимальна глибина ерозійного дефекту стінки відводу, яка визначається за графічною залежністю;

h_ϕ – фактична максимальна глибина ерозійного дефекту стінки відводу, яка визначається під час обстеження відводу;

v_e – максимальна швидкість стоншування стінки відводу.

Максимальна швидкість стоншування стінки відводу v_e рівна відношенню максимальної швидкості ерозійного зношування стінки, яка визначається з полів швидкості ерозійного зношування на контурах відводу до густини металу труби.

Висновки. За результатами CFD моделювання газодинамічних процесів, які відбуваються в внутрішній порожнині відводів магістральних газопроводів встановлено, що у відводі відбувається збільшення тиску в напрямі від вгнутого до опуклого боку відводу. Побудовано геометричні моделі відводів з складною тривимірною геометричною формою ерозійних дефектів стінки.

Встановлено, що ерозійне зменшення стінки з опуклого боку відводу до 13,6 мм при дії тільки внутрішнього тиску і до 12,7 мм при дії внутрішнього тиску і температурного перепаду не призводить до втрати загальної міцності відводу. Розроблена методика дає можливість визначати місцезнаходження ерозійних дефектів, оцінити міцність та визначити залишковий ресурс відводів з ерозійним зносом з метою забезпечення їх надійності, виконати ранжування таких дефектів за ступенем небезпеки, визначити які з них є критичними і потребують негайного ремонту.

Література

1. Maruschak, P. O., Okipnyi, I. B., Poberezhnyi, L. Y., & Maruschak, E. V. (2013). Study of heat-resistant steel strain hardening by indentation. *Metallurgist*, 56(11-12), 946-951.
2. Doroshenko, Y., Doroshenko, J., Zapukhliak, V., Poberezhny, L., & Maruschak, P. (2019). Modeling computational fluid dynamics of multiphase flows in elbow and T-junction of the main gas pipeline. *Transport*, 34(1), 19-29.
3. Squires K. Particle response and turbulence modification in isotropic turbulence / K. Squires, J. Eaton // *Phys. Fluid.* – Volume 2, № 7. – 1990. – P. 1191.
4. Finnie I. On the formation of surface ripples during erosion / I. Finnie, Y. Kabil // *Wear.* – № 8. – 1965. – P. 60-69.

ПОДОВЖЕННЯ ТЕРМІНУ ЕКСПЛУАТАЦІЇ КОНСТРУКЦІЙ І СПОРУД ВИСОКОЧАСТОТНОЮ МЕХАНІЧНОЮ ПРОКОВКОЮ

В.В. Книш¹, Б.М. Мордюк², Г.І. Прокопенко², С.О. Соловей¹,
Г.О. Линник³, В.В. Волочай⁴, Т.В. Попова⁵

¹Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, ²Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України, ³Департамент колії та споруд АТ «Укрзалізниця», Україна, ⁴ПАТ «Крюковський вагонобудівний завод», Україна, ⁵ДП «УкрНДІ вагонобудування», Україна

Abstract. Results of purposeful control of the structural-phase state in the surface layers of structural materials, in particular, low-alloyed steels by ultrasonic impact treatment (UIT) are presented. As shown, the efficiency of the UIT application for increasing the fatigue strength of welded joints of constructions and the foundry products is high. The considerable experience of successful use of this technology in carriage building, during the operation of responsible constructions and products, as well as in repair works has been accumulated.

Нові можливості зміцнення поверхні за допомогою ультразвуку були досягнуті із створенням способу передачі енергії ультразвукових коливань в виріб через проміжний деформуючий елемент у вигляді кульок або стрижнів, що розміщувались між торцем ультразвукового концентратора та оброблюваною поверхнею. Вони здійснюють інтенсивні вимушені коливання в невеликому проміжку (~ 0,01 - 0,05 мм) з частотою близько 1 - 3 кГц. Такий спосіб було запропоновано в 70-х роках минулого століття в Росії і Україні. Згодом у вітчизняній і світовій літературі він дістав назву ультразвукова ударна обробка (УЗУО), а також високочастотна механічна проковка (ВМП), Ultrasonic Impact Treatment (UIT), High Frequency Mechanical Impact (HFMI).

В Інституті металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України, були проведені всебічні дослідження природи процесів, що відбуваються при УЗУО (ВМП). Запропоновано фізичні моделі, які пов'язують збільшення щільності дислокацій і точкових дефектів зі зміцненням та зниженням деформуючих зусиль, аномальним масоперенесенням атомів, а також з релаксацією та перерозподілом залишкових напружень [1]. При УЗУО (ВМП) відбувається швидке накопичення ступеню деформації, що призводить до суттєвого подрібнення зерен і наноструктуризації поверхневого шару в різних металах. У сплавах відбувається не лише зміна структури, а й фазового складу поверхонь та перебіг інших фізико-хімічних процесів. У результаті високочастотного ударного навантаження зростають і покращуються фізико-механічні характеристики функціональних і конструкційних матеріалів [2]. Широкомасштабні дослідження, проведені в ІМФ ім. Г.В. Курдюмова НАН України, стали підґрунтям для створення фізичних основ технології обробки матеріалів за допомогою ультразвуку, що дозволило істотно підвищити втомну міцність, твердість, зносостійкість і корозійні характеристики ряду конструкційних і функціональних сплавів на основі Fe, Al, Ti і Zr.

Подовження строку служби металевих конструкцій та споруд із застосуванням ВМП зварних з'єднань забезпечується комплексно на всіх стадіях розвитку їх втомного руйнування: від збільшення довговічності елементів конструкцій на стадії виготовлення до підвищення залишкового ресурсу споруд під час експлуатації (на стадії накопичення пошкоджень до утворення втомної тріщини). В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України виконано значний комплекс експериментальних і теоретичних досліджень, який дозволяє визначати збільшення ресурсу зварних металоконструкцій після ВМП як на стадії виготовлення, так і після тривалої експлуатації з урахуванням впливу кліматичних чинників, наявності технологічних несправ, поверхневих пошкоджень незначної глибини та ін. [3]. Важливим завданням на цьому етапі є відновлення цілісності та несучої здатності

конструкції з втомними тріщинами із застосуванням ремонтного зварювання з подальшим зміцненням технологією ВМП.

Значна частка металевих конструкцій та споруд (мости, шляхопроводи, крани, рами візків транспортних засобів та ін.), які експлуатуються в Україні, вичерпала (або близька до цього) свій призначений при проектуванні строк служби, проте об'єктивна реальність потребує їх подальшої експлуатації. Під час тривалої експлуатації дані конструкції, як правило, зазнають впливу кліматичних чинників зовнішнього середовища та змінного навантаження, що призводить до утворення корозійних пошкоджень, накопичення високих рівнів втомних пошкоджень та розвитку втомних тріщин в їх елементах. Тому основним завданням даної роботи було збільшення несучої здатності та ресурсу промислових виробів, зварних конструкцій та споруд за рахунок формування методом ВМП поверхневого шару з новими фізико-механічними властивостями [3].

Експериментально обґрунтована доцільність застосування технології ВМП для підвищення характеристик опору втомі стикових зварних з'єднань тривало експлуатованих металоконструкцій з корозійно-втомними пошкодженнями, що виникли внаслідок одночасного впливу змінного навантаження та атмосферних чинників зони помірного клімату. Зміцнення технологією ВМП стикових з'єднань сталі 15ХСНД після попереднього циклічного напруження ($2 \cdot 10^6$ циклів) та експонування за підвищеної вологості повітря та температури впродовж 1200 годин призводить до збільшення їх циклічної довговічності більш ніж у 10 разів. Границя обмеженої витривалості цих з'єднань на базі $2 \cdot 10^6$ циклів підвищується на 30% (рис. 1).

Застосування технології ВМП для стикових зварних з'єднань конструкцій та споруд на стадії їх виготовлення, які під час експлуатації зазнаватимуть одночасного впливу змінних навантажень та впливу атмосфери морського клімату, без застосування захисного протикорозійного покриття не ефективно. Границя обмеженої витривалості на базі $2 \cdot 10^6$ циклів зварних з'єднань після оброблення ВМП лише на 9% вища за границю обмеженої витривалості не зміцнених з'єднань (рис. 1).

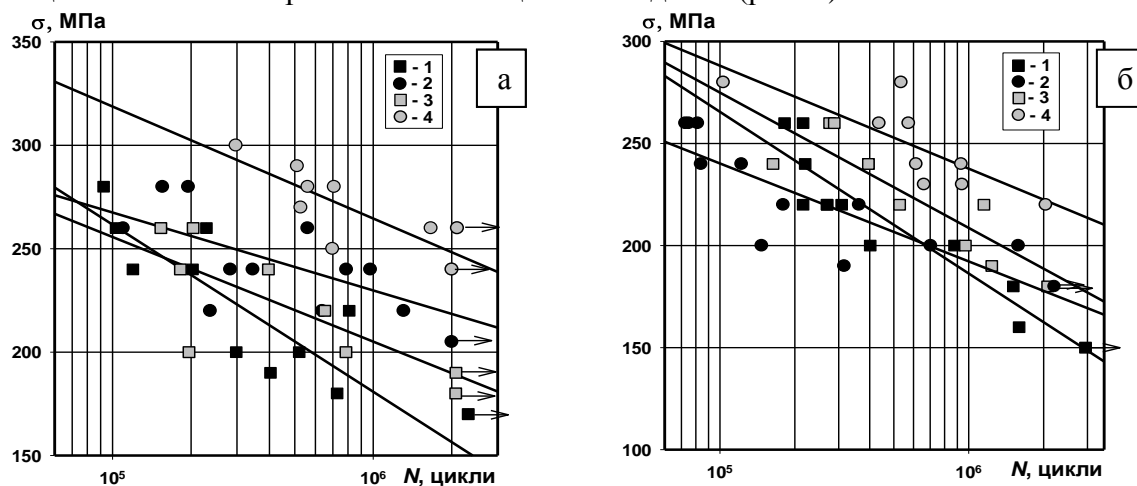


Рис. 1. Криві втоми стикових зварних з'єднань сталі 15ХСНД, отримані після моделювання впливу помірного (а) та морського (б) клімату України: 1, 2 – у вихідному стані та після зміцнення ВМП за впливу на них корозійного середовища, відповідно; 3 – після циклічного напруження $2 \cdot 10^6$ циклів з наступним експонуванням в корозійному середовищі без застосування ВМП; 4 – після циклічного напруження $2 \cdot 10^6$ циклів, експонування в корозійному середовищі та наступної ВМП.

Несучі конструкції металевих прогонових будов залізничних мостів з тріщинами втоми, досліджувались при різних способах їх гальмування. З метою співставлення поряд з новими розглядались і відомі способи, які сьогодні використовують на практиці. Серед них висвердлювання у зоні вершини тріщини отвору без/або з установленням в нього високоміцного болта для створення стискаючих напружень.

Великогабаритні плоскі зразки для досліджень із сталі СтЗсп товщиною 14 мм мали центральну початкову наскрізну тріщину від втоми довжиною 76 мм. (рис. 2).

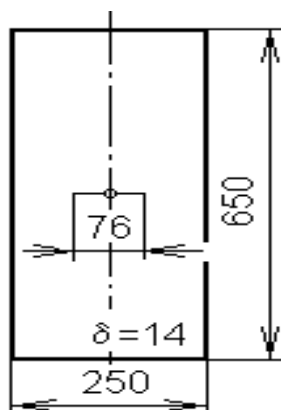


Рис. 2. Ескіз зразка для втомних випробувань.

Після застосування різних способів гальмування тріщини циклічне навантаження зразків здійснювали у м'якому режимі при віднульовій асиметрії циклу і максимальному напруженні $\sigma_{\max} = 150$ МПа. За побудованими залежностями підростання тріщин від кількості циклів змінного навантаження до повного руйнування зразків визначався коефіцієнт збільшення довговічності K_d . Результати експериментальних досліджень ефективності задіяних способів гальмування тріщин від втомленості в плоских зразках із сталі СтЗсп наведені у табл. 1. Отримані дані свідчать, що тільки свердлування отвору на шляху розвитку тріщини малоефективне. Суттєво збільшується циклічна довговічність завдяки вставленню в отвір високоміцного болта, який створює навколо вершини тріщини високі напруження стиснення [4].

Таблиця 1. – Залежність коефіцієнту збільшення довговічності K_d від способу гальмування тріщини.

№	Спосіб гальмування тріщини	N, циклів	K_d
1	Вихідний стан	35000	1
2	Висвердлювання отворів $\varnothing 23$ мм	52200	1,45
3	Встановлення в отвори високоміцних болтів $\varnothing 22$ мм з натягом 20 тс.	730550	20,87
4	Ремонт тріщини заварюванням	1450000	41,43
5	Ремонт тріщини заварюванням з наступною ВМП	2000000	57,14

Найбільш ефективним способом є заварювання пошкодженого зразка після вибирання металу в зоні тріщини. Відомо, що при зварюванні виникають напруження розтягу в перехідній зоні між швом і основним металом, з'являються концентратори напружень та інші дефекти. Тому пропонуються методи обробки зварних з'єднань, які суттєво підвищують їх циклічну довговічність. В результаті досліджень встановлено, що найбільш ефективним методом підвищення опору втомі зразків є зварювання з подальшою ВМП (табл. 1).

В роботі також проаналізовано проблеми виходу з ладу сталевих виливок відповідального призначення, що використовуються у вагонобудуванні, та шляхи їх вирішення. Розглянуто можливість застосування технології ВМП для зміцнення поверхні ливарних виробів складної конфігурації. Представлені результати випробувань втомної міцності бокових рам вантажних вагонів, виробництва ПАТ «Кременчуцький сталеливарний завод». Були проведені випробування на втому у форсованому режимі 3-х рам бокових візка мод. 18-7020 вантажного вагону, виготовлених згідно з кресленням 7020.00.002-0. Результати випробувань на втому рам бокових наведені в табл. 2.

Циклічна довговічність рам бокових склала від $2,176 \cdot 10^6$ до $3,565 \cdot 10^6$ циклів навантаження, що значно перевищує розрахункове допустиме число циклів до руйнування $[N_p] = 0,345 \cdot 10^6$ циклів навантаження. За результатами випробувань на втому бокових рам вантажних вагонів, оброблених за технологією ВМП, було встановлено підвищення показників втомної довговічності для всіх випробуваних рам.

Особливої уваги заслуговує той факт, що вироби, в яких додатково були оброблені технологічні «вікна», показали не тільки зростання довговічності, а й так званої «живучості», тобто зростання часу між моментом утворення тріщини й остаточним руйнуванням рами.

Таблиця 2. – Результати випробувань на втому рам бокових [5].

Номер деталі	Навантаження циклу, кН (тс)			Кількість циклів		Місце та характер руйнування	Відносна живучість $(N_p - N_{тр}) / N_p, \%$
	максимальна P_{max}	мінімальна P_{min}	амплітудна P_a	до появи тріщини, $N_{тр}$	до руйнування N_p		
750018	614 (62)	118 (12)	245 (25)	2 087 000	2 176 000	Похилий пояс	4,0 9
7600	614 (62)	118 (12)	245 (25)	2 770 000	3 272 000	Нижній кут ресорного отвору	15, 34
7798	614 (62)	118 (12)	245 (25)	2 737 000	3 565 000	Похилий пояс вздовж під домкратної подушки	23, 23

На ПАТ «Крюковський вагонобудівний завод» для зняття внутрішніх напружень застосовується високий відпуск – нагрівання до температури 750°C з охолодженням в печі. Технологічний цикл обробки займає близько 24 годин, а споживання електроенергії становить біля 1000 кВт-годин. Високий відпуск є традиційним методом зняття внутрішніх напружень, проте даний метод потребує значних матеріальних витрат. Альтернативними методами підвищення втомної міцності великогабаритних деталей стають технології з використанням інтенсивної пластичної деформації, які зміцнюють зварний шов, усувають дрібні дефекти зварювання та формують залишкові напруження стиснення. Одним із таких методів, який останнім часом набуває широкого розповсюдження, є технологія ВМП [6]. Дана технологія була використана для обробки зварних швів натурних макетів візків пасажирських вагонів з наступними втомними випробуваннями. Аналіз результатів показав значні переваги обробки макетів технологією ВМП перед високим відпалом. Так, зміна довговічності макетів із сталі Ст20 (до руйнування) при знакозмінних навантаженнях у відсотках відносно вихідного стану (після зварювання) збільшилась після відпалу і ВМП на 143% і 255%, відповідно.

Таким чином, в роботі сформульовано базові засади подовження ресурсу нових та тривало експлуатованих зварних конструкцій і споруд із конструкційних сталей технологією ВМП. Виконані дослідження дозволяють прогнозувати збільшення ресурсу зварних металоконструкцій після ремонтних і відновлюваних робіт.

Література

1. Прокопенко Г.І. Фізичні основи ультразвукового ударного зміцнення металевих поверхонь / Г.І. Прокопенко, Б.М. Мордюк, М.О. Васильєв, С.М. Волошко // Київ: Наук. думка. – 2017. – 465 с.
2. Mordyuk B.N. Ultrasonic Impact Treatment – an effective method for nanostructuring the surface layers of metallic materials / B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko // Handbook of mechanical nanostructuring (M. Aliofkhazraei, Ed.), Wiley-VCH. – 2015. – P. 417-434.
3. Кныш В.В. Повышение долговечности сварных соединений с усталостными повреждениями / В.В. Кныш, С.А. Соловей // Киев: КПИ имени Игоря Сикорского. – 2017. – 320 с.
4. Кир'ян В.І. Продовження терміну експлуатації зварних металевих прогонових будов з тріщинами втомі / В.І. Кир'ян, В.В. Книш, Г.О. Линник // Зб. Автомобільні дороги і дорожнє будівництво. – Київ: НТУ. – 2006. – Вип. №73. – С.121-126.
5. Попова Т.В. Вплив ультразвукового ударного оброблення та електроіскрового легування на фізико-механічні властивості та структурний стан сталей 20ГЛ і 15ХСНД // Автореферат дис... канд. техн. наук. – Київ, 2018. – 20 с.
6. Приходько В.И. Повышение выносливости рам и узлов тележек пассажирских вагонов высокочастотной механической проковкой / В.И. Приходько, Н.В. Высоколян, С.Г. Калантыря // Сварка и металлоконструкции. – 2015. – №1. – С. 15-17.

ПРУЖНО-ПЛАСТИЧНЕ ЗСУВНЕ ДЕФОРМУВАННЯ ПІВШАРУ З РОЗРІЗОМ

В.А. Кривень, В.Б. Валяшек, Л.І. Цимбалюк

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна

Plastic zones deformation in the semispace with crack at the condition of antiplane deformation caused by constant displacement of semilayer sides is investigated. Continual plastic zone, plastic zone localized in the crack plane and plastic zone linear model (PZLM) based on the coefficient of stress intensity of elastic solution are analyzed. Applicability conditions PZLM for prediction of continual plastic zone development at the crack edge are ascertained.

Дослідження міцності і умов руйнування матеріалів та елементів конструкцій потребує урахування пластичних деформацій, що можуть появлятися біля концентраторів напружень.

Тут дослідимо розвиток пластичних деформацій у півшарі $x \geq 0$, $-h \leq y \leq h$, $-\infty < z < \infty$ з тріщиною-розрізом $x \geq l$, $y = 0$, $-\infty < z < \infty$ (l – віддаль вершини розрізу від торця півшару) під зсувним навантаженням, спричиненим сталими і рівними $\pm w_0$ переміщеннями граней півшару за відсутності навантаження на його торці.

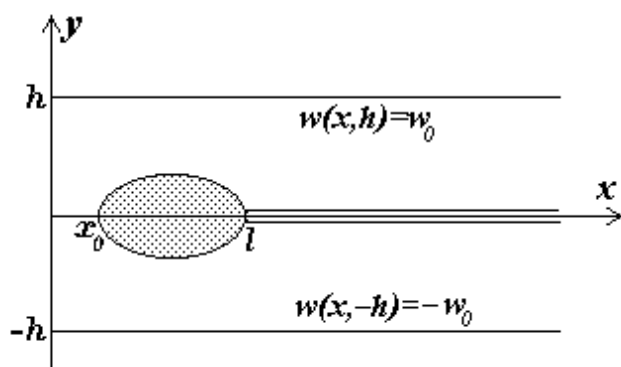


Рис. 1. Поперечний переріз тіла. Область, заповнена крапками, – континуальна пластична зона.

За вказаних умов напружено-деформований стан (НДС) півшару $x \geq 0$, $-h \leq y \leq h$, розрізаного вздовж променя $x \geq l$, $y = 0$, збігається із НДС необмеженого тіла з періодичною системою тріщин-розрізів $|x| \geq l$, $y = 2nh$ ($n \in \mathbb{Z}$) під відповідним навантаженням. В тілі з періодичною системою розрізів віддалі між вершинами розрізів безмежно малі проти довжин самих розрізів, що дає можливість дослідження впливу сильної взаємодії концентраторів напружень на розвиток НДС та зон пластичних деформацій.

у півшарі виникає антиплоский НДС, який описується переміщенням $w(x, y)$ вздовж осі аплікат і тензором напружень із двома ненульовими компонентами τ_{xz} і τ_{yz} , котрі в пружній частині тіла утворюють аналітичну функцію $\tau(\zeta) = \tau_{xz}(x, y) + i\tau_{yz}(x, y)$ комплексної змінної $\zeta = x + iy$.

Зону пластичних деформацій визначатимемо за класичним розв'язком пружно-пластичної задачі (континуальна зона) та за припущенням про локалізацію пластичних деформацій у площині розрізу.

Для випадку континуальної пластичної зони отримуємо нелінійну крайову задачу з вільною межею відносно функції $\tau(\zeta)$ в області D (верхня половина поперечного перерізу півшару поза зоною пластичності):

$$\begin{aligned} \operatorname{Im} \tau(\zeta) &= 0 \quad (\zeta = x + ih, 0 \leq x < \infty \text{ або } \zeta = iy, 0 \leq y \leq h \text{ або } \zeta = x, 0 \leq x \leq x_0); \\ \operatorname{Im}(\zeta - l)\tau(\zeta) &= 0 \quad (\zeta \in L); \quad |\tau(\zeta)| = k \quad (\zeta \in L); \quad \frac{1}{\mu} \operatorname{Im} \int_0^{ih} \tau(\zeta) d\zeta = w_0, \end{aligned} \quad (1)$$

де L – межа континуальної пластичної зони

У випадку локалізації пластичних деформацій у площині розрізу $\zeta = x$, $x_0 \leq x \leq l$ ($x_0 = l - d_1$, d_1 – довжина пластичної смуги $d_1 = d_1(w_0)$) отримуємо крайову задачу в області з відомою межею:

$$\begin{aligned} \operatorname{Im} \tau(\zeta) &= 0 \quad (\zeta = x + ih, 0 \leq x < \infty \text{ або } \zeta = iy, 0 \leq y \leq h \text{ або } \zeta = x, 0 \leq x \leq x_0); \\ |\tau(\zeta)| &= k \quad (\zeta = x, x_0 \leq x \leq l); \quad \frac{1}{\mu} \operatorname{Im} \int_0^{ih} \tau(\zeta) d\zeta = w_0, \end{aligned} \quad (2)$$

у якій на відміну від (1) умова $|\tau(\zeta)| = k$ вимагається тільки на відрізку $\zeta = x$, $x_0 \leq x \leq l$, відповідному пластичній смугі.

Крайову задачу (1) попередньо зведемо [1] до задачі Келдиша-Седова [2].

Внаслідок умов (1) функція $\tau(\zeta)$ конформно відображає область D площини ζ на четвертину круга $|\tau| \leq k$, $0 \leq \arg \tau \leq \pi/2$ (область G) площини τ . Уведемо площину допоміжного комплексного параметра t і відобразимо конформно область G площини τ на область $H = \{\operatorname{Im} t \geq 0\}$ площини t (рис. 2).

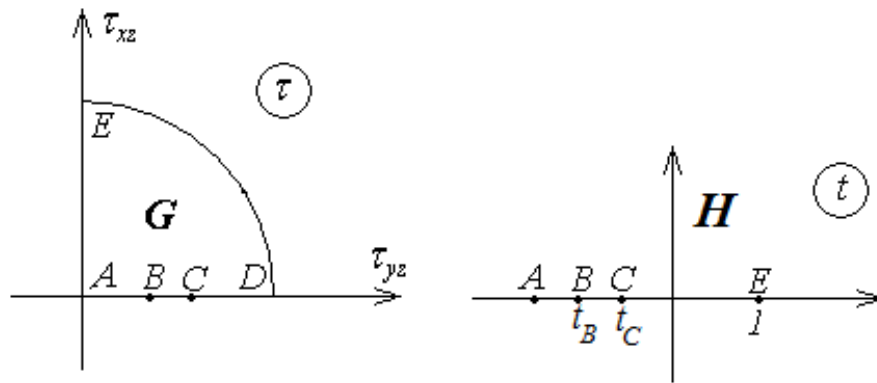


Рис. 2. Комплексна площина τ і її конформний образ у площині t .

$$\tau(t) = k \frac{\sqrt{1-t} - \sqrt{-2t}}{\sqrt{t+1}}. \quad (3)$$

Тут і далі під $\sqrt{t+\alpha}$, α – дійсне число, розуміємо аналітичну в області H функцію, що набуває дійсних додатних значень коли t – дійсне додатне число більше за α .

Відносно функції $\lambda(t) = \tau(t)(\zeta(t) - l)$ отримуємо в H таку задачу Келдиша-Седова

$$\begin{aligned} \operatorname{Re} \lambda(t) &= 0 \quad (t \in (-\infty, -1) \cup (1, +\infty)), \quad \operatorname{Im} \lambda(t) = h \tau_1(t) \quad (t \in [-1, t_B]), \\ \operatorname{Re} \lambda(t) &= -l \tau_1(t) \quad (t \in (t_B, t_C)), \quad \operatorname{Im} \lambda(t) = 0 \quad (t \in [t_C, 1]). \end{aligned} \quad (4)$$

В точках зміни типу крайових умов (точки $t_B, t_C, 1$) функція $\lambda(t)$ обмежена внаслідок обмеженості функцій $\tau_1(t)$ і $\zeta(t)$ у цих точках. Відповідний обмежений розв'язок задачі Келдиша-Седова (4) існуватиме за умови

$$h \int_{-1}^{t_B} F(\eta) d\eta = l \int_{t_B}^{t_C} F(\eta) d\eta, \quad (5)$$

де $F(\eta) = \tau_1(\eta) / \sqrt{|P(\eta)|}$, $P(\eta) = (\eta+1)(\eta-t_B)(\eta-t_C)(\eta-1)$ і виражається формулою

$$\lambda(t) = \frac{1}{\pi} \sqrt{P(t)} S(t). \quad (6)$$

Тут $S(t) = \left(h \int_{-1}^{t_B} F(\eta) \frac{d\eta}{\eta-t} - l \int_{t_B}^{t_C} F(\eta) \frac{d\eta}{\eta-t} \right)$, $\sqrt{P(t)}$ – аналітична у H функція, рівна $t^2 + o(t^2)$ при $t \rightarrow \infty$.

Забезпечивши виконання умови (5) та рівність переміщення на гранях півшару заданим значенням w_0

$$\frac{1}{\mu} \left| \lambda(t_C) - \lambda(t_B) - \int_{t_B}^{t_C} \frac{\lambda(t) \tau'(t) dt}{\tau'(t)} \right| = w_0,$$

отримуємо систему рівнянь для знаходження параметрів t_B і t_C .

Беручи до уваги що границя пластичної зони є образом відрізка $[0, 1]$ площини t при його відображенні функцією $\zeta(t)$, отримуємо рівняння межі континуальної зони пластичних деформацій:

$$\begin{cases} y(t) = \frac{1}{\pi} \sqrt{2(t-t_B)(t-t_C)t(1-t)} S(t), \\ x(t) = l - \frac{1}{\pi} \sqrt{(t-t_B)(t-t_C)(1-t)} S(t) \quad (t \in [0,1]). \end{cases} \quad (7)$$

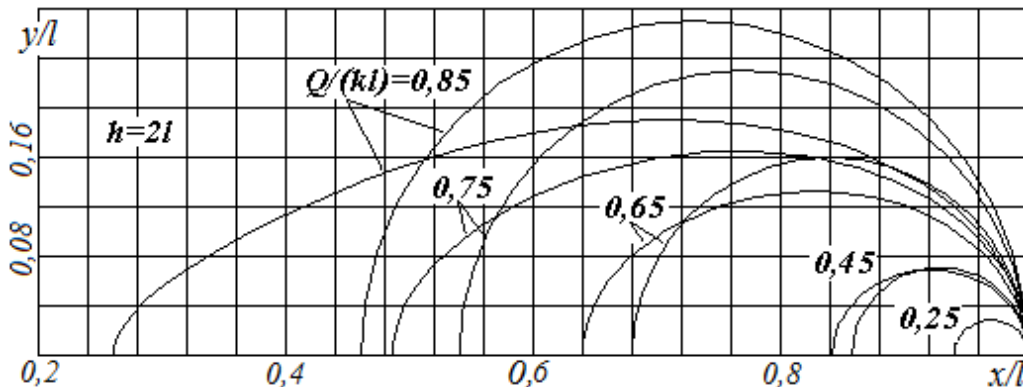


Рис. 3. Континуальні пластичні зони, визначені за розв'язком пружно-пластичної задачі і зони, та за лінійною моделлю пластичної зони (ЛМПЗ) [3] (Q – величина сили на гранях півшару).

Дослідимо тепер розвиток пластичної зони у формі смуги в площині розрізу. У цьому випадку границя області аналітичності D_1 функції $\tau(\zeta)$ не містить невідомих ділянок: $D_1 = \{0 \leq x < \infty, 0 \leq y \leq h\}$. Образом області D_1 у площині τ є знову область G як і для континуальної зони. В результаті, функцію $\tau(\zeta)$ можна отримати безпосередньою побудовою конформного відображення. Для даного випадку отримуємо

$$\tau(\zeta) = k \frac{\sqrt{ch(\pi l/h) - ch(\pi \zeta/h)} - \sqrt{ch(\pi(l-d_1)/h) - ch(\pi \zeta/h)}}{\sqrt{ch(\pi l/h) - ch(\pi(l-d_1)/h)}}. \quad (8)$$

Зв'яжемо довжину пластичної смуги з переміщенням граней півшару та діючою на них силою Q . Із формул (3), (8) отримуємо

$$w_0 = \frac{k}{\mu \sqrt{ch(\pi l / h) - ch(\pi(l - d_1) / h)}} \int_0^h \left(\sqrt{ch(\pi l / h) - \cos(\pi y / h)} - \sqrt{ch(\pi(l - d_1) / h) - \cos(\pi y / h)} \right) dy$$

$$Q = \frac{k}{\mu \sqrt{ch(\pi l / h) - ch(\pi(l - d_1) / h)}} \left(\int_0^l \sqrt{ch(\pi l / h) - ch(\pi x / h)} dx - \int_0^{l-d_1} \sqrt{ch(\pi(l - d_1) / h) - ch(\pi x / h)} dx \right)$$

.(9)

Для декількох співвідношень між висотою півшару і віддаллю вершини тріщини-розрізу від торця півшару пораховані за формулами (9) залежності довжини пластичної

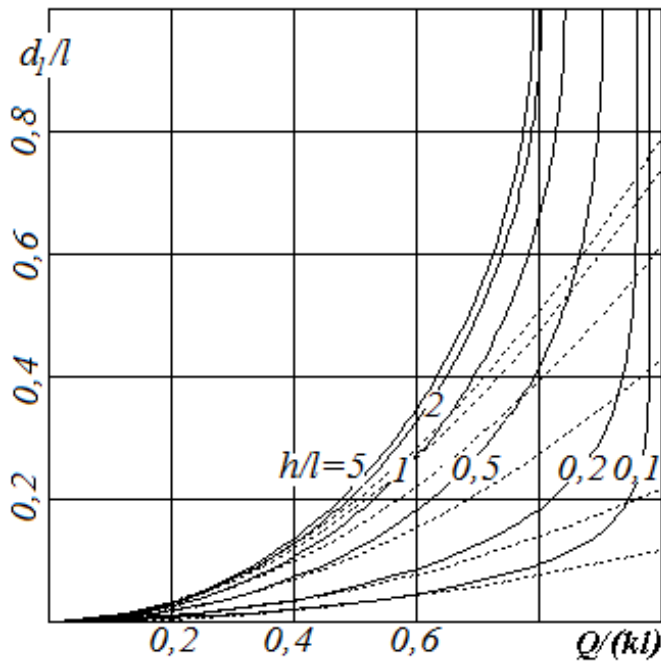


Рис. 3. Довжина пластичної смуги, визначена за моделлю локалізованої пластичної зони (суцільні лінії) та за ЛІМПЗ [3] (штрихові лінії).

смуги від діючої на грані сили Q наведені на рис. 2. Якщо висота півшару не перевищує l наявність граней суттєво впливає на розвиток пластичної смуги. Для висот півшару від l до $2l$ цей вплив стає менш суттєвим, а для $h > 2l$ – майже непомітним. Тобто з огляду на процес розвитку пластичної смуги півшар висотою $h = 2l$ можна вважати півпростором. Для такого часткового випадку формули (8), (9) значно спрощуються і набувають вигляду

$$\tau(\zeta) = k \frac{\sqrt{l^2 - \zeta^2} - \sqrt{(l - d_1)^2 - \zeta^2}}{\sqrt{2ld_1 - d_1^2}},$$

$$Q = (\pi k / 4) \sqrt{2ld_1 - d_1^2},$$

$$d_1 = l - \sqrt{l^2 - 16Q^2 / (\pi^2 k^2)}.$$

Література

1. Кривень В.А. Непрерывное и разрывные решения упругопластической задачи об антиплоской деформации тела с трещиной // Физ. -хим. мех. материалов. – 1985. – №6. – С.10–16.
2. Мухелишвили Н.И. Сингулярные интегральные уравнения// М.: Физматгиз, 1968. – 512с.
3. Кривень В.А. Лінійна модель пластичної зони біля гострокінцевого концентратора напружень за поздовжнього зсуву // Фіз.-хім. механіка матеріалів. - 2004. - №4. - С. 41-46.

ЗАЛИШКОВИЙ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИЙ РЕСУРС КОТЛОАГРЕГАТІВ ЕНЕРГОБЛОКІВ ТЕПЛОВИХ ЕЛЕКТРОСТАНЦІЙ З ПОШКОДЖЕННЯМИ

Р.М. Кушнір, Б.Д. Дробенко, С.Ф. Будз

Інститут прикладних проблем механіки і математики ім. Я.С. Підстригача НАН
України

Abstract. The methodology for determination of a stress state of acting boiler units with operational damages to study of a possibility of their further using is considered. It is illustrated on the example of a operating boiler of a power plant. The factors that contributed to the accumulated defectiveness of metal are determined, and recommendations on repair technologies in order to extend the service life of the boiler are developed.

Проблеми забезпечення надійної роботи енергообладнання і подовження термінів його експлуатації належать до найактуальніших у вітчизняній енергетиці. Через обмежене фінансування проблеми оцінювання залишкового ресурсу і придатності обладнання до подальшого використання понад гарантований на момент запуску термін постає надзвичайно гостро, адже значна частина такого обладнання вже вичерпала або майже вичерпала свій парковий ресурс [1], а вартість нового котла для енергоблоку потужністю 200 МВт, наприклад, становить сьогодні близько 250 млн. дол. США [2]. За численних експлуатаційних пошкоджень виникає також потреба в розробленні раціональних технологій ремонту та відновлення елементів енергообладнання з метою подовження термінів їх експлуатації на прогнозований період.

На теплових електростанціях України експлуатується велика кількість енергоблоків різної потужності, зокрема понад сорок блоків потужністю 200 МВт. Практично всі вони оснащені котлоагрегатами барабанного типу. Тому особливе значення у забезпеченні надійності роботи котлоагрегатів відіграють барабани, одні з найнавантажених елементів котлоагрегату.

Барабан котла високого тиску являє собою масивне порожнисте циліндричне тіло діаметром до 2 м, товщиною 0,095-0,115 м і довжиною понад 20 м, закрите сферичними днищами на краях. Вага барабана сягає 130 т. Розрахунковий тиск в барабані – до 15,5 МПа, температура робочого середовища – до 360 градусів.

Барабан виконує роль акумулятивного баку для живильної води, необхідної для заповнення циркуляційних контурів, які не мають пристроїв для примусової циркуляції води в них. У барабані котла, до якого надходить пароводяна емульсія з усіх циркуляційних контурів, відбувається розділення парової і рідкої фаз з утворенням пари, яка прямує до турбіни. Вся трубна система котлоагрегату приєднана до барабана на штуцерах і забезпечує його жорсткість і стійкість.

Котлова вода з барабана по водоопускних трубах поступає в нижні розподільчі колектори екранів, утворених екранними трубами, які приймають тепло пічних газів. Нагріваючись в екранних трубах, вода випаровується і у вигляді парової суміші піднімається до верхніх колекторів екранів і далі вливається в барабан. Так виглядає робочий цикл (див. рис. 1). Тож контур циркуляції котлоагрегату складається з барабана, водоопускних труб, розподільчих колекторів, екранних обігрівачів труб, збірних колекторів пароводяної суміші та паровідвідних труб, які замикають циркуляційний контур на барабан.

Після вичерпання паркового ресурсу котлоагрегату виконують поглиблене діагностування його елементів, вимірюють фактичні розміри окремих деталей і вузлів, досліджують структуру і властивості металу, визначають накопичену пошкодженість в металі та досліджують напружено-деформований стан в елементах котлоагрегату за різних режимів його промислової експлуатації. За результатами досліджень встановлюють індивідуальний ресурс кожного конкретного елемента.

Отже, надійність роботи котлоагрегату забезпечують шляхом розв'язання багатьох різноманітних задач, з-поміж яких оцінка напружено-деформованого стану його окремих вузлів і елементів виходить на перший план. Дані про напружено-деформований стан конструкційних елементів під час експлуатації використовують при прийнятті рішень про подальшу їх експлуатацію чи заміну, а також для оцінки впливу ремонтних заходів на можливість подовження термінів їх експлуатації.

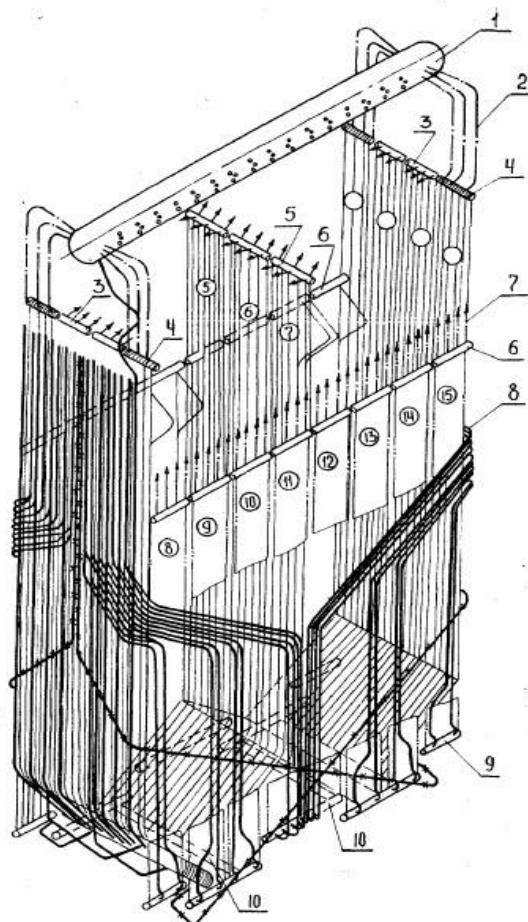


Рис.1. Схема циркуляції котлоагрегату.

- 1 – барабан, 2 – паропідвідні труби з тильного екрану, 3 – верхні колектори тильного екрану, 4 – верхній колектор соляних відсіків, 5 – верхній колектор двостороннього екрану, 6 – верхній колектор бокового екрану, 7 – паровідвідні триби з верхніх колекторів бокового екрану, 8 – водоопускні труби, 9 – колектор нижній, 10 – нижні колектори двостороннього екрану

Оцінювання експлуатаційного ресурсу елементів котлоагрегатів виконують шляхом визначення їх стану за рівнем накопиченої пошкодженості металу (див. напр., [3]). Цей рівень істотно залежить від значень максимальних напружень та амплітуди їх зміни за різних циклічних режимів промислової експлуатації. Визначення максимальних розрахункових напружень в елементах котлоагрегату складної геометричної форми з використанням відомих інженерних розрахункових методик, отриманих в межах моделей стрижнів, балок, пластин і оболонок, часто призводить до істотних похибок, оскільки такі методики зовсім не враховують, або враховують дуже наближено, реальну форму елементів котлоагрегату після ремонтних втручань, форму та локалізацію пошкоджень, зміну властивостей матеріалів конструкції під час її тривалої експлуатації за дії високого тиску, підвищеної температури, повторно змінних циклічних і динамічних навантажень та агресивного робочого середовища. У зв'язку з цим виникає практична потреба у побудові та розвитку методик уточненого розрахунку напруженого стану елементів котлоагрегатів за різних режимів їх експлуатації, які б адекватно враховували реальну геометричну форму окремих елементів,

термочутливість властивостей матеріалу в усьому діапазоні зміни температури та нелінійний характер деформування. Такі методики можна будувати на основі загальних співвідношень нелінійної термомеханіки з використанням сучасних числових методів.

Для кількісного опису термомеханічних процесів в елементах котлоагрегатів за умов їхньої експлуатації використано загальні співвідношення неізотермічної термопружно-пластичності з ізотропно-кінематичним зміцненням. Розроблена на цій основі математична модель [4] дає змогу врахувати нелінійний характер деформування, складну геометричну форму окремих елементів, а також термочутливість властивостей матеріалів. Врахування відзначених вище чинників дає можливість отримувати адекватні оцінки максимальних напружень в елементах котлоагрегатів під час експлуатації, а, отже, і точніше оцінювати залишковий експлуатаційний ресурс котлоагрегатів, а також розробляти рекомендації щодо виконання ремонтних робіт в них з метою продовження їх експлуатації понад парковий ресурс (гарантійний термін на момент інсталяції).

На основі методу скінченних елементів та однокрокових багатопараметричних різницевих алгоритмів розроблено методику чисельного моделювання процесів деформування конструкційних елементів як просторово тривимірних твердих тіл за термосилових навантажень, які відповідають умовам експлуатації, а також створено відповідне програмне забезпечення для комп'ютерного моделювання процесів деформування елементів котлоагрегатів за різних режимів їх експлуатації, яке дає змогу провести весь процес дослідження у віртуальному просторі за стислі терміни.

З використанням розробленого програмного забезпечення виконано дослідження напружено-деформованого стану елементів котлоагрегатів типу ТП-10 та ТП-100, які вичерпали свій парковий ресурс, за умов, що моделюють режими їх роботи, з метою встановлення можливості продовження їх експлуатації на певні окреслені терміни. Проаналізовано напружено-деформований стан барабанів, штуцерів, колекторів, екранних труб з експлуатаційними пошкодженнями й дефектами. Просторово тривимірний підхід дав можливість врахувати зміну первинної форми елементів котлоагрегатів внаслідок виконаних в них ремонтних робіт.

Аналіз отриманих результатів для барабанів котлів високого тиску показав, що в невеликих областях в околі трубних отворів у водяному об'ємі барабана виникають значні напруження, які можуть перевищувати межу пластичності. У цих місцях локальної концентрації напружень метал барабана працює за умов малоциклової втоми, що може призводити до локального накопичення пошкоджень, утворення і розвитку тріщин. Водночас метал в зонах пластичного деформування зміцнюється. При розвантаженні у ньому виникають стискальні залишкові напруження, і за повторного навантаження деформування відбувається вже винятково у пружній області (вторинні пластичні деформації оберненого знаку не виникають). Тому пошкоджуватись метал може лише при першому досягненні максимальних напружень, тобто за умов циклічного навантаження метал буде пристосовуватись, і умов руйнування від малоциклової втоми не виникатиме.

Отримано кількісну оцінку максимальних напружень в барабанах та визначено їх розмах за цикл режимів стаціонарної експлуатації з урахуванням термоциклування (повільної періодичної зміни температури пароводяної суміші), планового пуску і зупинки, гідравлічних випробувань та аварійної зупинки.

На основі результатів обчислювальних експериментів обґрунтовано технологію виконання ремонтних робіт в елементах котлоагрегату з експлуатаційними пошкодженнями у вигляді тріщин шляхом вибірки металу навколо пошкодженої зони разом з пошкодженням. Запропоновано оптимальні за напруженнями геометричні форми таких технологічних вибірок. Визначено раціональні значення геометричних параметрів вибірок дефектного металу, за яких погіршення міцнісних характеристик барабана є мінімальним.

В результаті дослідження напружено-деформованого стану колекторів з урахуванням деградації матеріалу та експлуатаційних пошкоджень встановлено

причини зародження і поширення тріщин між отворами, які слід пов'язувати зі значними температурними градієнтами в нестационарних режимах різкого охолодження (наприклад, за аварійної зупинки котла чи при відхиленні в режимах охолодження). Отримано практично важливий результат, який показує, що за наявності наскрізної тріщини між отворами (що є найгіршим варіантом з погляду міцності) напружено-деформований стан колектора є таким, що практично виключає непрогнозоване катастрофічне руйнування колектора за відсутності тріщин за межами крайніх отворів (відповідно до кривих деформування зразків металу, що відпрацювали до 296 000 год.). Визначено коефіцієнти інтенсивності напружень для різних глибин тріщини. Отримані результати використано при прийнятті рішень про продовження термінів експлуатації колекторів чи їх заміну.

Досліджено напружено-деформований стан штуцерів з технологічними вибірками дефектів за умов експлуатації. Побудовано функціональні залежності між глибиною, довжиною і шириною вибірки для визначення таких її геометричних параметрів, за яких напруження у штуцерах не перевищують допустимих. Результати цих досліджень використано при прийнятті рішень про заміну штуцерів чи їх бандажування.

В результаті комп'ютерного моделювання процесів деформування екранних труб з експлуатаційними потоншеннями за умов, що моделюють експлуатаційні, побудовано залежності між максимальними напруженнями і геометричними параметрами потонщеної ділянки. На підставі цих залежностей можна визначити мінімальну товщину стінки труб, при якій експлуатаційні напруження не перевищують заданого допустимого рівня. Результати досліджень використано при визначенні ділянок екранних труб, подальша експлуатація яких є небезпечною.

Кількісні оцінки максимальних напружень та амплітуди їх зміни за циклічних режимів експлуатації використано при оцінюванні залишкового ресурсу барабана і його придатності до подальшої експлуатації. В результаті виконаних обчислювальних експериментів визначено швидкості зростання (спадання) тиску і температури робочої суміші під час планових пусків і зупинок, які дають можливість зменшити накопичену пошкоджуваність металу барабана, відповідну цьому режиму, а також встановлено максимальну амплітуду термоцикування, за якої стаціонарний режим експлуатації не робить внеску в накопичувану пошкоджуваність металу, що дозволяє ощадливіше витратити експлуатаційний ресурс елементів котлоагрегату.

Отримано кількісні оцінки залишкового експлуатаційного ресурсу барабанів після виконання відповідних ремонтних робіт і зроблено висновок про можливість їх подальшої експлуатації на конкретні терміни за окреслених режимів їх роботи, враховуючи задовільний стан металу, відсутність недопустимих дефектів, відповідність результатів контролю металу вимогам чинних нормативних документів, а також безаварійну роботу барабанів упродовж усього часу їх експлуатації.

Література

1. Рішення науково-технічної конференції «Діагностування та продовження терміну експлуатації елементів енергетичного обладнання» на Трипільській ТЕС від 27.02.2013. Міністерство енергетики та вугільної промисловості України.
2. Акімов А. Чорнобильська АЕС, Вуглегірська ТЕС... Хто на черзі? // Дзеркало тижня. – 2013. – № 15.
3. Інструкція СОУ 40.1-21677681-02:2009. Порядок продовження терміну експлуатації барабанів котлів високого тиску. – К.: Об'єднання енергетичних підприємств «Галузевий резервно-інвестиційний фонд розвитку енергетики». – 2009. – 56 с.
4. Моделювання та оптимізація в термомеханіці електропровідних неоднорідних тіл / Під заг. ред. Я.Й. Бурака, Р.М. Кушніра. – Т.4: Термомеханіка намагнечуваних електропровідних термочутливих тіл / О.Р. Гачкевич, Б.Д. Дробенко – Львів: СПОЛОМ. – 2010. – 256 с.

ON THE INTEREST OF RELIABILITY METHODS IN ROBOTS DESIGN INTEGRATING SMART MATERIALS

Chapelle F.¹, Gouot D.¹, Lemaire J.-J.², Lapusta Y.¹

¹ Université Clermont Auvergne, CNRS, SIGMA Clermont, Institut Pascal, F-63000 CLERMONT-FERRAND, FRANCE

² Université Clermont Auvergne, CHU, CNRS, SIGMA Clermont, Institut Pascal, F-63000 CLERMONT-FERRAND, FRANCE

In this article we aim to show the interest of integrating reliability criteria into new design methodologies of robots embedding smart materials. Indeed, the notions of reliability, safety, sustainability have not yet spread in the robotic field. Yet the materials used as well as their architectural layout are key performance parameters with respect to a given task and environment. This lack is particularly visible in the new generation of robotic systems embedding soft and active materials, and so-called “soft robots”. We present here some applications in neurosurgical robotics and grasping tasks currently developed by our team with a methodology based on the concept of “smart layer”. We analyze then the interest of integrating reliability methods by discerning two aspects: one related to the context of the tasks to be performed, illustrated by the variation of the safety factor of a shape memory alloy for a loading operation, and another related to the manufacturing process of the active/containing material assembly. The proposed analysis provides an incentive for the development of innovative design and manufacture methodologies of robotic systems with soft and active materials, taking into account operating criteria in safety for degraded modes, beneficial to their potential commercial utility.

Introduction. Today's advanced machines must be able to perform predefined tasks automatically so that they can be called “robots”. For this, they have become multiphysical systems with several functional levels [1]. The definition of the tasks to be performed arises from the stakeholders' requirements from the different applicative or economic sectors. Advances in robot development methods are made necessary as these requirements evolve to be more complex for greater versatility, structural miniaturization and more advantageous cost. A search for solutions in important development is based on the modification of their mechanical and electronic architectures by the integration of smart materials active to external stimuli or whose flexibility allows to perform functions such as actuating, sensing or stiffness variation [2]–[4]; this is the field of “soft robotics” [5], [6]. Models and simulations in this field are mainly used for the optimization of flexibilities or internal architecture of the device with respect to desired motions and forces [7], [8], control [9] and energy transduction [10]. Reliability and damage studies have not penetrated the field, despite a definite interest in placing these devices on the market [11]. We have already developed some studies on active materials and structures in the past [12], and think that it is interesting to generalize them to this new kind of robots. In the following, we present our current developments based on the concept of smart layer within robotic devices, then analyze the potential contribution of reliability methods.

Current work on robots with smart layer. The work currently conducting requires a fine integration of active components into flexible devices. The main frameworks are biomedical and industrial engineering, with the following developments:

- A neurosurgical device for the progression in the brain in complex trajectories. Figure 1 shows a first characterization of progression to internal regions following a non-rectilinear path, with keypoints given by the neurosurgeon.

- A gripper with handling capabilities enhanced by an architectural reconfigurability.

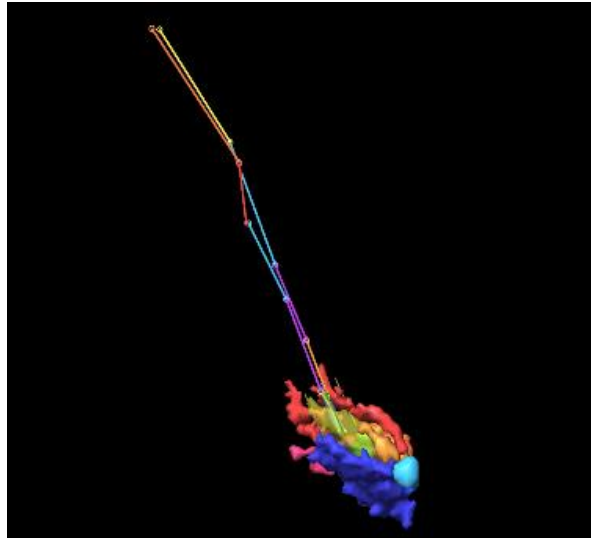


Figure 1 Robot for progressing along complex trajectories towards inner areas of the brain (with iPlan

The active components must be integrated in an area as thin as possible to leave space available to other functions, for example circulation of matter. This area, which can be called “smart layer”, must then embody one or more components into a coating material like silicon. It is destined to assume the actuation by deflection, sensing and transmission of information. The design methodological approach is then:

- mechanical characterization of the tasks and the environment,
- optimal positioning of the active components inside the device,
- design of the manufacturing machine for the components and the surrounding material, use of additive manufacturing and materials chemistry,
- modeling and control in real time of the actuating.

To this set of tasks we aim to add a milestone on reliability.

Analysis of the reliability methods interest. Reliability is a term that can encompass several aspects. For our devices, the most important ones are the constraints of not crossing the limit of elasticity nor buckling, and the control over time of the chemical stability influencing the hysteresis of the active properties. Indeed, these phenomena induce a bias on the movements and exerted efforts. Damage emergence and crack propagation models to predict the functioning in degraded mode can furthermore be very important in the case of heavily security constrained applications such as intracorporeal medical interventions. The specificity of the work to be carried out is that it is not only a simple post-conception characterization, but should also intervene in the phase of conception of the devices. We propose some guidelines hereafter.

In the context related to the tasks to be performed, the main aspects to take care of are the efforts resulting from the tasks, supplemented by the contacts with the environment. These efforts can be mastered for planned tasks in an arranged environment, or they may be partly random in an uncertain context. For a progression inside the brain, these efforts can be of the order of 5 N (experiments in agar-agar gel, whose characteristics are near of the brain [13], details not presented here). For grasping tasks, they depend on the type of object to be manipulated. The current grippers have mainly anthropomorphic functionalities. In a context of collaborative robotics, the efforts at stake can be of several tens of Newton. It is advantageous during the preliminary design to have an idea of their impact on the material safety. This can be illustrated by an example involving a shape memory alloy (SMA). SMA can function, among other properties, with a memorized shape that can be recovered by Joule effect after deformation (austenitic phase). If this shape is constrained and sufficiently heated to remain austenitic, it is possible that the yield point is reached, causing the irreversible loss of part of the memorized shape. A simulation with Ansys (with ideal elasticity hypothesis,

figure 2) shows that for a sheet with characteristics given in table 1, the safety limit (ratio of the yield stress by equivalent stress) is reached for a load of **35 N** at the base: the same order of magnitude as the gripper's context.

Table 1. Useful SMA parameters

Parameter	Value
E_A , Young's modulus in austenitic phase (with memorized shape)	63 GPa
ν , Poisson's ratio	0.33
σ_y , yield point (in austenite)	650 MPa
$L \times H \times T$ (dimensions)	30 mm x 10 mm x 1 mm
Non-linearities	Large deflection

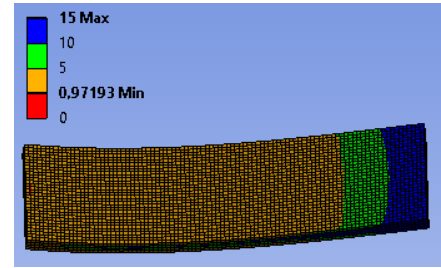


Figure 2. Safety factor of the SMA sheet for

In the context of the embedding material and manufacturing process, we note that the containing material and their fabrication have an influence on the possibilities of functioning and the dimensioning of the overall structure. Indeed, it is predictable that the properties of the components taken separately are not the same as those post-integration. The choice of the manufacturing process is a process involving both the product parameters (geometry of the robotic device, materials) and those of the selected processes (type of machine, settings). The approach is necessarily different from the one needed for the tasks' context which consists in unitary simulations, and it should be here rather carried out incrementally:

- Discretization of the problem into blocks of elementary geometry, each block consisting of a combination of active material/containing material, capable of displacing or generating a force.
- Experimental qualification of each block according to the obtaining process (operating limits, evolution of active properties after manufacturing, modes of failure). A model of reliability behavior must then be drawn from these characterizations.
- Definition of the assembly process of the elementary blocks in a complete device to get closer to the device designed and optimized with respect to the specifications. It is then necessary to use the behavioral model of the previous step.

Conclusion

This article aims to sensitize on the importance of combining works on reliability and robotics embedding smart materials, and the current weak presence of such combination in design methodologies and manufacturing processes. This is particularly true for soft robots that integrate deformable materials and materials active in response to multiphysics stimuli. A new path has been opened by building on the concept of smart layer in robotic devices and analyzing a potential approach taking into account various aspects related to the reliability of internal and external components. Current incentives for eco-design also lead to other further interest in degradability and self-repair phenomena.

Acknowledgements

Projects carried out with the support of the Fondation de l'Avenir, Paris, France, 2018, AP-RM-18-020 and sponsored by the French government research program "Investissements d'Avenir" through the IDEX-ISITE initiative 16-IDEX-0001 (CAP 20-25). The authors also thank Maxime Padrin and Amani Chebil for their support.

References

- [1] B. Siciliano and O. Khatib, Eds., *Springer handbook of robotics*, 2nd edition. Berlin Heidelberg: Springer, 2016.
- [2] A. Mekaouche, F. Chapelle, and X. Balandraud, "Using shape memory alloys to obtain variable compliance maps of a flexible structure: concept and modeling," *AIMETA Mecc.*, vol. 51, no. 6, pp. 1287–1299, 2016.

- [3] A. Mekaouche, F. Chapelle, and X. Balandraud, "A compliant mechanism with variable stiffness achieved by rotary actuators and shape-memory alloy," *AIMETA Mecc.*, vol. 53, no. 10, pp. 2555–2571, 2018.
- [4] H. Yuan, F. Chapelle, J.-C. Fauroux, and X. Balandraud, "Concept for a 3D-printed soft rotary actuator driven by a shape-memory alloy," *Smart Mater. Struct.*, vol. 27, no. 5, p. 055005, 2018.
- [5] D. Rus and M. T. Tolley, "Design, fabrication and control of soft robots," *Nature*, vol. 521, no. 7553, p. 467, 2015.
- [6] F. Schmitt, O. Piccin, L. Barbé, and B. Bayle, "Soft robots manufacturing: a review," *Front. Robot. AI*, vol. 5, 2018.
- [7] H. Banerjee and H. Ren, "Optimizing Double-Network Hydrogel for Biomedical Soft Robots," *Soft Robot.*, vol. 4, no. 3, pp. 191–201, 2017.
- [8] Y. Ansari, M. Manti, E. Falotico, M. Cianchetti, and C. Laschi, "Multiobjective Optimization for Stiffness and Position Control in a Soft Robot Arm Module," *IEEE Robot. Autom. Lett.*, vol. 3, no. 1, pp. 108–115, Jan. 2018.
- [9] T. George Thuruthel, Y. Ansari, E. Falotico, and C. Laschi, "Control Strategies for Soft Robotic Manipulators: A Survey," *Soft Robot.*, vol. 5, no. 2, pp. 149–163, Apr. 2018.
- [10] H.-T. D. Chun, J. O. Roberts, M. E. Sayed, S. Aracri, and A. A. Stokes, "Towards more Energy Efficient Pneumatic Soft Actuators using a Port-Hamiltonian Approach," in *2019 2nd IEEE International Conference on Soft Robotics (RoboSoft)*, Seoul, Korea (South), 2019, pp. 277–282.
- [11] J. Amend, N. Cheng, S. Fakhouri, and B. Culley, "Soft robotics commercialization: Jamming grippers from research to product," *Soft Robot.*, vol. 3, no. 4, pp. 213–222, 2016.
- [12] V. Govorukha, M. Kamlah, V. Loboda, and Y. Lapusta, *Fracture mechanics of piezoelectric solids with interface cracks*. Cham: Springer, 2017.
- [13] M. Alric, "Conception et modélisation modulaire d'un robot bio-inspiré extensible pour l'accès aux tumeurs dans le cerveau," PhD thesis, Université Blaise Pascal-Clermont-Ferrand II, 2009.

ОБҐРУНТУВАННЯ ВИБОРУ РОБОЧИХ ПАРАМЕТРІВ РОБОТИ СТІНГЕРА ПІД ЧАС УКЛАДАННЯ МОРСЬКИХ ТРУБОПРОВОДІВ S-МЕТОДОМ

Ю. Г. Мельниченко, А.І. Станецький, В.Б. Ільчишин,
Л.Я. Побережний

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, Україна

Abstract. The stress-strained state of the pipeline during its offshore s-laying has been analyzed. The FEM simulation of pipeline laying process has been conducted. The set of boundary conditions for FEM analysis is chosen. The influence of axial force on the stress-strained state of the pipeline is shown. The prospects of considering the dynamic influence of the movement of water masses on the stress-strain state of pipelines is proved.

Спорудження морських трубопроводів відбувається відомими технологіями із застосуванням сучасних трубоукладальних комплексів. Процес укладання супроводжується поступовим зануренням звареної нитки трубопроводу та укладанням трубопроводу на дно попередньо підготовленої траншеї на моря. При цьому магістральний трубопровід сприймає навантаження від власної ваги внаслідок значного перепаду висот між монтажним майданчиком судна-трубоукладача та дном траншеї. Напружено-деформований стан трубопроводу при цьому став предметом багатьох досліджень [1-3]. У наведених працях акцент робиться на напруженнях, які виникають у трубі за певних умов опускання труби.

Процес укладання регулюється цілим рядом робочих параметрів судна-трубоукладача, основними з яких є: - осьове зусилля натягу трубопроводу судном-трубоукладачем; - геометричним положенням катків-опор на стінгері судна трубоукладача; - кутом нахилу стінгера.

Оптимальне співвідношення трьох наведених параметрів дозволяє мінімізувати максимальні згинні напруження в стіні. Тому метою проведеного дослідження є пошук оптимальних параметрів процесу укладання типового морського трубопроводу S-методом.

Для вирішення поставленого завдання створено тривимірну модель магістрального трубопроводу з зовнішнім діаметром 426 мм та товщиною стіни 16 мм довжиною 200 м в програмному середовищі AnsysStructural. Для аналізу тривимірну модель трубопроводу було апроксимовано гексаїдальною сіткою з кроком по довжині 4 м оскільки дрібніша апроксимація призводить до значного зростання часу розрахунку із забезпеченням результату із незначним покращенням точності.

Моделювання процесу укладання здійснювалось із накладанням наступних граничних умов (рисунок 1, а)):

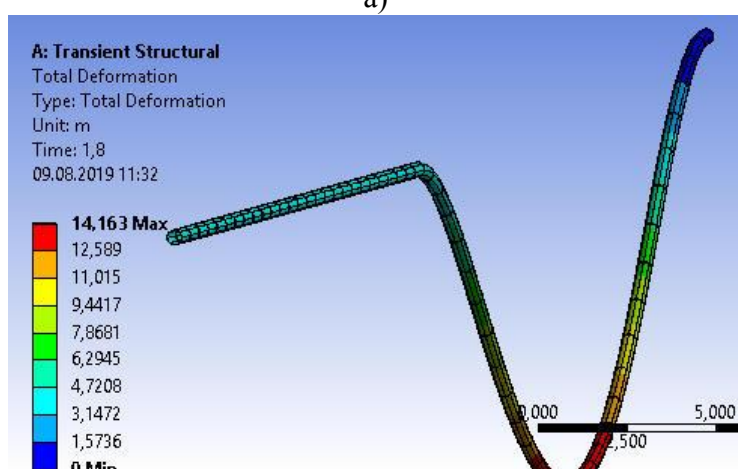
- кінець трубопроводу на судні-трубоукладачу є повністю защемлений;
- монтажний майданчик та стінгер змодельований так званим «віддаленим зміщенням» кожної з опорних поверхонь трубопроводу на ролики-опори монтажного майданчика та стінгера яке забезпечує фіксацію тільки вертикального переміщення трубопроводу;
- дно моря змодельовано «віддаленим зміщенням» опорної поверхні трубопроводу на дно моря яке забезпечує фіксацію вертикального переміщення трубопроводу та нахилу опорних поверхні до горизонту;
- до краю трубопроводу на дні траншеї прикладено осьове зусилля у горизонтальному напрямку.

Проведений аналіз показав, що максимальні згинні напруження спостерігаються за останньою опорною поверхнею стінгера і відповідають результатам, описаним в [1] (рисунок 1, б). Під час зміни осьового зусилля в трубопроводі спостерігається

зменшення згинних напружень в трубопроводі за рахунок зменшення радіусу пружнього згину після натягу трубопроводу.



а)



б)

Рисунок 1 – Моделювання процесу укладання трубопроводу методом кінцевих елементів: а) граничні умови; б) загальна деформація трубопроводу під час проміжного етапу процесу укладання

Висновки: таким чином цінність аналізу процесу укладання трубопроводу в програмному комплексі Ansys. Workbench полягає в можливості експортування результатів аналізу напружено-деформованого стану трубопроводу в симулятор гідродинаміки Ansys CFX для вивчення впливу динамічної складової руху водних мас на напружений стан трубопроводу під час його укладання на морське дно і відноситься до перспектив та кінцевої мети дослідження в цілому.

Література

1. Побережний Л.Я., Напружено-деформований стан трубопроводів під час їх укладання на дно моря s- та j-методами / Л.Я.Побережний, Т.Ю.Пиріг // Науковий вісник ІФНТУНГ. 2010. № 3(25) – 91-96 с.
2. Shunfeng Gong, Pu Xu, Sheng Bao, WenjunZhong, Ning He, Hui Yan, Numerical modelling on dynamic behaviour of deepwater S-lay pipeline, Ocean Engineering, Volume 88, 2014, Pages 393-408.
3. BoyunGuo, Shanhong Song, Ali Ghalambor, Tian Ran Lin, Chapter 12 - Installation Bending Stress Control, Editor(s): BoyunGuo, Shanhong Song, Ali Ghalambor, Tian Ran Lin, Offshore Pipelines (Second Edition), Gulf Professional Publishing, 2014, Pages 147-153.

ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ФАКТОРІВ НА ДОВГОВІЧНІСТЬ РЕЙКОВОЇ СТАЛІ

М.Я. Оправхата, Л.С. Новогрудський

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

Abstract. According to the results of researches of pre-cyclically developed cylindrical samples of rail steel, it was established that the degree of influence of electric current pulses on the strength characteristics of steel significantly depends on the location of cutting samples from the rail and the number of load cycles. The functional dependence of the change in the values of the strength characteristics of steel on the number of preload cycles under the influence of electric current and without such influence is established.

Вступ. Залізнична колія працює в складних природно-кліматичних умовах, при постійній дії динамічних навантажень з боку рухомого складу та напружень, що виникають в елементах колії, зокрема в рейках при їх виготовленні, укладці та експлуатації, а також при впливі широкого спектру інших експлуатаційних факторів, скажемо електричного струму, агресивного середовища та ін. Умови роботи колії сприяють протіканню в матеріалі рейок складних, в більшості взаємопов'язаних фізичних процесів, здатних привести до значних змін конструкційних властивостей рейок. Згідно літературним даним [1, 2] із загальної кількості відмов колій ~95 % складають відмови рейок. В процесі експлуатації по мірі напрацювання відбувається спрацювання, пластична деформація матеріалу рейок, протікають корозійні та втомні процеси, включаючи контактну втому. Ці процеси носять незворотній характер і спричиняють утворення різноманітних пошкоджень та дефектів, кількість яких з часом зростає.

Особливу увагу слід приділяти дефектам в головці рейки, пов'язаним з контактнo-втомними процесами. Найбільш небезпечними є дефекти 11.1-2, 21.1-2 за каталогом дефектів [3], основними причинами виникнення яких є недостатня контактнo-втомна міцність металу та дефект 41.1-2 [3], появу якого пов'язують з недостатньою міцністю металу. Суттєво вплинути на утворення та розвиток дефектів, а також на зниження несучої здатності рейок може дія електричного струму, що протікає через рейки електрифікованих ділянок залізничних колій [4].

Мета роботи полягає в оцінці впливу експлуатаційних факторів, а саме напрацювання та імпульсів електричного струму (ІЕС), на довговічність рейкової сталі. Робота виконана в межах держбюджетної теми «Кінетика пластичного деформування конструкційних сплавів при складному навантаженні, а також в умовах екстремально низьких температур» (№ Держреєстрації 0117U002230, 2017–2021 рр.).

Методика досліджень. В якості об'єкту досліджень вибрано найбільш поширені на сьогодні на коліях АТ «Укрзалізниця» термозміцнені рейки типу Р65 (сталь перлітного класу М76) виробництва ПАТ «МК«АЗОВСТАЛЬ» як до, так і після експлуатації з сумарною кількістю пропущеного тоннажу за час експлуатації рейки в колії ~900 млн. тонн брутто.

Для визначення механічних характеристик з головки досліджуваних рейок виготовляли п'ятикратні циліндричні зразки діаметром робочої частини 4 мм. Зразки з рейки до експлуатації вирізали з верхніх шарів металу головки максимально близько до поверхні кочення у відповідності до вимог [5], а з рейки після експлуатації – з поверхневих шарів матеріалу, нагартованих контактною взаємодією колеса і рейки (шар товщиною до 10 мм), та з матеріалу, в якому не діяли контактні напруження (шар на глибині 20 мм від поверхні головки рейки). Випробування циліндричних зразків проводили в умовах статичного навантаження у відповідності з [6], а визначення твердості у відповідності до умов [7].

На рис. 1 приведена схема розміщення місць визначення значень твердості матеріалу головки досліджуваних рейок.

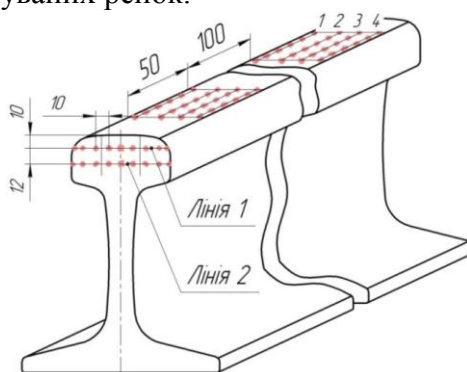


Рис. 1. Схема місць визначення твердості в поперечному перерізі рейки та на її поверхні.

Заміри твердості виконували за допомогою твердоміра «Темп-4». Похибка вимірювання значення твердості за даними паспорта приладу не перевищувала $\pm 3\%$ [8].

Моделювання в лабораторних умовах циклічного напруження рейкової сталі проводили за умов одновісного циклічного розтягу циліндричних зразків. Напруження рейкової сталі проводили на базі до 4×10^6 циклів з частотою навантажування 10 Гц за синусоїдальним циклом. Параметри циклу навантажування вибирали максимально близькими до реальних умов роботи рейок в колії. За реальними оцінками [9–11] значення σ_{max} і σ_{min} циклу дорівнюють

$$\sigma_{max} = \sigma_{зал.} + \sigma_{тем.} + \sigma_{цикл.} = 300 \text{ МПа}; \quad \sigma_{min} = \sigma_{зал.} = 90 \text{ МПа}, \quad (1)$$

де $\sigma_{зал.}$ – залишкові напруження; $\sigma_{тем.}$ – температурні напруження; $\sigma_{цикл.}$ – циклічні напруження при згині. Тобто, коефіцієнт асиметрії циклу $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$ складав 0,3.

Після циклічного напруження до певної кількості циклів циліндричні зразки випробовували при статичному навантаженні у відповідності з вимогами [6]. Частину зразків випробовували при дії імпульсів електричного струму, параметри якого відповідали реально діючим в рейковій колії в пусковому режимі руху, а саме: щільність – 255 МА/м², тривалість – 10^{-2} с, що відповідає швидкості руху електровозу 10–15 км/год. Дію струму (20 імпульсів) здійснювали при постійному рівні напружень, що дорівнював $0,6 \cdot \sigma_{0,2}$ рейкової сталі без напруження, з подальшим навантаженням зразків до руйнування без дії струму.

Результати та їх обговорення. За результатами проведених випробувань були визначені характеристики статичної міцності і пластичності рейкової сталі після циклічного напруження. В табл. 1 та табл. 2 приведені значення механічних характеристик рейкової сталі без та при дії ІЕС [12, 13].

Табл. 1. Механічні характеристики рейкової сталі до і після напруження

Кількість циклів N	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
10^0	1238 / 1189	881 / 796	12,5 / 12,5	42,5 / 39,5
10^2	1162 / 1303	770 / 901	13,0 / 14,0	30,5 / 38,5
10^3	– / 1175	– / 784	– / 14,0	– / 36,5
10^4	1275 / 1268	876 / 885	12,5 / 12,5	35,0 / 37,0
$3,5 \times 10^4$	– / 1153	– / 803	– / 13,0	– / 36,0
5×10^4	1140 / 1292	717 / 885	14,0 / 12,5	38,0 / 38,5
10^5	1287 / 1274	898 / 878	11,5 / 12,5	34,5 / 40,0
10^6	1091 / 1119	700 / 678	15,0 / 16,0	40,5 / 42,5
2×10^6	1096 / 1200	715 / 802	14,5 / 14,0	40,5 / 35,0
4×10^6	1131 / 1179	750 / 753	14,0 / 13,5	37,5 / 39,0

Примітка: без дії ІЕС / при дії ІЕС.

Табл. 2. Механічні характеристики рейкової сталі після експлуатації, $N = \sim 8 \times 10^6$ *

Місце вирізки		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Поверхневі шари (див. рис. 1)	1	1258 / 1218	934 / 931	15,0 / 13,0	42,0 / 43,5
	2	1368 / 1312	980 / 957	11,0 / 11,0	30,5 / 41,5
	3	1334 / 1261	1008 / 981	10,5 / 11,0	27,0 / 42,5
	4	1247 / 1230	960 / 903	9,0 / 14,0	31,5 / 43,5
На глибині 20 мм		1161 / 977	806 / 603	13,5 / 11,5	35,0 / 24,5

Примітка: без дії ІЕС / при дії ІЕС;

* умовна кількість циклів вирахована з сумарної кількості пропущеного тоннажу рейки після експлуатації.

Дія експлуатаційних навантажень на рейки в колії також приводить до зниження значень характеристик міцності матеріалу головки рейки на глибині 20 мм (див. табл. 2). Рівень значень границі міцності та умовної границі плинності матеріалу рейки після експлуатації (лінія 2, див. рис. 1) на ~ 8 % менше аналогічних значень матеріалу рейки до експлуатації. Характер зміни характеристик пластичності зберігається як і при циклічному напруженні за умов одновісного розтягу.

Суттєвої зміни зазнають значення механічних характеристик матеріалу поверхневого шару головки рейки після експлуатації (див. табл. 2) як в порівнянні із значеннями механічних характеристик рейок до експлуатації (див. табл. 1), так і після експлуатації (лінія 2, див. рис. 1, табл. 2). Високий рівень контактних напружень сприяє протіканню локалізованої пластичної деформації поверхневих шарів металу головки рейки. В результаті відбувається нагартування матеріалу, зменшення значень характеристик пластичності (більш ніж на 15 % порівняно з матеріалом до напруження), збільшення твердості і, як наслідок, виникають численні поверхневі тріщини, розвиток яких приводить до відшарування і викришування металу головки (дефекти 10.1-2, 11.1-2 та інші) [3]. Вплив контактної взаємодії колеса і рейки на механічну поведінку металу на поверхні головки можна відслідковувати за зміною твердості на поверхні рейки після її тривалої експлуатації в колії (рис. 2) [12].

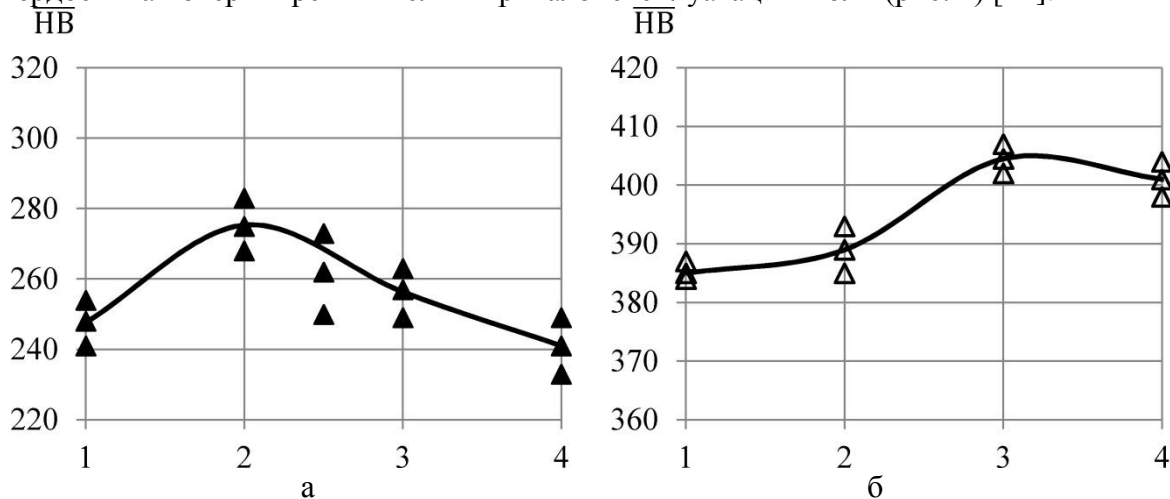


Рис. 2. Розподіл твердості по поверхні кочення рейки до (а) та після експлуатації (б).

Так, для рейки до експлуатації середнє значення твердості \overline{HV} на поверхні кочення по ширині головки не перевищує рівня 285 НВ, змінюючись в інтервалі 233–285 НВ (див. рис. 2,а). Різниця між середніми значеннями твердості по довжині рейки (довжина рейкової проби 650 мм) складає менше 30 НВ. В результаті тривалої експлуатації середнє значення твердості збільшується в 1,5 рази, при цьому різниця між значеннями по ширині головки зменшується до 20 НВ, а по довжині рейки – до 12 НВ. На поверхні кочення рейки в процесі експлуатації виникає зона підвищеної твердості

$\overline{HB} \geq 400$ HB, яка поширюється практично від вертикальної осі симетрії поперечного перерізу рейки, до внутрішньої кромки головки (рис. 2,б).

Аналіз експериментальних даних, що відображують вплив ІЕС на поведінку рейкової сталі, виявив наступні закономірності зміни значень її механічних характеристик. Дія ІЕС несуттєво (до 5 %) зменшує значення характеристик міцності сталі до експлуатації та практично не змінює значення її характеристик пластичності (див. табл. 1). Зміна значень характеристик статичної міцності циклічно напрацьованої при різній кількості циклів за умов одновісного розтягу рейкової сталі внаслідок дії ІЕС незначна навіть на базі $>10^6$ циклів. Дія ІЕС на зразки рейкової сталі з напрацюванням приводить до збільшення значень відносного видовження після розриву та зменшенню значень відносного звуження після розриву (див. табл. 1).

Для внутрішнього шару (на глибині 20 мм) матеріалу рейки після експлуатації в колії дія ІЕС значно зменшує рівень характеристик міцності: σ_{θ} – на 16 %, а $\sigma_{0,2}$ – на 25 %. Значення характеристик пластичності зразків після напрацювання в колії змінюються наступним чином: δ – на 15 %, ψ – на 30 %.

Слід підкреслити, що проходження ІЕС через зразки, вирізані з поверхневих шарів головки рейки після експлуатації, приводить до зниження значень характеристик міцності сталі на ~6 % (табл. 2). В той же час значення характеристик пластичності матеріалу збільшуються (табл. 2), зокрема значення відносного звуження після розриву збільшується більш, ніж на 30 %.

Незначний вплив дії ІЕС на значення характеристик міцності металу верхніх шарів головки рейки після експлуатації вірогідно пояснюється тим, що при циклічному навантажуванні відбувається вичерпання в матеріалі поверхневих шарів головки рейки ресурсу джерел деформації з низьким енергетичним бар'єром, а енергетичний рівень ІЕС вибраних параметрів може бути недостатнім для стимулювання руху дислокацій при більш високих рівнях енергетичних бар'єрів.

На основі проведених досліджень механічних властивостей рейкової сталі, циклічно напрацьованої в лабораторних умовах, та після експлуатації в рейковій колії, встановлено функціональну залежність зміни значень характеристик міцності сталі, як без, так і після дії ІЕС, від числа циклів попереднього навантаження, яку можна аналітично описати за допомогою кінетичного степеневого рівняння виду

$$f(x) = ae^{-bx}, \quad (2)$$

яке для опису залежності значень умовної границі плинності від кількості циклів навантаження має вигляд:

$$\sigma_{0,2}(N) = \sigma_{0,2}e^{-bN}, \quad (3)$$

а в лінеаризованому вигляді –

$$\ln[\sigma_{0,2}(N)] = \ln[\sigma_{0,2}] - bN, \quad (4)$$

де N – кількість циклів навантаження; b – параметр рівняння апроксимації, що характеризує кут нахилу дотичної до графіку функції (2); $\sigma_{0,2}$ – значення умовної границі плинності сталі до початку циклічного навантаження (без або при дії ІЕС).

Розв'язуючи рівняння (4) відносно кількості циклів навантаження N , прийнявши при цьому за граничне значення $\sigma_{0,2}(N)$, мінімальне значення, вказане в нормативних документах на залізничні рейки $\sigma_{0,2}^{\min \text{ ДСТУ}}$ [5], маємо можливість визначити граничну кількість циклів навантаження рейки як без, так і при дії ІЕС, як

$$N_{\text{гр}} = \frac{1}{b} \ln \left[\frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_{0,2}^{\min \text{ ДСТУ}}} \right], \quad N_{\text{гр}}^{\text{ІЕС}} = \frac{1}{b} \ln \left[\frac{\sigma_{0,2}^{\text{ІЕС}}}{\sigma_{0,2}^{\min \text{ ДСТУ}}} \right]. \quad (4)$$

Згідно результатів розрахунку гранична кількість циклів навантаження при дії ІЕС становить $8,5 \times 10^6$, а без урахування дії ІЕС вона складатиме $8,7 \times 10^7$ циклів.

Висновки. За результатами досліджень попередньо циклічно напрацьованих циліндричних зразків рейкової сталі встановлено, що ступінь впливу імпульсів

електричного струму на характеристики міцності сталі суттєво залежить від місця вирізки зразків з рейки та кількості циклів навантаження.

Так циклічне напруження в лабораторних умовах за умов одновісного циклічного розтягу циліндричних зразків не виявило значного впливу на характеристики статичної міцності, як без, так і після дії ІЕС. Натомість для матеріалу рейки довготривала експлуатація в колії (сумарний вплив згину та контактної взаємодії від динамічних навантажень) приводить до зміни характеристик міцності, як поверхневих шарів металу головки (зміцнення), так і матеріалу на глибині 20 мм (знеміцнення). Дія ІЕС в більшій мірі проявляється на глибині 20 мм матеріалу головки рейки після її напруження в колії.

Після перевищення певної кількості циклів попереднього навантаження дія ІЕС приводить до зменшення значень характеристик міцності матеріалу термозміцнених рейок нижче мінімального рівня, встановленого нормативними документами для рейок певного типу.

Література

1. Колотушкин С. А. Дефектоскопия рельсов Экспериментального кольца на службе транспортной науки / С. А. Колотушкин, В. А. Рейхарт // Вестник ВНИИЖТ. – 2002. – № 6. – С. 33–36.
2. Большая энциклопедия транспорта: в 8 т. – М. : Большая Российская энциклопедия, 2003. – Т. 4: Железнодорожный транспорт / [гл. ред. Н. С. Конарев]. – [2-е изд.]. – 2003. – 1093 с.
3. Нормативно-техническая документация. Классификация дефектов рельсов НТД/ЦП-1-93. Каталог дефектов рельсов НТД/ЦП-2-93. Признаки дефектных и остродефектных рельсов НТД/ЦП-3-93. – [Утв. МПС РФ 1993-03-22]. – М. : Транспорт, 1993. – 56 с.
4. Железнодорожный транспорт: Энциклопедия / [гл. ред. Н. С. Конарев]. – М. : Большая Российская энциклопедия, 1994. – 559 с.
5. ДСТУ 4344:2004. Рейки звичайні для залізниць широкої колії. Загальні технічні умови. – [Введений 2005-01-01]. – Київ : Держспоживстандарт України, 2005. – (Державний Стандарт України).
6. ДСТУ EN 10002-1:2006. Матеріали металеві. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури (EN 10002-1:2001, IDT). – [Введений 2008-07-01]. – Київ : Держспоживстандарт України, 2008. – (Державний Стандарт України).
7. ДСТУ ISO 6506-1:2007 Матеріали металеві. Визначення твердості за Брінеллем. Частина 1. Метод випробування (ISO 6506-1:2005, IDT). – [Введений 2009-01-01]. – Київ : Держспоживстандарт України, 2010. – (Державний Стандарт України).
8. Твердомер электронный малогабаритный переносной программируемый. Паспорт ТЭМП-4.4271-001 ПС.
9. Марков Д. П. Оптимизация колесно-рельсовой трибосистемы / Д. П. Марков // Вестник ВНИИЖТ. – 2004. – № 6. – С. 32–38.
10. Богданов В. М. Современные проблемы системы колесо-рельс / В. М. Богданов, С. М. Захаров // Железные дороги мира. – 2004. – № 1. – С. 57–62.
11. Остаточные напряжения и прочность железнодорожных рельсов // Труды ЦНИИ МПС, Вып. 491. – М. : Транспорт, 1973, – 68 с.
12. Новогрудский Л. С. Об оценке механических характеристик рельсовых сталей в условиях эксплуатации / Л. С. Новогрудский, С. З. Стасюк, Н. Я. Оправхата // Проблемы прочности. – 2010. – № 3. – С. 142–150.
13. Стрижало В. А. Влияние электрического тока на механические характеристики рельсовой стали / В. А. Стрижало, Л. С. Новогрудский, Н. Я. Оправхата // Проблемы прочности. – 2010. – № 4. – С. 145–153.

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ПЛАСТОВИХ ВОД НА КОРОЗІЮ ТА РУЙНУВАННЯ БУРИЛЬНИХ ТРУБ

Л.Я. Побережний, І.І. Чудик, А.В. Грицанчук, В.В. Гицанчук

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, м. Івано-Франківськ, Україна

Abstract. The effect of the chemical composition of reservoir water on the nature and causes of drill pipe failure has been investigated. Chlorides are found to be the main useful component of jamming liquids. Significant localization of corrosion processes was recorded with the formation of deep pores, which become the origin of corrosion-fatigue cracks.

Keywords: killing flude, formation water, corrosion fatigue, hydrogen assisted cracking

Більшість нафтогазових родовищ нашої держави знаходяться на завершальній стадії розробки, разом з тим нагальним завданням є необхідність у підтриманні та нарощуванні видобутку вуглеводнів. Реалізація означених задач можлива в двох напрямках, а саме: введення в дію нових родовищ та інтенсифікація видобування вуглеводнів із вже діючого фонду експлуатаційних свердловин. Слід зазначити, що підтримання та інтенсифікація видобування вуглеводнів пов'язані з різного роду технологічними операціями у свердловині, які, зазвичай, виконуються з використанням рідин глушіння. Головною задачею рідин глушіння є попередження виникнення флюїдопрояву та збереження початкових фільтраційно-ємнісних властивостей продуктивного колектору. Залежно від основного компоненту існують різного роду рідини глушіння, серед яких найбільшого поширення отримали рідини на основі полімерних структуротвірників або неорганічних солей [1]. Такі рідини мають або природне (пластові води відомої мінералізації), або штучне походження (розсоли неорганічних солей відповідного компонентного складу та концентрації). Перевагами таких рідин є можливість широкої варіації їх густини, мінімальний вплив на набухання гірських порід і збереження початкових колекторських властивостей продуктивних гори- 342 зонтів, низька температура замерзання та високі показники термостабільності. До недоліків слід віднести значно вищі витрати рідини глушіння через відсутність непроникного екрану (фільтраційної кірки) на стінках свердловини та поглинання розсолу поруватим простором продуктивних пластів [2]. Крім того, використання пластової води, як рідини глушіння, може провокувати виникнення мікробіологічної корозії, пов'язаної з наявністю сульфівідновних, тіонових та інших бактерій у пластовій воді залежно від її природи [3]. Тому, зазвичай, застосовують рідини глушіння штучного походження, які попередньо ретельно очищують від сторонніх механічних домішок – імовірних кольматантів продуктивного пласта [2]

В процесі тривалої експлуатації внаслідок взаємодії із пластовою водою та буровим розчином проходить зношування елементів бурової колони, насамперед бурильних труб та їх різьбових з'єднань. Як показав аналіз відмов, основними їх причинами є корозійні ушкодження (corrosion damages), корозійно-втомне руйнування (corrosion-fatigue failure) та промиви (wash outs) (рис. 1). [4]. Також для обводнених свердловин значну небезпеку становить процес гідратуутворення, який інтенсифікує внутрішньотрубну корозію [5], викликає підвищену локалізацію корозійних процесів [6] та є однією з причин ерозійних ушкоджень промислових трубопроводів [7].



а



б

Рис. 1. Найпоширеніші пошкодження бурових труб: внутрішня корозія (а), втомне та корозійно-втомне руйнування б)

Об'єктом дослідження вибрано бурові труби зі сталі марки G105 із товщиною стінки 9,19 мм, хімічний склад якої наведено у табл. 1. Лабораторією корозійно-механічної деградації матеріалів та конструкцій ІФНТУНГ за технічної підтримки ТОВ «Геосинтез Інженіринг» був проведений фізико-хімічний аналіз двох вірців рідини глушіння вилученої з досліджуваних свердловин (табл. 2).

Таблиця 2 – Фізико-хімічні показники рідин глушіння

Параметр	Показник	
	Рідина глушіння №1	Рідина глушіння №2
Густина, кг/м^3	1090	1190
pH	7,22	3,57
Ca^{2+} , мг/л	301	36230
Mg^{2+} , мг/л	–	–
Cl^- , мг/л	60922	154425
NO_3^- , мг/л	–	1714
SO_4^{2-} , мг/л	376	223
CO_3^{2-} , мг/л	4	–
HCO_3^- , мг/л	1436	2520

За результатами хімічного аналізу встановлено, що основним корозивним компонентом в обох досліджуваних рідинах глушіння є розчинні хлориди, висока концентрація яких становитиме значну корозійну небезпеку для нафтогазового обладнання. Крім того, одна із досліджуваних рідин володіє досить низьким рівнем pH, що додатково підвищує ризики аварійних ситуацій.

Загальна швидкість корозії розраховувалась за втратою маси металевго вірця за час досліду, [3]:

$$K_t = \frac{8,76 \cdot 10^6 (m_1 - m_2)}{S t \rho},$$

де K_t – швидкість корозії при температурі t ($^{\circ}\text{C}$), мм/рік;

m_1 – маса вірця до тесту, г;

m_2 – маса вірця після тесту, г;

S – початкова площа вірця, мм^2 ;

t – час, год.;

ρ – густина матеріалу, г/см^3 .

Швидкість пітингової корозії розраховувалась за формулою, [3]:

$$K_p = \frac{h \cdot 365}{d}$$

де K_p – швидкість пітингової корозії при температурі t ($^{\circ}\text{C}$), мм/рік;

h – глибина найбільшого пітингу, мм;

d – час корозії, доба.

Візуальне дослідження внутрішньої поверхні пошкоджених бурильних труб показало значний рівень корозійних уражень і яскраво вираженою локалізацією. Така корозійна поведінка свідчить про високу агресивність досліджуваних рідин глушіння. Можна стверджувати, що корозійний чинник у даному випадку був основною причиною руйнування бурильної труби.

Наступним етапом досліджень було лабораторне моделювання експлуатаційних умов та дослідження корозії зразків, вирізаних із стінки труби. Випробовування проводили при температурі 150 °C у рідинах глушіння №1 та №2 (РГ1 та РГ2). Встановлено, що в середовищі рідини глушіння №2 сталь марки G-105 піддається пітинговій корозії, швидкість якої становить 62,05 мм/рік (рис. 5). В середовищі РГ1 ознаки пітингової корозії на металевих зрізках відсутні. Результати досліджень загальної корозії наведені в таблиці 2.

Таблиця 2 – Результати дослідження корозійної активності рідин глушіння при температурі 150 °C

Середовище	Маса зрізця до тесту (m_1), г	Маса зрізця після тесту (m_2), г	Швидкість загальної корозії за температури t , мм/рік	Швидкість пітингової корозії, мм/рік
РГ1	15,2152	15,1860	0,199	Не спостерігається
РГ2	15,0881	14,8572	1,58	62,5

Аналіз характеру пошкоджень поверхні труб показав практично рівномірну корозію у РГ1 (рис. 4), де незначна локалізація спостерігається лише вздовж текстурних слідів механообробки. Натомість, у РГ2 фіксуємо сильну пітингову корозію (рис. 6). Швидкість локальної корозії становить 58,9-62,5 мм/рік, що значно скорочує ресурс труб. Механізм внутрішньотрубної пітингової корозії бурових труб наведено на рис. 7.

Згідно діючих нормативних документів [17-18], допустима залишкова товщина стінки повинна становити не менше 70% номінальної. Тоді для досліджуваних труб з товщиною стінки 9,19 мм у середовищі РГ2 ресурс складатиме 16,65 днів. І це лише за умови дії самого корозійного чинника. Можемо зробити висновок, що використання труб марки G105 для розробки родовищ із кислими високомінералізованими пластовими водами є економічно недоцільним, однак при значеннях рН, близьких до нейтрального ці труби мають належний рівень опору корозії.

Відповідно до міжнародного стандарту NACE Standard RP0775-2005 [17] швидкість корозії у середовищі РГ1 при температурі 150°C можна класифікувати як високу (High). В РГ2 – як дуже високу (Severe). Такий рівень корозійної активності наведених вище промивальних рідин негативно впливає на довговічність обладнання та бурильного інструменту, що працює в умовах високих температур.

Висновки.

1. За результатами хімічного аналізу рідин глушіння встановлено, що основним корозивним компонентом є розчинені у них хлориди.
2. Корозійні випробовування показали значну корозійну активність обох рідин глушіння на рівнях «HIGH» та «SEVERE» за NACE Standard RP0775-2005
3. У рідині глушіння №2 внаслідок синергічної дії високої кислотності та концентрації хлоридів рівень локалізації корозійних процесів (пітингоутворення) відповідає найвищому за шкалою NACE Standard RP0775-2005 «SEVERE». Така корозійна поведінка викликати значні корозійно-механічні пошкодження навантажених відповідальних елементів внаслідок концентрації напружень у місцях пітингу.
4. Швидкість пітингової корозії на металевих зрізках бурильної труби 73,02 x 9,19 G-105 в середовищі рідини глушіння №2 становить 58,5 ... 62,05 мм/рік. У відповідності до галузевого стандарту ГСТУ 320.02829777.002-95 «Інструкція по

проведенню неруйнівного контролю нарізних труб нафтового сортаменту в процесі їх експлуатації», залишковий ресурс експлуатації бурильних труб в промивальній рідині №2 становить 16,65 діб, що свідчить про недоцільність використання труб марки G105 у кислих високомінералізованих рідинах глушіння.

Література

1. Токунов В.И., Саушин А.З. Технологические жидкости и составы для повышения продуктивности нефтяных и газовых скважин. – М.: Недра, 2004. – 711 с.
2. Галеев Р.Г. Повышение выработки трудноизвлекаемых запасов углеводородного сырья. – М.: КУБК-а, 1997. – 352 с.
3. Велиева Р.Г., Гамидова Н.С., Азимов Н.А., Ибрагимова Г.Б., Ахмедова А.В. Защита НКТ от микробиологической коррозии в скважинах месторождения Гюнешли // Нефтяное хозяйство. – 2012. – № 7. – С. 112-115.
4. Kryzhanivskyi, E. I., Hoisan, I. M., & Student, O. Z. (2014). Specific features of the growth of fatigue cracks in 36G2S steel of drill pipes after the recovery heat treatment. *Materials Science*, 50(1), 92-97. doi:10.1007/s11003-014-9695-6
5. Poberezhny, L., Hrytsanchuk, A., Hrytsuliak, G., Poberezhna, L., & Kosmii, M. (2018). Influence of hydrate formation and wall shear stress on the corrosion rate of industrial pipeline materials. *Koroze a Ochrana Materialu*, 62(4), 121-128. doi:10.2478/kom-2018-
6. Obanijesu, E. O., Pareek, V., Gubner, R., & Tade, M. O. (2011). Hydrate formation and its influence on natural gas pipeline internal corrosion. *Nafta*, 62(5-6), 164-173.
7. Standard, N. A. C. E. (2005). Preparation and Installation of Corrosion Coupons and Interpretation of Test Data in Oilfield Operations. *NACE RP0775-2005, Houston, TX, NACE International Publication, Item*, (21017).

THE EFFECT OF STRESS RATIO ON FUNCTIONAL BEHAVIOR AND STRUCTURAL FATIGUE OF PSEUDOELASTIC NITI ALLOY

^aV. Iasnii, ^aP. Yasniy, ^bL. Sobaszek, ^cY. Lapusta

^aDepartment of Structural Mechanics, Ternopil Ivan Puluj National Technical University

^bInstitute of Technological Systems of Information, Mechanical Engineering Faculty, Lublin University of Technology

^cUniversité Clermont Auvergne, SIGMA Clermont (ex-IFMA, French Institute of Advanced Mechanics), Institut Pascal, BP 10448, F-63000 Clermont-Ferrand, France, CNRS, UMR 6602, IP, F-63178 Aubière, France

Abstract. The influence of stress ratio on functional behavior and structural fatigue of pseudoelastic NiTi alloy are studied. With the change of the stress ratio from 0 to 0.5 the residual strain in the first and next cycles increases significantly even at lower values of maximal stress. The fatigue life of NiTi alloy increases with the decrease of stress ratio from 0.5 to 0 in the case of presenting the results depending on the stress range.

1. Introduction

Pseudoelastic SMA due to their unique properties [1] are used in the structural elements [2], machines [3] and other [4] which operate under cyclic loading. In contrast to traditional materials, pseudoelastic SMA lose both structural and functional properties under the influence of cyclic loading. Therefore, for such materials it is important to study the functional and structural behavior under cyclic loading with regard to stress ratio.

2. Experimental setup and material

The influence of stress ratio on functional properties was studied on pseudoelastic Ni_{55.8}Ti_{44.2} alloy at 0°C which is above the austenite finish temperature ($A_f = -38.7^\circ\text{C}$).

Material has the following mechanical properties at 0°C ($A_f = -38.7^\circ\text{C}$): yield strength, $\sigma_{0.2} = 447$ MPa, ultimate tensile strength, $\sigma_{\text{UTS}} = 869$ MPa [5,6]. Chemical composition of material is given in following paper [5].

Cylindrical specimens with the diameter of 4 mm and gauge length of 12.5 mm were tested under uniaxial cyclic loading at temperature 0°C and stress ratio $R = \sigma_{\text{min}}/\sigma_{\text{max}} = 0$ and $R = 0.5$ (here σ_{min} and σ_{max} are the minimum and maximum stresses). Tests were carried out under displacement-controlled mode at stress ratio $R = 0$. In this case, the maximum stress, except for the first twenty loading cycles, remains constant [6,7].

Fatigue tests were carried at stress ratio $R = 0.5$ under stress-controlled mode. Thus, it can be assumed that during testing the maximum and minimum stresses were constant.

3. Results and discussion

For the same maximum stress and different stress ratios a typical hysteresis loops of loading cycles ($N = 1, 10, 20$ cycles) are presented at Fig. 1. For both stress ratios a significant reduction of the hysteresis loop area after first ten cycles and its stabilization after twenty cycles could be observed (Fig. 1 a, b) [7].

The functional properties of the pseudoelastic SMA can be characterized by residual strain. The increase of the initial stress range from 509 MPa to 605 MPa augments the residual strain that leads to degradation of pseudoelasticity. However, with the further increase of the initial stress range to 740 MPa, the dependence of residual strain on the number of loading cycles shifts down to the same dependence for $\Delta\sigma_1 = 605$ MPa. The indicated inversion from the general law is due to the fact that the initial stress range is 8.7% at $\Delta\sigma_1 = 740$ MPa in the first cycle that exceeds the maximum deformation under which the super-elastic effect is still visible [7].

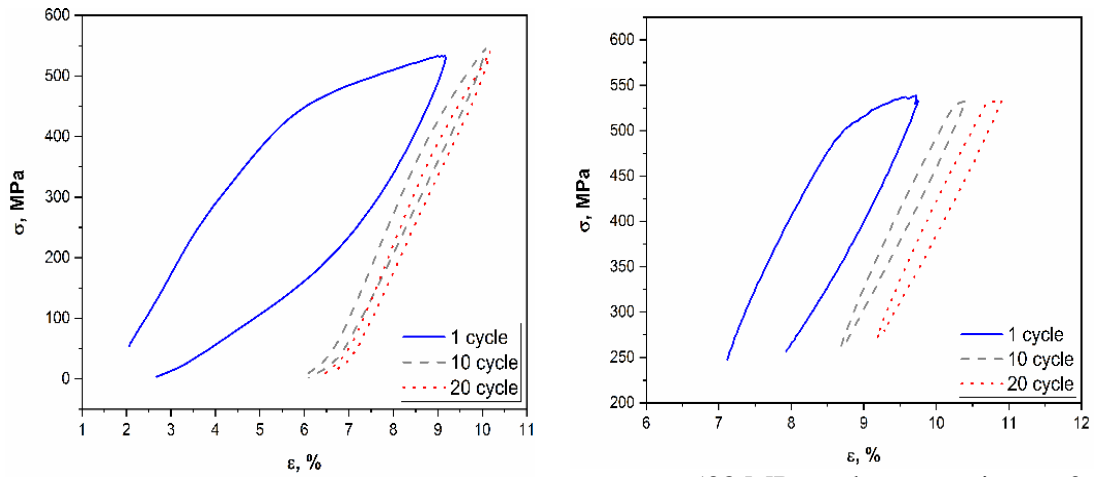


Fig. 1. Stress-strain curves: maximum stress $\sigma_{\max} = 538$ MPa and stress ratio $R = 0$ (a), $\sigma_{\max} = 530$ MPa and stress ratio $R = 0.5$ (b) [7].

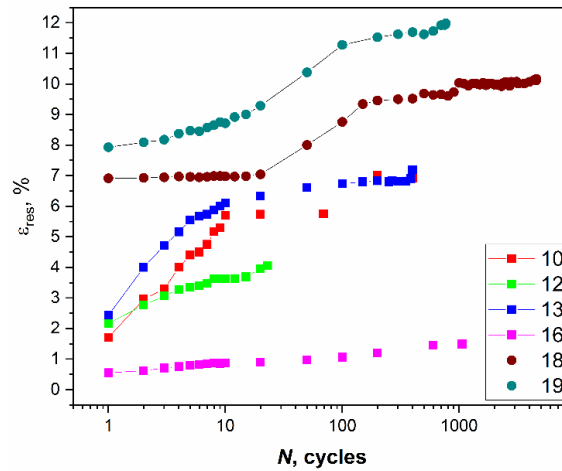


Fig. 2. Dependences of the residual strain – a) and strain range – b) on the number of loading cycles. $\Delta\sigma = 492$ MPa (16), 539 MPa (13), 580 MPa (10), 727 MPa (12) at stress ratio $R = 0$, $\Delta\sigma = 243$ MPa (18), 305 MPa (19) at $R = 0.5$.

The dependences of the stress range $\Delta\sigma$ on the number of cycles to failure N_f for NiTi alloy in ice water at stress ratio 0 and 0.5 are presented in Fig. 3. Stress range was determined at the number of half-cycles to failure. The increase of stress ratio from 0 to 0.5 decreases the fatigue lifetime under low-cycle fatigue as well significantly decreases the angle of relationship between $\lg\Delta\sigma$ and $\lg N_f$.

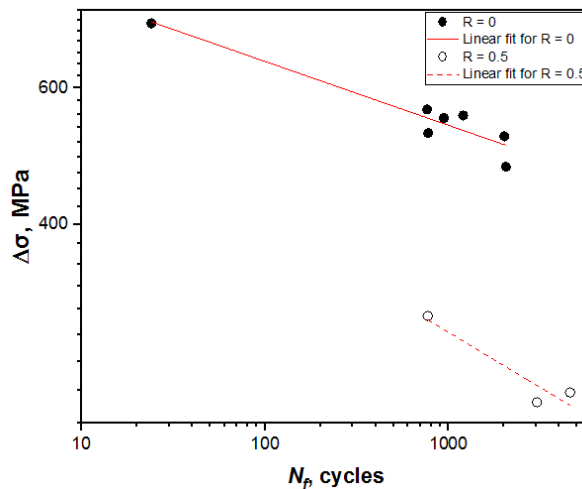


Fig. 3. Dependence of the stress range on the number of loading cycles at stress ratio 0 and 0.5

Fig. 4 shows experimental fatigue curves in coordinates strain range versus number of cycles to failure of the specimen. The strain range values were determined at the number of

half-cycles to failure, in the same way as stress range. The experimental data were fitted by means of equation with the determined parameters, which are in detail described in paper [8]. In contrast to the data presented in Fig. 3, using strain range as a criterion of fatigue failure, fatigue lifetime of pseudoelastic Ni_{55.8}Ti_{44.2} alloy at stress ratio 0 is almost the same that at $R = 0.5$.

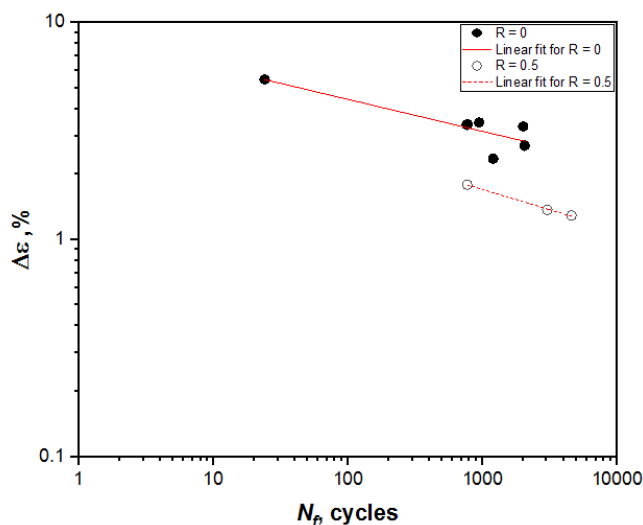


Fig. 4. Dependence of the strain range on the number of loading cycles at stress ratio 0 and 0.5

Moreover, the slope angle of both curves in logarithmic scales is also approximately the same.

4. Conclusions

The effect of stress ratio on functional behavior and structural fatigue of pseudoelastic Ni_{55.8}Ti_{44.2} shape memory alloy was studied under the uniaxial tensile deformation at temperature of 0°C, which is above the austenite finish temperature ($A_f = -38.7^\circ\text{C}$).

The results show that the functional fatigue of the NiTi alloy under the stress-controlled cyclic loading is dependent on the stress range and stress ratio. With the change of the stress ratio from 0 to 0.5 the residual strain in the first and next cycles increases significantly even at lower values of stress range.

The fatigue life of NiTi alloy increases with the decrease of stress ratio from 0.5 to 0 in the case of presenting the results depending on the stress range. Nevertheless, in the case of employing the strain range the lifetime of NiTi alloy at $R = 0$ is almost the same that at stress ratio of 0.5.

References

1. Desroches R. et al. Cyclic Properties of Superelastic Shape Memory Alloy Wires and Bars. 2004. Vol. 130, № 1. P. 38–46.
2. Menna C., Auricchio F., Asprone D. Applications of shape memory alloys in structural engineering // Shape Memory Alloy Engineering. 2015. 369–403 p.
3. Quintanilla A.L. Development of a Fast Shape Memory Alloy Based Actuator for Morphing Airfoils. 2016. 164 p.
4. Yasniy P. et al. Calculation of constructive parameters of SMA damper // Sci. J. TNTU. 2017. Vol. 88, № 4. P. 7–15.
5. Iasnii V., Junga R. Phase Transformations and Mechanical Properties of the Nitinol Alloy with Shape Memory // Mater. Sci. 2018. Vol. 54, № 3. P. 406–411.
6. Iasnii V. et al. Experimental study of pseudoelastic NiTi alloy under cyclic loading // Sci. J. TNTU. 2018. Vol. 92, № 4. P. 7–12.
7. Iasnii V., Yasniy P. Influence of stress ratio on functional fatigue of pseudoelastic NiTi alloy // Procedia Struct. Integr. Elsevier, 2019. Vol. 16. P. 67–72.
8. Iasnii V. et al. The effect of temperature on low-cycle fatigue of shape memory alloy. 2019. Vol. 50. P. 310–318.

ЗВ'ЯЗОК МІЖ ЗСУВАМИ КРИТИЧНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ КРИХКОСТІ, ОТРИМАНИХ РІЗНИМИ МЕТОДАМИ ДЛЯ НАД ПРОЕКТНИХ ФЛЮЕНСІВ НЕЙТРОНІВ

М.Г. Голяк, Л.І. Чирко, О.В. Тригубенко, О.В. Шкапак

Інститут ядерних досліджень НАН України, Україна

Abstract. The main topic of the study is to determine relation between shifts of critical temperature of brittleness obtained by different methods within a range of long-term operation fluence. Using advanced methods of surveillance specimens reconstruction, dose dependences of critical temperatures of brittleness and reference temperatures for WWER-1000 RPV materials have been obtained. The Chow test was used to verify the homogeneity of the two samples. The results of the study showed that it is possible to combine the values of ΔT_F and ΔT_0 to obtain the reliable value of the irradiation embrittlement coefficient.

Корпус реактора є основним бар'єром безпеки реакторної установки та таким що не підлягає заміні, тому його стан фактично визначає ресурс всього енергетичного блоку. В Україні, як і в інших країнах, стан корпусу реактора, а саме здатність матеріалу КР чинити опір поширенню тріщин в умовах опромінення швидкими нейтронами, визначають за результатами випробувань на ударний вигин зразків-свідків типу Шарпі.

В документі МАГАТЕ “VERLIFE” (“NULIFE”) коефіцієнт радіаційного окрихчування A_F рекомендують визначати за даними результатів випробувань на ударний вигин зразків-свідків типу Шарпі та триточковий вигин зразків-свідків типу COD.

Температурна залежність ударної в'язкості, для зразків типу Шарпі має наступний вигляд:

$$KCV = \left(\frac{USE}{2} \right) \cdot \left(1 + \tanh \left(\frac{T - T_0}{C} \right) \right) \quad (1)$$

де KCV – ударна в'язкість (питома робота руйнування), USE – значення ударної в'язкості на верхньому шельфі температурної залежності, T – температура випробування; T_0 – температура, яка відповідає значенню ударної в'язкості; C – параметр, який характеризує нахил температурної залежності KCV .

Температурна залежність параметрів в'язкості руйнування (рівняння майстер кривої) для зразків типу COD:

$$K_{JC} = 30 + 70 \exp[0.019(T - T_0)] \quad (2)$$

де K_{JC} – коефіцієнт інтенсивності напруження. T_0 – температура, при якій медіана температурної залежності K_{JC} для зразків товщиною 25,4 мм дорівнює 100 МПа $\sqrt{м}$. Температурна залежність параметрів в'язкості руйнування в області крихко-в'язкого переходу однакова для всіх сталей феритного класу незалежно від хімічного складу, термообробки і структурного стану.

Для продовження безпечної експлуатації КР у надпроектний термін необхідно вияснити чи зберігається кореляція між ΔT_{KF} і ΔT_0 при великих флюенсах. Для перевірки однорідності двох вибірок використовували тест Чоу, який перевіряє гіпотезу що дві вибірки можуть бути об'єднані в одну при рівні значущості $\alpha=0,05$ та умові коли $F_{Чоу} < F_{кр}$.

Порівняння зсувів температур крихко-в'язкого переходу, отриманих різними методами показано на прикладі декількох блоків українських АЕС. Для Блоку А було проведено порівняльний аналіз як основного металу (ОМ) (рис.1) так і металу зварного з'єднання (МШ) (рис.2).

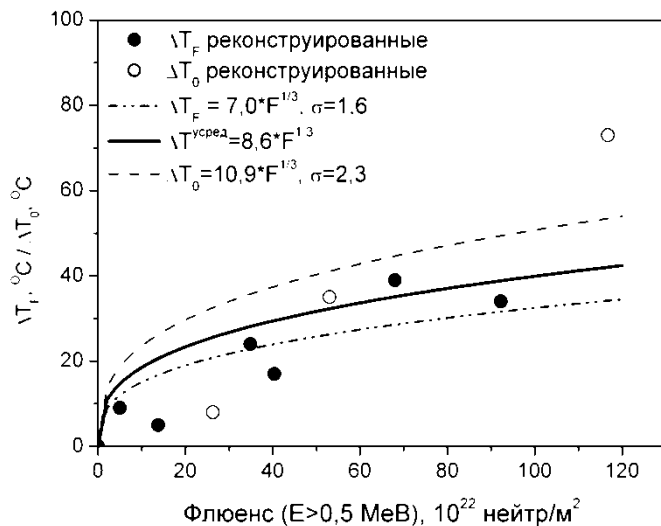


Рис.1. Порівняння зсувів температур крихко-в'язкого переходу, отриманих різними методами для основного металу КР Блоку А

Значення F-статистики складає 2,6 при критичному значенні 5,3, тобто виконується нерівність $F_{\text{Чоу}} < F_{\text{кр}}$. Тому дані дві вибірки можна вважати однорідними, та об'єднати в одну.

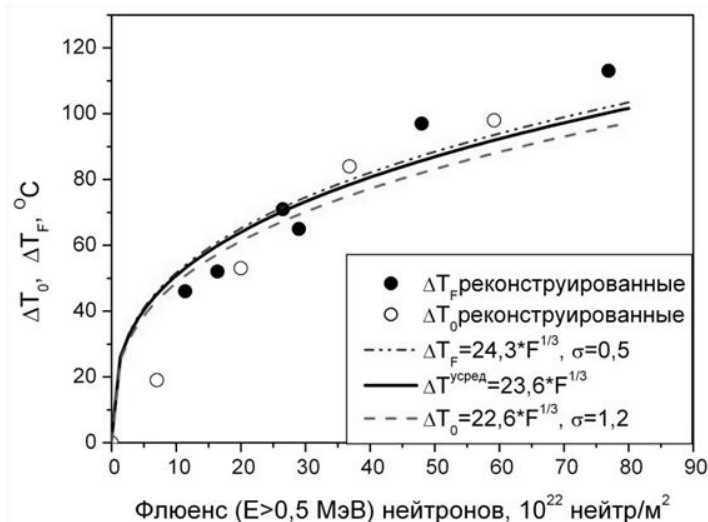


Рис.2. Порівняння зсувів температур крихко-в'язкого переходу, отриманих різними методами для металу зварного з'єднання КР Блоку А

Значення F-статистики складає 0,5 при критичному значенні 5,3, тобто виконується нерівність $F_{\text{Чоу}} < F_{\text{кр}}$. Тому дані дві вибірки можна вважати однорідними, та об'єднати в одну.

Схожа картина має місце і для іншого Блоку Б. Для основного металу (рис. 3а) значення F-статистики складає 2,13 при критичному значенні 4,66, тобто виконується нерівність $F_{\text{Чоу}} < F_{\text{кр}}$, а для металу зварного з'єднання (рис. 3б) значення F-статистики складає 0,22 при критичному значенні 4,6, тобто виконується нерівність $F_{\text{Чоу}} < F_{\text{кр}}$. Таким чином, для обох металів виконується нерівність Чоу, а отже вибірки вважаються однорідними.

Цікавим є дослідження кореляції двох методик для металу зварного з'єднання корпусу реактора Блоку В (рис.4). Цей блок найкращий з усіх ВВЕР-1000. Концентрація нікелю в МШ не перевищує 1,17%ваг, а марганцю 0,78%ваг. Внаслідок чистоти металу в основному металі практично відсутнє радіаційне окрихчування. Окрихчування металу зварного з'єднання також незначне – коефіцієнт радіаційного окрихчування значно нижчий від нормативного ($A_F = 11,5^\circ\text{C}$ при $A_F(\text{ПНАЕ}) = 20^\circ\text{C}$).

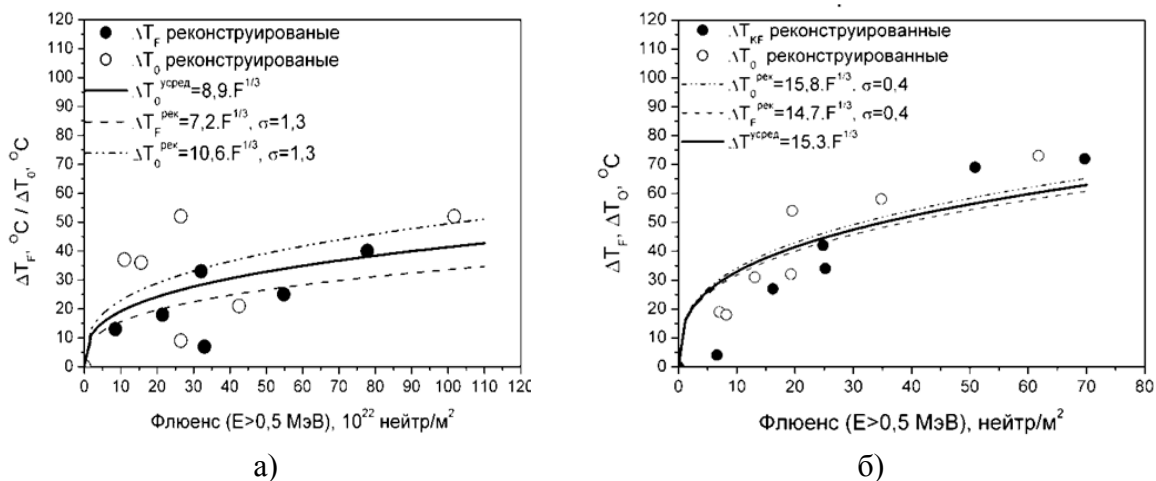


Рис.3. Порівняння зсувів температур крихко-в'язкого переходу, отриманих різними методами для а - ОМ КР Блоку Б, б - МШ КР Блоку Б

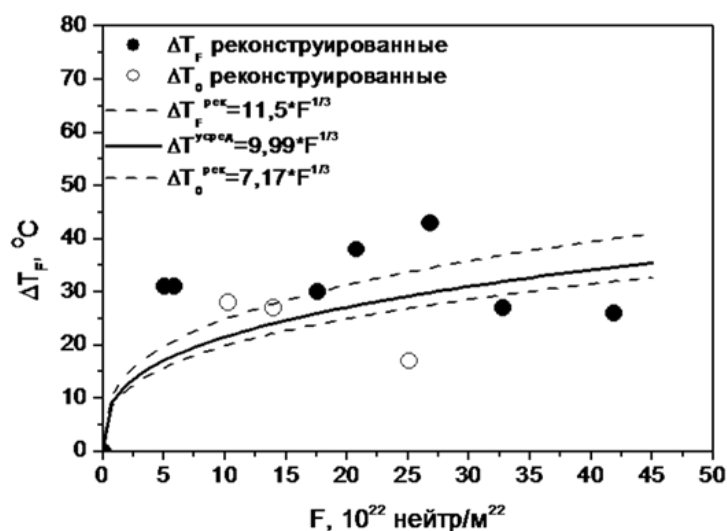


Рис.4. Порівняння зсувів температур крихко-в'язкого переходу, отриманих різними методами для металу зварного з'єднання КР Блоку В

Значення F-статистики складає 0,14 при критичному значенні 4,96, тобто виконується нерівність $F_{\text{доп}} < F_{\text{кр}}$

Висновки. В роботі для металу корпусів реакторів ВВЕР-1000 досліджені дозові залежності зсувів перехідних температур ΔT_0 та ΔT_F , отриманих при випробуваннях зразків-свідків на триточковий та ударний вигини відповідно, при таких значеннях флюенсів, що відповідають понадпроектним термінам безпечної експлуатації.

Показано, що принаймні до накопичення флюенсу швидких ($E \geq 0,5$ MeV) нейтронів $\approx 100 \cdot 10^{22}$ нейтр/м² значення зсувів перехідних температур, отриманих різними методами випробувань, описуються однаковим законом. Таким чином, для визначення достовірного значення коефіцієнту радіаційного окрихчування A_F можна об'єднувати величини ΔT_F і ΔT_0 , отримані до накопичення флюенсів, що відповідають понадпроектним термінам безпечної експлуатації.

Література

1. ПНАЭ Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок / Госатомэнергонадзор СССР. – Москва, Энергоатомиздат – 1989 – 525 с.

E 1921-05 Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range. Annual Book of ASTM Standards, Volume 03.01, 2005.

ВИЗНАЧЕННЯ ДОВІРЧИХ ІНТЕРВАЛІВ РОЗКИДУ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДАНИХ УДАРНОЇ В'ЯЗКОСТІ ВІД ТЕМПЕРАТУРИ ДЛЯ СТАЛЕЙ КОРПУСІВ РЕАКТОРІВ ТИПУ ВВЕР-1000

**Л.І. Чирко, В.М. Ревка, Ю.В. Чайковський, М.Г. Голяк,
О.В. Тригубенко, О.В. Шкапяк**

Інститут ядерних досліджень НАН України

Abstract. In this work a database of the surveillance specimens for VVER-1000 reactor pressure vessel based on Charpy impact test was created, that contains 1648 points. The equations of confidence intervals of the spread of experimental data was derived after analyzing the created database. On the basis of the obtained results, kcvtestogun computer program was developed and written for automation and optimization of calculations.

1. Вступ

Обов'язковою умовою безпечної експлуатації ядерної енергетичної установки з реактором корпусного типу є збереження цілісності корпусу реактора (КР) при нормальних умовах експлуатації, порушенні нормальних умов експлуатації та при будь-яких проектних аваріях. Забезпечення цієї умови вимагає контролю стану металу корпусу реактора протягом всього терміну його служби як в проектний так і понад проектний період експлуатації.

Контроль стану металу КР ВВЕР-1000 здійснюється неруйнівними і руйнівними методами. Згідно вимог нормативної [1, 2] і конструкторської документації для контролю властивостей металу КР руйнівними методами реалізується програма зразків-свідків (ЗС). Відповідно до цієї програми всередину реактора перед його введенням в експлуатацію встановлюються ЗС, виготовлені з основного металу (ОМ), зварного шву (ЗШ) і металу зони термічного впливу (ЗТВ).

З метою визначення фактичних змін механічних властивостей металу КР (границі текучості, відносного видовження, відносного звуження) і характеристик опору крихкому руйнуванню (критичної температури крихкості, в'язкості руйнування) ЗС періодично витягують з реактора і досліджують.

Метою проведення даної роботи є систематизація експериментальних даних ударної в'язкості від температури для сталей корпусів реакторів типу ВВЕР-1000, а також, на основі аналізу створеної бази даних, визначення довірчих інтервалів їх розкиду.

Необхідність проведення такої роботи обумовлена тим, що при дослідженні зразків-свідків на ударний вигин, у зв'язку із значним розкидом експериментальних даних, інколи виникає питання: чи та, чи інша точка дійсно є розкидом, чи, можливо, викидом експериментальних даних. Адже саме ці дані є ключовими для визначення та обґрунтування терміну безпечної експлуатації корпусу атомного реактора, що є критичним елементом блоку атомної електростанції (АЕС).

2. Аналіз останніх публікацій.

На сьогодні в ряді країн іде процес систематизації експериментальних даних випробувань на ударну в'язкість матеріалів корпусів реакторів типу ВВЕР-1000. Проте питання розкиду даних залежності ударної в'язкості від температури залишається відкритим, що вносить додаткову невизначеність в обґрунтування ресурсу безпечної експлуатації нині діючих АЕС.

3. Ціль та задачі досліджень.

Для досягнення поставленої мети передбачається розробити в середовищі Matlab спочатку першу комп'ютерну програму, яка створить базу експериментальних даних

зразків-свідків на ударний вигин. Це дасть можливість систематизувати експериментальні дані ударної в'язкості від температури для сталей корпусів реакторів типу ВВЕР-1000. В результаті буде отримано базу даних зразків-свідків на ударний вигин.

На основі аналізу створеної бази даних, отримані дані буде зведено в одну систему координат та проаналізовано їх розкид на верхньому шельфі, нижньому шельфі та в перехідній області. В результаті передбачається отримання рівнянь верхньої та нижньої огинаючих розкиду експериментальних даних кривої ударної в'язкості від температури.

Далі планується розробити другу комп'ютерну програму для зручного обрахунку експериментальних даних, яка на основі даних ударної в'язкості від температури буде будувати відповідний графік, середню лінію регресії, огинаючі розкиду експериментальних даних, а також визначати температуру крихко-в'язкого переходу. Це допоможе у визначенні та обґрунтуванні ресурсу безпечної експлуатації корпусу атомного реактора, що є критичним елементом блоку атомної електростанції (АЕС).

4. Створення бази даних результатів випробувань на ударний вигин.

База даних створювалася на основі даних випробувань зразків-свідків, отриманих за допомогою експериментального та допоміжного обладнання, яке знаходиться у лабораторії «гарячих» камер Інституту ядерних досліджень НАН України. Лабораторія призначена для дистанційної роботи з радіоактивними матеріалами, що дозволяє проводити випробування опромінених зразків, вивантажених з реактора. Серед основного експериментального обладнання лабораторії є маятниковий копер КМД-30 та випробувальний комплекс Instron 8862 з програмним забезпеченням Bluehill 2 для обробки результатів випробувань.

Для систематизації результатів випробувань зразків-свідків на ударний вигин в середовищі Matlab було розроблено комп'ютерну програму kcvtest1base [3]. Потім було оброблено цією програмою експериментальні дані досліджень зразків-свідків. В результаті - отримано базу даних зразків-свідків на ударний вигин, що містить 1648 точок.

5. Аналіз отриманої бази даних та визначення рівнянь їх розкиду.

Залежність ударної в'язкості від температури має вигляд (1):

$$KCV = A \cdot \left(1 + th \left[\frac{T - T_0}{C} \right] \right) \quad (1)$$

де A – середнє значення KCV між верхнім KCV_{\max} і нижнім KCV_{\min} значеннями ударної в'язкості; T_0 – температура, що відповідає значенню; A ; C – емпірична константа.

В рамках роботи, було проведено розрахунки результатів випробувань зразків-свідків для металів корпусів реакторів типу ВВЕР-1000 та їх зведення в одну таблицю, а саме експериментальних даних ударної в'язкості від температури, що обумовило значний масив даних. Далі було зведено ці дані в одну систему координат (рис.1) та проведено аналіз їх розкиду на верхньому шельфі, нижньому шельфі та в перехідній області.

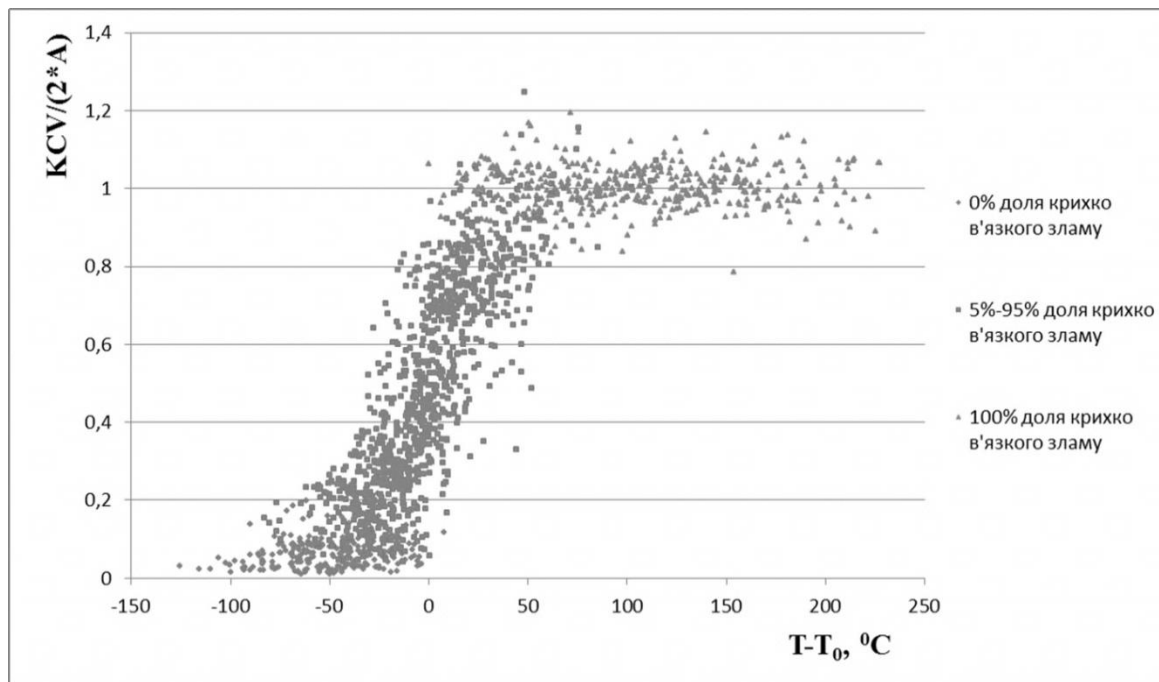


Рис.1 Графік експериментальних даних ударної в'язкості від температури зведених в одну відносну систему координат.

В результаті було отримано рівняння верхньої 95% (2) та нижньої 5% (3) огибаючих розкиду експериментальних даних кривої ударної в'язкості від температури [4], які мають вигляд:

$$KCV_{(0,95)} = A \cdot \left(1,28 + 0,96 \cdot th \left[\frac{T - T_0 + 26}{0,96 \cdot C} \right] \right) \quad (2)$$

$$KCV_{(0,05)} = A \cdot \left(0,72 + 1,04 \cdot th \left[\frac{T - T_0 - 26}{1,04 \cdot C} \right] \right) \quad (3)$$

На основі отриманих результатів в середовищі Matlab була розроблена та написана комп'ютерна програма kcvtestogun (рис.2) для автоматизації та оптимізації розрахунків $T_{ки}$ або $T_{кF}$ та побудови графіка з даними залежності ударної в'язкості від температури, середньою лінією регресії та огибаючими розкиду експериментальних даних.

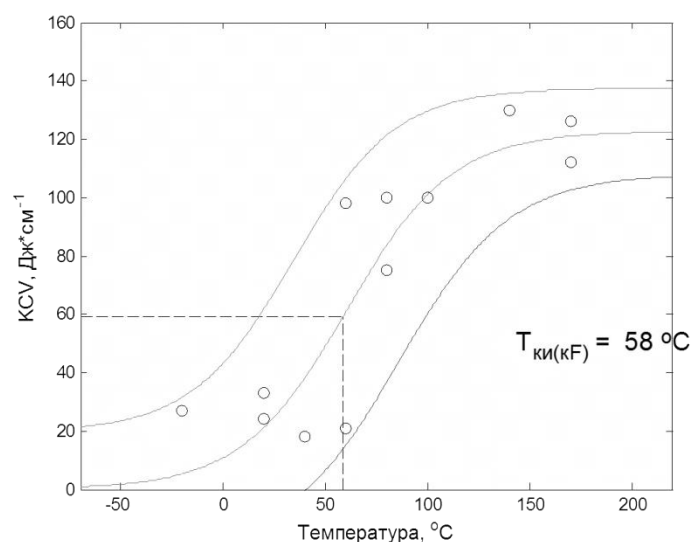


Рис.2 Графік побудований за допомогою програми kcvtestogun

6. Висновки.

В ході проведення роботи було створено базу даних на основі випробувань зразків-свідків на ударний вигин, яка містить 1648 точок. Проведено аналіз отриманої

бази даних та запропоновано методику визначення довірчих інтервалів розкиду експериментальних даних ударної в'язкості від температури. На основі запропонованої методики виведено рівняння верхньої (95%) та нижньої (5%) огинаючих розкиду експериментальних даних.

Розроблено програму kcvtestogun, яка дозволила: зменшити часові витрати для побудови залежності ударної в'язкості від температури, 5% та 95% огинаючих, обрахунку $T_{ки}$ або $T_{кF}$, а також відкрити нові можливості для швидкого обрахунку великої кількості однотипних даних з використанням різних методик при подальшому удосконаленні алгоритму та тіла програми.

Література

1. Правила устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (ПНАЭ Г-7-008-89): руководство. – 2-е изд., испр. и доп. – М. : Энергоатомиздат, 1990. – 169 с.
2. Типовая программа контроля свойств металла корпусов реакторов ВВЭР-1000 по образцам-свидетелям (ПМ-Т.0.03.120-08) / Министерство энергетики и угольной промышленности Украины ГП НАЭК "Энергоатом". – К., 2008. – 36 с.
3. Дьяконов В. П. MATLAB 7.*/R2006/R2007: Самоучитель. – М.: ДМК Пресс, 2008. – 768 с. ISBN 978-5-94074-424-5
4. О. В. Шкапяк, Л. І. Чирко, В. М. Ревка, Ю. В. Чайковський, М. Г. Голяк, О. В. Тригубенко. Розробка методики для визначення довірчих інтервалів розкиду експериментальних даних ударної в'язкості від температури та її апробація.// Тези доповідей XXVI Щорічної наукової конференції ІЯД НАНУ, Київ, Україна, 8 - 12 квітня 2019 р. – Київ, 2019. – С.110.

АНАЛІТИЧНИЙ РОЗРАХУНОК ГЛАДКОЇ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ОБОЛОНКИ

М.С. Михайлишин, П.В. Ясній, Ю.І. Пиндус, М.І. Гудь

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя, Україна

Abstract Using the analytical methods solved the problem of free oscillations of the cylindrical shell.

Ключові слова: гладка циліндрична оболонка, власні коливання, аналітичний розрахунок.

Вступ. В різноманітних галузях промисловості широке застосування знайшли конструктивні компоненти що представляють собою циліндричні оболонки. Ці елементи складають за вагою порівняно невелику частку конструкцій, але суттєво впливають на міцність і жорсткість механічних систем.

Рациональне проектування деталей машин та елементів конструкцій пов'язане з дослідженням їх міцності та стійкості. Для запобігання резонансу важливим є визначення власних частот особливо при дії змінного навантаження.

Що стосується циліндричних оболонок ракет, то, за звичних умов експлуатації на них діють аеродинамічні навантаження зумовлені оточуючим газовим середовищем та роботою двигунів. Крім того, при транспортуванні до місця старту такі оболонки піддаються навантаженням, спектр яких визначається типом транспортного засобу. Так, при перевезенні авіатранспортом циліндричні оболонки можуть здійснювати вимушені коливання, що спричинені неоднорідністю атмосферного повітря при польоті, роботою двигунів літака, вертикальними прискореннями.

У зв'язку з цим особливого значення набувають надійні методи аналітичного визначення резонансних частот таких конструкцій.

Для розрахунку оболонкових елементів конструкцій використовують точні аналітичні методи [1–4]. Зокрема, методи розрахунку на міцність, жорсткість і стійкість оболонок корпусів балістичних ракет і ракет-носіїв описано в праці [1]. Експериментально досліджено лінійні прискорення, які виникають під час морського транспортування ракети носія "Зеніт-3SL" [5]. На основі статистичної обробки максимальних значень виміряних прискорень на опорах установки протягом 29 місій. Показано характер прискорень та визначено основний внесок в динамічне навантаження ракети носія. Огляд експериментальних методів досліджень наведено в роботах [5–7].

Вказані праці стосуються узагальнених досліджень елементів конструкції ракети носія при транспортуванні морським транспортом. Зважаючи на специфіку експлуатації та транспортування підсилені оболонок, для кожного конкретного випадку необхідно визначати частоти і форми коливань і відповідно, їх міцність та довговічність.

Матеріали та методи досліджень. Довжина циліндра дорівнює $L=6,3$ м, діаметр $D=2R=1,8$ м, товщина стінки $h=0,0015$ м. Характеристики механічних властивостей матеріалу циліндричної оболонки: алюмінієвий сплав Д16АТ, модуль Юнга $E = 7.2 \times 10^5$ МПа; коефіцієнт Пуассона $\nu = 0,3$; густина $\rho = 2,7 \cdot 10^4$ Н/м³. Гравітаційне прискорення приймали рівним $g = 9,8$ м/с².

Для аналітичного дослідження коливань циліндричних оболонок використаємо рівняння у вигляді:

$$\begin{aligned}
& \frac{\partial^2 u}{\partial \xi^2} + \frac{1-\nu}{2}(1+k) \frac{\partial^2 u}{\partial \xi^2} + \frac{1+\nu}{2} \frac{\partial^2 v}{\partial \xi \partial \varphi} + \frac{\partial^3 \varpi}{\partial \xi^3} - \frac{1-\nu}{2} k \frac{\partial^3 \varpi}{\partial \xi \partial \varphi^2} - \nu \frac{\partial \varpi}{\partial \xi} = \rho R^2 \left(\frac{1-\nu^2}{E} \right) \frac{\partial^2 u}{\partial \tau^3} \\
& \frac{1+\nu}{2} \frac{\partial^2 u}{\partial \xi \partial \varphi} + \frac{\partial^2 v}{\partial \varphi^2} + \frac{1-\nu}{2}(1+3k) \frac{\partial^2 v}{\partial \xi^2} + \frac{3-\nu}{2} k \frac{\partial^3 \varpi}{\partial \xi^2 \partial \varphi} - \frac{\partial \varpi}{\partial \varphi} = \rho R^2 \left(\frac{1-\nu^2}{E} \right) \frac{\partial^2 v}{\partial \tau^2} \\
& k \frac{\partial^3 u}{\partial \xi^3} - \frac{1-\nu}{2} k \frac{\partial^3 v}{\partial \xi \partial \varphi^2} - \nu \frac{\partial u}{\partial \xi} + \frac{3-\nu}{2} k \frac{\partial^3 v}{\partial \xi^2 \partial \varphi} - \frac{\partial v}{\partial \varphi} + \varpi + k \left[\frac{\partial^4 \varpi}{\partial \xi^4} + 2 \frac{\partial^4 \varpi}{\partial \xi^2 \partial \varphi^2} + \frac{\partial^4 \varpi}{\partial \varphi^4} + 2 \frac{\partial^2 \varpi}{\partial \varphi^2} + \varpi \right] = -\rho R^2 \left(\frac{1-\nu^2}{E} \right) \frac{\partial^2 \varpi}{\partial \tau^2},
\end{aligned} \tag{1}$$

$$\text{Тут } \xi = \frac{x}{R}; k = \frac{h^2}{12R^2};$$

Загальний розв'язок (1) шукаємо у вигляді

$$\begin{aligned}
u &= U(\xi) \sin(n\varphi + \varphi_0) e^{i\omega t} \\
v &= V(\xi) \cos(n\varphi + \varphi_0) e^{i\omega t} \\
\varpi &= W(\xi) \sin(n\varphi + \varphi_0) e^{i\omega t}
\end{aligned} \tag{2}$$

де n – кількість вузлових ліній вздовж твірної оболонки; ω – кругова частота коливань.

Підставляючи вираз (2) у (1) отримаємо систему рівнянь для знаходження функцій U , V і W , розв'язок якої такий.

$$\begin{aligned}
U &= C_1 S_1 e^{a\xi} - C_2 S_1 e^{-a\xi} - C_3 S_2 \sin \beta \xi + C_4 S_2 \cos \beta \xi + \\
&+ e^{C\xi} [C_5 (k_1 \cos d\xi + m_1 \sin d\xi) + C_6 (k_1 \sin d\xi - m_1 \cos d\xi)] + \\
&+ e^{-C\xi} [C_7 (-k_1 \cos d\xi + m_1 \sin d\xi) + C_8 (k_1 \sin d\xi + m_1 \cos d\xi)]; \\
V &= C_1 S_3 e^{a\xi} + C_2 S_3 e^{-a\xi} + C_4 S_4 \sin \beta \xi + C_3 S_4 \cos \beta \xi + \\
&+ e^{C\xi} [C_5 (k_2 \cos d\xi - m_2 \sin d\xi) + C_6 (k_2 \sin d\xi + m_2 \cos d\xi)] + \\
&+ e^{-C\xi} [C_7 (k_2 \cos d\xi + m_2 \sin d\xi) + C_8 (k_2 \sin d\xi - m_2 \cos d\xi)]; \\
W &= C_1 e^{a\xi} + C_2 e^{-a\xi} + C_3 \cos b\xi + C_4 \sin b\xi + e^{C\xi} (C_5 \cos d\xi + C_6 \sin d\xi) + e^{-C\xi} (C_7 \cos d\xi + C_8 \sin d\xi).
\end{aligned}$$

Якщо на кожному з країв оболонки виконуються умови Нав'є, граничні умови такі:

$$\varpi = 0, v = 0, M_\xi = 0, N_\xi = 0, \text{ при } \xi = 0 \tag{4}$$

$$w = 0, v = 0, M_\xi = 0, N_\xi = 0, \text{ при } \xi = l \tag{5}$$

У результаті задоволення цих умов отримаємо систему рівнянь:

$$\begin{aligned}
& C_1 + C_2 + C_3 + C_5 + C_7 = 0; \\
& C_1 p_1 + C_2 p_2 - C_3 q_1 + C_5 (p_2 + a_2) + C_6 (q_2 - b_2) + C_7 (p_2 + a_2) - C_8 (q_2 + b_2) = 0; \\
& C_1 p_3 + C_2 p_3 - C_3 q_3 + C_5 (p_4 + a_2) + C_6 (q_4 - b_2) + C_7 (p_4 + a_2) - C_8 (q_4 + b_2) = 0; \\
& C_1 S_3 + C_2 S_3 + C_3 S_4 + C_5 k_2 + C_6 m_2 + C_7 k_2 - C_8 m_2 = 0; \\
& C_1 e^{al} + C_2 e^{-al} + C_3 \cos bl + C_4 \sin bl + e^{cl} (C_5 \cos dl + C_6 \sin dl) + e^{-cl} = 0; \\
& p_1 (C_1 e^{al} + C_2 e^{-al}) - q_1 (C_3 \cos bl + C_4 \sin bl) + C_5 e^{cl} [(p_2 + a_2) \cos dl - ((q_2 - b_2) \sin dl)] + \\
& + C_6 e^{cl} [(p_2 + a_2) \sin dl + ((q_2 - b_2) \cos dl)] + C_7 e^{-cl} [(p_2 + a_2) \cos dl + ((q_2 - b_2) \sin dl)] + \\
& + C_8 e^{-cl} [(p_2 - a_2) \sin dl - ((q_2 + b_2) \cos dl)] = 0
\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
& p_3(C_1 e^{al} + C_2 e^{-al}) - q_3(C_3 \cos bl + C_4 \sin bl) + C_5 e^{cl} [(p_4 + a_2) \cos dl - ((q_4 - b_2) \sin dl)] + \\
& + C_6 e^{cl} [(p_4 + a_2) \sin dl + ((q_4 - b_2) \cos dl)] + C_7 e^{-al} [(p_4 + a_2) \cos dl + ((q_4 - b_2) \sin dl)] + \\
& + C_8 e^{-cl} [(p_4 - a_2) \sin dl - ((q_2 + b_2) \cos dl)] = 0 \\
& C_1 S_3 e^{al} + C_2 S_3 e^{-al} + C_3 S_4 \cos bl + C_4 S_4 \sin bl + e^{cl} [C_5 (k_2 \cos dl - m_2 \sin dl) + C_6 (k_2 \sin dl + m_2 \cos dl)] + \\
& + e^{-cl} [C_7 (k_2 \cos dl + m_2 \sin dl) + C_8 (k_2 \sin dl - m_2 \cos dl)] = 0
\end{aligned}$$

Тут додатково позначено:

$$\begin{aligned}
a_1 &= S_1 a - \nu n S_3, b_1 = S_2 b + \nu n S_4, \\
a_2 &= c k_1 + d m_1, b_2 = c m_1 - d k_1, \\
a_3 &= n(S_1 + k a) - (1 - k) a S_3, b_3 = n(S_2 + k b) + (1 - k) b S_4, \\
a_4 &= n k c + (1 - k) a_3, b_4 = n k d + (1 - k) b_3, \\
p_1 &= a^2 - \nu n^2 + a_1, q_1 = b^2 + \nu n^2 + b_1, \\
p_2 &= c^2 - d^2 - \nu n^2 - \nu n k_2, q_2 = 2 c d - \nu n m_2 + b_1, \\
p_3 &= k a^2 - \nu + a_1, q_3 = k b^2 + \nu + b_1, \\
p_4 &= k(c^2 - d^2) - \nu - \nu n k_2, q_4 = 2 k c d - \nu n m_2.
\end{aligned}$$

Отже, отримали систему лінійних однорідних рівнянь для знаходження $C_1 \dots C_8$. Відмінний від нуля розв'язок цієї системи одержимо тоді, коли визначник коефіцієнтів цієї системи дорівнює нулю:

$$\begin{vmatrix} \Psi_{11} & \Psi_{12} & \dots & \Psi_{18} \\ \Psi_{21} & \Psi_{22} & \dots & \Psi_{28} \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ \Psi_{81} & \Psi_{82} & \dots & \Psi_{88} \end{vmatrix} = 0.$$

З останнього рівняння знаходимо частоти власних коливань оболонки за різних значень геометричних і фізичних параметрів оболонки і різних значень n .

Результати розрахунків власних частот коливань циліндричної оболонки аналітичним методом наведено в таблиці 1.

Таблиця №1

Власні частоти коливань циліндричної оболонки визначені аналітичним методом (в Гц)

№	Частота визначена чисельним методом[8]	Частота визначена аналітичним методом	Відносна похибка чисельного методу, %
1	18,8	19,1	10,06
2	18,8	19,1	10,06
3	19,4	19,7	9,75
4	19,4	19,7	9,75
5	23,5	23,9	10,72
6	23,5	23,9	10,72
7	24,2	24,6	10,4
8	24,2	24,6	10,4
9	29,8	30,3	10,5
10	29,8	30,3	10,5

Висновки.

Розглянута задача про вільні коливання циліндричної оболонки із защемленими торцями. Для розв'язку поставленої задачі використовується аналітичний метод. Результати отримані аналітичним методом порівняно із значеннями власних частот

коливань циліндричної оболонки, отриманими чисельним методом. Найбільша похибка чисельного методу не перевищує 10,7%.

Література

1. Моссаковский В.И., Макаренков А.Г., Никитин П.И. Прочность ракетных конструкций. Москва: Вища школа, 1990. 359 р.
2. Амиро И.Я., Заруцкий В.А. Теория ребристых оболочек. Наукова думка. Киев, 1980. 367 р.
3. Амиро И.Я., Грачев О.А., Заруцкий В.А. Устойчивость ребристых оболочек вращения / Пальчевский, Ю. А. Санников. – К.: Наукова думка, 1987, 180 с. / ed. Амиро И.Я. Киев: Наукова думка, 1987. 180 р.
4. Андрианов И.В., Лесничая В.А., Лобода В.В. Расчет прочности ребристых оболочек инженерных конструкций. Киев-Донецк: Вища школа, 1986. 167 р.
5. В.А. Остапюк О.Э.А. Исследование результатов экспериментального определения нагружения ракеты-носителя при морской транспортировке на стартовой платформе. Р. 38–45.
6. Шевченко В.П., Власов О.И., Каиров В.А. Экспериментальное исследование собственных колебаний конструктивно неоднородных цилиндрических оболочек // Вісник НТУУ «КПІ». Серія машинобудування. 2013. Vol. 68, № 2. Р. 122–127.
7. Заруцкий В.А. О комплексных экспериментальных исследованиях устойчивости и колебаний конструктивно-неоднородных оболочек // Прикл. механика. 2001. Vol. 37, № 8. Р. 38–67.
8. Yasnii P., Pyndus Y., Hud M. Analysis of natural frequencies and shapes of stringer-stiffened cylindrical shells // Sci. J. Ternopil Natl. Tech. Univ. 2016. Vol. 83, № 3. Р. 7–15.

МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ ОСНОВНИХ МЕХАНІЧНИХ ТА ДЕФОРМАТИВНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СУЦІЛЬНОЇ ТА КЛЕЄНОЇ ДЕРЕВИНИ

С. Гомон

Національний університет водного господарства та природокористування

Анотація. Наведено методику досліджень міцнісних та деформативних властивостей суцільної та клеєної деревини хвойних порід (сосни, ялини та інших). Проаналізовано роботи вітчизняних та закордонних вчених за даною тематикою. Поставлена основна задача досліджень. Також приведені розміри зразків суцільної, клеєної та модифікованої деревини. Наведено методику експериментальних досліджень даних елементів за дії одноразових навантажень на стиск для отримання повної діаграми деформування деревини за жорсткого режиму випробувань.

Вступ. Використання деревини, зокрема хвойних порід, в промисловості уже багато століть як єдиного матеріалу, що відновлює природа, є перспективним, екологічним, безпечним, естетичним матеріалом. Винахід же клеєної деревини дає можливість її використання у всіх напрямках промисловості, будівництва, сільського господарства. Модифікація матеріалів з деревини дозволяє покращити фізико-механічні властивості суцільної та клеєної деревини, зокрема міцності, деформативності, вологості. Послідовний перехід українських норм до впровадження розрахункових деформаційних моделей в розрахунках будівельних матеріалів та конструкцій, деталей машин і механізмів приводять до проблеми вивчення роботи деревини під навантаженням від початку завантаження і до повної втрати міцності матеріалу. Дослідження законів силового деформування деревини дає можливість об'єктивно враховувати властивості матеріалу в оцінюванні роботи під навантаженням та проектуванні елементів з деревини.

2. Аналіз літературних джерел та задачі досліджень. Дослідженнями роботи суцільної та клеєної деревини різних порід за одноразових навантажень на стиск вздовж та поперек волокон займалися багато вітчизняних та закордонних вчених [1,2,3,4]. Ці роботи, як правило, стосувалися експериментальних досліджень (міцнісних та деформативних) різних за розмірами зразків з деревини за м'якого режиму випробувань. Тобто дані випробування не давали повної картини деформування та руйнування матеріалу. Повну діаграму деформування суцільної деревини (сосни) на стиск вздовж та поперек волокон отримав Тутурин С.В. [5] на механічному пресі та в подальшому використав в розрахунках. Дослідженнями ж міцності та деформативності інших порід (хвойних та листових) суцільної, клеєної та модифікованої деревини з побудовою повної діаграми матеріалу, тобто за жорсткого режиму випробувань, вчені практично не займалися. Отже, дана тематика, є актуальною та перспективною задачею для подальших досліджень в даному напрямку. З огляду на аналіз літературних джерел можна поставити основну задачу майбутніх досліджень є дослідження міцності, деформативності та тріщиностійкості суцільної, клеєної та модифікованої деревини хвойних порід (сосни, ялини та інших) з побудовою повних діаграм деформування матеріалу, тобто за жорсткого режиму випробувань.

3. Методика експериментальних досліджень. Для досягнення поставленої мети було виготовлено серію зразків. Випробування зразків буде проводитися у дві серії. Випробування першої серії буде необхідне для встановлення руйнівного значення навантаження, деформативності, тріщиностійкості та модуля пружності зразків з суцільної та клеєної деревини хвойних порід (сосни, ялини та інших). А в другій - з метою встановлення руйнівного навантаження, деформативності, тріщиностійкості та модуля пружності зразків з деревини модифікованих силором з різним терміном просочення деревини полімером природним шляхом [6].

Для визначення міцнісних та деформативних характеристик деревини вздовж волокон за дії одноразових навантажень було виготовлено групу зразків конструкційних розмірів для врахування, як мікроструктури, так і макроструктури деревини, серед них: призми дерев'яні 45х45х250 мм; призми дощатоклеєні 45х45х250 мм, призми дерев'яні модифіковані силором 45х45х250 мм, призми дощатоклеєні модифіковані силором 45х45х250 мм. Виготовлення зразків для дослідження роботи деревини різних порід хвойної деревини поперек волокон проводили з колоди діаметром 280-300 мм, випилюючи або серцевинну дошку, яка повинна включати серцевинний центр – тип зразків №1 (радіальне) , або бокову – тип зразків №2 (тангенціальне) . Отже, було вибрано два види зразків з деревини хвойних порід (сосни, ялини та інших) з різним поперечним розміщенням волокон рис.1.

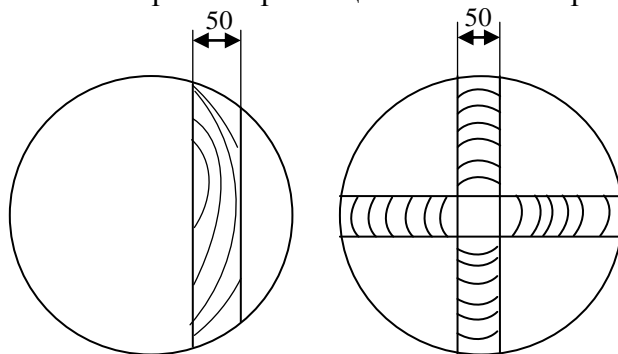


Рис. 1. До методики відбору зразків: а) тип зразка №2; б) тип зразка №1

Розміри зразків для дослідження роботи деревини поперек волокон однакові і становили 4,0х4,0х16 см, які вирізали з одного довгого бруска чи заготовки по три для кожного режиму випробувань. Річні кільця в зразках були паралельні одній парі бокових граней та перпендикулярні іншій. Ширина річних кілець була в межах 1...4 мм. Між суміжними гранями були прямі кути. Допустимі відхилення від номінальних розмірів робочої частини зразка не перевищували $\pm 0,5$ мм. Будь-яка величина, взята в межах допустимого відхилення, була витримана по всьому зразку з точністю до $\pm 0,1$ мм. Зразки з клеєної деревини, які були використані в експериментальному дослідженні були виготовлені в заводських умовах з соснових струганих дощок товщиною 25 мм, склеєних по пласту між собою (рис.2) з використанням резорцинового клею Casco Silva класу вологостійкості D3 та відповідності EN 204/205. Всі грані зразків були чисто оброблені. Висушування матеріалу для зразків проводилося на протязі одного року за нормальної вологості середовища в 60-70% та температури 18-21° С. Метою досліджень стало встановлення міцнісних, деформативних властивостей, тріщиностійкості та модуля пружності матеріалу за жорсткого режиму випробувань.

Просочення дослідних зразків природним шляхом виконували за групами за допомогою повного занурення в посудину із полімерною композицією силор на: перша група ПС-15 на 15хв, друга - ПС-30 на 30хв, третя - ПС-60 - 60хв, четверта - ПС-120 - 120хв, п'ята - ПС-240 - 240хв, шоста - ПС-360 - 360хв та сьома - ПС-720 на 720хв. В кожній групі буде по три зразки-близнюки, які просочені з кожною заданою тривалістю. Проникнення полімерної композиції «СИЛОР» в товщу зразків проходитиме природним шляхом. Доступ полімерної композиції до всіх сторін призми у всіх випадках забезпечувався відстанями між дном, стінками посудини та зразком, які будуть утворюватися за допомогою дроту діаметром 3мм. Змішування компонентів проводимо зі співвідношенням 1:4 (одна частина це поліізоціанат + трихлоретилфосфат та 4 частини - етилацетату). Просочування всіх зразків проводитиметься при температурі повітря 19°С. Після відведеного часу просочування призми будуть вийматися і просушуватися при температурі 18-21°С протягом двох днів. Властивості полімерної композиції приведено в роботі [6], а детальне дозування та співвідношення компонентів приведено в патенті та технічних умовах [7].

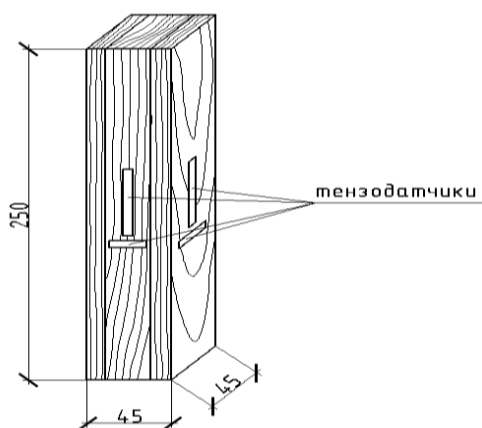


Рис. 2. Геометричні розміри зразків.

Випробування будуть проводитися на гідравлічному та електромеханічному пресах в лабораторії Тернопільського національного технічного університету ім. Пулюя за жорсткого режиму випробувань. Навантаження буде прикладатися до зразків ступенями – орієнтовно $0,1F_{\max}$. На кожному ступені прикладення навантаження буде робитися 3-х хвилинна витримка для зняття відліків.

4. Висновки

- 1) була розроблена методика експериментальних досліджень суцільної, клеєної та модифікованої деревини хвойних порід (сосни, ялини та інших) для визначення основних фізико-механічних властивостей матеріалу, побудови повних діаграм деформування матеріалу за жорсткого режиму випробувань.
- 2) встановлені основні розміри досліджуваних зразків (суцільної, клеєної та модифікованої деревини).
- 3) визначені режими випробувань зразків;
- 4) прийнято в якості модифікатора для деревини - "СИЛОР".

Література

1. Фурсов В.В., Бидаков А.Н. Влияние анизотропных свойств древесины на ее прочностные характеристики. Ресурсоэкономні матеріали, конструкції, будівлі та споруди. Рівне: НУВГП, 2014. Випуск 29. С. 376-381.
2. Ашкенази Е.К. Анизотропия конструкционных материалов / Е.К. Ашкенази, Э.В. Ганов. – Ленинград: Машиностроение, 1980. –247с.
3. Бедржицкий Ю.А. Прочность и деформативность древесины при растяжении и сжатии: Изв. вузов. Строительство и архитектура. 1976. №11. С. 115-117.
4. Леннов В.Г. Экспериментальное исследование древесины на сжатие и растяжение вдоль волокон с учетом длительного действия загрузки. Известия вузов. Строительство и архитектура. 1958. №2. С.147-157.
5. Тутурин С.В. Механическая прочность древесины. Дис. д. т. н.: 01.02.04 – Москва.: МГУ, 2005. – 318с.
6. Гомон С.С. Дослідження модифікованої силором клеєної деревини на стиск вздовж волокон/С.С. Гомон, С.С. Гомон, А.В. Зінчук/ Всеукраїнський науково-технічний журнал “Вісті Донецького гірничого інституту”, ДВНЗ “Донецький НТУ”, №1(40). Покровськ, 2017.- С. 134-138.
7. Патент на винахід №40068 А України «Спосіб ізоляції і зміцнення та полімерна композиція для його здійснення “СИЛОР”», 16.07.2001 р., Бюл. №6. 16. ТУ У 24.1-19478158-001-2004. Композиція полімерна. Технічні умови.

МЕТОДИКА ТА ДЕЯКІ РЕЗУЛЬТАТИ ОЦІНЮВАННЯ КОНЦЕНТРАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ НА ПОВЕРХНІ СТАЛЬНИХ ЗРАЗКІВ З УРАХУВАННЯМ ПАРАМЕТРІВ ЇЇ МІКРОГЕОМЕТРІЇ

П.О. Марущак, Я.В. Литвиненко, І.Б. Окіпний

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

It was established that the roughness parameters are insensitive to the localization of stresses on the surface of parts and structures, since they does not take into account the radii of the microrelief depressions. A new automated algorithm for estimating the stress concentration coefficient of the radius of the recess, as one of the main parameters of the profile microgeometry according to the Arola–Ramulu model was proposed.

Ключові слова: шорсткість, концентрація напружень, мікрогеометрія, радіус надрізу

Вступ. Існує значна кількість функціональних властивостей поверхні, на які впливає її мікрогеометрія, це зокрема, циклічна довговічність [1]. Мікрогеометрію зразків та конструкцій описують параметрами шорсткості. Для повного опису профілю поверхні, як випадкової величини необхідно від 3 до 25 параметрів [2], але, зазвичай шорсткість нормують за R_a або R_z .

З низки праць відомо, що стандартні параметри шорсткості інколи є малочутливими для оцінювання фізико-механічних властивостей матеріалів та достовірного опису параметрів мікронерівностей поверхонь [3]. Зокрема, для розрахунку концентрації напружень на поверхні, слід враховувати геометрію радіусів заглибин мікрорельєфу, а самі заглибини розглядати як концентратори – мікронадрізи [4]. Проте, з інженерної точки зору, цей підхід потребує автоматизації та розвитку, з метою забезпечення відтворюваності та достовірності результатів.

Сучасні підходи аналізу стану поверхонь ґрунтуються переважно на морфологічних особливостях мікронерівностей. Їх методичною перевагою є автоматична реалізація, а аналіз ґрунтується на методах математичного моделювання. Відомі нові методи та програмні комплекси, які дозволяють комп'ютеризовано оцінювати мікрогеометрію поверхонь з допомогою графічних критеріїв, що створює можливості для оптимізації мікрогеометрії виробів [2, 3]. Проте, загалом, розвиток методів порівняльного оцінювання впливу мікрогеометрії поверхні на локалізацію напружень та механізми зародження тріщин потребує подальшого розвитку. Це особливо важливо для трубних сталей пошкоджених біокорозією, коли вплив корозійних процесів ще є «незначним», відбувається на мікрорівні.

В даній роботі розвинено метод та створено програмне забезпечення для автоматизованого оцінювання впливу шорсткості поверхні та мікрогеометрії радіусів западин профілю на значення коефіцієнта концентрації напружень.

Методика оцінювання концентрації напружень. Зростання корозійної пошкодженості поверхні трубних сталей після біокорозії зумовлює зміну шорсткості. Це може спричинити зниження їх циклічної довговічності. Тому оцінювали шорсткість зразків у вихідному стані та після випробувань у біокорозійному середовищі за середньою шорсткістю (R_a), максимальним значенням вершин та западин рельєфу (R_y) або шорсткістю за 10 точками (R_z) топографії поверхні. Параметри шорсткості поверхонь визначали згідно стандарту на шорсткість ГОСТ 2789-73

Ефективний коефіцієнт концентрації напружень (\overline{K}_t) для кородованих поверхонь визначали з урахуванням геометрії западин профілю, зокрема середнього радіусу за формулою [4]:

$$\overline{K}_t = 1 + n \left(\frac{R_a}{\rho} \right) \left(\frac{R_y}{R_z} \right) \quad (1)$$

де $\bar{\rho}$ - середній радіус заглибин профілю; n - коефіцієнт урахування типу навантаження ($n=2$ за статичного розтягу);

Обчислювали ефективний втомний коефіцієнт концентрацій напружень (\bar{K}_f), який пов'язаний з \bar{K}_t [4]

$$\bar{K}_f = 1 + q(\bar{K}_t - 1) \quad (2)$$

Чутливість до концентрації напружень (q) оцінювали через ефективний радіус западини профілю поверхні ($\bar{\rho}$) [4]

$$q = \frac{1}{(1 + \gamma/\bar{\rho})} \quad (3)$$

де γ - стала матеріалу, яка враховує умовну межу міцності σ_B [4].

Взаємозв'язок пошкодження з шорсткістю поверхні. На рис. 1 приведено профілограму шорсткості зразка сталі 17Г1С-У. На профілограмі добре видно нерівності рельєфу, зокрема западини рельєфу, які є основними концентраторами напружень [4, 5].

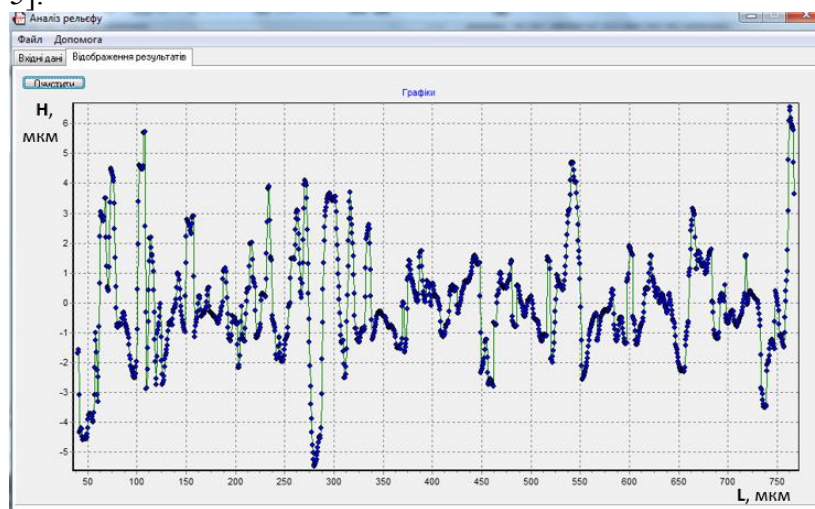


Рис. 1. Профілограма поверхні зразків сталі 17Г1С-У на якій проведено апробацію пропонуваного автоматизованого методу

В межах довжини (L) аналізованої ділянки оцінювали параметри шорсткості поверхні, при цьому $L = \Delta t \cdot N$, де Δt - крок дискретизації. Обчислення параметрів шорсткості проводили від базової лінії, якою обрано середню лінію H_{aver} , що мала форму базового профілю та була проведена таким чином, щоб у межах аналізованої довжини середнє квадратичне відхилення профілю від цієї лінії було мінімальним.

$$H_{aver} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N H_i \quad (4)$$

Середнє арифметичне відхилення профілю R_a визначали усередненням абсолютних значень відхилень в межах базової довжини

$$R_a = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N |H_i| \quad (5)$$

N - кількість дискретних відліків профілограми; H_i - i -ті значення профілограми.

Також обчислювали максимальну висоту профілю, як суму максимальної глибини западин та виступів профілю

$$R_y = |H_{\max} - H_{\min}|; \quad (6)$$

H_{\max} - максимальне значення висоти вершини профілограми; H_{\min} - мінімальне значення западини профілограми.

Визначали R_z , як суму середніх абсолютних значень висоти п'яти найбільших виступів і глибин п'яти найглибших западин профілю в межах базової довжини

$$R_z = \frac{1}{5} \left[\sum_{i=1}^5 (H_i)_{\max} + \sum_{i=1}^5 |(H_i)_{\min}| \right] \quad (7)$$

$(H_i)_{\max}$ - п'ять локальних максимумів (вершин) профілограми; $(H_i)_{\min}$ - п'ять локальних мінімумів (западин) профілограми;

З метою оцінювання концентрації напружень на мікрогеометрії профілю визначали ρ – радіус заглибини, на основі попередньо обчислених значень її максимальної глибини. Проведено програмний «зріз» профілю западини на відстані $0,35 \cdot H_{\min}$ [5]. Одержані значення усереднили та одержали значення приведенного радіусу 5-ти найглибших западин.

$$\bar{\rho} = \frac{1}{5} \sum_{i=1}^5 \rho_{i\min}$$

Приклад програмної реалізації цього методу подано нижче, рис. 2.

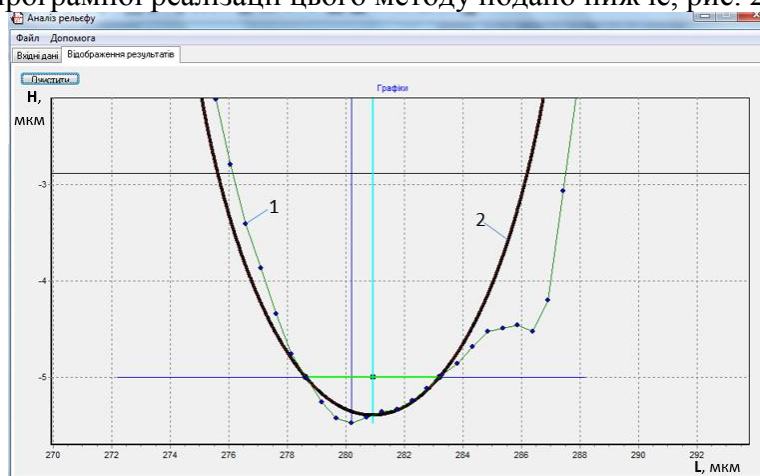


Рис. 2. Результат обчислення радіусу западин мікрорельєфу поверхні зразка сталі 17Г1С-У: 1 – дані профілометрії; 2 – результати розрахунку.

Проведено низку програмних «зрізів» профілів западин, за якими визначено координати точок лівої та правої межі хорд, необхідних для обчислення радіусів «западин»

$$(\bar{H}_i)_{\min} = (H_i)_{\min} + 0.35 \cdot R_a, \quad i = \overline{1,5}$$

Координати точок меж хорд для «западин» $(\bar{L}_i)_{\text{left min}}, (\bar{L}_i)_{\text{right min}}, \quad i = \overline{1,5}$

Довжини хорд для «западин» рельєфу

$$l_{i\min} = (\bar{L}_i)_{\text{right min}} - (\bar{L}_i)_{\text{left min}}, \quad i = \overline{1,5}$$

Координата пошуку умовних локальних екстремумів для «западин» рельєфу

$$(\bar{H}_i)_{\text{avermin}}$$

$$l_{i\text{avermin}} = [(\bar{L}_i)_{\text{right min}} - (\bar{L}_i)_{\text{left min}}] / 2$$

Висоти від хорд до умовних локальних екстремумів для «западин» рельєфу

$$h_{i\min} = (\bar{H}_i)_{\text{avermin}} - (\bar{H}_i)_{\min}, \quad i = \overline{1,5}$$

Визначені радіуси для «западин» рельєфу

$$\rho_{i\min} = \frac{h_{i\min}}{2} + \frac{l_{i\min}^2}{8 \cdot h_{i\min}}, \quad i = \overline{1,5}$$

На рис. 3 подано результати кількісного оцінювання мікрогеометрії плоских поверхонь досліджених зразків сталі 17Г1С-У за допомогою приладу 3D Optical Surface Metrology System Leica DCM8 та обчислено значення коефіцієнтів K_t та K_f . Перевагою

цього методу є те, що можна обробляти западини практично будь-якої рельєфної складності.

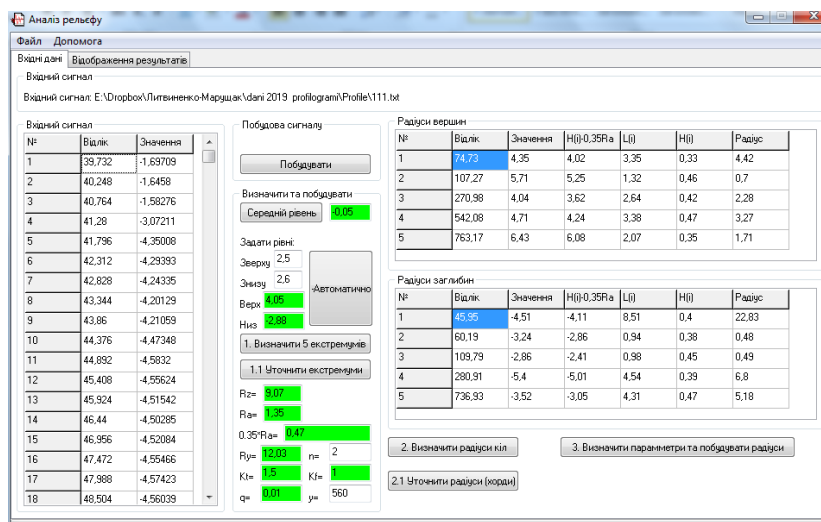


Рис. 3. Результат обчислення концентрації напружень мікрорельєфу поверхні зразка сталі 17Г1С-У, з урахуванням радіусів заглибин

Проаналізовано та описано морфологічну структуру поверхні досліджених зразків на основі оцінювання морфометричних характеристик мікронерівностей. Це дозволило одержати наступні результати:

- за аналізом шорсткості поверхонь та даних профілограм, враховано вплив форми западин профілю на локалізацію напружень в околі таких дефектів;
- для автоматизації досліджень мікроегеометрії зразків створено алгоритм та програмний комплекс, який забезпечує оцінювання параметрів мікронерівностей профілю аналізованих поверхонь, зокрема радіусів западин рельєфу.

Висновки

Розроблено алгоритм та програмне забезпечення оцінювання параметрів шорсткості поверхні матеріалів. Проаналізовано профілі рельєфу поверхні зразків сталі 17Г1С-У, виявлено основні закономірності впливу морфології поверхні на коефіцієнти концентрації напружень. Обчислено значення ефективних коефіцієнтів концентрації напружень (K_t , K_f) за формулою Аролі – Рамулу для тестової поверхні.

Література

1. Контроль качества поверхности деталей с использованием бесконтактного профилометра / С.Р. Игнатович, И.М. Закиев, В.И. Закиев // Авиационно-космическая техника и технология. - 2006. - N 8. - С. 20-23.
2. Валетов В.А., Филимонова Е.А. Применение непараметрических критериев для оценки микрогеометрии при импульсном фрезеровании // Изв. вузов. Приборостроение. - 2014. - Т. 57. - № 8. - С. 52-54.
3. Филимонова Е.А. Разработка методики и программы автоматизированного контроля микрогеометрии поверхностей деталей приборов с помощью графических критериев и их использование в технологических исследованиях: дис ... канд. техн. наук. СПб: НИУ ИТМО, 2014. - 125 с.
4. Arola D., Williams C.L. Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces, International Journal of Fatigue. - 2002. - 24(9). - P. 923-930.
5. Крагельский И.В., Рудзит Я.А. Методика определения средних значений радиусов закругления вершин неровностей профиля шероховатости // Приборостроение. - 1968. - № 3. - С. 15-24.

For notes

[illegible]

This image shows a full page of blank, lined paper. It features approximately 28 horizontal blue or grey lines spaced evenly apart, typical of notebook paper. The lines extend across the entire width of the page, leaving small margins at the top and bottom. There are no vertical lines, text, or other markings present.

ЗМІСТ

Є.О. Задворний, К.П. Буйських, Л.В. Кравчук, С.Г. Киселевська, М.М. Феофентов ДОСЛІДЖЕННЯ ВЗАЄМОЗВ'ЯЗКУ МІЖ ДЕГРАДАЦІЄЮ МАТЕРІАЛУ ТА КІНЕТИКОЮ ТЕРМОВТОМНИХ ТРІЩИН ЗА УМОВ ТЕРМОЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ	7
Т. І. Калин, Л. Я. Побережний ДОСЛІДЖЕННЯ ПОТЕНЦІЙНИХ ПРОТИКОРОЗІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ НОВИХ ОРГАНІЧНИХ РЕЧОВИН	11
С.О. Котречко, Г.П. Зіміна, О.В. Зацарна, К.Ф. Сорока, В.М. Ревка ІНЖЕНЕРНА ВЕРСІЯ ЛОКАЛЬНОГО ПІДХОДУ ДО РУЙНУВАННЯ ТА ЇЇ ВИКОРИСТАННЯ ДЛЯ ПРОГНОЗУВАННЯ ГРАНИЧНО ДОПУСТИМОГО ФЛЮЕНСА НА КОРПУС РЕАКТОРА	14
А.В. Кравчук, Є.О. Кондряков, В.В. Харченко ВИЗНАЧЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ УДАРНИХ ВИПРОБУВАНЬ ЗРАЗКІВ ШАРПІ	19
А.В. Кравчук, Є.О. Кондряков, О.В. Панасенко, В.В. Харченко ОСОБЛИВОСТІ ЗАРОДЖЕННЯ ТА РОЗПОВСЮДЖЕННЯ ТРІЩИН В ЗРАЗКАХ РІЗНИХ ТИПІВ ПРИ УДАРНОМУ НАВАНТАЖЕННІ	22
О.Р. Lynnyk NEGATIVE SIDE EFFECTS OF CORROSION PREVENTIVE COMPOUNDS ON AIRCRAFT FATIGUE AND CRITERIA FOR THEIR SELECTION	26
М.Г. Чаусов, П.О. Марущак ПОШУК ТОЧОК БІФУРКАЦІЇ ДИНАМІЧНИХ НЕЗРІВНОВАЖЕНИХ ПРОЦЕСІВ В МАТЕРІАЛАХ ЗА УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ	30
Ю.Д. Михайлюк, Л.Я. Побережна ОСНОВНІ ПРИЧИНИ ТА ЕКОЛОГІЧНІ НАСЛІДКИ ВІДМОВ НА КОМПРЕСОРНИХ СТАНЦІЯХ	34
В.В. Покровский, В.Г. Сидяченко, В.Н. Ежов К ВОПРОСУ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА РАЗРУШЕНИЕ ПРИ СМЕШАННЫХ МОДАХ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ РЕАКТОРНЫХ СТАЛЕЙ	38
Є. П. Почапський, Н. П. Мельник, Б. П. Клим МОДЕЛЮВАННЯ СТРИБКОПОДІБНИХ ПЕРЕМІЩЕНЬ ДОМЕННИХ СТІНОК У ФЕРОМАГНЕТНИХ МАТЕРІАЛАХ З УРАХУВАННЯМ СТОХАСТИЧНО РОЗПОДІЛЕНИХ ЦЕНТРІВ ЗАКРІПЛЕННЯ	42

В.Р. Скальський, О.М Станкевич., Я.Д. Толопко, П.П. Великий РУЙНУВАННЯ БАЗИСНИХ СТОМАТОЛОГІЧНИХ ПОЛІМЕРІВ ЗА КВАЗІСТАТИЧНОГО РОЗТЯГУ	46
Г.В. Цибаньов ОПИСАННЯ РОСТУ КОРОТКИХ ПОВЕРХНЕВИХ ТРІЩИН З ВИКОРИСТАННЯМ ПАРАМЕТРІВ КРИВИХ ВТОМИ	50
П.О. Булах, О.М. Масло, Т.М. Можаровська ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРНОГО ФАКТОРУ НА КІНЕТИКУ ПОШКОДЖУВАНOSTІ ТЕПЛОСТІЙКИХ МАТЕРІАЛІВ	54
J. Viňáš, J. Brezinová, M. Greš, Št. Kender, H. Sailer, I. Okipnyi RESISTANCE OF SURFACE LAYERS TO SELECTED TRIBODEGRADATION FACTORS	58
О.П. Гопкало, Г.Я. Безлюдько, В.О. Нехотящий, Ю.П. Кураш ДІАГНОСТУВАННЯ ПОШКОДЖЕНЬ МЕТАЛУ КОНСТРУКЦІЙ ПРИ МЕХАНІЧНОМУ НАВАНТАЖЕННІ ПО ВИМІРАХ КОЕРЦИТИВНОЇ СИЛИ	61
Р.В. Кравчук, О.А. Каток, В.В. Харченко ВПЛИВ ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ НА ВИЗНАЧЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ МЕТОДОМ ІНСТРУМЕНТОВАНОГО ІНДЕНТУВАННЯ	69
Л.Е. Матохнюк, А.В. Бялонович, Е.Е. Гопкало УСТАЛОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 2219 ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	72
О. О. Немчук, П. О. Семенов, О. А. Нестеров ЕКСПЛУАТАЦІЙНА ПОШКОДЖЕНОСТЬ ТА ЇЇ ВПЛИВ НА ОПІР КРИХКОМУ РУЙНУВАННЮ СТАЛЕЙ ПОРТОВИХ КРАНІВ	76
Г. М. Никифорчин, О. Т. Цирульник, О. І. Звірко, Н. В. Крет ЕКСПРЕС-МЕТОД ДЕГРАДАЦІЇ СТАЛЕЙ ТРУБОПРОВОДІВ	80
Г.Г. Писаренко, О.В. Войналович, А.М. Майло ЗАКОНОМІРНОСТІ ДИСКРЕТНИХ ДЕФОРМАЦІЙ ПІД ЧАС ПРУЖНОГО ДЕФОРМУВАННЯ ЗРАЗКІВ СТАЛІ Х18Н10Т ЯК ЧИННИК ПОШКОДЖУВАНOSTІ	84
В.М. Ревка, О.В. Тригубенко, Л.І. Чирко АНАЛІЗ ПОВТОРНОГО ПІСЛЯ ВІДНОВЛЮВАЛЬНОГО ВІДПАЛУ ОКРИХЧУВАННЯ КОРПУСУ РЕАКТОРА РАЕС-1	87
В. Р. Скальський, О. М. Мокрий, П. П. Великий, П. М. Долішній, Я. Д. Толопко ВПЛИВ НАВОДНЮВАННЯ НА ШВИДКІСТЬ ПОВЕРХНЕВИХ АКУСТИЧНИХ ХВИЛЬ В НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЯХ	91
Л.Я. Жовтуля, А.В. Яворський, А.П. Олійник, Л.Я. Побережний, В.Я. Попович БЕЗКОНТАКТНИЙ МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ НАПРУЖЕНО - ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ДІЛЯНКИ ПІДЗЕМНОГО ТРУБОПРОВОДУ З ПОВЕРХНІ ЗЕМЛІ	94

О. В. Дивдик, П.В. Ясній ЧИСЕЛЬНЕ МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ХОЛОДНОГО ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ ОТВОРІВ ІЗ СПЛАВУ З ПАМ'ЯТТЮ ФОРМИ	98
О.М. Герасимчук, О.В. Кононученко ПРО ОБМЕЖЕННЯ ЗАСТОСУВАННЯ КОНЦЕПЦІЇ КРИТИЧНОЇ ВІДСТАНІ ДЛЯ ПРОГНОЗУВАННЯ ВТОМНОЇ МІЦНОСТІ ЗА НАЯВНОСТІ КОНЦЕНТРАТОРІВ НАПРУЖЕНЬ	102
О.М. Герасимчук ПРОГНОЗУВАННЯ ТРИВАЛОСТІ СТАДІЙ БАГАТОЦИКЛОВОГО ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ СПЛАВІВ ЗА НАЯВНОСТІ КОНЦЕНТРАТОРІВ НАПРУЖЕНЬ	106
В.Я. Грудз, Я.В. Грудз, В.М. Боднар, В.Б. Запыхляк, Л.Я. Побережний ОПТИМІЗАЦІЯ ПОСТАЧАННЯ ПРИРОДНОГО ГАЗУ ЗА КРИТЕРІЄМ НАДІЙНОСТІ	112
М. Karuskevich, T. Maslak, Ł. Pejkowski SURFACE DEFORMATION RELIEF FEATURES UNDER MULTIAXIAL FATIGUE	116
В.В. Матвєєв, А.П. Зінковський, І.Г. Токар, В.О. Круц, Є.О. Онищенко ВІБРОДІАГНОСТИЧНІ ПОКАЗНИКИ НАЯВНОСТІ ЛОКАЛЬНИХ ПОВЕРХНЕВИХ ПОШКОДЖЕНЬ СТЕРЖНЕВИХ КОНСТРУКТИВНИХ ЕЛЕМЕНТІВ	120
О. П. Ясній, С. І. Федак, І. С. Дідич МОДЕЛЮВАННЯ ХАРАКТЕРИСТИК ПЕРЕРИВЧАСТОЇ ТЕКУЧОСТІ СПЛАВУ АМГ6 НЕЙРОННИМИ МЕРЕЖАМИ	124
П.В. Ясній, І.М. Підгурський, М.Я. Сташків, М.І. Підгурський МОДЕЛЮВАННЯ ЗЛИТТЯ КОМПЛАНАРНИХ ПІВЕЛІПТИЧНИХ ТРИЩИН МЕТОДОМ СКІНЧЕНИХ ЕЛЕМЕНТІВ	128
П.В. Ясній, І.М. Підгурський ДОСЛІДЖЕННЯ ДЕФОРМАЦІЇ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ДОРНОВАНИХ ОТВОРІВ ЛИСТОВИХ ЗАГОТОВОК З АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ Д16ЧТ	133
О.Є. Андрейків, В.Р. Скальський, І.Я. Долінська, О.К. Райтер ПРОГНОЗУВАННЯ ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ КОЛЕСА ПАРОВОЇ ТУРБИНИ З УРАХУВАННЯМ ДЕГРАДАЦІЇ ЙОГО МАТЕРІАЛУ В ПРОЦЕСІ ЕКСПЛУАТАЦІЇ	136
О.Є. Андрейків, Ю.М. Лапуста, Н.С. Яджак ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ ТОНКОСТІННИХ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ З КОРОТКИМИ ТРИЩИНАМИ	139
М.А. Басара, Я.О. Ковальчук ДОВГОВІЧНІСТЬ К-ПОДІБНИХ ВУЗЛІВ ЗВАРНИХ ФЕРМ	143

А.В. Бабій ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ ШТАНГ ПОЛЬОВИХ ОБПРИСКУВАЧІВ ШИРОКОЇ РОЗГОРТКИ	145
В.Я. Грудз, В.Я. Грудз (молодший), В.Б. Запыхляк, Л.Я. Побережний, Н.Я. Дрінь ДІАГНОСТУВАННЯ АВАРІЙНИХ ВИТОКІВ З ГАЗОПРОВОДІВ НА ОСНОВІ СТОХАСТИЧНИХ МОДЕЛЕЙ	149
Я.В. Дорошенко, В.Б. Запыхляк, Л.Я. Побережний, Ю.Г. Мельниченко, Ю.І. Дорошенко ДОСЛІДЖЕННЯ ЕРОЗІЙНОГО ЗНОШУВАННЯ ТА МІЦНОСТІ ВІДВОДІВ МАГІСТРАЛЬНИХ ГАЗОПРОВОДІВ	153
В.В. Книш, Б.М. Мордюк, Г.І. Прокопенко, С.О. Соловей, Г.О. Линник, В.В. Волочай, Т.В. Попова ПОДОВЖЕННЯ ТЕРМІНУ ЕКСПЛУАТАЦІЇ КОНСТРУКЦІЙ І СПОРУД ВИСОКОЧАСТОТНОЮ МЕХАНІЧНОЮ ПРОКОВКОЮ	157
В.А. Кривень, В.Б. Валяшек, Л.І. Цимбалюк ПРУЖНО-ПЛАСТИЧНЕ ЗСУВНЕ ДЕФОРМУВАННЯ ПІВШАРУ З РОЗРІЗОМ	161
Р.М. Кушнір, Б.Д. Дробенко, С.Ф. Будз ЗАЛИШКОВИЙ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИЙ РЕСУРС КОТЛОАГРЕАТІВ ЕНЕРГОБЛОКІВ ТЕПЛОВИХ ЕЛЕКТРОСТАНЦІЙ З ПОШКОДЖЕННЯМИ	165
F. Chapelle, D. Gouot, J.-J. Lemaire, Y. Lapusta ON THE INTEREST OF RELIABILITY METHODS IN ROBOTS DESIGN INTEGRATING SMART MATERIALS	169
Ю. Г. Мельниченко, А.І. Станецький, В.Б. Ільчишин, Л.Я. Побережний ОБҐРУНТУВАННЯ ВИБОРУ РОБОЧИХ ПАРАМЕТРІВ РОБОТИ СТІНГЕРА ПІД ЧАС УКЛАДАННЯ МОРСЬКИХ ТРУБОПРОВОДІВ S-МЕТОДОМ	173
М.Я. Оправхата, Л.С. Новогрудський ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ФАКТОРІВ НА ДОВГОВІЧНІСТЬ РЕЙКОВОЇ СТАЛІ	175
Л.Я. Побережний, І.І. Чудик, А.В. Грицанчук, В.В. Гицанчук ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ПЛАСТОВИХ ВОД НА КОРОЗІЮ ТА РУЙНУВАННЯ БУРИЛЬНИХ ТРУБ	180
V. Iasnii, P. Yasniy, L. Sobaszek, Y. Lapusta THE EFFECT OF STRESS RATIO ON FUNCTIONAL BEHAVIOR AND STRUCTURAL FATIGUE OF PSEUDOELASTIC NITI ALLOY	184
М.Г. Голяк, Л.І. Чирко, О.В. Тригубенко, О.В. Шкапак ЗВ'ЯЗОК МІЖ ЗСУВАМИ КРИТИЧНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ КРИХКОСТІ, ОТРИМАНИХ РІЗНИМИ МЕТОДАМИ ДЛЯ НАД ПРОЕКТНИХ ФЛЮЕНСІВ НЕЙТРОНІВ	187

Л.І. Чирко, В.М. Ревка, Ю.В. Чайковський, М.Г. Голяк, О.В.Тригубенко, О.В.Шкапяк ВИЗНАЧЕННЯ ДОВІРЧИХ ІНТЕРВАЛІВ РОЗКИДУ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДАНИХ УДАРНОЇ В'ЯЗКОСТІ ВІД ТЕМПЕРАТУРИ ДЛЯ СТАЛЕЙ КОРПУСІВ РЕАКТОРІВ ТИПУ ВВЕР-1000	190
М.С. Михайлишин, П.В. Ясній, Ю.І. Пиндус, М.І. Гудь АНАЛІТИЧНИЙ РОЗРАХУНОК ГЛАДКОЇ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ОБОЛОНКИ	194
С. Гомон МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ ОСНОВНИХ МЕХАНІЧНИХ ТА ДЕФОРМАТИВНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СУЦІЛЬНОЇ ТА КЛЕСНОЇ ДЕРЕВИНИ	198
П.О. Марущак, Я.В. Литвиненко, І.Б. Окіпний МЕТОДИКА ТА ДЕЯКІ РЕЗУЛЬТАТИ ОЦІНЮВАННЯ КОНЦЕНТРАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ НА ПОВЕРХНІ СТАЛЬНИХ ЗРАЗКІВ З УРАХУВАННЯМ ПАРАМЕТРІВ ЇЇ МІКРОГЕОМЕТРІЇ	201

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
ГО «НАУКОВО-ТЕХНІЧНЕ ТОВАРИСТВО»

ПОШКОДЖЕННЯ МАТЕРІАЛІВ ПІД ЧАС ЕКСПЛУАТАЦІЇ, МЕТОДИ ЙОГО ДІАГНОСТУВАННЯ І ПРОГНОЗУВАННЯ

Праці конференції

Відповідальний редактор *П.В. Ясній*

Комп’ютерне макетування *Ігор Окіпний*

Формат 60×90 1/16 Папір ксероксний.
Обл. вид. арк. 15,74.
Наклад 300 прим. Зам. № 2910

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя
вул.Руська, 56,м. Тернопіль, 46001
E-mail :vydavnytstvo@tu.edu.te.ua

Свідоцтво про внесення суб’єкта видавничої справи до державного реєстру
видавців, виготівників і розповсюджувачів видавничої продукції
ДК № 4226 від 08.12.2011 р.

Друк ФОП Цимбал Р.А.
Свідоцтво Серія В02 №073899 від 18.03.2002 р.
м. Тернопіль, вул. Новий Світ 89/33
тел. (0352) 42-32-32.