

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

ПРИДНІПРОВСЬКА ДЕРЖАВНА АКАДЕМІЯ
БУДІВНИЦТВА ТА АРХІТЕКТУРИ

НАУКОВИЙ ТА ІНФОРМАЦІЙНИЙ ЖУРНАЛ

Металознавство
та
термічна обробка металів

ЗАСНОВАНИЙ У 1997 РОЦІ

№ 2 (101)

ДНІПРО

2023



УДК 669017
ББК 34.2
М 54

Свідоцтво про державну реєстрацію друкованого засобу масової інформації **КВ № 2376** від 09.01.1997 р.

Свідоцтво – Серія ДК № 1291 від 20.03.2003 р. про внесення ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» як суб'єкта видавничої справи до Державного реєстру видавців та поширювачів видавничої продукції.

Засновник журналу:
ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»

Позиція ректорату академії та редколегії може не збігатися з думками авторів журналу.

Рекомендовано до друку вченою радою ПДАБА (протокол № 14 від 04.07.2023 р.).

Мови видання: українська та англійська.

Згідно з додатком 4 до наказу № 886 Міністерства освіти і науки України від 02.07.2020 р. журнал входить до Переліку наукових фахових видань України (категорія «Б»), в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора та кандидата технічних наук за спеціальностями 192 – Будівництво та цивільна інженерія; 132 – Матеріалознавство.

Наукометричні бази та електронні бібліотеки, в яких зареєстрований науковий журнал: *Інформаційно-аналітична система – ResearchBib; електронні бібліотеки та пошукові системи – Українські наукові журнали, Національна бібліотека України ім. В. І. Вернадського.*

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ:

головний редактор – д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро

В. І. Большаков;

заст. гол. редактора – д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро

Є. А. Єгоров;

відповідальний секретар та випусковий редактор – к-т техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро

О. А. Тимошенко.

ЧЛЕНИ РЕДАКЦІЙНОЇ КОЛЕГІЇ:

В. С. Вахрушева, д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **В. М. Волчук**, д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **С. І. Губенко**, д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **В. В. Данішевський**, д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **О. В. Бекетов**, д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **Т. С. Кравчуновська**, д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **В. В. Колохов**, к-т техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **Ю. Я. Мєшков**, д-р техн. наук, Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, м. Київ. **Т. Д. Нікіфорова**, д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **А. Г. Пригунова**, д-р техн. наук, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ. **Г. Д. Сухомлин**, д-р техн. наук, ДВНЗ ПДАБА, м. Дніпро. **Х. А. Аскеров**, к-т техн. наук, Університет Карабюк, м. Карабюк (Туреччина). **В. І. Куксенко**, к-т техн. наук, Управління з атомної енергетики Великобританії, м. Оксфорд (Великобританія).

I ISSN 2413-7405



9 772413 740002

Україна, 49005, м. Дніпро, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а

Придніпровська державна академія будівництва та архітектури

Тел. +38 (050) 452-43-63

e-mail : mitomdnipro1997@gmail.com, [http : //www.mtom.pgasa.dp.ua](http://www.mtom.pgasa.dp.ua)

MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF UKRAINE
PRYDNIPROVSKA STATE ACADEMY OF CIVIL ENGINEERING
AND ARCHITECTURE

SCIENTIFIC AND INFORMATION JOURNAL

Metal Science
and
Heat Treatment of Metals

Established in 1997

№ 2 (101)

DNIPRO
2023



UDC 669017
LBC 34.2
M 54

State Registration Certificate of Publication Media, series
KB № 2376 dated 09.01.1997.

Certificate – Series ДК № 1291 dated 20.03.2003 about
admitting SHEI “Prydniprovsk State Academy of Civil
Engineering and Architecture” as the subject
of publishing in the State Register of publishers
and publishing products distribution

Founder of the journal:

SHEI “Prydniprovsk State Academy of Civil
Engineering and Architecture”

The position of the rectorate of the academy and the
editorial board can do not coincide with the opinions of
the authors of the magazine.

Recommended for publication by the Academic Council
of the PSACEA (protocol no. 14 from 04.07.2023).

Languages: Ukrainian and English.

According to Annex 4 to Order № 886 of the Ministry of
Education and Science of Ukraine dated 02.07.2020, the
journal is included in the List of scientific professional
publications of Ukraine (category "B"), which may
publish the results of dissertations for the degree of doctor
and candidate of technical sciences by specialties
192 – Construction and Civil Engineering;
132 – Materials Science.

Scientometric databases and electronic libraries in which
was the scientific journal: *Information and analytical
system* – ResearchBib; *electronic libraries and search
engines* – Ukrainian scientific journals, National library
of Ukraine named after V. I. Vernadskyi

EDITORIAL BOARD:

V.I. Bolshakov, Chief Editor, Doctor of Engineering
Science, *SHEI PSACEA, Dnipro*

Yev.A. Yehorov, Deputy Chief Editor, Doctor
of Engineering Science, *SHEI PSACEA, Dnipro*

O.A. Tymoshenko, Executive Secretary & Editor,
Candidate of Engineering Science, *SHEI PSACEA, Dnipro*

MEMBERS OF EDITORIAL BOARD:

V.S. Vakhrusheva, Doctor of Engineering Science,
SHEI PSACEA, Dnipro. **V.M. Volchuk**, Doctor of
Engineering Science, *SHEI PSACEA, Dnipro*.

V.V. Danishevskiyi, Doctor of Engineering Science,
SHEI PSACEA, Dnipro. **O. V. Beketov**, Doctor of
Engineering Science, *SHEI PSACEA, Dnipro*.

T.S. Kravchunovska, Doctor of Engineering Science,
SHEI PSACEA, Dnipro. **V. V. Kolokhov**, Candidate of
Engineering Science, *SHEI PSACEA, Dnipro*.

S.I. Gubenko, Doctor of Engineering Science, *SHEI
PSACEA, Dnipro*. **Yu.Ya. Mieshkov**, Doctor of
Engineering Science, *G. V. Kurdyumov Institute for Metal
Physics of the N. A. S. of Ukraine, Kyiv*.

T.D. Nikiforova, Doctor of Engineering Science, *SHEI
PSACEA, Dnipro*. **A.G. Pryhunova**, Doctor of
Engineering Science, *Physico-Technological Institute of
Metals and Alloys of the N. A. S. of Ukraine, Kyiv*.

H.D. Sukhomlyn, Doctor of Engineering Science, *SHEI
PSACEA, Dnipro*. **H. Askerov**, Candidate of Engineering
Science, *Karabük University, Karabük (Turkey)*.

V.I. Kuksenko, Ph.D. in Physics (France), *UK Atomic
Energy Authority, Oxford, Great Britain*.

Technical Editor
Olena Tymoshenko

Desktop publishing
Serhii Moiseienko

Translator
Svitlana Tsyhankova

Editor and Proof-reader
Valentyna Malovyk

I SSN 2413-7405



9 772413 740002

Ukraine, 49005, Dnipro 24-a, Architect Oleh Petrov St.,
Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture
Tel. +38(050) 452-43-63

e-mail : mitomdnipro1997@gmail.com, [http ://www.mtom.pgasa.dp.ua](http://www.mtom.pgasa.dp.ua)

© Prydniprovsk State Academy
of Civil Engineering and Architecture, 2023


ЗМІСТ

Волчук В. М., Качур В. І., Тютєєв І. А. ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ КЛИНКА, ВИГОТОВЛЕНОГО МЕТОДОМ ГОРНОВОГО ЗВАРЮВАННЯ.....	7
Волчук В. М., Кашина Н. В., Котов М. А., Гайдар А. М., Кашин Д. О. РОЗРАХУНОК КРИТЕРІЇВ ЯКОСТІ МАТЕРІАЛІВ ІЗ ВИКОРИСТАННЯМ ТЕОРІЇ ФРАКТАЛІВ.....	20
Глушкова Д. Б., Багров В. А., Волчук В. М. ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ.....	29
Губенко С. І., Парусов Е. В. ПРО КОНКУРУЮЧІ ПРОЦЕСИ НА ГРАНИЦЯХ ВКЛЮЧЕННЯ – МАТРИЦЯ ЗА ПРОКАТКИ СТАЛЕЙ.....	39
Дерев'янку В. М., Кондратьєва Н. В., Гришко Г. М. СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЕТРИНГІТОВОЇ ФАЗИ.....	47
Єгоров Є. А., Івченко Ю. В., Ковтун-Горбачова Т. А. ОСОБЛИВОСТІ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ВЕРТИКАЛЬНИХ ЦИЛІНДРИЧНИХ РЕЗЕРВУАРІВ ПРИ ДІЇ ЗОВНІШНЬОГО ТИСКУ.....	56
Мироненко М. А., Мищенко Т. М. АКАДЕМІКИ ОЛЕКСАНДР ПЕТРОВИЧ ЧЕКМАРЬОВ ТА КИРИЛО ФЕДОРОВИЧ СТАРОДУБОВ – ВИДАТНІ ІНТЕЛЕКТУАЛИ ТЕХНІЧНОЇ ДУМКИ ПРИДНІПРОВ'Я.....	63
Пілюгін Є. Д., Ротт Н. О., Мироненко М. А., Дмитрієв А. В., Твердохліб О. М. МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ РЕЖИМІВ ЗВАРЮВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ.....	67
Сазанішвілі З. В. ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ПІСЛЯ ФОРМОУТВОРЕННЯ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ.....	73

CONTENT

Volchuk V.M., Kachur V.I., Tiutieriev I. A. RESEARCH OF PRODUCTION TECHNOLOGY AND PROPERTIES OF THE BLADE IS MADE BY THE MINE WELDING METHOD.....	7
Volchuk V.M., Kashyna N.V., Kotov M.A., Haidar A.M., Kashyn D. O. CALCULATION OF MATERIAL QUALITY CRITERIA USING FRACTAL THEORY.....	20
Hlushkova D.B., Bagrov V.A., Volchuk V.M. IMPROVING THE WEAR RESISTANCE OF ECONOMICALLY ALLOYED STEELS.....	29
Gubenko S.I., Parusov E.V. ON COMPETING PROCESSES AT THE INCLUSION – MATRIX BOUNDARIES DURING STEEL ROLLING.....	39
Derevianko V.M., Kondratieva N.V., Hryshko H.M. STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE ETRINGITE PHASE.....	47
Yehorov Yev.A., Ivchenko Yu.V., Kovtun-Horbachova T.A. FEATURES OF THE STRESS-DEFORMED STATE OF VERTICAL CYLINDRICAL TANKS UNDER EXTERNAL PRESSURE.....	56
Myronenko M.A., Mishenko T.M. ACADEMICIANS OLEKSANDR PETROVYCH CHEKMAREV AND KYRYLO FEDOROVYCH STARODUBOV – OUTSTANDING INTELLECTUALS OF TECHNICAL THOUGHT OF THE DNIPRO REGION.....	63
Piliugin Yev.D., Rott N.O., Myronenko M.A., Dmytriyev A.V., Tverdokhlib O.M. MODELLING THE INFLUENCE OF WELDING MODES ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF WELDED JOINTS.....	67
Sazanishvili Z.V. INVESTIGATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF FERROUS NICKEL ALLOYS AFTER MOLDING BY SELECTIVE LASER MELTING.....	73

УДК 669.017:519.21

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.040723.7.979

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ КЛИНКА, ВИГОТОВЛЕНОГО МЕТОДОМ ГОРНОВОГО ЗВАРЮВАННЯ¹

ВОЛЧУК В. М.¹, докт. техн. наук, проф.,КАЧУР В. І.^{2*}, аспір.,ТЮТЕРЄВ І. А.³, канд. техн. наук, доц.

¹ Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (097) 334-75-88, e-mail: volchuk.volodymur@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

^{2*} Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (096) 810-77-91, e-mail: dnirovik@gmail.com

³ Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (067) 474-33-55, e-mail: lab120@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-1224-3355

Анотація. Постановка проблеми. Одними з головних вимог, що пред'являються до клинка – досягти вагомих показників корозійної стійкості і пружності, можливості витримувати бокові та контактні навантаження. Завдяки поєднанню за допомогою горнового зварювання високо вуглецевої і нержавіючої сталей досягається ефект зонного загартовування в подальшій термічній обробці. Технологія зонного загартовування – це комбінація різних показників твердості на одному лезі ножа, що веде до значного підвищення пружності і довговічності клинка, зменшує ризик утворення гартовочних тріщин. Горнове зварювання дозволяє з'єднати в композит сталі, які мають високий вміст вуглецю ($C = 0,9...1\%$, $C = 0,4...0,45\%$) і хрому ($Cr = 13...14\%$), що звичайним електродуговим методом зробити практично не можливо. Високий еквівалент вуглецю і легованість хромом ускладнює існуючі процеси зварювання. При відповідних режимах термопластичної деформації, отримуємо в зоні ковальського зварювання монолітне з'єднання двох сталей на атомарному рівні, що само по собі вже є композит (поєднання двох матеріалів з різними властивостями з отриманням третього вихідного).

Матеріали та методи. Травлення клинка в кислотному розчині. Для отримання заготовок під ковальське (горнове зварювання) брали прутки з сталі ШХ15Ш (ТУ141594 ДСТУ4738:007) $\varnothing - 20$ мм, довжиною $L - 80$ мм для ріжучої частини клинка, прутки з сталі 40X13 ДСТУ 7838:007, для обкладок $\varnothing - 20$ мм, $L - 150$ мм. Загальна вага пакету 0,42 кг. **Результати експерименту.** При проведенні чотирьох експериментальних спроб, для визначення температурно-часових режимів відпуску, для клинка ножа із композиту (ШХ15Ш в обкладках 40X13), прийшли до таких показників: 1. температура нагрівання 260...270 °С; 2. витримка – 1,8...2 год.; 3. охолодження – повітря. Твердість клинка 58–59 HRC, ріжуча частина – 52–54 HRC обкладки. За таких умов отримані максимальні показники зносостійкості ріжучої кромки, високі показники пружності клинка. Для сталі п690: 1. температура нагрівання під відпуск 200...220 °С; 2. витримка – 1 год.; 3. охолодження – повітря.

Висновки. Клинки ножів запропоновано виготовляти методом ручного кування, без застосування пневматичних та гідравлічних молотів, для забезпечення чистоти експерименту. В роботі проведені розрахунки режимів термічної обробки, аналіз мікроструктур отриманих моносталі та композиту, економічна доцільність, переваги та недоліки одного способу отримання леза клинка над іншим.

Ключові слова: композит; аустеніт; термічна обробка; відпуск; субструктура; зносостійкість; відпал; карбід

RESEARCH OF PRODUCTION TECHNOLOGY AND PROPERTIES OF THE BLADE IS MADE BY THE MINE WELDING METHOD

VOLCHUK V.M.¹, Dr. Sc. (Tech.), Prof.,KACHUR V.I.^{2*}, Postgrad. Stud.,TIUTIERIEV I.A.³, Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.

¹ Стаття публікується в авторському редагуванні.

¹ Department of Materials Science and Treatment of Materials, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (097) 334-75-88, e-mail: volchuk.volodymur@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

^{2*} Department of Materials Science and Treatment of Materials, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (096) 810-77-91, e-mail: dniprovik@gmail.com

³ Department of Materials Science and Treatment of Materials, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (067) 474-33-55, e-mail: lab120@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-1224-3355

Abstract. Problem statement. One of the main requirements for the blade is to achieve significant indicators of corrosion resistance and elasticity, the ability to withstand lateral and contact loads. Thanks to the combination of high-carbon and stainless steels with the help of pit welding, the effect of zone hardening is achieved in the subsequent heat treatment. Zone hardening technology is a combination of different hardness indicators on one knife blade, which leads to a significant increase in the elasticity and durability of the blade, reduces the risk of hardening cracks. Mine welding allows you to combine into a composite steels that have a high content of carbon ($C = 0,9...1\%$, $C = 0,4...0,45\%$) and chromium ($Cr = 13...14\%$), which with an ordinary electric arc method is practically impossible to do. High carbon equivalent and chromium doping complicates existing welding processes. With the appropriate modes of thermoplastic deformation, we get in the zone of forge welding a monolithic connection of two steels at the atomic level, which in itself is already a composite (combination of two materials with different properties to obtain a third starting material). **Materials and methods.** Etching the blade in an acid solution. To obtain blanks for blacksmithing (pit welding), we took steel bar ШХ15Ш (ТУ141594 DSTU4738:007) $\varnothing - 20$ mm, length $L - 80$ mm for the cutting part of the blade, steel bar 40X13 DSTU 7838:007, for covers $\varnothing - 20$ mm, $L - 150$ mm. The total weight of the package is 0,42 kg. **The results of the experiment.** When conducting four experimental attempts to determine the tempering temperature-time regimes for a composite knife blade (ШХ15Ш in 40X13 facings), the following parameters were obtained: 1. heating temperature 260...270 °C; 2. exposure for 1,8...2 hours; 3. cooling – air. The hardness of the blade is 58–59 HRC, the cutting part is 52–54 HRC of the coating. With such indicators, the maximum indicators of wear resistance of the cutting edge and high indicators of blade elasticity were obtained. For steel n690: 1. heating temperature for tempering 200...220 °C; 2. exposure for 1 hour; 3. cooling – air. **Conclusions.** Knife blades are proposed to be made by manual forging, without the use of pneumatic and hydraulic hammers, to ensure the purity of the experiment. The work includes calculations of heat treatment regimes, analysis of the microstructures of the obtained monosteel and composite, economic feasibility, advantages and disadvantages of one method of obtaining a blade over another.

Keywords: *composite; austenite; heat treatment; empering; substructure; ear resistance; annealing; carbides*

Вступ. Основна увага завжди приділяється матеріалу клинка ножа. Адже від нього залежить технічні, механічні та експлуатаційні властивості зносостійкість ріжучої кромки, пружність леза ножа, твердість, контактна міцність, корозійна стійкість. Зазвичай для виготовлення клинка ножа використовують сталі вміст вуглецю в яких більше ніж 0,4 %. Це обумовлено вимогами до леза клинка ножа, а саме зносостійкість його ріжучої частини, яка напряду залежить від твердості і структури самої сталі. При правильно проведений термічній обробці, якій передують термопластична деформація (кування), сталь 40X13 набуває показників твердості нарівні 56–57 HRC, що достатньо для звичайного кухонного ножа. Для ножів з високо вуглецевих сталей ($C = 0,6-1,45\%$), показники твердості сягають 58–67 HRC. Ножі виготовлені з порошкових високолегованих сталей можуть мати

твердість 68–70 HRC. Але на ресурс ріжучої кромки ножа, її зносостійкість, впливають кілька чинників умови, навантаження, структура, яка обумовлена попередньою термопластичною обробкою і кінцевою термічною. Твердість ріжучої кромки не є показником якості клинка. В нашій роботі ми спробуємо довести переваги композитного клинка із сталі ШХ15Ш в обкладках 40X13, над лезом виготовленим із моносталі n690. Мартенситна сталь n690 австрійського виробництва є однією із найкращих для ножів середнього цінового сегменту. Сталь виготовляється за технологією поздовжньо-поперечного прокату листа після електрошлакового переплаву.

Це одна з найсучасніших технологій в сучасній металургії. Сталь n690 має низький відсоток шкідливих домішок: сірки, фосфору, неметалічних включень, що позитивно впливають на структуру та

механічні властивості. Технологія виготовлення композитного клинка більш складна, але матеріали мають більш розповсюджене використання.

Одними з головних вимог, що пред'являються до клинка – досягти вагомих показників корозійної стійкості і пружності, можливості витримувати бокові та контактні навантаження. Завдяки поєднанню за допомогою горнового зварювання високо вуглецевої і нержавіючої сталей досягається ефект зонного загартовування в подальшій термічній обробці. Технологія зонного загартовування – це комбінація різних показників твердості на одному лезі ножа, що веде до значного підвищення пружності і довговічності клинка, зменшує ризик утворення гартовочних тріщин. Горнове зварювання дозволяє з'єднати в композит сталі, які мають високий вміст вуглецю ($C = 0,9-1 \%$, $C = 0,4-0,45 \%$) і хрому ($Cr = 13-14 \%$), що звичайним електродуговим методом зробити практично не можливо. Високий еквівалент вуглецю і легованість хромом ускладнює існуючі процеси зварювання. При відповідних режимах термопластичної деформації, отримуємо в зоні ковальського зварювання монолітне з'єднання двох сталей на атомарному рівні, що само по собі вже є композит (поєднання двох матеріалів з різними властивостями з отриманням третього вихідного). Клинки ножів запропоновано виготовляти методом ручного кування, без застосування пневматичних та гідравлічних молотів, для забезпечення чистоти експерименту. В роботі проведені розрахунки режимів термічної обробки, аналіз мікроструктур отриманих моносталі та композиту, економічна доцільність, переваги та недоліки одного способу отримання леза клинка над іншим.

Одними з головних вимог, що пред'являються до клинка – досягти вагомих показників корозійної стійкості і пружності, можливості витримувати бокові та контактні навантаження. Завдяки поєднанню за допомогою горнового зварювання високо вуглецевої і нержавіючої

сталей досягається ефект зонного загартовування в подальшій термічній обробці. Технологія зонного загартовування – це комбінація різних показників твердості на одному лезі ножа, що веде до значного підвищення пружності і довговічності клинка, зменшує ризик утворення гартовочних тріщин. Горнове зварювання дозволяє з'єднати в композит сталі, які мають високий вміст вуглецю ($C = 0,9-1 \%$, $C = 0,4-0,45 \%$) і хрому ($Cr = 13-14 \%$), що звичайним електродуговим методом зробити практично не можливо. Високий еквівалент вуглецю і легованість хромом ускладнює існуючі процеси зварювання. При відповідних режимах термопластичної деформації, отримуємо в зоні ковальського зварювання монолітне з'єднання двох сталей на атомарному рівні, що само по собі вже є композит (поєднання двох матеріалів з різними властивостями з отриманням третього вихідного). Клинки ножів запропоновано виготовляти методом ручного кування, без застосування пневматичних та гідравлічних молотів, для забезпечення чистоти експерименту.

В роботі проведені розрахунки режимів термічної обробки, аналіз мікроструктур отриманих моносталі та композиту, економічна доцільність, переваги та недоліки одного способу отримання леза клинка над іншим.

Мета завдання. показати переваги технології горнового зварювання та властивостей композита клинка ножа зі сталі ШХ15Ш в обкладках із корозійної сталі 40Х13 над технологією ручного кування клинка з моносталі n690.

Матеріали та методика. За основу геометрії клинка і його розмірів був прийнятий клинок фінського типу. Обов'язковою умовою являється виготовлення клинків методом ручного кування, що забезпечує правильність і дотримання всіх необхідних режимів, технологічних параметрів клинка, механічних властивостей, що зменшить відсоток браку, тому що весь технологічний процес починається з відпалу сталі, а закінчується готовим клинком ножа з

відповідними механічними властивостями. Весь комплекс механічних властивостей досягається відповідними режимами термічної обробки. Клинок ножа повинен мати невелику довжину, мати достатньо товстий обух, щоб забезпечити міцність на зламі і водночас мати високі пружні властивості. Виходячи з умов і підбирається хімічний склад вихідних матеріалів і технологія виготовлення клинків. Після виготовлення двох клинків проводиться випробування на зносостійкість ріжучої кромки, механічні випробування на згин (пружність клинка без залишкової деформації), випробування на тріщиностійкість. За основу візьмемо геометричні розміри клинка скандинавського типу.

Таблиця 1

Геометричні розміри клинка

Повна довжина клинка (мм)	Ріжуча частина (мм)	Ширина клинка (мм)	Довжина хвостовика (мм)	Товщина обуха (мм)
200	110	20	90	4

Результати експерименту. Враховуючі умови використання ножа, його геометричні форми і експлуатаційні вимоги, матеріал клинка повинен мати досить високі механічні властивості і невисоку ціну. Тому до його підбору потрібна відноситись особливо ретельно. Розглянемо декілька розповсюджених ножових сталей з приблизно однаковим хімічним складом і механічними властивостями вітчизняного і зарубіжного виробництва.

Таблиця 2 [12]

Вітчизняні сталі і їх аналоги

Вітчизняні сталі	Зарубіжні аналоги
40X13	AISI 420
X12MФ	D2
ШХ15Ш	N690
9ХС	L3
65X13	440С

Таблиця 3 [1]

Хімічний склад сталі ШХ15Ш

Сталь	ТУДСТУ	C	Si	Mn	Cr
ШХ15Ш	ТУ141594 ДСТУ 4738:007	0,95– 1,05	0,17– 0,37	0,20– 0,40	1,30– 1,65
	P	S	Ni	Cu	при- мітка
	0,027	0,02	0,25	0,25	Ni, Cu не біль- ше 0,5 %

Як відомо хром потрібен сталі для кращого прогартовування. За своєю природою сталь ШХ15Ш і сталь 40X13 схожі на звичайні вуглецеві, з приблизно 1 %С. Хром розчиняється в обох фазах відпаленої сталі в фериті і в цементиті [3]. Легований хромом цементит повільно розчиняється в аустеніті, а аустеніт, який вміщує хром, повільно розпадається, цим і пояснюється менша критична швидкість гартування цих сталей, в порівнянні з вуглецевими. Сталь отримана методом електрошлакового переплаву з мінімальним вмістом шкідливих домішок.

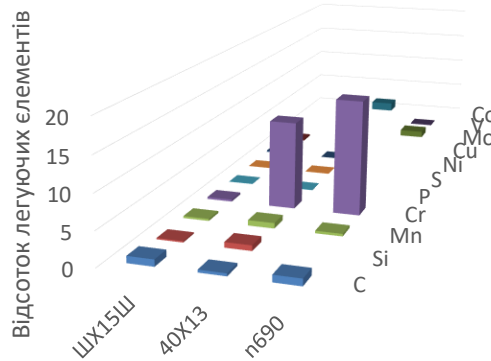
Сталь 40×13 – хромиста сталь мартенситного класу. Легована вуглецем та хромом (основні легуючі елементи). В цій сталі міститься ≈13 % Cr, що відповідає мініальному його вмісту, який забезпечує підвищену корозійну стійкість.

Таблиця 4 [2]

Хімічний склад сталі 40X13

Сталь	C	Si	Mn	Cr	S	P
	не більше				не більше	
40X13	0,36–0,45	0,8	0,8	12,0–14,0	0,025	0,030

Гістограма хімічного складу сталей клинків



	ШХ15Ш	40Х13	n690
C	1	0,4	1,02
Si	0,2	0,8	
Mn	0,3	0,8	0,37
Cr	0,3	13	17
P	0,027	0,03	
S	0,02	0,025	
Ni	0,25	0	
Cu	0,25	0	
Mo			1
V			0,1
Co		1,45	

Рис. 1. Хімічний склад сталей ШХ15Ш, 40Х13 та n690

Таблиця 5 [14]

Хімічний склад сталі n690 (Австрія)

Сталь	C	Cr	Mo	V	Co	Mn
n690	1–1,08	16,8–17,3	0,9–1,1	0,1	1,4–1,5	0,35–0,4

Сталь n690 відноситься до нержавіючих легованих мартенситних сплавів і має досить великий вміст легуючих елементів, які в свою чергу позитивно позначаються на її механічних властивостях. До аналогів даного матеріалу, з приблизно таким же хімічним складом, можливо віднести сталь австрійського виробництва 440С. Але в ній масова частка легуючих елементів (насамперед кобальту і молібдену) відчутна нижча. Це негативно, позначається на деяких важливих технологічних і механічних властивостях: здатність приймати

загартовування, імовірність розвитку відпускнуї крихкості першого та другого роду, твердості, пружності. Всі ці властивості відіграють важливу роль у забезпеченні надійності, та збільшення терміну експлуатації клинка. Однією з найбільш важливих характеристик сталі n690 є її здатність протистояти зародженню і розвитку корозії в нормальних умовах. Крім того, в результаті застосування кріообробки, збільшити твердість можливо до 60–61 HRC.

За шкалою 3 навантаження на індентор становить 150 кг. Дана марка сталі містить досить багато вуглецю (трохи більше 1 %).

Якби не додавання легуючих елементів, то цю сталь можна було класифікувати, як заевтектоїдну високовуглецеву інструментальну сталь. Високий вміст хрому, понад 17 відсотків, робить дану сталь стійкою до корозії. Крім того, збільшується прогартовування, покращуються показники

стійкості при навантаженні Молібден трохи більше одного відсотка, вводиться для зменшення крихкості і ламкості сплаву і покращує інші властивості і характеристики сталі п690. Крім того додатково сплав легується кобальтом 1,5 %, ванадієм 0,1 %, марганцем та кремнієм, масова частина кожного становить приблизно 0,4 %. Одна з основних відмінностей сталі N690 в тому, що вона має у своєму складі кобальт, який підвищує жароміцність сталі і робить сильний вплив на її механічні властивості. На оцінку якості сталі впливає також масова частка шкідливих домішок. Так сталі, які виробляються за допомогою електродугового переплаву у вакуумі, будуть мати мінімальну кількість шкідливих домішок. Завжди сталь, яка має більш високий клас – має кращі експлуатаційні характеристики. Але не менш вагомим чинником є умови застосування і характер навантаження в ножі, геометрія самого клинка. Компанія BOHLER и UDDEHOLM є світовим лідером у виробництві інструментальних, спеціальних та швидкорізальних сталей та сплавів. Але із всієї лінійки продукції концерну, кобальтом легується тільки п690. Вміст кобальту в різних марках не перевищує 5 % для інструментів які сприймають значні навантаження, свердла, мітчики, зенкери та інш. Якщо інструмент працює з відносно нетвердими матеріалами, то масова частка кобальту становить 0,3–1,5 %. У сталі п690 міститься оптимальна кількість кобальту для забезпечення ріжучих та експлуатаційних характеристик лева ножа. Але чим більший відсоток кобальту в сплаві, тим гірше прогартованість – на відміну від молібдену. В зв'язку з чим, в термічній обробці сплаву і надання високих показників твердості 60–61 HRC, потрібно обов'язково використовувати операцію кріообробки. Наявність в сталі ванадію 0,1 % позитивно впливає на структуру сплаву подрібнюється зерно, рівномірно розподіляється по об'єму [15].

Натомість сталь ШХ15Ш, має в своєму складі невисокий вміст легуючих С (0,95–1,05 %) Cr (1,3–1,65 %), Si (0,17–0,37 %), Mn (0,2–0,4 %) елементів. Хром позитивно впливає на прогартованість

– сталі покращуючи її. Навіть невеликий відсоток 1,3–1,65 % в її хімічному складі, веде до повної прогартованості наскрізь деталей любого перерізу. Завдяки рівномірно легованому хромом цементиту, сплав набуває високих показників твердості при загартуванні і як наслідок значної зносостійкості [4]. Марганець збільшує стійкість переохолодженого аустеніту і зміщує «С» подібну криву термодинамічної діаграми вправу сторону, збільшуючи прогартованість. Завдяки чому, для загартування сплаву, можна застосовувати значно менше критичні швидкості, використовуючи для охолодження мінеральні оливи. Це нам дає рівномірно загартовану структуру по всьому перерізу заготовки, чи готового виробу, зменшуючи ризики утворення тріщин, короблення (зміни геометричної форми). Марганець, як і кремній, також подрібнює зерно підвищуючи пружні та пластичні властивості, підвищуючи ударну в'язкість (коли його вміст не більше 2 %). Позитивно впливає на прогартованість сталі, затримує розпад переохолодженого аустеніту. Нікель впливає позитивно на механічні властивості (пружність, пластичність, ударну в'язкість, холодноламкість) [5].

З вищевикладеного можна зробити висновки, що сталь ШХ15Ш набуває високих показників і механічних властивостей, завдяки твердорозчинному зернограничному механізму зміцнення та комплексному легуванню. Твердість після загартування може сягати HRC 62–64. В шарикопідшипникових сталях регламентований вміст неметалічних включень, карбідної ліквіації [8].

Річ в тому, що навантаження шарикопідшипника локальні, і якщо в точці дотику шарика (ролика) і кільця в неоднорідній чи засміченій сталі, опиниться то чи інше включення, то може відбутися місцеве руйнування (викришування) і як наслідок руйнування. Неметалеві включення працюють як концентратори напруги і призводять до зародження тріщини, її росту до критичних розмірів. А динамічне навантаження приведе до руйнування

структури сплаву по крихкій схемі (твердість підшипник ролика чи шарика 61–62 HRC). Проаналізувавши хімічний склад двох сплавів можна зробити такі висновки [9].

Перша сталь п690 набуває своїх високих механічних властивостей завдяки комплексному легуванню досить дорогими тугоплавкими металами: (Mo, Co, V). Метод отримання цієї сталі електродуговий переплав, за технологією повздовжнього поперечного проектування та складна термічна обробка, для досягнення твердості (60–61HRC) [13].

Друга сталь ШХ15Ш, отримується методом електродугового плавлення, з подальшим електрошлаковим переплавом. Але карбіди сталі настільки дрібні і рівномірно розподілені по структурі, що їх важко помітити навіть на мікроструктурах. Хром з його низьким вмістом, не утворює карбідів, а лише входить до складу легованого цементиту. Завдяки чому сплав дуже гарно піддається загартовуванню і може мати твердість 62–64 HRC після відпуску, що впливає на зносостійкість [10]. Технологія термічної обробки сплаву є набагато простіше в порівнянні з п690.

Технологічний процес виготовлення клинка. Робота включає в себе підготовчі операції, слюсарні, термічні, контроль якості, проміжний та кінцевий.

Отримання заготовок для ковальського зварювання.

Послідовність операцій:

1. Рекристалізаційної відпал
2. Ковальське зварювання
3. Проміжний контроль якості
4. Виготовлення клинка методом кування.
5. Неповний відпал.
6. Загартовування клинка.
7. Відпуск.
8. Контроль якості та механічні випробування.
9. Слюсарна обробка.

Травлення клинка в кислотному розчині. Для отримання заготовок під ковальське (горнове зварювання) брали прутки із сталі ШХ15Ш (ТУ141594 ДСТУ4738:007) Ø – 20 мм, довжиною L – 80 мм для ріжучої

частини клинка, прутки із сталі 40X13 ДСТУ 7838:007, для обкладок. Ø – 20 мм, L – 150 мм. Загальна вага пакету – 0,42 кг.

Перед тим як проводити операцію горнового зварювання, слід визначитися із складом флюсу, який запобігатиме проникненню в площину зварювання кисню, буде захищати пакет сталі від оплавлення і окисленню металу, а також шлакоутворенню.

Склад флюсу:

1. бура $\text{Na}_2[\text{B}_4\text{O}_5(\text{OH})_4] \cdot 8\text{H}_2\text{O}$;
2. сіль поварена;
3. товчене скло від пляшок;
4. товчений чавунний порошок.

Пропорції:

- бура+сіль ~80 %;
- товчене скло ~10–15 %;
- порошок чавуну ~5%.

При горновому зварюванні головним чинником є відсутність кисню між пакетами сталі, а також рівномірний нагрів заготовки.

При правильно підбраному складі флюсу зварювання можна проводити навіть при температурі 1 350–1 300 °С. Сталі з'єднуються на атомарного рівні в захисному середовищі флюсу, утворюючи повністю монолітне з'єднання. Нагрів пакету проводиться рівномірно, поступово, щоб запобігти ризику утворення температурних мікротріщин, несправів. На успішність операції горнового зварювання впливає низка факторів: вага пакету (чим більше вага тим більше часу їде на прогрів). Теплопровідність сталі в пакеті. Чистота поверхонь на пластинах (повинні бути без слідів корозії і оксидних плівок). Середовище нагрівання (газ, кам'яне вугілля, деревне вугілля). Температура приміщення. Швидкість та час пластичного деформування при механічному з'єднанні пакету (витиснення флюсу з поверхонь). Остання операція має дуже суттєве значення, якщо прогріти пакет неповністю і температура його буде нижчою за 1 200–1 250 °С зварювання не відбудуться в повній мірі. Ми отримуємо не провар по пластинам з'єднання, а це веде до втрати міцності. В результаті нерівномірного прогріву пакету виникає градієнт температур між поверхнями з'єднання, флюс не проникає в площину, він просто стікає і не захищає поверхні від окислення, з зародженням

шлакових утворень. Завдяки використанню високотемпературного флюсу на поверхнях зварювання не відбувається окислення, навіть коли температуру підняти на 50–70 °С. При використанні в складі флюсу чавунної стружки, вміст вуглецю в місцях з'єднання і на поверхнях підіймається. Ми компенсує вуглець який вигорас. Якщо на поверхні пакету і відбудеться обезвуглецевування, цей шар буде знятий при подальшій слюсарні обробці.

Далі проходить проміжний контроль якості зварного з'єднання. Якщо його не пройдено, подальші операції проводити недоцільно. Зварювальний пакет обробляється в 5 % розчині азотної кислоти. В результаті травлення сталь ШХ15Ш буде мати чорний колір, а 40Х13 світлий, металічний. Якщо під час горнового з'єднання відбудеться не провар, на границі розділу шарів будуть помітні шлакові включення – це осередки оплавлень. При відсутності браку, переходимо до наступної операції.

Використання деревного вугілля при зварюванні, дозволяє зменшити відсоток виділення сірки при згоранні, що зменшує шлакоутворення.

Для виготовлення клинка ножа із сталі п690 візьмемо прутки \varnothing – 20 мм, L – 40 мм LLL BOHLER и UDDEHOLM (табл. 8).

Порівнявши режими термопластичної обробки композиту і моносталі, можна зробити попередні висновки: температури операції в моносталі вищі. Це обумовлено зміщенням критичних точок нагріву сталі п690 завдяки її високолегованності. Час під нагрівання під кування вищий, завдяки тугоплавким металам з низькою теплопровідністю у хімічному складі, сплаву.

Термічна обробка клинків.

Термічна обробка – надання виробу комплексу механічних властивостей. Зміна властивостей сплаву, які отримуються в результаті обробки, повинні бути остаточними, інакше в термічній обробці не буде ніякого сенсу [3].

Таблиця 6

Послідовність операцій гарного зварювання

Операція	Час (хв)
Підігрів пакету до 1 250–1 300 °С*	14~15
Обробка флюсом	1,5~2
Прогрів пакету з флюсом	5~6
Механічне з'єднання флюсового пакету з повним витисненням флюсу	1,5~2

* Підігрів пакету може сягати навіть 1 300–1 320 °С, так як в складі пакету, в обкладках – сталь 40Х13, а її теплопровідність значно нижча, ніж ШХ15Ш.

Таблиця 7

Режим кування композиту

Операція	Температура, °С
початок кування	1000~950
кінець кування	800~750
чистові проходи	750~720*

* З кожним проходом, температура пластичної деформації знижується останні проводяться при температурі 720–700 °С. Цим досягається ефект наклепування, придання поковці пластичних та пружних властивостей, подрібнення структури і субструктури [7].

Таблиця 8 [14]

Режим кування сталі п690

Операція	Температура, °С
початок кування	1100~1050
кінець кування	1000~950
чистові проходи	950~800



Рис. 2. Схема термічної обробки клинка із композитної сталі ШХ15Ш в обкладках 40Х13

Таблиця 9

Режим термічної обробки композитної сталі ШХ15Ш в обкладках 40X13

Назва операції	Час, τ (хв)	Температура, (C°)
Нагрів під загартування	6	840
Витримка	8	840
Охолодження	0,09	3
Нагрів під відпуск	4	270
Витримка	120	270
Охолодження	2	5

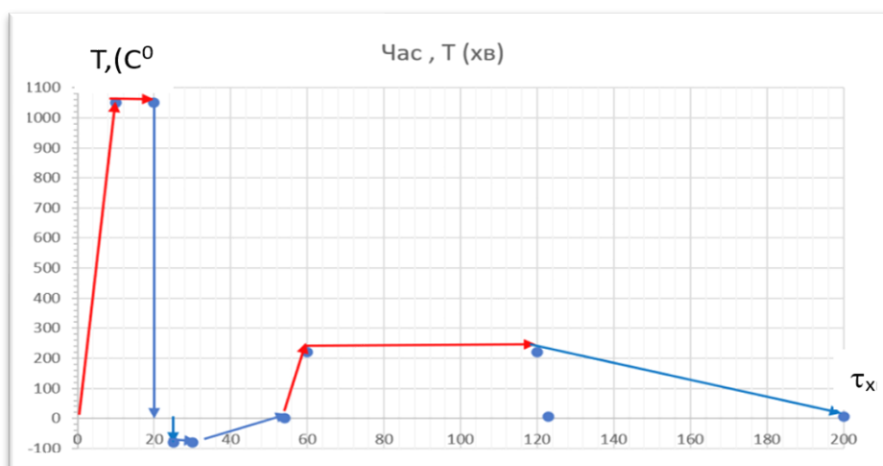


Рис. 3. Схема термічної обробки клинка із сталі п690

Таблиця 10

Режим термічної обробки сталі п690

Назва операції	Час, τ (хв)	Температура, T (C°)
Нагрів під загартування	10	840
Витримка	10	840
Охолодження	0,12	3
Кріообробки	0,0042	-80
Витримка	6	-80
Розмерзання	24	2
Нагрів під відпуск	6	220
Витримка	60	220
Охолодження	3	5

Основними чинниками операції термічної обробки є:

- t_{max} – максимальна температура до якої нагрівається виріб при термообробці;
- τ_v – час витримки сплаву при температурі нагріву;
- $\vartheta_{нагр}$ – швидкість нагріву;
- $\vartheta_{охол}$ – швидкість охолодження.

Температура нагріву для сталі визначають по діаграмі стану, швидкість охолодження по діаграмі ізотермічного розпаду аустеніту. Загальний час нагрівання заготовки обчислюється за формулою (1):

$$\tau_{заг} = \tau_n + \tau_v, \quad [1]$$

$\tau_{заг}$ – загальний час нагріву заготовки; τ_n – час нагріву до заданої температури; τ_v – час витримки (2,5 хв. – для високолегованих сталей, 2 хв. – для легованих сталей, 1 хв. – для вуглецевих сталей.)

Час нагрівання до заданої температури обчислюється за формулою:

$$\tau_n = 0,1 D_1 \cdot K_1 \cdot K_2 \cdot K_3, \quad [2]$$

де τ_n – час нагрівання до заданої температури; D_1 – розмірна характеристика

виробу; $K_1 \cdot K_2 \cdot K_3$ – коефіцієнти середовища форми рівномірності нагрівання.

Для сплаву, час нагрівання залежить від розмірів заготовки теплопроводності нагрівального середовища і його доводиться визначати експериментально. Витримку при загартовуванні вибирають такою, щоб пройшли повністю всі структурні перетворення, гомогенізація аустеніту. Режими охолодження сплаву при загартовуванні підбирають так, щоб

забезпечити необхідну глибину загартованого шару. Охолоджуючу спроможність різних середовищ оцінюють в області температур найменшої стійкості переохолодженого аустеніту (650–550 °С) і мартенситного перетворення (300–200 °С). В останньому інтервалі бажано уповільнити охолодження для зменшення термічних гартовочних напруг. Середовище охолодження в нашому випадку – олива трансмісійна.

Таблиця 11 [11]

Швидкість охолодження сталі в різних охолоджуючих середовищах

Загартовачне середовище	Швидкість охолодження град/с, за	
	650–550 °С	300–200 °С
Вода:		
18 °С	600	270
28 °С	500	270
50 °С	100	270
Мінеральне мастило (олива)	100–150	20–50
Спокійне повітря	3	1

Схеми термічної обробки використані в нашій роботі проведені на (рис. 2, 3). Отримані розрахункові практичні величини дивись таблиці 7 та 8.

Відпуск клинків. Останньою операцією термічної обробки є відпуск. З фізичної точки зору операція відпуску – це переведення системи сплаву з метастабільного в стабільний стан. Після загартовування, в металі присутні напруги, викликані зміною різкого градієнта температур, фазовою перекристалізацією із зміною об'єму металу, наявністю високої кількості дислокацій, сплав обов'язково піддають операції відпуску. Відпуск знімає внутрішні напруги в об'ємі сплаву, більш рівномірно проходить розподіл дислокаційної сітки, знімаються навантаження, отримані в результаті фазового наклепу, рівномірно розподіляються карбіди, знімаються зернограничні напруги. Особливо ретельно призначаються температурно-часові режими операцій відпуску (рис. 2 та 3.) Мета відпуску – отримання структури відпущеного мартенситу. Основний вплив

на стабільність геометричних розмірів і твердість готового клинка, його експлуатаційні і механічні характеристики має, залишковий аустеніт.

В інструментальних високо вуглецевих сталях після загартовування (особливо в високолегованих) вміст залишкового аустеніту сягає 20–35 %. За температур загартування сталі ШХ15Ш відповідно: $T = 840$ °С і відпуску 100 °С – 5–10 %, $T = 880$ °С і відпуску 150 °С – 10–19 % [9].

Можна зробити висновок, що чим вища температура нагріву під загартовування, тим більша кількість залишкового аустеніту. Початок інтенсивного розпаду аустеніту починається тільки при температурі 200 °С, при цьому твердість загартованого сталі знижується. Якщо потрібно довести відсоток залишкового аустеніту до 5–8 %, застосовують обробку холодом (рис. 3.)

При проведенні чотирьох експериментальних спроб, для визначення температурно-часових режимів відпуску для клинка ножа з композиту (ШХ15Ш в обкладках 40X13) прийшли до таких показників:

1. температура нагрівання 260–270 °С;
2. витримка 1,8–2 год.;
3. охолодження – повітря.

Твердість клинка 58–59 HRC, ріжуча частина – 52–54 HRC обкладки.

За таких показників отримані максимальні показники зносостійкості ріжучої кромки, високі показники пружності клинка.

Для сталі п690:

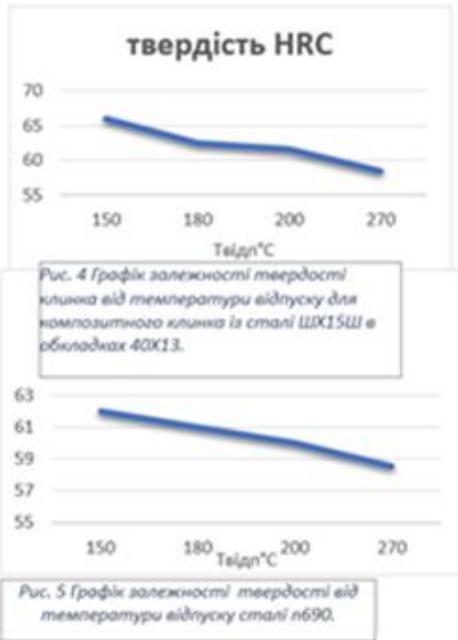
1. температура нагрівання під відпуск 200–220 °С;
2. витримка 1 год.;
3. охолодження – повітря.

Відмінністю сталі п690 від ШХ15Ш є значний відсоток залишкового аустеніту в структурі загартованої сталі.

Щоб зменшити долю залишкового аустеніту до 10–15 % ми застосували обробку холодом. Після чого провели відпуск клинка (рис. 3). Твердість клинка після кріообробки 60–61 HRC.

Далі проведемо графіки залежності твердості клинка від температури відпуску, які були отримані експериментально.

Мікроструктури досліджуваних марок сталей наведені на рисунках 6–8.



Таблиця 12
Залежність твердості клинка від температури відпуску сталі ШХ15Ш

Температура °С	Твердість HRC*
150	65-67
180	62-63
200	61,5-62
270	58-59

*Твердість замірялась на різальній кромці клинка.

Таблиця 13
Залежність твердості від температури відпуску сталі п690

Температура °С	Твердість HRC
150	62-61
180	61,5-61
200	61-60
270	56-55



Рис. 6. Мікроструктури композиту із сталі ШХ15Ш в обкладках 40X13 зварювальний шов, ×500



Рис. 7. Мікроструктури композиту із сталі ШХ15Ш в обкладках 40X13 зварювальний шов, ×1000

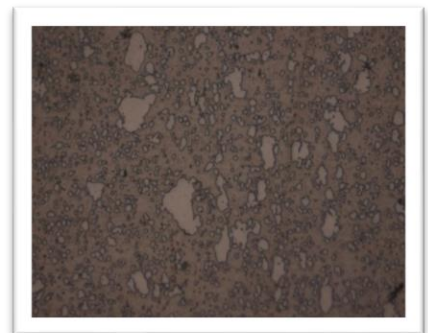


Рис. 8. Мікроструктура сталі п690, ×500

Висновки

Проаналізувавши розрахунки, практичні випробування, прийшли до висновку про перевагу композиту зі сталі ШХ15Ш в обкладках із сталі 40X13 над клинком з моносталі п690.

1. Висока зносостійкість ріжучої кромки клинка, обумовлена мікроструктурою сталі ШХ15Ш після термообробки. Вона складається з відпущеного мартеністу з дуже дрібними, рівномірно розподіленими карбідами вуглецю по всьому об'єму матеріалу. Відсоток хрому низький (1–1,5 %), тому він весь входить до складу легованого цементиту і рівномірно розподілений по всьому об'єму сплаву. При збільшенні навіть в 1000 разів на оптичному реверсивному мікроскопі ми бачимо тільки карбідну сітку з складних карбідних сполук (рис. 7). Натомість сталі п690 велика кількість карбідів простих, складних (Cr, Mo, V), які різні за розмірами і значно більший відсоток хрому, зв'язаного в карбіди. Структура сталі – відпущений мартеніт з сіткою не рівномірних карбідів, розподілених в феритній матриці. Хрома в хімічному складі 18 %, а карбіди його найбільші за розмірами, що негативно впливає на структуру (рис. 8).

2. Проста термічна обробка сталі ШХ15Ш в порівнянні з п690.

3. Набагато кращі пружні властивості клинка ножа. Це відбувається завдяки зонному загартовуванню. Середня частина ножа загартовується на 58–59 HRC, а обкладки мають твердість 50–52 HRC, так як температура загартовування ШХ15Ш – 840 °С, 40X13 – 1 050–1 100 °С.

4. Однією з основних переваг є економічна складова і доступність матеріалу. Сталь п690 в 5 разів дорожча ніж сталь ШХ15Ш і 40X13. Композитну сталь можна виготовити використовуючи вторинну сировину, наприклад, лопатки турбін, залишки ножів для кухні, кільця та шарики використаних підшипників.

5. До переваг п690 над композитом можна віднести високу корозійну стійкість в кислотах та лугах, але в сталі 40X13 теж міститься до 13 % хрому і вона відноситься до нержавіючих сталей. Ріжуча частина і частина, яка виходить до обкладок сталі ШХ15Ш захищена оксидної плівкою після травлення, яка теж досить стійка до корозії, але на менш тривалий проміжок часу.

6. Більш складна технологія виготовлення композиту ніж моносталі.

7. Механіко-експлуатаційні, показники і показники надійності значно вищі в композитному клинці, економічно, навіть при досить складній технології виготовлення, він виходить дешевше, а це один з найважливіших чинників в наш час.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. ДСТУ 4738:007 (ГОСТ 2590-2006). Прокат сортовий сталевий гарячекатаний круглий. Сортамент (EN 10060:2003, NEQ; ГОСТ 2590-2006, IDT). 3 поправкими. [Чинний з 01.10.2007]. Київ : Держспоживстандарт України, 2007. (Національний стандарт України). URL: http://online.budstandart.com/ua/catalog/doc-page?id_doc=25378
2. Кузін О. А., Яцюк Р. А. Металознавство та термічна обробка металів : підруч. Львів : Афіша, 2002. 304 с.
3. Бялік О. М., Черненко В. С., Писаренко В. М., Москаленко Ю. Н. Металознавство : підруч., 2-е вид., перероб. і доп. Київ : Політехніка, 2006. 384 с.
4. Равська Н. С., Мельничук П. П., Касьянов А. Г., Родін Р. П. Технологія інструментального виробництва. Житомир : ЖІТІ, 2001. 555 с.
5. Котречко С. А. Предельная прочность. Кристаллы, металлы, конструкции. Киев : Наукова думка, 2008. 295 с.
6. Мешков Ю. Я., Котречко С. А., Шиян А. В. Механическая стабильность металлов и сплавов. Киев : Наукова думка, 2014. 278 с.
7. Погребна Н. Е., Куцова В. З., Котова Т. В. Механічна стабільність матеріалів : навч. посіб. Дніпро : НметАУ, 2021. 109 с.
8. Галико А. В., Кузик О. В., Кропівний В. М., Кропівна А. В., Молокост Л. А. Матеріалознавство : навч. посіб. Кіровоград : КОД, 2015. 168 с.

9. Федірко П. П., Кроль В. О. Матеріалознавство і слюсарна справа : навч. посіб. За ред. П. П. Федірка. Київ : Видавничий дім «Кондор», 2018. 384 с.
10. Agostini P., Barbieri G., Coppola R. et al. Stress Distributions in P91 Martensitic Steel and in AISI 316LN Steel Welds for Gen IV Nuclear Applications. *J. Surf. Investig.* Vol. 14 (Suppl. 1). 2020. Pp. 25–30. [Електронний ресурс]. URL: <https://doi.org/10.1134/S1027451020070022>
11. ДСТУ 4738:2007/ГОСТ 2590-2006. Прокат сортовий сталевий гарячекатаний круглий. Сортамент (EN 10060:2003, NEQ). З поправками. [Чинний від 01.10.2007]. Вид. офіц. Київ : УкрНДНЦ, 2016. 12 с.
12. Technical Specifications [Електронний ресурс]. URL: <https://www.us.bohler.com/en/>.
13. Марочник сталі і сплавів [Електронний ресурс]. URL: http://www.splav-kharkov.com/mat_start.php?name_id=207.
14. LLC BOHLER UDDEHOLM UKRAINE. Suchkova str.117. 51200, Novomoskovsk, Ukraine Bestellnr Purchaser's order Prufgegenstand/object of test Sheets made n690 Microclean.

REFERENCES

1. DSTU 4738:007 (GOST 2590-2006). *Prokat sortovyy stalevyy haryachekatanny kruhlyy. Sortiment* [Rolled grade steel hot-rolled round. Assortment (EN 10060:2003, NEQ; GOST 2590-2006, IDT)]. With amendments. [Effective from 01.10.2007]. Kyiv: State Consumer Standard of Ukraine, 2007. (National Standard of Ukraine). URL: http://online.budstandart.com/ua/catalog/doc-page?id_doc=25378 (in Ukrainian)
2. Kuzin O.A. and Yatsyuk R.A. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv : pidruch.* [Metal science and heat treatment of metals : textbook]. Lviv : Afisha Publ., 2002, 304 p. (in Ukrainian)
3. Bialik O.M., Chernenko V.S., Pysarenko V.M. and Moskalenko Yu.N. *Metaloznavstvo : pidruch.* [Metallurgy : subclass.]. 2nd ed., revision. and additional. Kyiv : Polytechnic Publ., 2006, 384 p. (in Ukrainian)
4. Ravska N.S., Melnychuk P.P., Kasyanov A.G. and Rodin R.P. *Tekhnolohiya instrumental'noho vyrobnytstva* [Technology of tool production]. Zhytomyr : ZHITI, 2001, 555 p. (in Ukrainian)
5. Kotrechko S.A. *Predel'naya prochnost'. Kristally, metally, konstruksii* [Ultimate strength. Crystals, metals, structures]. Kyiv : Naukova Dumka, 2008, 295 p. (in Russian)
6. Meshkov Yu.Ya., Kotrechko S.A. and Shiyan A.V. *Mekhanicheskaya stabil'nost' metallov i splavov* [Mechanical stability of metals and alloys]. Kyiv : Naukova Dumka, 2014, 278 p. (in Russian)
7. Pogrebna N.Ye., Kutsova V.Z. and Kotova T.V. *Mekhanichna stabil'nist' materialiv : navch. posib.* [Mechanical stability of materials : study guide]. Dnipro : NmetAU, 2021, 109 p. (in Ukrainian)
8. Galiko A.V., Kuzyk O.V., Kropivnyi V.M., Kropivna A.V. and Molokost L.A. *Materialoznavstvo : navch. posib.* [Materials science : study guide]. Kirovohrad : KOD, 2015, 168 p. (in Ukrainian)
9. Fedirko P.P. and Krol V.O. *Materialoznavstvo i slyusarna sprava : navch. posib.* [Material science and metalwork : study guide]. Under the editorship P.P. Fedyrka. Kyiv : "Condor" Publishing House, 2018, 384 p. (in Ukrainian)
10. Agostini P., Barbieri G., Coppola R. et al. Stress Distributions in P91 Martensitic Steel and in AISI 316LN Steel Welds for Gen IV Nuclear Applications. *J. Surf. Investig.* Vol. 14 (Suppl. 1), 2020, pp. 25–30. [Electronic resource]. URL: <https://doi.org/10.1134/S1027451020070022>
11. DSTU 4738:2007/GOST 2590-2006. *Prokat sortovyy stalevyy haryachekatanny kruhlyy. Sortiment* [Rolled hot-rolled round steel. Assortment (EN 10060:2003, NEQ)]. With amendments. Valid from 01.10.2007. The publication is official. Kyiv : UkrSRNC Publ., 2016, 12 p. (in Ukrainian).
12. Technical Specifications [Electronic resource]. URL: <https://www.us.bohler.com/en/>.
13. *Marochnyk stali i splaviv* [Marochnik of steel and alloys]. [Electronic resource]. URL: http://www.splav-kharkov.com/mat_start.php?name_id=207. (in Ukrainian)
14. LLC BOHLER UDDEHOLM UKRAINE. Suchkova str. 117, 51200, Novomoskovsk, Ukraine Bestellnr Purchaser's order Prufgegenstand/object of test Sheets made n690 Microclean.

Надійшла до редакції: 01.04.2023.

УДК 669.017:519.21

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.040723.20.980

РОЗРАХУНОК КРИТЕРІЇВ ЯКОСТІ МАТЕРІАЛІВ ІЗ ВИКОРИСТАННЯМ ТЕОРІЇ ФРАКТАЛІВ

ВОЛЧУК В. М.¹, *докт. техн. наук, проф.*,КАШИНА Н. В.², *інж.*,КОТОВ М. А.^{3*}, *канд. техн. наук, доц.*,ГАЙДАР А. М.⁴, *канд. техн. наук, доц.*,КАШИН Д. О.⁵, *магістр*

¹ Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (097) 334-75-88, e-mail: volchuk.volodymur@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

² Ректорат, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (097) 936-12-93, e-mail: kashyna.nadiia@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0009-0002-5588-3472

^{3*} Кафедра залізобетонних і кам'яних конструкцій, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (097) 261-85-34, e-mail: kotov.nykolay@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0003-0233-0663

⁴ Кафедра технології будівельного виробництва, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (096) 367-70-57, e-mail: nastuel_gaidar@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0001-8993-1458

⁵ Кафедра інтелектуальних систем енергопостачання, Український державний університет науки і технологій, вул. Лазаряна, 2, 49010, Дніпро, Україна, тел. +38 (097) 872-36-56, e-mail: denchikc562@gmail.com

Анотація. Постановка проблеми. Зміна параметрів штатної технології може істотно змінити властивості валкового чавуну в широкому діапазоні значень. Нормативно-технічна галузева документація регламентує лише показники твердості чавунних валків, а вимоги до механічних характеристик та зносостійкості не вказуються у зв'язку з впливом багатьох параметрів технології. Тому важливим аспектом стає прогноз показників якості чавуну за допомогою математичного моделювання, зокрема, теорії фракталів. **Матеріали та методи.** Досліджувалися чавунні валки СПХН із перлітною матрицею. Механічні властивості робочої зони чавунних сортопрокатних валків виконання СПХН виробництва ВАТ «Дніпровський завод прокатних валків», м. Дніпро, визначалися на стандартному обладнанні з використанням машин «INSTRON» та ЦД-40, маятникового копра ПСВ 5, твердоміра Шора. Мікроструктури валків аналізували при збільшенні у 200 разів. **Результати експерименту.** Установлено, що найкраща серед аналізованих чутливість механічних властивостей до розмірних характеристик у карбідів спостерігається до фрактальної, інформаційної та кореляційної розмірності. Тому ці розмірнісні оцінки карбідів доцільно використовувати надалі для прогнозування механічних властивостей робочої зони валкового чавуну з пластинчастою формою графіту. Для прогнозування механічних властивостей валкового чавуну з пластинчастою формою графіту доцільно використовувати розмірні оцінки графіту та карбідів зі збільшенням структури $\times 200$. **Висновки.** Аналіз отриманих результатів показав перспективність застосування теорії мультифракталів для кількісної оцінки елементів структури чавунних сортопрокатних валків зі складною геометричною конфігурацією форми. Такий підхід дозволяє використовувати статистичні оцінки розмірності графіту та карбідів для прогнозу та коригування показників якості валкового металу за отриманими рівняннями (3–6) поряд із традиційними методами кількісної металографії, за допомогою яких оцінюють їх геометричні характеристики: форму, розподіл, розміри (довжину, діаметр) та зміст.

Ключові слова: чавунні валки; структура; механічні властивості; математична модель

CALCULATION OF MATERIAL QUALITY CRITERIA USING FRACTAL THEORY

VOLCHUK V.M.¹, *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*,KASHYNA N.V.², *Eng.*,KOTOV M.A.^{3*}, *Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*,HAIDAR A.M.⁴, *Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*,

KASHYN D.O.⁵, *Master*

¹ Department of Materials Science and Treatment of Materials, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (097) 334-75-88, e-mail: volchuk.volodymur@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

² Rectorate, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (097) 936-12-93, e-mail: kashyna.nadiia@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0009-0002-5588-3472

^{3*} Department of Reinforced-Concrete and Masonry Constructions, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (097) 261-85-34, e-mail: kotov.nykolay@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0003-0233-0663

⁴ Department of Construction Technologies, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (096) 367-70-57, e-mail: nastuel_gaidar@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0001-8993-1458

⁵ Department of Intelligent Energy Supply Systems, Ukrainian State University of Science and Technologies, 2, Lazaryana St., Dnipro, 49010, Ukraine, tel. +38 (097) 872-36-56, e-mail: denchik562@gmail.com

Abstract. Problem statement. Changing the parameters of standard technology can significantly change the properties of rolled iron in a wide range of values. Regulatory and technical industry documentation regulates only the hardness indicators of cast iron rolls, and the requirements for mechanical characteristics and wear resistance are not indicated due to the influence of many technological parameters. Therefore, an important aspect is the prediction for quality indicators of cast iron due to the use of mathematical modeling, in particular the theory of fractals. **Materials and methods.** Cast iron rolls with a pearlite matrix were studied. The mechanical properties of the working area for cast-iron graded rolled rolls produced by OJSC “Dniprovskiy zavod protnykhnykh valkov”, Dnipro, were determined on standard equipment using INSTRON and CD-40 machines, PSV 5 pendular digger, Shore hardness tester. The microstructure of the rolls was analyzed at a magnification of 200 times. **The results of the experiment.** As a result of the experiment, it was established that the best among analyzed sensitivity of mechanical properties to dimensional characteristics of carbides is observed for fractal, information and correlation dimensions. Therefore, it is advisable to use these dimensional estimates of carbides in the future to predict the mechanical properties of the working zone for rolled iron with lamellar graphite. To predict the mechanical properties of rolled cast iron with lamellar graphite, it is advisable to use dimensional estimates of graphite and carbides with an increase in the structure of $\times 200$. **Conclusions.** The analysis of the obtained results showed the promise of using the theory of multifractals for the quantitative assessment of the structural elements of rolled cast iron rolls with a complex geometric shape. This approach makes it possible to use statistical estimates of the dimensions of graphite and carbides to predict and correct the quality indicators of roll metal according to the obtained equations (3–6) along with traditional methods of quantitative metallography, which evaluate their geometric characteristics: shape, distribution, dimensions (length, diameter) and content.

Keywords: *cast iron rolls; structure; mechanical properties; mathematical model*

Вступ. Багато складних процесів та явищ у природі складно описати із застосуванням традиційних методик [1–5]. Наприклад, для металів та сплавів багато процесів формування структури різних матеріалів відбуваються за нерівноважних умов [6–13].

Реалізувати детермінований спосіб, який застосовується для оцінення характеристик якості масивних металевих відливок, зокрема, сортопрокатних чавунних валків, та їх механічних властивостей, що заснований на аналізі причинно-наслідкових зв'язків, – складне завдання сучасного матеріалознавства. Це пояснюється тим, що технологія виробництва прокатних валків наскрізна, що характеризує складний багатопараметричний процес. Тому на

якість валкового чавуну дуже впливає значна кількість технологічних параметрів (хімічний склад, легуючі елементи та модифікатори, умови охолодження, товщина намазки ливарної форми, спосіб лиття тощо), що визначають умови кристалізації структури та взаємопов'язані між собою [14–19]. Несуттєва зміна параметрів штатної технології може істотно змінити властивості валкового чавуну в широкому діапазоні значень.

Нормативно-технічна галузева документація регламентує лише показники твердості чавунних валків, а вимоги до механічних характеристик та зносостійкості не вказуються у зв'язку з впливом багатьох параметрів технології. Тому важливим стає прогноз показників якості чавуну за

допомогою математичного моделювання, що сприятиме зменшенню витрат на натуральні іспити.

Для прогнозу якості чавунних валків доцільно застосовувати теорію фракталів [20–24], що дозволяє ідентифікувати реальні структури матеріалів.

Постановка завдання. Для мінімізації витрат на експерименти з визначення критеріїв якості матеріалів із використанням теорії фракталів пропонується їх розбити на два етапи.

1. На першому етапі досліджень визначати показники чутливості критеріїв якості матеріалу згідно з оцінками розмірності елементів його структури (1), що обчислюється зі спектра статистичних розмірностей Реньї (2) шляхом проведення прямих експериментів або із додатковим використанням статистичних даних, отриманих на виробництві.

2. На другому етапі досліджень оцінення критеріїв якості матеріалу доцільно реалізовувати тоді, коли на першому етапі підтверджено чутливість розмірних характеристик згідно з виконанням умови (1).

Показники чутливості визначали за формулою Большакова–Дуброва (1) [25]:

$$K_i = |Y_i - Y_{i+1}| / |X_i - X_{i+1}|, \quad (1)$$

де X_1 та X_2 – два числа, що характеризують властивості матеріалу і Y_1 та Y_2 – відповідні їм чисельні значення розмірностей в досліджуваній області.

Згідно з теорією фракталів кожен елемент структури може характеризуватися наступним спектром статистичних розмірностей Реньї [25]:

$$D(q) = \frac{1}{q-1} \cdot \lim_{\delta \rightarrow \infty} \frac{\ln \sum_{i=1}^N p_i^q}{\ln \delta}, \quad (2)$$

де δ – квадратна комірка, якою покривають досліджуваний елемент структури для обчислення його розмірності, p_i – являє собою ймовірність попадання об’єкта в i -у квадратну комірку з лінійним розміром δ ;

$\sum_{i=1}^N p_i^q$ – узагальнена статистична сума з

показником ступеня q , що характеризує зміни спектра статистичних розмірностей в діапазоні значень від $-\infty$ до $+\infty$.

Матеріали та методика. Матеріалом для цього дослідження обрані валки СПХН після чотирьох плавок (марок СПХН-43, СПХН-49 та СПХН-45 після двох плавок).

Механічні властивості робочої зони чавунних сортопрокатних валків виконання СПХН виробництва ВАТ «Дніпровський завод прокатних валків» м. Дніпро, (рис. 1), визначалися на стандартному обладнанні з використанням машин «INSTRON» та ЦД-40, маятникового копра ПСВ 5, твердоміра Шора.



Рис. 1. Валки СПХН виробництва ДЗПВ

Таблиця

Механічні властивості валків СПХН

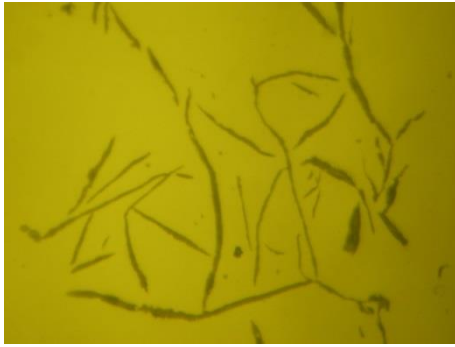
№ п/п	Марка валка	σ_B , МПа	$\sigma_{згин}$, МПа	КС, кДж/м ²	HSD
1	СПХН-43	330	670	14	45
2	СПХН-49	320	440	15	51
3	СПХН-45	370	480	17	46
4	СПХН-45	420	600	19	47

Структуру бочок валків досліджували за збільшення 200 до та після процедури травлення в 4 % суміші азотної кислоти в спирті. Структура чавуну складалася з перлітної матриці з умістом карбідів до 20 % та до 3 % пластинчастого графіту.

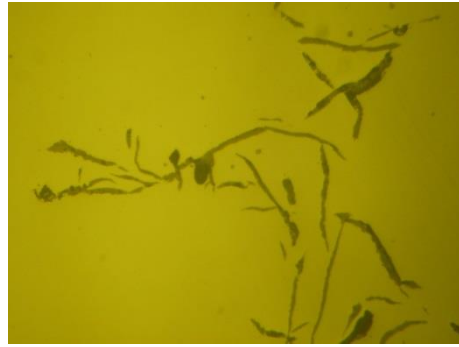
Механічні властивості чавунних валків визначали за стандартними методиками:

межа міцності на розрив та згин, ударна

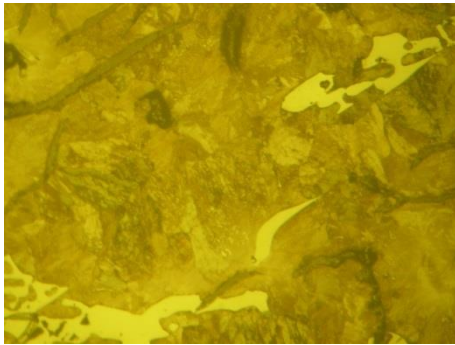
в'язкість і твердість методом Шора.



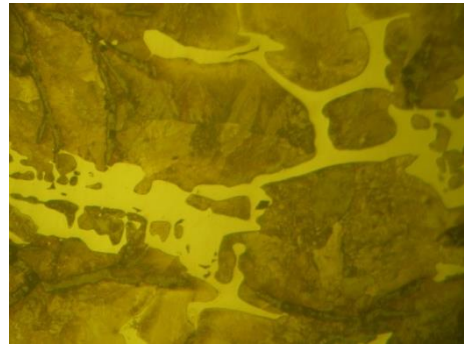
а



б



в



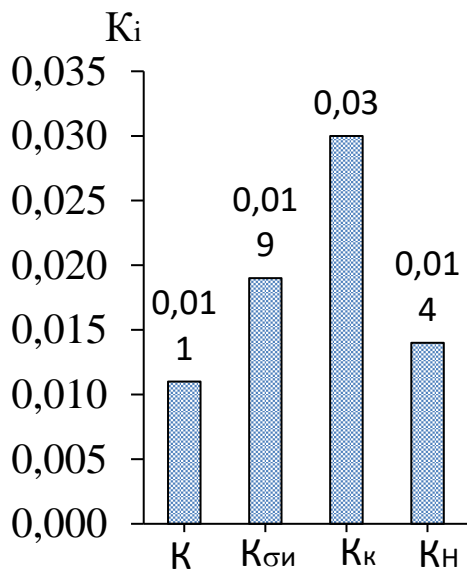
г

Рис. 2. Структура валкового чавуну до травлення (а, б) та після травлення (в, г)

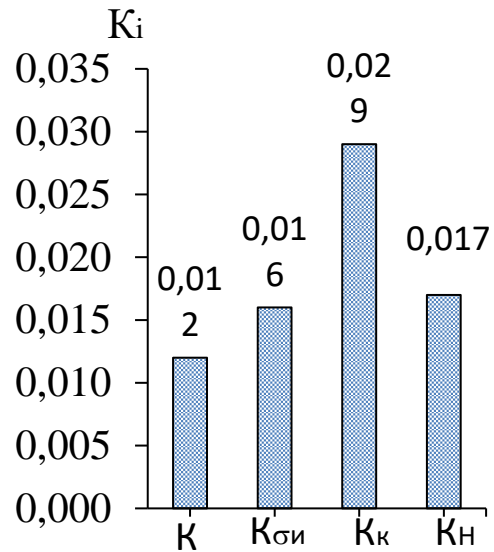
Результати експерименту. Фрактальна розмірність структури.

На рисунках 3–5 наведено результати розрахунку коефіцієнтів чутливості механічних властивостей валкового чавуну з

пластинчастою формою графіту K_i до розмірних оцінок $D_0, D_1, D_2, D_{200}, D_{-200}$ графіту, карбідів та перліту (ферит + цементит), обчислених за формулою (2).



а



б

Рис. 3. Чутливість механічних властивостей до фрактальної (а) та інформаційної (б) розмірності графіту робочої зони бочок валків виконання СПХН

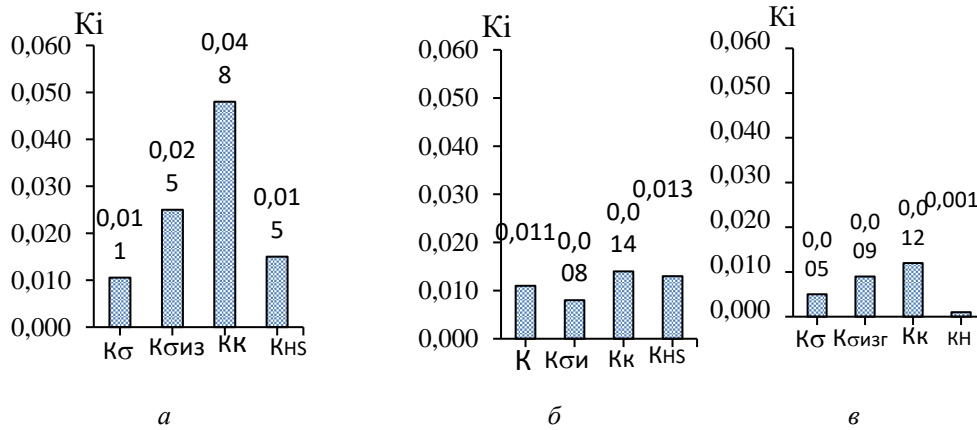


Рис. 4. Чутливість механічних властивостей до кореляційної розмірності (а), розмірності D_{+200} (б) та розмірності D_{-200} (в) графіту робочої зони бочок валків виконання СПХН

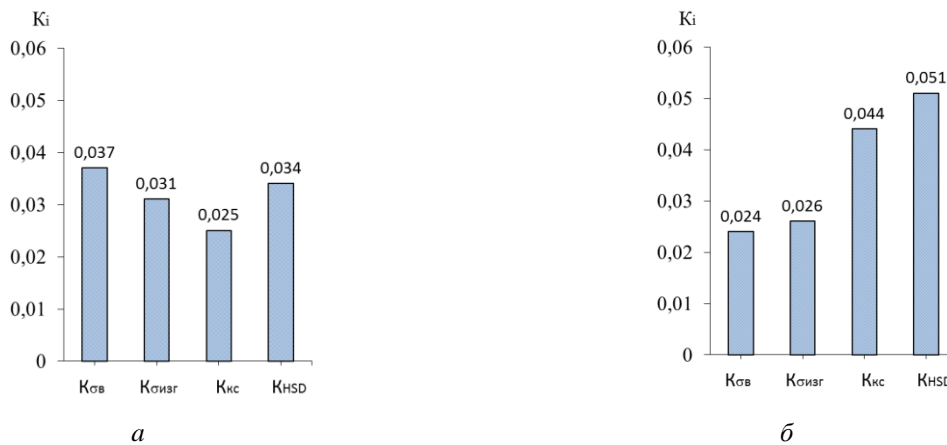


Рис. 5. Чутливість механічних властивостей до фрактальної (а) та інформаційної (б) розмірності карбідів робочої зони бочок валків виконання СПХН

Коефіцієнти чутливості фрактальної (0,011...0,030), інформаційної (0,012...0,029) та кореляційної (0,011...0,048) розмірностей пластинчастого графіту, як це впливає з рисунків 3 та 4, перевищують у 2–3 рази коефіцієнти чутливості інших розмірностей K_{D+200} (0,008...0,014) та K_{D-200} (0,001...0,012) з мультифрактального спектра узагальнених статистичних розмірностей Реньї. Тому для подальшого використання розмірних оцінок графіту у прогнозі механічних властивостей валкового чавуну визначено його найбільш чутливі розмірності, а граничні розмірності через їх незначні показники чутливості в подальших розрахунках якості не враховувалися.

У результаті експерименту встановлено, що найкраща серед аналізованих чутливість

механічних властивостей до розмірних характеристик у карбідів спостерігається до фрактальної, інформаційної та кореляційної розмірностей (рис. 5). Тому ці розмірнісні оцінки карбідів доцільно використовувати надалі для прогнозу механічних властивостей робочої зони валкового чавуну з пластинчастою формою графіту.

На рисунках 6 та 7 наведено приклади графіків залежностей межі міцності від фрактальної розмірності та хімічного складу валків і їх математичні моделі.

Шляхом зіставлення оцінок розмірності елементів структури валкового матеріалу (графіту та карбідів) з його механічними властивостями отримано рівняння та коефіцієнти, що відображають їх адекватність (3–6).

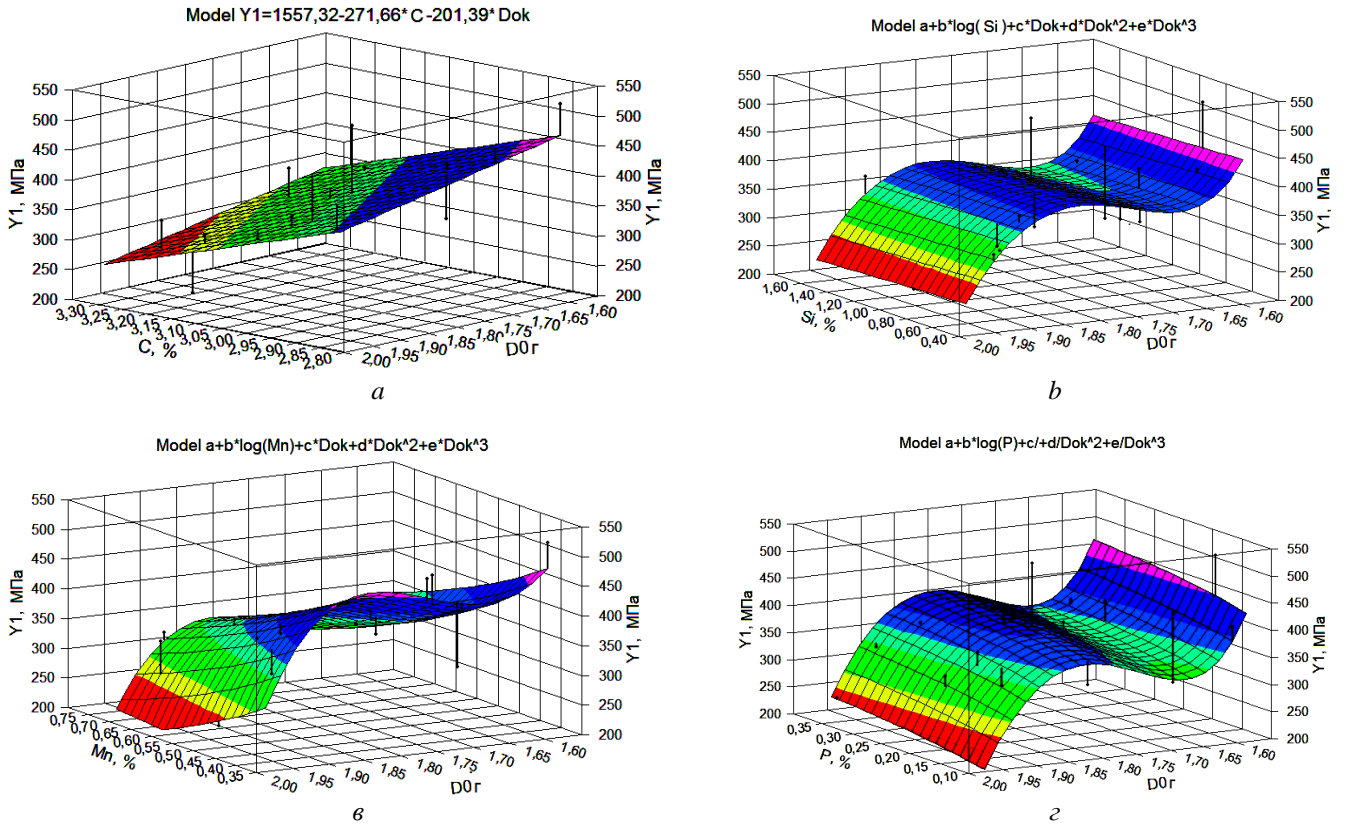


Рис. 6. Залежність межі міцності на розрив $Y1$ (МПа) валків виконання СПХН від хімічного складу та фрактальної розмірності пластинчастого графіту

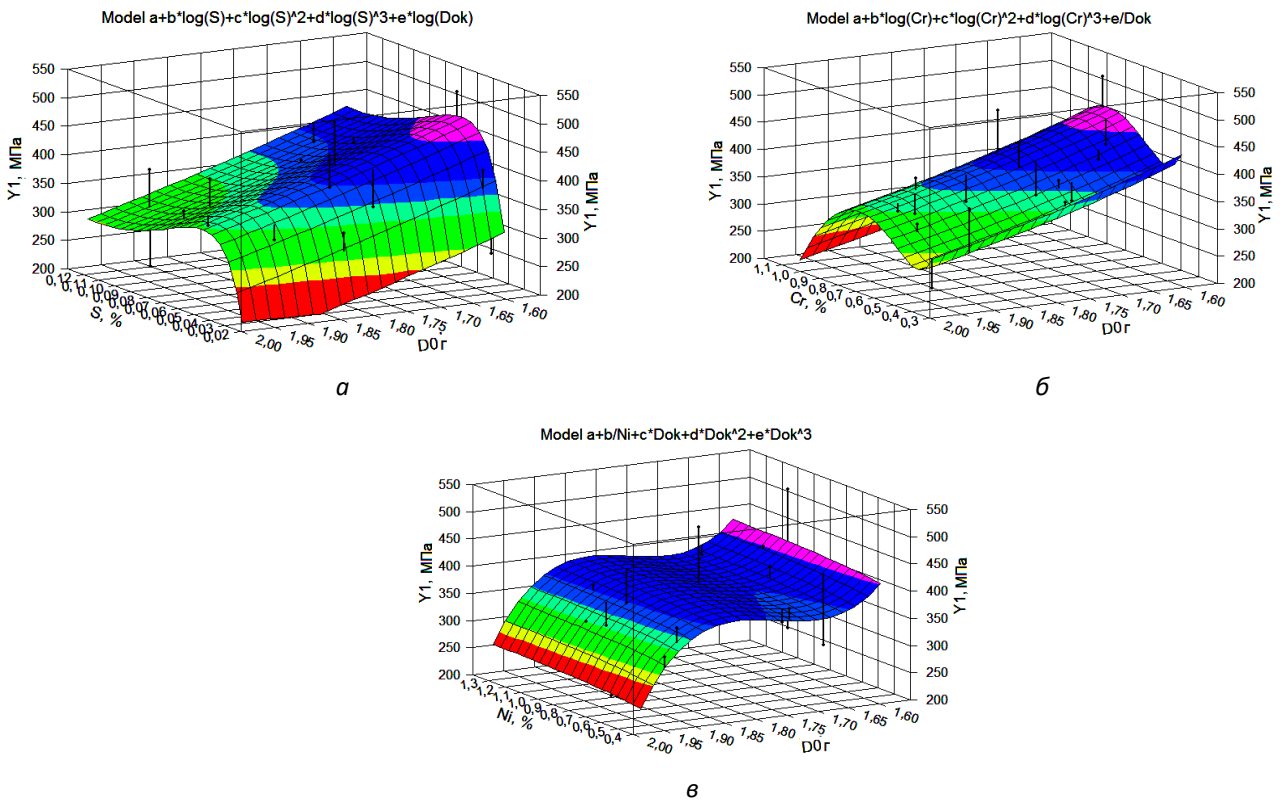


Рис. 7. Залежність межі міцності на розрив $Y1$ (МПа) валків виконання СПХН від хімічного складу та фрактальної розмірності пластинчастого графіту

$$Y_1 = 829,07 \cdot D_{0\Gamma}^2 - 3242,2 \cdot D_{0\Gamma} + 349,2, \quad R^2 = 0,68 \quad (3)$$

$$Y_2 = -868,24 \cdot D_{0\Gamma} + 2092,46, \quad R^2 = 0,77 \quad (4)$$

$$Y_3 = -77,075 \cdot D_{1\Gamma}^2 + 235,29 \cdot D_{1\Gamma} - 162,48, \quad R^2 = 0,74 \quad (5)$$

$$Y_4 = 246,22 \cdot D_{1\Gamma}^2 - 788,38 \cdot D_{1\Gamma} + 679,42. \quad R^2 = 0,72 \quad (6)$$

Для прогнозу механічних властивостей валкового чавуну з пластинчастою формою графіту доцільно використовувати розмірні оцінки графіту та карбідів зі збільшенням структури $\times 200$.

Висновки

Установлені залежності (3–6) дозволяють оцінювати ступінь впливу структури чавуну на його механічні властивості. Межі включень пластинчастого графіту служать концентраторами мікронапруг, а збільшення його вмісту ослаблює металеву матрицю

чавуну, що свідчить про вплив на механічні властивості чавуну як змісту, розмірів та розподілу графіту, так і форми самих включень. Аналіз спектра статистичних узагальнених розмірностей валкового чавуну показав, що фрактальна розмірність досліджуваної фази більшою мірою залежить від форми та геометричних розмірів її елементів, а інформаційна та кореляційна розмірності залежать, в основному, від їх змісту та розподілу.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Mousavi L., Sady F. Characterization and automatic continuity of separating maps between Banach modules. *Nihonkai Math. J.* Vol. 23. 2012. Pp. 75–91. URL: <https://projecteuclid.org/journals/nihonkai-mathematical-journal/volume-23/issue-2/Characterization-and-automatic-continuity-of-separating-maps-between-Banach-modules/nihmj/1363096199.full>
2. Hosseini S., Bodaghi A., Mousavi L. *-g-frames in Hilbert modules over pro-C*-algebras. *U.P.B. Sci. Bull., Series A.* 2021. № 83, iss. 4. Pp. 35–44.
3. Seyyed Hashemi M., Mousavi L., Hosseini S. et al. Subadditive Banach module valued separating maps. *Rend. Circ. Mat. Palermo.* 2023. II. Ser. 72. Pp. 1551–1559. URL: <https://doi.org/10.1007/s12215-022-00727-w>
4. Mousavi L., Sady F. Banach module valued separating maps and automatic continuity. *Bull. Iranian Math.* 2011. Soc. 37 (4). Pp. 127–139.
5. Mousavi L., Hosseini S. Some results on disjointness preserving Fredholm operators between certain Banach function algebras. *Mathematical Analysis and its Contemporary Applications.* 2021. № 3 (1). Pp. 32–39. URL: <https://doi.org/10.30495/mac.2021.1924698.1002>
6. Trembach B., Grin A., Trembach I. Study of the influence of the addition of an exothermic mixture and the ratio of the components of the exothermic mixture on the melting indices at FCAW. *Ukrainian Journal of Mechanical Engineering and Materials Science.* 2020. № 6 (1). Pp. 47–53. URL: <https://science.lpnu.ua/sites/default/files/journal-paper/2020/nov/22574/ujm.2020.07.pdf>
7. Yanchuk V., Kruhlov I., Zakiev V., Lozova A., Trembach B., Orlov A., Voloshko S. Thermal and Ion Treatment Effect on Nanoscale Thin Films Scratch Resistance. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2022. Vol. 44, № 10. Pp. 1275–1292. URL: <https://doi.org/10.15407/mfint.44.10.1275>
8. Konoplianyk Oleksandr, Nikolay Kotov, Illia Iliev. Specific Design Features of Prefabricated Fire-Resistant Floor Slabs Made from Lightweight Concrete. *Slovak Journal of Civil Engineering.* 2022. № 30.1. Pp. 1–7.
9. Plakhtii Y. G., Khmelenko O. V. Crystal structure and photoluminescence of ZnSe and ZnSe : Mn nanocrystals obtained by combustion synthesis. *Physica Scripta.* 2023. № 98 (3). Pp. 035804. URL: [DOI 10.1088/1402-4896/acb5ca](https://doi.org/10.1088/1402-4896/acb5ca)
10. Konduru M. D., Vangalapati M., Shaik F. Performance of electrocoagulation process using iron and aluminum electrodes with and without perforations. *Chem. Chem. Technol.* 2023. Vol. 17, № 1. Pp. 164–169. URL: <https://doi.org/10.23939/chcht17.01.164>
11. Bărbulescu A. Fractal Characterization of the Mass Loss of Bronze by Erosion – Corrosion in Seawater. *Materials.* 2023, May 22. № 16 (10). Pp. 3877. URL: <https://doi.org/10.3390/ma16103877>

12. Kropyvnytska T., Sanytsky M., Kaminsky A., Vakhula O. Effect of layered double hydroxides Ca–Al Idhs and polycarboxylate ethers on the hardening of portland limestone cement. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2022. Nov 5. № 119 (6).
13. Sanytsky M., Kruts T., Kropyvnytska T., Rusyn B. Sustainable Green Engineered Composites Containing Ultrafine Supplementary Cementitious Materials. 14th International Congress on the Chemistry of Cement (ICCC 2015), 13–16. October 2015, Beijing, China, 1: 265. URL: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.761.193>
14. Скобло Т. С., Сидашенко А. И., Александрова Н. М., Ключко О. Ю. и др. Производство и применение прокатных валков : справочник. Харьков : ЦД, 2013. № 1. 572 с.
15. Большаков Вад. И., Большаков В. И., Волчук В. М., Дубров Ю. И. Часткова компенсація неповноти формальної аксіоматики при ідентифікації структури металу. *Вісник НАН України*. 2014. № 12. С. 45–48. URL: <http://dspace.nbuv.gov.ua/handle/123456789/73434>
16. Большаков В., Волчук В., Дубров Ю. Пути применения теории фракталов : монография. Саарбрюккен : Palmarium Academic Publishing, 2016. 146 с.
17. Скобло Т. С., Ключко О. Ю., Белкин Е. Л. Математическая оценка особенностей структурообразования высоколегированных чугунов. *Материаловедение*. 2014. № 8. С. 6–11.
18. Большаков В. И., Волчук В. М., Котов М. А., Фісуненко Д. П. Аспекти застосування фрактального моделювання. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2022. Т. 2, № 2 (97). С. 7–18. URL: <https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.050722.7.858>
19. Большаков В. И., Волчук В. Н., Дубров Ю. И. О применении имитационного моделирования в материаловедении. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2015. № 4. С. 26–31. URL: <http://mtom.pgasa.dp.ua/article/view/26-31>
20. Mandelbrot B. B. *The Fractal Geometry of Nature*. New York, San Francisco : Freeman, 1982. 480 p.
21. Volchuk V. M., Kotov M. A. Fractal express methods evaluation of a breaking stress of concrete. *Journal of Physics: Conference Series*. IOP Publishing, 2021. Vol. 1926, №. 1. Pp. 012023. URL: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1926/1/012023>
22. Bolshakov V. I., Volchuk V. M., Dubrov Yu. I. Regularization of One Conditionally III-Posed Problem of Extractive Metallurgy. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2018. Vol. 40, № 9. Pp. 1165–1171. URL: <https://doi.org/10.15407/mfint.40.09.1165>
23. Romaniuk S. P. et al. Characterization of ARC–PVD ZRN nanostructured coatings by using the fractals theory. *Voprosy Atomnoj Nauki i Tekhniki*. 2022. Vol. 142, № 6. Pp. 123–128. URL: <https://doi.org/10.46813/2022-142-12323>.
24. Volchuk Volodymyr, Bolshakov Volodymyr, Kotov Mykola, Konoplyanik Alexander, Chaikovska Hanna. Influence of the multifractal characteristics of a macrostructure on cement mortar strength. *AIP Conference Proceedings*. 2023. Vol. 2678. P. 020024. URL: <https://doi.org/10.1063/5.0118682>
25. Volchuk V., Klymenko I., Kroviakov S., Orešković M. Method of material quality estimation with usage of multifractal formalism. *Tehnički glasnik-Technical Journal*. 2018. Vol. 12, № 2. Pp. 93–97. URL: <https://doi.org/10.31803/tg-20180302115027>

REFERENCES

1. Mousavi L. and Sady F. Characterization and automatic continuity of separating maps between Banach modules. *Nihonkai Math. J.* Vol. 23, 2012, pp. 75–91. URL: <https://projecteuclid.org/journals/nihonkai-mathematical-journal/volume-23/issue-2/Characterization-and-automatic-continuity-of-separating-maps-between-Banach-modules/nihmj/1363096199.full>
2. Hosseini S., Bodaghi A. and L. Mousavi. *-g-frames in Hilbert modules over pro-C*-algebras. *U.P.B. Sci. Bull., Series A*. 2021, no. 83, iss. 4, pp. 35–44.
3. Seyyed Hashemi M., Mousavi L., Hosseini S. et al. Subadditive Banach module valued separating maps. *Rend. Circ. Mat. Palermo*. 2023, II, ser. 72, pp. 1551–1559. URL: <https://doi.org/10.1007/s12215-022-00727-w>
4. Mousavi L. and Sady F. Banach module valued separating maps and automatic continuity. *Bull. Iranian Math.* 2011, soc. 37 (4), pp. 127–139.
5. Mousavi L. and Hosseini S. Some results on disjointness preserving Fredholm operators between certain Banach function algebras. *Mathematical Analysis and its Contemporary Applications*. 2021, no. 3 (1), pp. 32–39. URL: <https://doi.org/10.30495/mac.2021.1924698.1002>
6. Trembach B., Grin A. and Trembach I. Study of the influence of the addition of an exothermic mixture and the ratio of the components of the exothermic mixture on the melting indices at FCAW. *Ukrainian Journal of Mechanical Engineering and Materials Science*. 2020, no. 6 (1), pp. 47–53.
7. Yanchuk V., Kruhlov I., Zakiev V., Lozova A., Trembach B., Orlov A., Voloshko S. Thermal and Ion Treatment Effect on Nanoscale Thin Films Scratch Resistance. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2022, vol. 44, no. 10, pp. 1275–1292. URL: <https://doi.org/10.15407/mfint.44.10.1275>

8. Konoplianyk Oleksandr, Nikolay Kotov and Illia Iliev. Specific Design Features of Prefabricated Fire-Resistant Floor Slabs Made from Lightweight Concrete. *Slovak Journal of Civil Engineering*. Vol. 30.1, 2022, pp. 1–7.
9. Plakhtii Y.G. and Khmelenko O.V. Crystal structure and photoluminescence of ZnSe and ZnSe : Mn nanocrystals obtained by combustion synthesis. *Physica Scripta*. 2023 Feb 3, no. 98 (3), pp. 035804.
10. Konduru M.D., Vangalapati M. and Shaik F. Performance of electrocoagulation process using iron and aluminum electrodes with and without perforations. *Chem. Chem. Technol.* 2023, vol. 17, no. 1, pp. 164–169. URL: <https://doi.org/10.23939/chcht17.01.164>
11. Bărbulescu A. Fractal Characterization of the Mass Loss of Bronze by Erosion – Corrosion in Seawater. *Materials*. 2023 May 22, no. 16 (10), pp. 3877. URL: <https://doi.org/10.3390/ma16103877>
12. Kropyvnytska T., Sanytsky M., Kaminsky A. and Vakhula O. Effect of layered double hydroxides Ca–Al Idhs and polycarboxylate ethers on the hardening of portland limestone cement. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2022, Nov 5, no. 119 (6).
13. Sanytsky M., Kruts T., Kropyvnytska T. and Rusyn B. Sustainable Green Engineered Composites Containing Ultrafine Supplementary Cementitious Materials. 14th International Congress on the Chemistry of Cement (ICCC 2015), 13-16. October 2015, Beijing, China, 1: 265. URL: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.761.193>
14. Skoblo T.S., Sidashenko A.I., Aleksandrova H.M., Klochko O.Yu. and oth. *Proizvodstvo i primeneniye prokatnykh valkov : spravochnik* [Production and use of rolling rolls : directory]. Kharkiv: CD, 2013, no. 1, 572 p. (in Russian)
15. Bol'shakov Vad.I., Bolshakov V.I., Volchuk V.N. and Dubrov Yu.I. *Chastkova kompensatsiya nepovnoty formal'noyi aksiomatyky pry identyfikatsiyi struktury metalu* [The partial compensation of incompleteness of formal axiomatics in the identification of the metal structure]. *Visnyk akademiyi nauk Ukrayiny* [Bulletin of the National Academy of Sciences of Ukraine]. 2014, no. 12, pp. 45–48. (in Ukrainian)
16. Bol'shakov V., Volchuk V. and Dubrov Yu. *Puti primeneniya teorii fraktalov* [Ways of applying the theory of fractals]. Saarbrücken : Palmarium Academic Publishing, 2016, 146 p. (in Russian)
17. Skoblo T.S., Klochko O.Yu. and Belkin E.L. *Matematicheskaya otsenka osobennostey strukturoobrazovaniya vysokolegirovannykh chugunov* [Mathematical evaluation of the features of heavily alloyed irons structure]. *Materialovedenie* [Materials Science]. 2014, no. 8, pp. 6–11. (in Russian)
18. Bolshakov V.I., Volchuk V.M., Kotov M.A. and Fisunen D.P. *Aspekty zastosuvannya fraktalnoho modeliuvannya* [Aspects of the application of fractal modeling]. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv* [Metal Science and Heat Treatment of Metals]. 2022, vol. 2, no. 2 (97), pp. 7–18. URL: <https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.050722.7.858>. (in Ukrainian)
19. Bolshakov V.I., Volchuk V.N. and Dubrov Yu.I. *O primenenii imitatsionnogo modelirovaniya v materialovedenii* [The application simulated modelling in materials science]. *Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv* [Metall Science and Heat Treatment of Metals]. 2015, no. 4, pp. 26–31. (in Russian)
20. Mandelbrot B. B. *The Fractal Geometry of Nature* : monograph. New York, San Francisco : Freeman, 1982, 480 p. URL: <http://www.amazon.com/Fractal-Geometry-Nature-Benoit-Mandelbrot/dp/0716711869>
21. Volchuk V.M., Kotov M.A. Fractal express methods evaluation of a breaking stress of concrete. *Journal of Physics : Conference Series*. IOP Publishing, 2021, vol. 1926, no. 1, pp. 012023.
22. Bolshakov V.I., Volchuk V.M. and Dubrov Yu.I. Regularization of One Conditionally ill-Posed Problem of Extractive Metallurgy. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2018, vol. 40, no. 9, pp. 1165–1171. URL: <https://doi.org/10.15407/mfint.40.09.1165>
23. Romaniuk S.P. et al. Characterization of ARC-PVD ZRN nanostructured coatings by using the fractals theory. *Voprosy Atomnoj Nauki i Tekhniki*. Vol. 142, no. 6, pp. 123–128. URL: <https://doi.org/10.46813/2022-142-123>
24. Volchuk Volodymyr, Bolshakov Volodymyr, Kotov Mykola, Konoplyanik Alexander and Chaikovska Hanna. Influence of the multifractal characteristics of a macrostructure on cement mortar strength. *AIP Conference Proceedings*. Vol. 2678, pp. 020024, 15.02.2023. URL: <https://doi.org/10.1063/5.0118682>
25. Volchuk V., Klymenko I., Kroviakov S. and Orešković M. Method of material quality estimation with usage of multifractal formalism. *Tehnički glasnik – Technical Journal*. 2018, vol. 12, no. 2, pp. 93–97.

Надійшла до редакції: 01.04.2023.

УДК 621.891

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.040723.29.981

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

ГЛУШКОВА Д. Б.^{1*}, *докт. техн. наук, проф.*,БАГРОВ В. А.², *канд. техн. наук, доц.*,ВОЛЧУК В. М.³, *докт. техн. наук, проф.*

^{1*}Кафедра металів та матеріалознавства, Харківський національний автомобільно-дорожній університет, вул. Ярослава Мудрого, 25, 61002, Харків, Україна, тел. +38 (057) 707-37-29, e-mail: diana@khadi.kharkov.ua, ORCID ID: 0000-0001-8612-6584

²Кафедра металів та матеріалознавства, Харківський національний автомобільно-дорожній університет, вул. Ярослава Мудрого, 25, 61002, Харків, Україна, тел. +38 (057) 707-37-29, e-mail: diana@khadi.kharkov.ua, ORCID ID: 0000-0003-0728-1290

³Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (0562) 47-39-56, e-mail: volchuky@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

Анотація. Постановка проблеми. Досліджено вплив зносу на утворення «білої смуги» у метастабільних аустенітних, мартенситно-аустенітних та вториннотвердіючих сталях системи Cr–Mn–Ti, що додатково леговані Mo, V, V. Показано вплив структури та фазового складу на зносостійкість економічнолегованих метастабільних та вториннотвердіючих сталей. **Виклад основного матеріалу.** Наплавлення досліджуваних матеріалів проводилося в мідні форми з різною швидкістю примусового охолодження. Досліджувалися метастабільні аустенітні, мартенситно-аустенітні та вториннотвердіючі сталі системи Cr–Mn–Ti, додатково леговані Mo, V, V. Додаткове легування цих сталей титаном у кількості 2...5 % сприяло запобіганню сколам по зоні сплавлення. Поблизу лінії сплаву міститься зона основного металу шириною 7...15 мкм. Після випробування за об'ємної температури робочої частини зразка $T_v = 553...573$ К контактних об'ємах наплавленого металу типу 30X2B8Ф виявлено розширення меж зерен, лінії зсуву, більш дрібне порівняно з нижчими шарами зерно. Поза зоною пластичної деформації величина зерен відповідає їх розмірам до початку випробувань, межі зерен відносно тонкі. Кількість та розташування спостерігаються за збільшень X430, X800 карбідів також аналогічні структурним характеристикам наплавленого металу типу 30X2B8Ф. За близьких значень контактного тиску в парі тертя – час утворення тріщини критичної довжини зростає із збільшенням ефективної поверхневої енергії γ_e (що включає енергію пластичної деформації). Таким чином, показники тріщиностійкості (КС, j -інтеграл, δ_c) а отже, й опір зношуванню, мартенситностаріючих сталей вищі, ніж метастабільних та інструментальних сталей. **Висновки.** Проведені дослідження підтверджують можливість утворення «білої смуги» як у сплавах, що мають високу концентрацію елементів – аустенізаторів (Mn, C, Ni), так і за легування карбідотвірними елементами з відносно невисокою спорідненістю до вуглецю (V, Mo). Показники тріщиностійкості (КС, j -інтеграл, δ_c) а, отже, й опір зношуванню, мартенситностаріючих сталей вищі, ніж метастабільних та інструментальних сталей.

Ключові слова: метал; легування; структура; пластична деформація; твердість; тріщиностійкість

IMPROVING THE WEAR RESISTANCE OF ECONOMICALLY ALLOYED STEELS

HLUSHKOVA D.B.^{1*}, *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*,BAGROV V.A.², *Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*,VOLCHUK V.M.³, *Dr. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*

^{1*}Department of Technology of Metals and Materials Science, Kharkiv National Automobile and Highway University, 25, Yaroslava Mudrogo St., Kharkiv, 61002, Ukraine, tel. +38 (057) 707-37-29, e-mail: diana@khadi.kharkov.ua, ORCID ID: 0000-0001-8612-6584

²Department of Technology of Metals and Materials Science, Kharkiv National Automobile and Highway University, 25, Yaroslava Mudrogo St., Kharkiv, 61002, Ukraine, tel. +38 (057) 707-37-29, e-mail: diana@khadi.kharkov.ua, ORCID ID: 0000-0003-0728-1290

³Department of Materials Science and Treatment of Materials, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (0562) 47-39-56, e-mail: volchuky@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

Abstract. Problem statement. The influence of wear on the formation of a “white band” in metastable austenitic, martensitic-austenitic and secondary hardening steels of the Cr–Mn–Ti system, additionally alloyed with Mo, B, V, is studied. The influence of structure and phase composition on the wear resistance of economically alloyed metastable and secondary hardening steels is shown. **Results.** Surfacing of the studied materials was conducted in copper molds with different rates of forced cooling. Metastable austenitic, martensitic-austenitic and secondary hardening steels of the Cr–Mn–Ti system additionally alloyed with Mo, B, V are studied. Additional alloying of these steels with titanium in an amount of 2...5 % contributed to the prevention of spalling along the fusion zone. Near the fusion line there is a base metal zone with a width of 7...15 μm . After testing at the volume temperature of the working part of the specimen $T_V = 553...573 \text{ K}$ in the contact volumes for deposited metal of the 30Cr2W8V type, broadening of the grain boundaries, shear lines, finer grains compared to the underlying layers are revealed. Outside the zone of plastic deformation, the size of the grains corresponds to their sizes before the start of testing, the grain boundaries are relatively thin. The number and location of carbides observed at X430, X800 magnifications are also similar to the structural characteristics for deposited metal of the 30Cr2W8V. At close values of the contact pressure in the friction pair, the time of formation of a crack of critical length increases with an increase in the effective surface energy γ_e (including the energy of plastic deformation). Thus, the crack resistance indices (CR, j-integral, δ_c) and, consequently, the wear resistance of maraging steels are higher than those of metastable and tool steels. **Conclusions.** The conducted studies confirm the possibility of the formation of a “white band” both in alloys with a high concentration of elements – austenitizers (Mn, C, Ni), and when alloyed with carbide-forming elements with a relatively low affinity for carbon (V, Mo). The crack resistance indices (CR, j-integral, δ_c) and, consequently, the wear resistance of maraging steels is higher than those of metastable and tool steels.

Keywords: metal; alloying; structure; plastic deformation; hardness; crack resistance

Вступ. Технологія наплавлення економнолегованих зносостійких сталей для інструменту гарячої обробки металу – важливе завдання сучасного матеріалознавства [1–5].

Дослідження, спрямовані на вдосконалення економнолегованих сталевих зносостійких сталей для наплавлення інструменту гарячої обробки металу, дуже актуальні [1–5].

Пластична деформація металів проводиться за високих температур [6–9] із застосуванням спеціальних інструментів. Для високопродуктивної роботи за тривалого температурного впливу ці інструменти повинні мати необхідну твердість, опір стиску, вигину, відповідати динамічним навантаженням, мати високий опір стиранню та відповідний ударно-абразивний знос, теплостійкість, мати добре оброблену поверхню робочих частин [10; 11].

Один із факторів, що впливають на довговічність інструменту гарячого деформування, – це температура [12–20].

Вплив температури пов'язаний з такими явищами, що відбуваються в поверхневому та підповерхневому шарах [21–28]:

- зміна показників механічних властивостей у разі зростання температури;
- відпуск та структурні зміни;
- поява вторинних деформацій та внутрішніх напружень, що виникають через нерівномірний розподіл температур.

Виходячи з вищесказаного, **метою роботи** стало дослідити вплив легування на структуру та відповідно зносостійкість економнолегованих сталей.

Виклад основного матеріалу. Додаткове легування сталей титаном у кількості 2...5 % сприяло запобіганню сколам по зоні сплавлення. Поблизу лінії сплаву міститься зона основного металу шириною 7...15 мкм, мікротвердість якої дещо нижча за мікротвердість основного металу, що свідчить про дифузійні процеси [4; 5]. Мікроструктура наплавленого хромомарганцевого металу з умістом титану до 4 % наведена на рисунку 1 а, б.

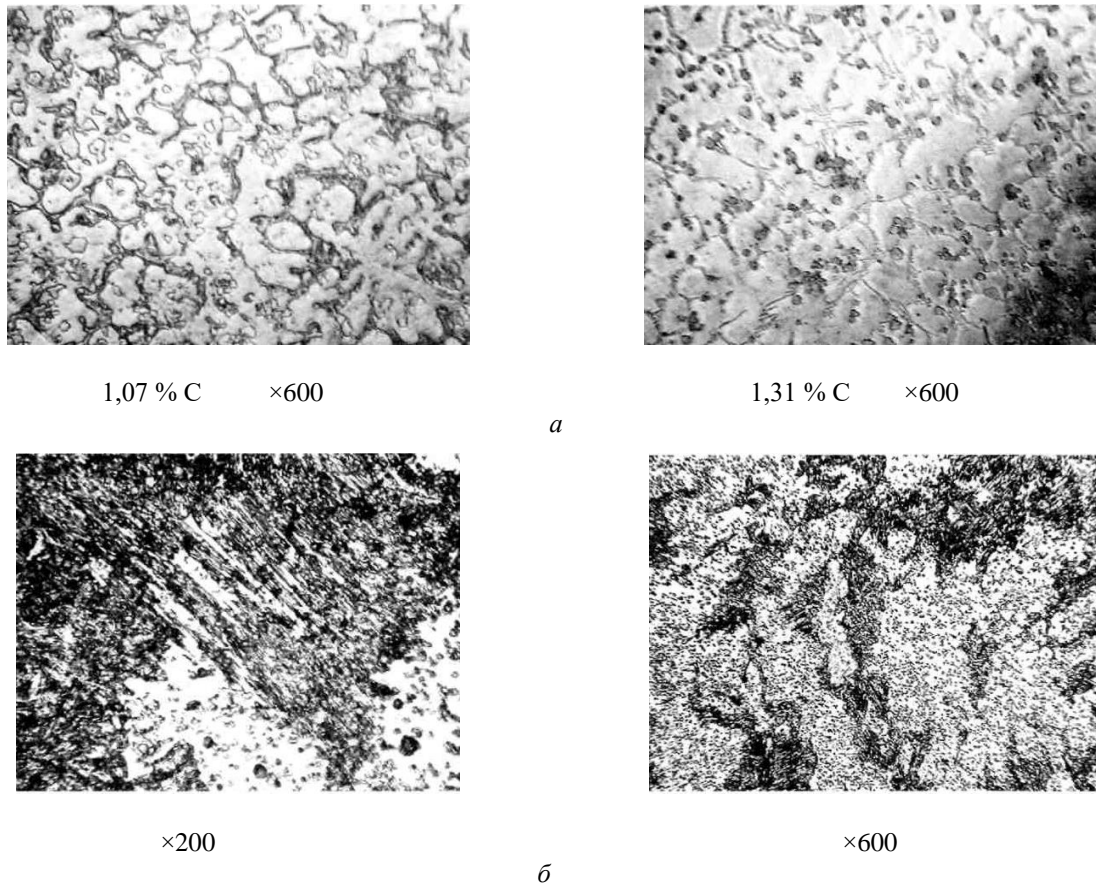


Рис. 1. Мікроструктура наплавленого хромомарганцевого металу з умістом титану до 4 %:
 а – 9,51 Cr; 8,86 Mn; 1,87 % Si; б – 8,20 Cr; 7,54 Mn; 1,87 % Si

Легування наплавленого металу нікелем і марганцем знижує A_{C1} , а збільшення концентрацій хрому, вольфраму, молібдену, навпаки, підвищує зазначену температуру, що закономірно для термічних впливів із низьким рівнем напружень, які діють на метал.

З підвищенням температури стрижня тертя до $T_{ст} = 823$ К мікротвердість металу контактних об'ємів помітно знизилася (рис. 2). Для граничного шару характерна структура «білої зони» після високого відпуску.

В окремих зразках із хромомолібденового наплавленого металу виявлено порушення суцільності за межами зерен.

Структура відпущеного металу «білої смуги» наплавлення 50X5M2B2H1Ф змінюється біля поверхні зношування продуктами відпуску з ділянками аустеніту у разі підвищення температури стрижня тертя від 823 К до 973 К.

Під час додаткового легування хромистого сплаву 3...4 % вольфраму і молібдену знижується кількість аустеніту з подальшим підвищенням концентрації зазначених елементів. Характер їх впливу на температуру A_{C1} , ймовірно, аналогічний хрому. Зниженню температури $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення сприяє зміна частки залишкового аустеніту, пов'язана зі збільшенням вмісту вуглецю, марганцю, нікелю, та відповідне зменшення ефекту об'ємного перетворення $\Delta V_{\alpha \rightarrow \gamma} / V_{\alpha}$.

Формування ділянки «білої смуги» спостерігалось за об'ємної температури металу зразків, що змінюється у відносно широкому діапазоні (рис. 2), однак підвищення температури стрижня тертя спричинило істотне зменшення мікротвердості і навіть відсутність (після випробувань) зазначеної структури біля фронту зносу.

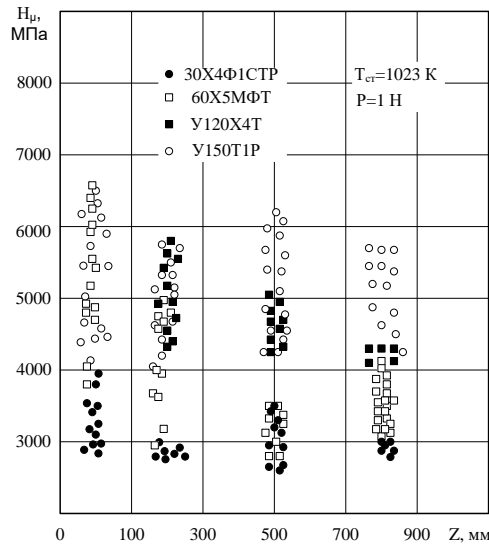


Рис. 2. Вплив складу наплавленого металу на мікротвердість після випробувань на зношування

Легування хромовольфрамового наплавленого шару 4–5 % нікелю збільшило частку залишкового аустеніту, знизилася температура АС1, проте подібна з «білою смугою» структура після зношування не зафіксована, хоча максимальні значення мікротвердості приблизно такі самі, як у сплаву 30X2В8Ф. Висока мікротвердість металу контактного шару та відсутність структури «білої смуги» характерні і для наплавних сталей систем С–Cr–Mn–Ti {при $Mn \leq 2...3 \%$, $Cr \leq 6...7 \%$, $Ti = 0,8...3,0 \%$ }, які піддавалися зношуванню за умов тертя об стрижню з температурою $\sim 823...1023 \text{ K}$.

Таким чином, результати проведених експериментів та літературні дані підтверджують можливість утворення «білої смуги» як у сплавах, що мають високу концентрацію елементів–аустенізаторів (Mn, С, Ni), так і за легування карбідотвірними елементами з відносно невисокою спорідненістю до вуглецю (V, Mo). Виникнення зазначеної структури за зношення сталей, що містять 8 ... 10 % W, спостерігалось для широкого інтервалу фактичних тисків і об'ємних температур. Зменшення концентрації вольфраму полегшує запобігання утворенню «білої смуги».

Вплив «білої смуги» на зносостійкість можна пов'язувати зі структурними змінами у процесі її формування, температурним та часовим інтервалами, напруженнями, що діють на неї.

Утворення «білої смуги» внаслідок диспергування та деформаційного зміцнення мартенситу або бейнітно-мартенситної матриці за температур нижчих за температуру зворотного мартенситного перетворення АН зумовлює низький рівень запасу пластичності металу контактного шару.

Формування матеріалу «білої смуги» з аустеніту тертя А_{Тр} можливе і після утворення останнього внаслідок зворотного мартенситного перетворення. Оскільки ферит в інтервалі бейнітного перетворення утворюється з аустеніту за мартенситним механізмом, процес $B + M + K \rightarrow A_{Tr} + K$ з наступною дифузійною гомогенізацією – фази ймовірний і для шарів, у яких переважною фазою вихідної структури був бейніт.

Мікротвердість поверхневих шарів наплавлених струмків та діапазон її розкиду близькі результатам лабораторних випробувань за $T_{Ст} \sim 823 \text{ K}$ (рис. 3), тобто додатково підтверджується формування структури металу контактних об'ємів сукупною дією нагрівання, пластичної деформації, дифузії.

Коефіцієнт дифузії $D_{П}$ в деформованому приповерхневому шарі завтовшки до кількох десятків мкм є однією з величин, що зумовлюють кінетику зростання зародкових тріщин та розвитку тріщин руйнування.

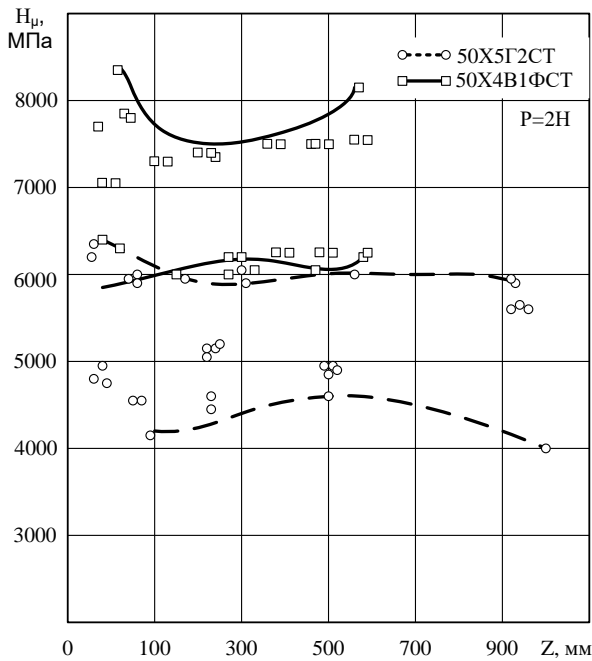


Рис. 3. Мікротвердість поверхневих шарів наплавлених валків після експлуатації

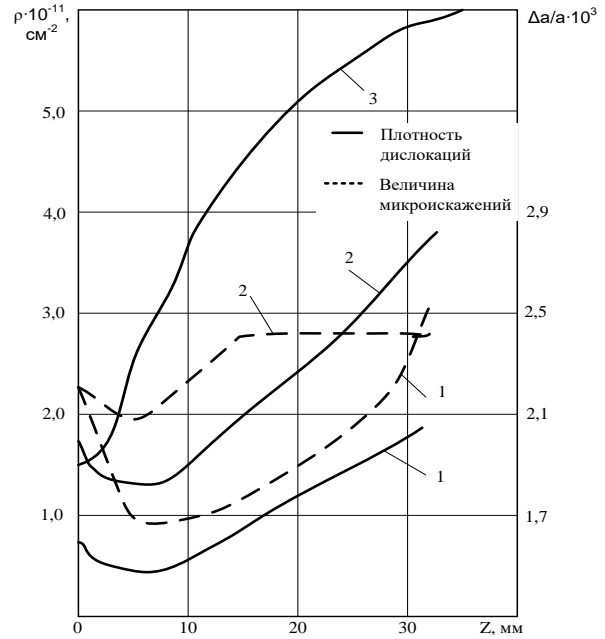


Рис. 4. Щільність дислокацій ρ та мікроспотворення $\Delta a/a$ наплавленого металу з карбідним та інтерметалідним зміцненням після випробування на зношування ($\tau = 1$ Ч, $P = 20$ МПа, $V_B.P.P. = 18,8$ см/с, $TSM \sim 923$ До). 1 – 0X3M5B8K10Ф; 2 – 0X3M5B8K15Ф; 3 – 70X4M3BФ (виконано спільно з А. С. Крижановським)

Справді, критична довжина зародкової тріщини за дії її нормальної площини напружень визначається рівнянням:

$$l_x \approx \frac{2E\gamma_e}{\pi(1-\mu^2)\sigma^2}, l_k \approx (D_{II} \cdot \tau)^{0,5}, \quad (1)$$

де $\gamma_e = \gamma_0 + \gamma_p$ – ефективна поверхнева енергія.

Мінімальна товщина пелюсток зношення h та мінімальна відстань між тріщинами S_{min} визначаються відповідно як:

$$h = \frac{G_e}{4\pi(1-\mu)\sigma_f} \quad (2)$$

$$S_{min} = 2\rho \cdot b \cdot \frac{c^2 \cdot l_f^2}{V_r^2}, \quad (3)$$

де G , b – модуль зсуву і вектор Бюргерса металу, що руйнується; σ_f – напруги тертя дислокацій; ρ – щільність дислокацій; C – швидкість поширення пружних поперечних хвиль у матеріалі; l_f – довжина джерела

Франка – Ріда; V_r – швидкість зростання тріщин; μ – коефіцієнт Пуассона.

Приймаючи для малих швидкостей ковзання:

$$V_r = 2Cl_f \sqrt{\frac{2\pi(1-\mu)\sigma_f \rho}{G}}. \quad (4)$$

З (1) випливає, що час утворення тріщини:

$$\tau \approx \frac{4E^2 \gamma_1^2}{\pi^2 (1-\mu^2)^2 \sigma^4 D_{II}}. \quad (5)$$

Значення h обчислене з урахуванням оцінних розрахунків, а тріщина утворюється внаслідок циклічної деформації під час поєднання зсуву і відриву, тобто в умовах, що відрізняються від передбачених рівнянням (1).

Інтенсивність зношування $I \sim f(A, E, \sqrt{\rho})$, де A , E , ρ – відповідно робота тертя, модуль пружності, щільність дислокацій. Роботу тертя можна вважати величиною, яка залежить від зміни щільності дислокацій на поверхнях тертя у припущенні її відповідності внутрішній роботі зміни

дислокаційної структури. За зазначеної передумови силу тертя можна виразити такою формулою:

$$F_{Tp} \approx P \frac{\sigma_T}{G} \cdot \sqrt{\frac{\rho_1}{\rho_0}}, \quad (6)$$

де ρ_0, ρ_1 – вихідна і виникла внаслідок тертя щільність дислокацій; P – нормальне навантаження.

Тертя супроводжується складним комплексом фізико-хімічних процесів, розсіювання енергії навіть приблизно не можна зводити до дислокаційних процесів, проте їх роль у руйнуванні металів доведена численними дослідженнями вітчизняних та зарубіжних учених.

Зіставлення щільності дислокацій поверхневого шару наплавленого металу з карбідним та інтерметалідним зміцненням показало, що безпосередньо біля поверхні зношування щільність дислокацій та величина мікроспотворень дещо нижча, ніж на віддаленні 20–40 мкм (рис. 4). Характер залежностей $\rho = f(Z)$ близький до всіх зазначених на рисунку 4 сплавів, тому однією з причин утворення зони зі

зниженою щільністю дислокацій вважатимуться повернення. Рекристалізація затруднена гальмуванням дисперсними частинками зміцнювальних фаз і відносно невисокою температурою.

Вплив температури на в'язкість руйнування оцінювали за критерієм Дж. Малкіна та А. С. Тетельмана [1; 29–32]. Оскільки для умов молекулярно-механічного зношування коефіцієнт зносостійкості КІ~КС [1; 31; 32], збільшення КС змінить співвідношення

$$K_{II} \approx j^2 \cdot (1 - \sigma_1' \sigma_B')^2, \quad (7)$$

де j – межа тріщиностійкості; σ_1', σ_B' – відповідно максимальне головне напруження в зоні концентрації напружень і межі міцності.

За близьких значень контактного тиску в парі тертя–час утворення тріщини критичної довжини зростає зі збільшенням ефективної поверхневої енергії γ_e (що включає енергію пластичної деформації).

Вплив температури на в'язкість руйнування наведено на рисунку 5.

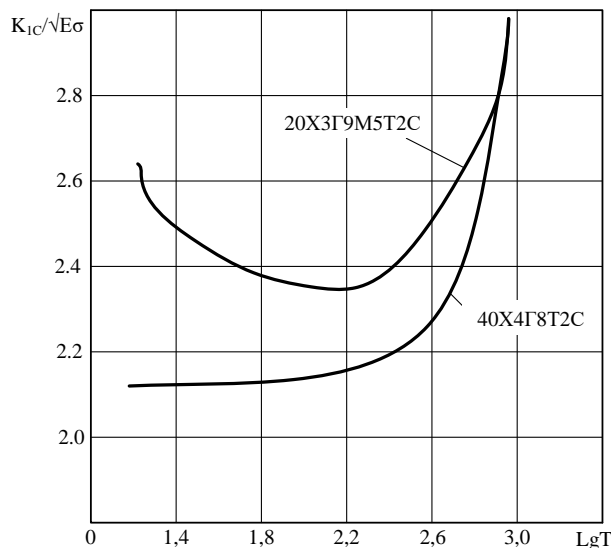


Рис. 5. Залежність розрахунково-експериментального критерію руйнування $KIC = \sqrt{AEGT\epsilon\sigma}$ від температури

Таким чином, показники тріщиностійкості (КС, j -інтеграл, δC), а отже, й опір зношуванню, мартенситностаріючих сталей вищі, ніж метастабільних та інструментальних сталей.

Висновки

1. Досліджена можливість утворення «білої смуги» у сплавах, що характеризуються високою концентрацією аустенізаторів – Mn, C, Ni, так і при легуванні карбідотвірними елементами з

відносно невисокою спорідненістю до $\delta\epsilon$), а, відповідно, опір зношуванню для вуглецю (V, Mo). мартенситностаріючих сталей вищі, ніж

2. Установлено, що показники метастабільних та інструментальних сталей. тріщиностійкості, такі як КС та j -інтеграл,

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Глушкова Д. Б. Зміцнення та відновлення деталей циліндро-поршневої групи. Харків, 2021. 200 с.
2. Hlushkova D., Kalinin V., Stepanyuk A., Hnatyuk A., Serzhenko I. Studying the properties of steel for sidewalls of chute conveyors. *International Science Group*. Boston : Primedia eLaunch, 2021. 758 p. URL: DOI-10.46299/ISG.2021.MONO.TECH.II
3. Глушкова Д. Б., Багров В. А. Застосування сучасних технологій для підвищення зносостійкості деталей об'ємного гідроприводу : колективна монографія. Sherman Oaks, California : GS Publishing Services, 2022. С. 171–178.
4. Глушкова Д. Б., Рижков Ю. В., Байдала В. Ю. Наукові та технологічні основи підвищення трибологічних характеристик деталей мехатронних систем. Харків, 2022. 119 с.
5. Глушкова Д. Б. Підвищення надійності робочих органів гідروفікованих машин спеціального призначення: монографія. Дніпро : Журфонд, 2023. 258 с.
6. Gluskova D., Volchuk V. Determination of the optimal parameters of laser boriding to improve the wear resistance of piston rings. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. № 2. 2022. С. 29–32.
7. Глушкова Д. Б., Калініна Н. Є., Демченко С. В., Носова Т. В. Підвищення корозійної стійкості зварних з'єднань в результаті термічної обробки. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2022. № 1. С. 21–28.
8. Калініна Н. Є., Глушкова Д. Б., Цокур Н. І., Носова Т. В., Багров В. А., Демченко С. В. Обґрунтування вибору скандію для мікролегування високоміцних алюмінієвих сплавів. *Авіаційно-космічна техніка і технологія*. 2022. № 4. Спецвип. 2 (182). С. 114–118.
9. Багров В. А., Глушкова Д. Б. Формування структури та фазового складу зносостійких сталей, легованих титаном. *Вісник ХНАДУ*. 2022. Вип. 97. С. 30–33.
10. Багров В. А., Глушкова Д. Б. Властивості зносостійких безнікелевих вториннотвердіючих сталей для наплавлення штампів гарячого оброблення металів. *Вісник ХНАДУ*. 2022. Вип. 97. С. 34–37.
11. Глушкова Д. Б., Багров В. А., Демченко С. В., Волчук В. М., Калінін О. В., Калініна Н. Є. Структура й властивості порошкових газоплазменних покриттів на основі нікелю. *Вісник ХНАДУ*. 2022. Вип. 97. С. 74–81.
12. Большаков В. І., Калінін О. В., Глушкова Д. Б., Тохтарь Г. І., Багров В. А., Гнатюк А. А. Способи отримання дисперсної структури та підвищення міцності кремній–марганцевистих сталей. *Вісник ХНАДУ*. 2021. № 94. С. 7–12.
13. Глушкова Д. Б., Багров В. А. Дослідження властивостей поверхневих шарів поршневих кілець після газотермічного напилення. *Вісник ХНАДУ*. 2021. № 94. С. 8–22.
14. Глушкова Д. Б., Багров В. А. Удосконалення технологічного процесу підвищення довговічності робочого інструмента гідромолотів детонаційним напиленням. *Вісник ХНАДУ*. 2021. № 94. С. 39–46.
15. Глушкова Д. Б., Аврун Г. А., Рижков Ю. В., Воронков О. І., Степанюк А. І., Гнатюк А. А. Підвищення зносостійкості вузлів об'ємного гідропривода. *Вісник ХНАДУ*. 2021. № 94. С. 80–84.
16. Kalinina N. E., Hlushkova D. B., Dzhur Y. O., Khodyrev S. Ya., Kalinin V. T. Influence of temperature of thermal processing on intercrystalline corrosion resistance of welding joints. *Journal of Chemistry and Technologies*. 2020. № 28 (1). Pp. 34–41.
17. Kalinina N. E., Hlushkova D. B., Voronkov A. I., Sanin A. F., Kalinin V. T., Nosova T. V., Bondarenko O. V. Special features of the phase composition and structure of aluminum alloys modified by refractory nanocompositions. *Functional materials*. 2020. Vol. 27, № 3. Pp. 508–512.
18. Dudukalov Y., Ternyuk M., Hlushkova D. Synthesis of the fuel systems boron-containing metalized fuels for vehicles. *SAE Technical Paper*. 2020-01-2155. 2020. P. 6.
19. Leontiev D., Voronkov O., Korohodskiy V., Hlushkova D., Nikitchenko I. Mathematical modeling of operating processes in the pneumatic engine of the car. *SAE Technical Paper*. 2020-01-2222. 2020. P. 6.
20. Kalinina N. E., Glushkova D. B., Voronkov A. I., Kalinin V. T. Influence of nanomodification on structure formation of multicomponent nickel alloys. Fu 1. Corrosion resistance of reinforced layers of 15X11MФ steel steam turbine blades. *ВАИТ*. 2021. № 2 (132). С. 136–141.
21. Tarelnyk V., Hlushkova D., Martsynkovskyy V., Dumanchuk M., Antoszewski B., Kundera Cz., Konopiianchenko Ie., Tarelnik N., Hudkov S., Zahorulko A. Increasing fretting resistance of flexible element pack for rotary machine flexible machine flexible coupling. Part 1. Analysis of the reasons affecting fretting resistance of flexible elements from expansion coupling. *Journal of Physics : Conference Series*. 2021. № 1741. 11 p.

22. Hlushkova D., Voronkov A., Kalinina N., Kalinin V., Polonskyi L., Stepaniuk A. Structural and phase composition features of titanium and chromium nitride coatings obtained by ion-plasma deposition. *Functional Materials*. 2020. Vol. 27, no. 4. Pp. 710–715.
23. Hlushkova D. B., Kirichenko I. H., Bahrov V. A., Kalinina N. Ye., Nosova T. V. Use of detonation sputtering to increase the durability of hydraulic hammer critical parts. *PAST*. 2021. № 5 (135). Pp. 139–145.
24. Bolshakov V. I., Kalinin A. V., Hlushkova D. B., Ryzhkov Y. V., Bagrov V. A. Transformation of structure and properties of structural steel during nanomodification and strengthening treatment. *Functional Materials*. 2021. Vol. 28, № 3. Pp. 486–491.
25. Bolshakov V. I., Kalinin O. I., Kalinina N. E., Hlushkova D. B., Voronkov O. I., Ryzhkov Y. V., Stepanyuk A. I. Increasing the corrosion resistance of welded joints of heat-resistant nickel alloy with steel. *БАИТ*. 2022. № 1 (37). Pp. 195–198.
26. Hlushkova D. B., Voronkov O. I., Ryzhkov Y. V., Kalinin N. E., Nosova T. V. Peculiarities of the formation of a hardened layer during laser boronizing of piston rings. *БАИТ*. 2022. № 1(37). Pp. 199–201.
27. Vahrusheva V. S., Hlushkova D. B., Volchuk V. M., Nosova T. V., Mamhur S. I., Tsokur N. I., Bagrov V. A., Demchenko S. V., Ryzhkov Y. V., Scrypnikov V. O. Increasing the corrosion resistance of heat-resistant alloys for parts of power equipment. *БАИТ*. 2022. № 4 (140). Pp. 137–140.
28. Hlushkova D. B., Bagrov V. A., Demchenko S. V., Volchuk V. M., Kalinin O. V., Kalinina N. E. Structure and properties of powder gas-plasma coatings based on nickel. *БАИТ*. 2022. № 4 (140). Pp. 125–130.
29. Тарельник В. Б., Гапонова О. П., Коноплянченко Є. В., Тарельник Н. В., Думанчук М. Ю., Пирогов В. О., Волошко Т. П., Глушкова Д. Б. Розробка системи спрямованого вибору найбільш ефективної технології підвищення якості бабітових покриттів підшипників ковзання. Ч. 2. Математична модель зносу бабітових покриттів. Критерії вибору технології нанесення бабітових покриттів. *Metallophysics and Advanced Technologies* 2022. Вип. 44, № 12. Pp. 1643–1659.
30. Hlushkova D. B., Bagrov V. A., Volchuk V. M., Murzakhmetova U. A. Influence of structure and phase composition on wear resistance of sparingly alloyed alloys. *Functional Materials*. 2023. Vol. 30, № 1. Pp. 74–78. URL: <https://doi.org/10.15407/fm30.01.74>
31. Hlushkova D. B., Bagrov V. A., Saenko V. A., Volchuk V. M., Kalinin A. V., Kalinina N. E. Study of wear of the building-up zone of martensite-austenitic and secondary hardening steels of the Cr–Mn–Ti system. *Питання атомної науки та техніки*. 2023. № 2 (144). Pp. 105–109.
32. Hlushkova D. B., Kalinin A. V., Kalinina N. E., Volchuk V. M., Saenko V. A., Efimenko A. A. Study of nanomodification of nickel alloy GS3 with titanium carbide. *Питання атомної науки та техніки*. 2023. № 2 (144). Pp. 126–129.

REFERENCES

- Hlushkova D.B. *Zmitsnennya ta vidnovlennya detaley tsylindro-porshnevoyi hrupy* [Strengthening and restoration of cylinder-piston group parts]. Kharkiv, 2021, 200 p. (in Ukrainian)
- Hlushkova D., Kalinin V., Stepanyuk A., Hnatyuk A. and Serzhenko I. Studying the properties of steel for sidewalls of chute conveyors. International Science Group. Boston : Primedia eLaunch, 2021, 758 p. URL: DOI-10.46299/ISG.2021.MONO.TECH.II
- Hlushkova D.B. and Bagrov V.A. *Zastosuvannya suchasnykh tekhnolohiy dlya pidvyshchennya znosostiykosti detaley ob'yemnoho hidropryvodu* [Application of modern technologies to increase the wear resistance of parts of a volumetric hydraulic drive : collective monograph]. Sherman Oaks, California : GS Publishing Services, 2022, pp. 171–178. (in Ukrainian)
- Glushkova D.B., Ryzhkov Yu.V. and Baidala V.Yu. *Naukovi ta tekhnolohichni osnovy pidvyshchennya trybolohichnykh kharakterystyk detaley mekhatronnykh system* [Scientific and technological basis of improving the tribological characteristics of parts of mechatronic systems]. Kharkiv, 2022, 119 p. (in Ukrainian)
- Hlushkova D.B. *Pidvyshchennya nadiynosti robochykh orhaniv hidrofikovanykh mashyn spetsial'noho pryznachennya: monografiya* [Increasing the reliability of working bodies of special-purpose hydrofed machines: monograph]. Dnipro : Zhurfond Publ., 2023, 258 p. (in Ukrainian)
- Gluskova D. and Volchuk V. Determination of the optimal parameters of laser boriding to improve the wear resistance of piston rings. *Novi materialy i tekhnolohiyi v metalurhiyi ta mashynobuduvanni* [New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering]. 2022, no. 2, pp. 29–32.
- Glushkova D.B., Kalinina N.E., Demchenko S.V. and Nosova T.V. *Pidvyshchennya korozivnoyi stiykosti zvarnykh z'yednan' v rezul'tati termichnoyi obrobky* [Increasing the corrosion resistance of welded joints as a result of heat treatment]. *Metallovedenye y termicheskaya obrabotka metallov* [Metal Science and Thermal Treatment of Metals]. 2022, no. 1, pp. 21–28. (in Ukrainian)
- Kalinina N.E., Hlushkova D.B., Tsokur N.I., Nosova T.V., Bagrov V.A. and Demchenko S.V. *Obgruntuvannya vyboru skandiyu dlya mikrolehuvannya vysokomitsnykh alyuminiyevykh splaviv* [Justification of the choice of scandium for microalloying of high-strength aluminum alloys]. *Aviatsiyno-kosmichna tekhnika i tekhnolohiya* [Aviation and Space Technique and Technology]. 2022, no. 4, special iss. 2 (182), pp. 114–118. (in Ukrainian)

9. Bagrov V.A. and Glushkova D.B. *Formuvannya struktury ta fazovoho skladu znosostiykykh staley, lehovanykh tytanom* [Formation of the structure and phase composition of wear-resistant steels doped with titanium]. *Visnyk Khnadu* [KHNADU Bulletin]. 2022, vol. 97, pp. 30–33. (in Ukrainian)
10. Bagrov V.A. and Glushkova D.B. *Vlastyivosti znosostiykykh beznikelevykh vtorynnotverdiyuchykh staley dlya naplavlennya shampiv haryachoho obroblennya metaliv* [Properties of wear-resistant nickel-free secondary hardening steels for surfacing dies of hot metal processing]. *Visnyk Khnadu* [KHNADU Bulletin]. 2022, vol. 97, pp. 34–37. (in Ukrainian)
11. Glushkova D.B., Bagrov V.A., Demchenko S.V., Volchuk V.M., Kalinin O.V. and Kalinina N.E. *Struktura y vlastyivosti poroshkovykh hazoplazmennykh pokryttiv na osnovi nikelyu* [Structure and properties of powder gas plasma coatings based on nickel]. *Visnyk Khnadu* [KHNADU Bulletin]. 2022, vol. 97, pp. 74–81. (in Ukrainian)
12. Bolshakov V.I., Kalinin O.V., Glushkova D.B., Tokhtar G.I., Bagrov V.A. and Hnatyuk A.A. *Sposoby otrymannya dyspersnoyi struktury ta pidvyshchennya mitsnosti kremniy-marhantsevystykh staley* [Methods of obtaining a dispersed structure and increasing the strength of silicon-manganese steels]. *Visnyk Khnadu* [KHNADU Bulletin]. 2021, no. 94, pp. 7–12. (in Ukrainian)
13. Hlushkova D.B. and Bagrov V.A. *Doslidzhennya vlastyivostey poverkhnevyykh shariv porshnevyykh kilet' pislya hazotermichnogo napylennya* [Investigation of the properties of the surface layers of piston rings after gas-thermal spraying]. *Visnyk Khnadu* [KHNADU Bulletin]. 2021, no. 94, pp. 8–22. (in Ukrainian)
14. Hlushkova D.B. and Bagrov V.A. *Udoskonalennya tekhnolohichnogo protsesu pidvyshchennya dovhovichnosti robochoho instrumenta hidromolotov detonatsiynym napylennyam* [Improvement of the technological process of increasing the durability of the working tool of hydraulic hammers by detonation spraying]. *Visnyk Khnadu* [KHNADU Bulletin]. 2021, no. 94, pp. 39–46. (in Ukrainian)
15. Glushkova D.B., Avrunin G.A., Ryzhkov Yu.V., Voronkov O.I., Stepaniuk A.I. and Hnatiuk A.A. *Pidvyshchennya znosostiykosti vuzliv ob'yemnoho hidropryvoda* [Increasing the wear resistance of units of a volumetric hydraulic drive]. *Visnyk Khnadu* [KHNADU Bulletin]. 2021, no. 94, pp. 80–84. (in Ukrainian)
16. Kalinina N.E., Hlushkova D.B., Dzhur Y.O., Khodyrev S.Ya. and Kalinin V.T. Influence of temperature of thermal processing on intercrystalline corrosion resistance of welding joints. *Jornal of Chemistry and Technologies*. 2020, no. 28 (1), pp. 34–41.
17. Kalinina N.E., Hlushkova D.B., Voronkov A.I., Sanin A.F., Kalinin V.T., Nosova T.V. and Bondarenko O.V. Special features of the phase composition and structure of aluminum alloys modified by refractory nanocompositions. *Functional Materials*. 2020, vol. 27, no. 3, pp. 508–512.
18. Dudukalov Y., Ternyuk M. and Hlushkova D. Synthesis of the fuel systems boron-containing metalized fuels for vehicles. *SAE Technical Paper*. 2020-01-2155, 2020, p. 6.
19. Leontiev D., Voronkov O., Korohodskiy V., Hlushkova D. and Nikitchenko I. Mathematical modeling of operating processes in the pneumatic engine of the car. *SAE Technical Paper*. 2020-01-2222, 2020, p. 6.
20. Kalinina N.E., Glushkova D.B., Voronkov A.I. and Kalinin V.T. Influence of nanomodification on structure formation of multicomponent nickel alloys. Fu 1. Corrosion resistance of reinforced layers of 15X11MΦ steel steam turbine blades. *VANT*. 2021, no. 2 (132), pp. 136–141.
21. Tarelnyk V., Hlushkova D., Martsynkovskyy V., Dumanchuk M., Antoszewski B., Kundera Cz., Konopiianchenko Ie., Tarelnik N., Hudkov S. and Zahorulko A. Increasing fretting resistance of flexible element pack for rotary machine flexible machine flexible coupling. Part 1. Analysis of the reasons affecting fretting resistance of flexible elements from expansion coupling. *Jornal of Physics : Conference Series*. 2021, no. 1741, 11 p.
22. Hlushkova D., Voronkov A., Kalinina N., Kalinin V., Polonskyi L. and Stepaniuk A. Structural and phase composition features of titanium and chromium nitride coatings obtained by ion-plasma deposition. *Functional Materials*. 2020, vol. 27, no. 4, pp. 710–715.
23. Hlushkova D.B., Kirichenko I.H., Bahrov V.A., Kalinina N.Ye. and Nosova T.V. Use of detonation sputtering to increase the durability of hydraulic hammer critical parts. *PAST*. 2021, no. 5 (135), pp. 139–145.
24. Bolshakov V.I., Kalinin A.V., Hlushkova D.B., Ryzhkov Y.V. and Bagrov V.A. Transformation of structure and properties of structural steel during nanomodification and strengthening treatment. *Functional Materials*. 2021, vol. 28, no. 3, pp. 486–491.
25. Bolshakov V.I., Kalinin O.I., Kalinina N.E., Hlushkova D.B., Voronkov O.I., Ryzhkov Y.V. and Stepanyuk A.I. Increasing the corrosion resistance of welded joints of heat-resistant nickel alloy with steel. *VANT*. 2022, no. 1 (37), pp. 195–198.
26. Hlushkova D.B., Voronkov O.I., Ryzhkov Y.V., Kalinin N.E. and Nosova T.V. Peculiarities of the formation of a hardened layer during laser boronizing of piston rings. *VANT*. 2022, no. 1 (37), pp. 199–201.
27. Vahrusheva V.S., Hlushkova D.B., Volchuk V.M., Nosova T.V., Mamhur S.I., Tsokur N.I., Bagrov V.A., Demchenko S.V., Ryzhkov Y.V. and Scrypnikov V.O. Increasing the corrosion resistance of heat-resistant alloys for parts of power equipment. *VANT*. 2022, no. 4 (140), pp. 137–140.
28. Hlushkova D.B., Bagrov V.A., Demchenko S.V., Volchuk V.M., Kalinin O.V. and Kalinina N.E. Structure and properties of powder gas-plasma coatings based on nickel. *VANT*. 2022, no. 4 (140), pp. 125–130.

29. Tarelyk V.B., Gaponova O.P., Konoplyanchenko E.V., Tarelyk N.V., Dumanchuk M.Yu., Pirogov V.O., Voloshko T.P. and Glushkova D.B. *Rozrobka systemy spryamovanoho vyboru naybil'sh efektyvnoyi tekhnolohiyi pidvyshchennya yakosti babbitovykh pokryttivpidshypnykiv kovzannya. CH.2. Matematychnyy model' znosu babbitovykh pokryttiv. Kryteriyi vyboru tekhnolohiyi nanesennya babbitovykh pokryttiv* [Development of a system of targeted selection of the most effective technology for improving the quality of babbit coating of sliding bearings. Part 2. Mathematical model of wear of babbitt coatings. Criteria for choosing a technology for applying babbit coatings]. *Metallophysics and Advanced Technologies*. 2022, vol. 44, no. 12, pp. 1643–1659. (in Ukrainian)
30. Hlushkova D.B., Bagrov V.A., Volchuk V.M. and Murzakhmetova U.A. Influence of structure and phase composition on wear resistance of sparingly alloyed alloys. *Functional Materials*. 2023, vol. 30, no. 1, pp. 74–78. URL : <https://doi.org/10.15407/fm30.01.74>
31. Hlushkova D.B., Bagrov V.A., Saenko V.A., Volchuk V.M., Kalinin A.V. and Kalinina N.E. Study of wear of the building-up zone of martensite-austenitic and secondary hardening steels of the Cr–Mn–Ti system. *Pytannya atomnoyi nauky ta tekhniky* [Issues of Atomic Science and Technology]. 2023, no. 2 (144), pp. 105–109.
32. Hlushkova D.B., Kalinin A.V., Kalinina N.E., Volchuk V.M., Saenko V.A. and Efimenko A.A. Study of nanomodification of nickel alloy GS3 with titanium carbide. *Pytannya atomnoyi nauky ta tekhniky* [Issues of Atomic Science and Technology]. 2023, no. 2 (144), pp. 126–129.

Надійшла до редакції: 03.04.2023.

УДК 669.15.018.295

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.040723.39.982

ПРО КОНКУРУЮЧІ ПРОЦЕСИ НА ГРАНИЦЯХ ВКЛЮЧЕННЯ – МАТРИЦЯ ЗА ПРОКАТКИ СТАЛЕЙ

ГУБЕНКО С. І.^{1,2*}, *докт. техн. наук, проф.*,ПАРУСОВ Е. В.³, *докт. техн. наук, с. н. с.*

^{1*} Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (067) 630-01-65, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-0002-0003

^{2*} Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-6626-3979

³ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

Анотація. *Ціль дослідження* – вивчення процесів, що визначають взаємодію неметалевих включень та сталевих матриць під час прокатки сталей. *Методика.* Поведінку включень вивчали за гарячої прокатки сталей 08Ю, 08Т, 08кп, НБ-57, 08ГСЮТФ в інтервалі температур 1 200...900 °С та холодної прокатки зі ступенями деформації 35...75 %. Дослідження гарячого просковзування уздовж границь включення – матриця спостерігали за високотемпературної (900...1 200 °С) деформації розтягуванням у вакуумі на установці ІМАШ-5С зі швидкістю переміщення захватів 1 680 мм/хв. За дослідженням холодного просковзування зразки сталей розтягували у вакуумі за температур 25...900 °С на установці ІМАШ-5С зі швидкістю переміщення захватів 2 000 мм/хв. На поверхні зразків за допомогою приладу ПМТ-3 наносили реперні точки поблизу полюсів включення 0° та 90° по обидва боки від границі включення – матриця. Методики досліджень наведено у роботах [10; 11]. Ідентифікацію включень проводили металографічним (Neophot-31), петрографічним та мікрорентгеноспектральним (МС-46 Cameca) методами. *Результати.* Показано, що за пластичної деформації відбувається взаємодія неметалевих включень і сталевих матриць, яка визначає їх спільну пластичну формозміну і пов'язана з розвитком конкуруючих процесів у міжфазних границях включення – матриця: міжфазне тертя та просковзування (гаряче або холодне в залежності від температури деформації). Визначені механізми цих процесів в залежності від умов деформації та рівня пластичності неметалевих включень і сталевих матриць. *Наукова новизна.* Встановлено особливості міжфазного тертя та гарячого і холодного просковзування уздовж міжфазних границь включення – матриця сталі за різних умов пластичної деформації. Показано, що механізми кожного із зазначених процесів залежать від температурного режиму деформації, рівня пластичності включень та сталевих матриць, а також від будови границь включення – матриця, що визначає можливості руху та взаємодії міжфазних дефектів. Показано, що зазначені процеси визначають рівень пластичності границь включення – матриця і істотно впливають на характер формозміни включень та їх перерозподілу в сталевій матриці в процесі прокатки сталі, що неминує впливає на технологічну пластичність сталей. *Практична значимість.* Використання отриманих результатів дозволить розробити технології отримання сталей з регламентованими видами неметалевих включень, що дозволить суттєво підвищити їх технологічні характеристики, а також запобігти утворенню різноманітних дефектів при обробці сталей тиском.

Ключові слова: *сталь; неметалеві включення; міжфазні границі; міжфазне тертя; просковзування; деформація*

ON COMPETING PROCESSES AT THE INCLUSION – MATRIX BOUNDARIES DURING STEEL ROLLING

GUBENKO S.I.^{1,2*}, *Dr. Sc. (Tech.), Prof.*,PARUSOV E.V.³, *Dr. Sc. (Tech.), Sen. Res.*

^{1*} Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Sq. Ac. Starodubov, Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (067) 630-01-65, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-0002-0003

^{2*} Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (067) 630-01-65, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-6626-3979

³ Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov National Academy of Science of Ukraine, 1, Sq. Ac. Starodubov, Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

Abstract. Purpose of the work – to study of the processes that determine the interaction of non-metallic inclusions and the steel matrix during steel rolling. **Methods.** The behavior of inclusions was studied during hot rolling of steels 08Yu, 08T, 08kp, NB-57, 08GSYUTF in the temperature range of 1 200...900 °C and cold rolling with degrees of deformation of 35...75 %. The study of hot slipping along the boundaries of the inclusion – matrix was observed during high-temperature (900...1 200 °C) deformation by stretching in a vacuum on the IMASH-5S installation with a gripper movement speed of 1 680 mm/min. According to the study of slipping, steel samples were stretched in a vacuum at temperatures of 25...900 °C on the IMASH-5S installation with a gripper movement speed of 2 000 mm/min. On the surface of the samples, using the PMT-3 device, reference points were applied near the 0° and 90° inclusion poles on both sides of the inclusion – matrix boundary. Research methods are given in works [10; 11]. Identification of inclusions was carried out by metallographic (Neophot-31), petrographic and micro-X-ray spectral (MS-46 Cameca) methods. **Results.** It is shown that during plastic deformation, there is an interaction between non-metallic inclusions and the steel matrix, which determines their joint plastic shape change and is associated with the development of competing processes at the inclusion – matrix interphase boundaries: interphase friction and slipping (hot or cold depending on the deformation temperature). The mechanisms of these processes are determined depending on the deformation conditions and the level of plasticity of non-metallic inclusions and the steel matrix. **Scientific novelty.** The peculiarities of interphase friction and hot and cold slipping along the inclusion – matrix interphase boundaries of steel under different conditions of plastic deformation have been established. It is shown that the mechanisms of each of these processes depend on the temperature regime of deformation, the level of plasticity of the inclusions and the steel matrix, as well as on the structure of the inclusion – matrix boundaries, which determines the possibilities of movement and interaction of interfacial defects. It is shown that the specified processes determine the level of plasticity of the inclusion – matrix boundaries and significantly affect the nature of the change in shape of the inclusions and their redistribution in the steel matrix during steel rolling, which inevitably affects the technological plasticity of steels. **Practical significance.** The use of the results obtained will make it possible to develop technologies for producing steels with regulated types of nonmetallic inclusions, which will significantly increase their technological characteristics, as well as prevent the formation of various kinds of defects during the processing of steels by pressure of products.

Keywords: *steel; non-metallic inclusions; interphase boundaries; interphase friction; interphase slipping; deformation*

Вступ. Неметалеві включення є частинками оксидних, сульфідних, силікатних, нітридних, карбонітридних і т. п. фаз, що утворюються під час виплавки, розливання сталі та кристалізації зливка. Технологічні властивості сталі визначаються, в першу чергу, технологічною пластичністю, тому цікавить вивчення впливу неметалевих включень на зазначені характеристики [1–7]. Аналіз чинників, що визначають вплив включень на технологічну пластичність сталей проведено роботах [8; 9], які багато в чому визначили подальші дослідження цієї проблеми [10]. Одним із важливих факторів, що визначають поведінку включень при прокатці сталей, є характер їх взаємодії з металевою матрицею, що відбувається уздовж міжфазних границь включення-матриця.

Мета. Метою даної роботи було вивчення процесів, що визначають взаємодію неметалевих включень та сталеві матриці під час прокатки сталей.

Матеріали та методики. Поведінку включень вивчали за гарячої прокатки сталей 08Ю, 08Т, 08кп, НБ-57, 08ГСЮТФ в інтервалі температур 1 200...900 °C та холодної прокатки зі ступенями деформації 35...75 %. Дослідження гарячого просковзування уздовж границь включення – матриця спостерігали за високотемпературної (900...1200 °C) деформації розтягуванням у вакуумі на установці ІМАШ-5С зі швидкістю переміщення захватів 1680 мм/хв., коли відбувається вакуумне травлення, що виявляє рельєф деформації і величину зміщення рисок. За дослідженням холодного просковзування зразки сталей розтягували у вакуумі за температур 25...900 °C на установці ІМАШ-5С зі швидкістю переміщення захватів 2 000 мм/хв. На поверхні зразків за допомогою приладу ПМТ-3 наносили реперні точки поблизу полюсів включення 0° та 90° по обидва боки від границі включення – матриця. Методики досліджень наведено у роботах [10; 11]. Ідентифікацію включень проводили металографічним

(Neophot-31), петрографічним та мікрорентгеноспектральним (МС-46 Cameca) методами.

Результати дослідження та їх обговорення. Механізм деформації включень за обробки тиском має велике значення для їх пластичної поведінки. На включення за обробки тиском діють нормальні стискаючі напруження від тиску деформуючого інструменту, що передаються через металеву матрицю, поздовжні зсувні напруження, що виникають в матриці за її деформації, а також напруження тертя на поверхні розділу включення – матриця [10; 11]. Залежно від способу деформації, змінюється схема напруженого стану поблизу включення. Насамперед це пов'язано із загальними схемами головних деформацій та головних напружень [12]. Пластичність та опір деформації включень залежать від схеми головних деформацій, які визначають характер перерозподілу недеформованих включень у пластичній матриці та зміни форми пластичних включень у процесі деформування (рис. 1, а–в). За прокатки сталі включення перебувають у складно-напруженому стані, постійно змінюється у

процесі деформування [13]. Основними положеннями є наступні: включення є концентраторами напружень і деформацій, також є джерелами дислокацій, гальмують рух дислокацій, сприяють локалізації структурних змін у сталевій матриці [10; 11; 14]. Головним чином включення перерозподіляються з утворенням смуг у напрямку позитивних деформацій.

Уявлення про пластичну формозміну включень необхідно розглядати з позицій фізичної мезомеханіки гетерофазних сплавів [15]. При розгляді пластичної поведінки неметалевих включень у пластичній сталевій матриці принципове значення мають міжфазні межі включення-матриця, які мають різну структуру і багато в чому визначають характер взаємодії включень та сталеві матриці в процесі їхньої спільної пластичної формозміни за обробки тиском [16–19]. Необхідно виділити такі процеси, що відбуваються на міжфазних границях включення – матриця за прокатки сталей, які є конкуруючими з точки зору їх впливу на пластичну формозміну системи включення – матриця: міжфазне тертя та просковзування (гаряче або холодне).

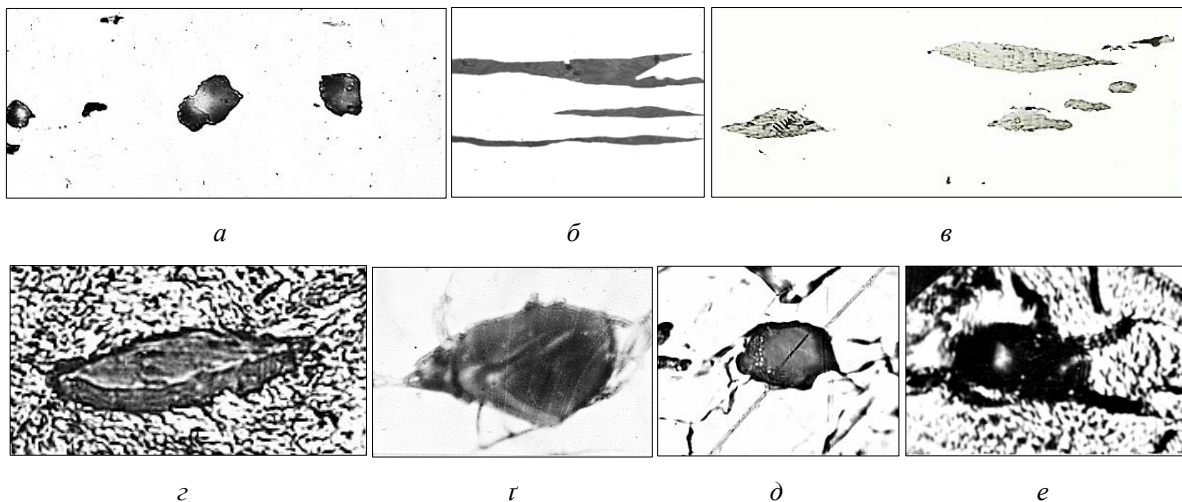


Рис. 1. Неметалеві включення Al_2O_3 , $MnO-Al_2O_3$ (а, д, е), $MnO-SiO_2$ (б, г), $(Fe, Mn)S$ (в, з) у деформованих сталях 08Ю, 08Т, НБ-57. 08кп за температур 25 (е), 1 200...990 (а–в), 900 (з), 100 (г), 1 100 °С (д)

В умовах високих тисків (і температур) взаємодія контактуючих поверхонь включення та сталеві матриці відбувається шляхом встановлення механічного контакту та розвитку дифузійних процесів. Між включенням і матрицею розвивається

контактне тертя, яке з результатом взаємодії їх поверхонь, що перешкоджає їх відносному переміщенню. Розглянуте тертя є кінематичним сухим тертям ковзання. Відповідно до закону Амонтона, сила F тертя ковзання прямо пропорційна силі N

нормального тиску між поверхнями тіл, що труться. Сили тертя на поверхні включення – матриця при обробці сталі тиском мають також складові, які зумовлені типом і будовою міжфазних границь та пов'язані з певною поверхневою енергією, а також з тертям, що виникає при переміщенні (ковзанні) міжфазних дислокацій та дисклінацій [10; 11; 20].

Сили тертя стримують течію сталеві матриці навколо включення і розподілені на границі розділу нерівномірно; вони збільшуються зі зниженням температури, збільшенням обтиснень та розміру включення [10; 11]. Вплив температури виражається через коефіцієнт тертя, значення якого різні для різних температур. Вплив розміру та форми включення проявляються через площу контакту S (міжфазної границі), причому для різних типів включень ця величина у процесі деформації змінюється по-різному. У пластичних включень, що змінюють форму від рівноосної (компактної) до еліпсоїдної, стрижневої або хвилеподібної, величина S в процесі деформації зростає, що тягне за собою збільшення сил тертя. У недеформованих включень в процесі деформації величина S не змінюється; якщо включення руйнується, то величина S зростає, проте її вплив на сили тертя врівноважується зменшенням розмірів включень [10; 11]. Вплив ступеня деформації проявляється через збільшення щільності міжфазних дефектів.

Контактне тертя посилює неоднорідність деформації, оскільки в кожній точці поверхні контакту збуджуються елементарні дотичні сили тертя, що викликає появу додаткових дотичних напружень на міжфазній границі, спрямованих протилежно напрямку ковзання сталеві матриці щодо включення. Це може вплинути не тільки на рівень напруження, що діє на включення, але і на схему локального напруженого стану. У процесі прокатки можливе обертання включень, що обумовлено великими силами

тертя на міжфазних границях. Обертання частинок викликає моментні напруження, що сприяє локальним пластичним поворотам у сталевій матриці і має супроводжуватися вихоровою течією матриці в контакті з включенням.

Очевидно, розглядаючи особливості розвитку пластичної деформації системи включення – матриця слід враховувати також взаємодію їх поверхонь в умовах контактного тертя, що призводить до згладжування шорсткості на міжфазних границях та сприяє прироблюваності пари тертя, що розглядається. Очевидно, для пластичних включень цей процес виражений сильніше, ніж у випадках включень, що не деформуються.

Відомо, що за високих температур (вище $900\text{ }^{\circ}\text{C}$) відбувається просковзування уздовж міжфазних границь включення – матриця (рис. 1, z , t). Цей вид деформації уздовж міжфазних границь полягає у зміщенні включення та сталеві матриці один щодо одного уздовж їх поверхні розділу за рахунок здійснення деформації зсувом уздовж самої границі [16; 21–25]. Інтенсивне просковзування уздовж границь включення – матриця спостерігається за температур $1000\text{...}1200\text{ }^{\circ}\text{C}$. Воно проявляється у розширенні міжфазних границь, появі рел'єфу деформації (рис. 1, d) і підтверджується фактом розриву рисок поблизу включень. Просковзування уздовж границь включення – матриця спостерігали як поблизу недеформованих включень корунду, шпінелей, нітриду і карбонітриду титану, так і у разі пластичних сульфідів та силікатів. Визначено величини зміщення рисок для різних типів включень і температур (табл. 1). Встановлено також, що за температур $1000\text{...}1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ просковзування спостерігається в інтервалі ступенів деформації відповідно до $25\text{...}45\%$ і ці ступеня деформації виявляються критичними, оскільки при їх досягненні вичерпується запас пластичності міжфазних границь включення – матриця і з'являються порожнини та тріщини поблизу включень.

Таблиця 1

Величина зміщення рисок Δ , мкм для різних типів включень і сталей

Включення (сталь); t, °C	Al ₂ O ₃ (08Ю)	TiCN (08Т)	(Fe, Mn) S (НБ-57)	MnO·SiO ₂ (НБ-57)
1 000	8	7	12	8
1 100	10	9	18	17
1 200	15	14	–	–

Механізмом міжфазного просковзування є рух власних дислокацій границь включення – матриця – це власне просковзування, та внесених дислокацій, причому останні можуть генеруватися джерелом у самій границі або бути внутрішньозеренними дислокаціями, які були захоплені границею та продисоціювали на граничні дислокації – це наведене просковзування [16; 23]. Просковзування уздовж границь включення – матриця – це динамічна контактна взаємодія неметалевих включень і сталеві матриці в процесі їх спільної деформації. Динамічний контакт цих фаз можна пояснити, використовуючи модель конфігураційної локалізації валентних електронів, запропоновану у роботах [16; 26]. Відповідно до цієї теорії, на міжфазній границі зосереджені атоми включення та матриці з найбільш порушеними електронними конфігураціями та зниженою статистичною вагою атомних стабільних конфігурацій. Міжфазні

дислокації, дефекти упаковки (розщеплені дислокації), які присутні в структурі границі включення – матриця [16–18], розсіюють електрони, що рухаються через границю, за рахунок пружних та електростатичних спотворень і це впливає на електронну зонну структуру границі включення-матриця.

Взаємодія міжфазних границь включення – матриця із зазначеними процесами за температур деформації 25...900 °C сприяє, так званому, холодному просковзуванню (рис. 1, е) [10]. Про цей процес свідчить зміщення реперних точок, величина кута обертання (зміщення) залежить від ступеня пластичності включення, а також від температури та ступеня деформації (табл. 2). Чим вище температура, тим він менше, причому цей показник зростає у всіх типів включень зі збільшенням ступеня деформації.

Таблиця 2

Величина кута обертання (град) реперних точок за різних температур і ступенів (ϵ) деформації

Включення, сталь	ϵ , %	Температура деформації, °C		
		25	600	900
TiCN, 08Т	5	12	8	4
	25	21	15	9
MnO·Al ₂ O ₃ , 08Ю	5	2	3	5
	15	19	14	11
(Fe, Mn) S, 08кп	25	25	17	14
	5	12	10	7
MnO·SiO ₂ , 08Ю	15	16	15	10

Зміщення реперних точок свідчить про взаємне зміщення неметалевого включення та сталеві матриці. У той же час на границях включення – матриця немає ознак традиційного високотемпературного

ковзання (просковзування). Процес холодного просковзування уздовж міжфазних границь включення – матриця, очевидно, відбувається в результаті пластичного повороту або обертання

включення в сталевій матриці, що деформується. Пластична деформація сталевій матриці розвивається нерівномірно [10; 11; 27; 28], що сприяє появі зон локалізованої деформації та виникненню градієнтів напружень, а також моментних напружень за будь-якої температури та швидкості деформації. Таким чином, неметалеві включення є центрами формування моментних напружень в сталевій матриці. Ці напруження і викликають пластичний поворот або обертання (прокручування) включення, але в тих випадках, коли через певні умови деформації не встигає проходити їх пластична релаксація поблизу включення. Очевидно, у границях включення-матриця підвищується щільність надлишкових міжфазних дефектів (внесених дислокацій та нерівноважних вакансій), що призводить до збільшення вільного об'єму цих границь [16]. Наявність ділянок ротаційної локалізації поблизу включень сприяє тому, що деформаційні мікрОВихори «замітають» решіткові дефекти у границі включення – матриця. В результаті у цих границях локалізується енергія деформації,

відбувається зростання спотворень та напружень, що призводить до релаксаційної перебудови їх структури та холодного просковзування.

Висновки

Таким чином, за пластичної деформації взаємодія неметалевих включень і сталевій матриці, що визначає їх спільну пластичну формозміну, пов'язана з розвитком конкуруючих процесів у міжфазних границях включення – матриця: міжфазне тертя та просковзування (гаряче або холодне в залежності від температури деформації). Механізми кожного із зазначених процесів залежать від температурного режиму деформації, рівня пластичності включень та сталевій матриці, а також від будови границь включення – матриця, що визначає можливості руху та взаємодії міжфазних дефектів. Зазначені процеси визначають рівень пластичності границь включення-матриця і істотно впливають на характер формозміни включень та їх перерозподілу в сталевій матриці в процесі прокатки сталі, що неминуче впливає на технологічну пластичність сталей.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Wang J., Shen Y., Liu Y., Wang F., Jia N. Tailoring Strength and Ductility of a Cr-Containing High Carbon Steel by Cold-Working and Annealing. *Materials*. 2019. № 12. P. 4136.
2. Kusche C. F., Gibson J. S.-L., Wollenweber M. A., Korte-Kerzel S. On the mechanical properties and deformation mechanisms of manganese sulphide inclusions : Mater. Des. 2020. № 193. P. 108801. [CrossRef].
3. Губенко С. И. Природа пластичности гетерофазных включений при обработке сталей давлением. *Сталь*. 2020. № 10. С. 54–63.
4. Gubenko S. I. Plasticity Origin of Heterophase Inclusions at Steel Forming. *Steel in Translation*. 2020. Vol. 50, № 10. Pp. 730–739.
5. Новокщенова С. М., Свешникова Г. А., Юнакова И. В., Гулей Г. Г. Влияние неметаллических включений на горячую технологическую пластичность стали и сплавов. В кн.: Сталь и неметаллические включения. Москва : Металлургия, 1978. С. 84–94.
6. Qayyum F., Umar M., Elagin V., Kirschner M., Hoffman F. Influence of Non-Metallic Inclusions on Local Deformation and Damage Behavior of Modified 16MnCrS5 Steel. *Crystals*. 2022. № 12. P. 281. URL: <https://doi.org/10.3390/cryst12020281>
7. Liu N., Cheng G., Zhang L., Yang W. Composition evolution and deformation of different non-metallic inclusions in a bearing steel during hot rolling. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2022. № 4. URL: <https://www.springerprofessional.de>
8. Виноград М. И., Громова Г. П. Включения в легированных сталях и сплавах. Москва : Металлургия, 1972. 216 с.
9. Шпис Х.-И. Поведение неметаллических включений в стали при кристаллизации и деформации. Москва : Металлургия, 1971. 125 с.
10. Губенко С. И. Неметаллические включения и пластичность сталей. Физические основы пластичности сталей. Saarbrücken : LAP LAMBERT. Palmarium academic publishing, 2016. 549 с.
11. Губенко С. И., Ошкадеров С. П. Неметаллические включения в стали. Киев : Наукова думка, 2016. 528 с.
12. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. Москва : Мир, 1972. 408 с.

13. Belchenko G. I., Gubenko S. I. Deformation of non-metallic inclusions during steel rolling. *Izvestiya AN SSSR. Metallurgy*. 1983. № 4. Pp. 80–84.
14. André Luiz Vasconcellos da Costa e Silva. The effects of non-metallic inclusions on properties relevant to the performance of steel in structural and mechanical applications. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019. № 8. Pp. 2408–2422.
15. Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняев Ю. В. Структурные уровни деформации твердых тел. Новосибирск : Наука, 1985. 229 с.
16. Губенко С. И. Межфазные границы включение – матрица в сталях. Межфазные границы неметаллическое включение – матрица и свойства сталей. Germany – Mauritius, Beau Bassin : Palmarium Academic Publishing, 2017. 506 с.
17. Губенко С. И., Иськов М. В. Структура и сопротивление разрушению межфазных границ неметаллическое включение – матрица стали. *Теория и практика металлургии*. 2004. № 5. С. 30–38.
18. Губенко С. И. К вопросу о строении межфазных границ неметаллическое включение – матрица в стали. *Известия АН СССР. Металлы*. 1994. № 6. С. 105–112.
19. Губенко С. И. Локальные пики параметров и процессов на границах неметаллическое включение – матрица стали. *Сталь*. 1999. № 8. С. 64–67.
20. Губенко С. И. Природа всплесков микронеоднородной деформации в стали с неметаллическими включениями. *Физико-химическая механика материалов*. 1999. № 2. С. 53–59.
21. Губенко С. И. Роль межфазных границ включение–матрица стали в развитии релаксационных процессов вблизи неметаллических включений. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 5. С. 3–10.
22. Gubenko S. Role of Inclusion – Matrix Steel Interphase Boundaries in the Development of Relaxation Processes near Nonmetallic Inclusions. *Metal Science and Heat Treatment*. 2020. Vol. 62, № 5. Pp. 299–305.
23. Губенко С. И. Релаксационные процессы вблизи включений и на межфазных границах включение – матрица стали. *Металлы*. 2021. № 3. С. 49–60.
24. Gubenko S. I. Relaxation Processes near Inclusions and at Inclusion/Matrix Interfaces. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021. № 5. Pp. 611–620.
25. Губенко С. И. Влияние проскальзывания вдоль границ неметаллическое включение – матрица на распределение локальной микронеоднородной деформации в армко-железе и стали. *Физика металлов и металловедение*. 1996. Т. 82, вып. 3. С. 167–175.
26. Самсонов Г. В., Прядко И. Ф., Прядко Л. Ф. Конфигурационная модель вещества. Київ : Наукова думка, 1971. 230 с.
27. Губенко С. И., Парусов Э. В. Пластичность сплавов с различной структурой : учеб. пособ. по физическим основам пластичности. Germany–Mauritius, Beau Bassin : Palmarium Academic Publishing, 2017. 185 с.
28. Губенко Светлана. Физическая природа пластичности и упрочнения металлов при деформации. Germany–Mauritius, Beau Bassin : LAP LAMBERT Academic Publishing, 2020. 341 с.

REFERENCES

1. Wang J., Shen Y., Liu Y., Wang F. and Jia N. Tailoring Strength and Ductility of a Cr-Containing High Carbon Steel by Cold-Working and Annealing. *Materials*. 2019, no. 12, p. 4136.
2. Kusche C.F., Gibson J.S.-L., Wollenweber M.A. and Korte-Kerzel S. On the mechanical properties and deformation mechanisms of manganese sulphide inclusions : mater. diss. 2020, no. 193, p. 108801. [CrossRef].
3. Gubenko S.I. *Priroda plastichnosti geterofaznykh vklyucheniy pri obrabotke staley davleniyem* [The nature of plasticity of heterophase inclusions during pressure treatment of steels]. *Steel*. 2020, no. 10, pp. 54–63. (in Russian)
4. Gubenko S.I. Plasticity Origin of Heterophase Inclusions at Steel Forming. *Steel in Translation*. 2020, vol. 50, no. 10, pp. 730–739.
5. Novokshchenova S.M., Sveshnikova G.A., Yunakova I.V. and Guley G.G. *Vliyaniye nemetallicheskih vklyucheniy na goryachuyu tekhnologicheskuyu plastichnost' stali i splavov* [The influence of non-metallic inclusions on the hot technological plasticity of steel and alloys]. In the book : *Steel and non-metallic inclusions*. Moscow : Metallurgy Publ., 1978, pp. 84–94. (in Russian)
6. Qayyum F., Umar M., Elagin V., Kirschner M. and Hoffman F. Influence of Non-Metallic Inclusions on Local Deformation and Damage Behavior of Modified 16MnCrS5 Steel. *Crystals*. 2022, no. 12, p. 281. URL: <https://doi.org/10.3390/cryst12020281>
7. Liu N., Cheng G., Zhang L. and Yang W. Composition evolution and deformation of different non-metallic inclusions in a bearing steel during hot rolling. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2022, no. 4. URL: <https://www.springerprofessional.de>
8. Vinograd M.I. and Gromova G.P. *Vklyucheniya v legirovannykh stalyakh i splavakh* [Inclusions in alloy steels and alloys]. Moscow : Metallurgy Publ., 1972, 216 p. (in Russian)

9. Spies H.-I. *Povedeniye nemetallicheskih vklyucheniy v stali pri kristallizatsii i deformatsii* [Behavior of nonmetallic inclusions in steel during crystallization and deformation]. Moscow : Metallurgy Publ., 1971, 125 p. (in Russian)
10. Gubenko S.I. *Nemetallicheskiye vklyucheniya i plastichnost' staley* [Non-metallic inclusions and ductility of steels. The physical basis of the ductility of steels]. Saarbrücken : LAP LAMBERT. Palmarium Academic Publishing, 2016, 549 p. (in Russian)
11. Gubenko S.I. and Oshkadepov S.P. *Nemetallicheskie vkluchenija v stali* [Non-metallic inclusions in steel]. Kyiv : Naukova Dumka, 2016, 528 p. (in Russian)
12. Honeycombe R. *Plasticheskaya deformatsiya metallov* [Plastic deformation of metals]. Moscow : Mir Publ., 1972, 408 p. (in Russian)
13. Belchenko G.I. and Gubenko S.I. Deformation of non-metallic inclusions during steel rolling. *Izvestiya AN SSSR. Metally*. 1983, no. 4, pp. 80–84.
14. André Luiz Vasconcellos daCosta e Silva. The effects of non-metallic inclusions on properties relevant to the performance of steel in structural and mechanical applications. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019, no. 8, pp. 2408–2422.
15. Panin V.E., Likhachev V.A. and Grinyaev Yu.V. *Strukturnyye urovni deformatsii tverdykh tel* [Structural levels of deformation of solids]. Novosibirsk : Nauka Publ., 1985, 229 p. (in Russian)
16. Gubenko S.I. *Mezhhfaznyye granitsy vklyucheniye – matritsa v stalyakh. Mezhhfaznyye granitsy nemetallicheskiye vklyucheniye – matritsa i svoystva staley* [Inclusion – matrix interfaces in steels. Non-metallic inclusion – matrix interface and properties of steels]. Germany–Mauritius, Beau Bassin : Palmarium Academic Publishing, 2017, 506 p. (in Russian)
17. Gubenko S.I. and Iskov M.V. *K voprosu o stroenii mezhhfaznykh granits nemetallicheskiye vklyucheniye – matritsa v stali* [On the question of the structure of interphase boundaries non-metallic inclusion – matrix in steel]. *Teoriya i praktika metallurgii* [Theory and Practice of Metallurgy]. 2004, no. 5, pp. 30–38. (in Russian)
18. Gubenko S.I. *K voprosu o stroenii mezhhfaznykh granits nemetallicheskiye vklyucheniye – matritsa v stali* [To the question of the structure of interphase boundaries non-metallic inclusion – matrix in steel]. *Izvestiya AN SSSR. Metally* [News of the USSR Academy of Sciences. Metals]. 1994, no. 6, pp. 105–112. (in Russian)
19. Gubenko S.I. Lokal'nyye piki parametrov i protsessov na granitsakh nemetallicheskiye vklyucheniye – matritsa stali [Local peaks of parameters and processes at the non-metallic inclusion – matrix boundaries of steel]. *Stal* [Steel]. 1999, no. 8, pp. 64–67. (in Russian)
20. Gubenko S.I. *Priroda vspleskov mikroneodnorodnoy deformatsii v stali s nemetallicheskiye vklyucheniymi* [The nature of bursts of micro-inhomogeneous deformation in steel with non-metallic inclusions]. *Fiziko-khimicheskaya mekhanika materialov* [Physical and Chemical Mechanics of Materials]. 1999, no. 2, pp. 53–59. (in Russian)
21. Gubenko S.I. *Rol' mezhhfaznykh granits vklyucheniye-matritsa stali v razvitii relaksatsionnykh protsessov vblizi nemetallicheskih vklyucheniy* [The role of steel inclusion-matrix interfaces in the development of relaxation processes near non-metallic inclusions]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal Science and Heat Treatment of Metals]. 2020, no. 5, pp. 3–10. (in Russian)
22. Gubenko S.I. Role of Inclusion – Matrix Steel Interphase Boundaries in the Development of Relaxation Processes near Nonmetallic Inclusions. *Metal Science and Heat Treatment*. 2020, vol. 62, no. 5, pp. 299–305.
23. Gubenko S.I. *Relaksatsionnyye protsessy vblizi vklyucheniy i na mezhhfaznykh granitsakh vklyucheniye – matritsa stali* [Relaxation processes near inclusions and at inclusion – matrix interfaces of steel]. *Metally* [Metals]. 2021, no. 3, pp. 49–60. (in Russian)
24. Gubenko S.I. Relaxation Processes near Inclusions and at Inclusion/Matrix Interfaces. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021, no. 5, pp. 611–620.
25. Gubenko S.I. *Vliyaniye proskal'zyvaniya vdol' granits nemetallicheskiye vklyucheniye – matritsa na raspredeleniye lokal'noy mikroneodnorodnoy deformatsii v armko-zheleze i stali* [Influence of slippage along the boundaries of a non-metallic inclusion – matrix on the distribution of local micro-inhomogeneous deformation in armco iron and steel]. *Fizika metallov i metallovedeniye* [Physics of Metals and Metal Science]. 1996, vol. 82, no. 3, pp. 167–175. (in Russian)
26. Samsonov G.V., Pryadko I.F. and Pryadko L.F. *Konfiguratsionnaya model' veshchestva* [Configuration model of matter]. Kyiv : Naukova Dumka, 1971, 230 p. (in Russian)
27. Gubenko S.I. and Parusov E.V. *Plastichnost' spлавov s razlichnoy strukturoy : uchebnoye posobiye po fizicheskim osnovam plastichnosti* [Plasticity of alloys with various structures : study guide on the physical basics of plasticity]. Germany–Mauritius, Beau Bassin, Palmarium Academic Publishing, 2017, 185 p. (in Russian)
28. Gubenko Svetlana. *Fizicheskaya priroda plastichnosti i uprochneniya metallov pri deformatsii* [Physical nature of plasticity and strengthening of metals upon deformation]. Germany–Mauritius, Beau Bassin : LAP LAMBERT Academic Publishing, 2020, 341 p. (in Russian)

Надійшла до редакції: 13.04.2023.

УДК 691

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.040723.47.983

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЕТРИНГІТОВОЇ ФАЗИ

ДЕРЕВ'ЯНКО В. М.¹, докт. техн. наук, проф.,КОНДРАТЬЄВА Н. В.², канд. техн. наук, доц.,ГРИШКО Г. М.^{3*}, канд. техн. наук, доц.

¹ Кафедра технології будівельних матеріалів, виробів та конструкцій, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (0562) 47-16-22, e-mail: viktorderevianko2017@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-9733-9558

² Кафедра хімічної технології в'язучих матеріалів, Український державний хіміко-технологічний університет, пр. Гагаріна, 8, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (0562) 47-05-66, e-mail: nataliyavk@yahoo.com, ORCID ID: 0000-0002-2537-4389

^{3*} Кафедра цивільної інженерії, технологій будівництва і захисту довкілля, Дніпровський державний аграрно-економічний університет, вул. Сергія Єфремова, 25, 49600, Дніпро, Україна, e-mail: hryshko.h.m@dsau.dp.ua, ORCID ID: 0009-0002-3872-6555

Анотація. Постановка проблеми. В Україні алюмінатні та сульфоалюмінатні цементи не виробляються, незважаючи на досить значну потребу у в'язучих речовинах цього класу. Використання імпортової сировини обмежене високою вартістю і недоліками, що виникають у процесі експлуатації – це швидке тужавлення, значне тепловиділення, пов'язане з нестабільною стійкістю деяких сульфоалюмінатів. При цьому можливе виділення наступних проблем у напрямку розширення можливостей використання спеціальних цементів даного типу: стабілізація в часі й умовах експлуатації гідросульфатної фази на основі глиноземистого цементу, а також для модифікації складів мінеральних в'язучих речовин на основі двоводного сульфату кальцію ($\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) та розроблення в'язучих речовин цього класу на основі вторинних продуктів виробництва. Основним фактором є те, що під час гідратації сульфоалюмінатів і алюмінатів за присутності гіпсу ($\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) утворюється гідросульфоалюмінатна фаза, що дає змогу отримати структуру цементного каменю зі спеціальними властивостями. Потім однокальцієвий гідросульфоалюмінат переходить у гідросульфоалюмінат низькосульфатної форми $\text{C}_3\text{A} \cdot \text{CaSO}_4 \cdot 12\text{H}_2\text{O}$ з виділенням гібситу $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$. Також утворюється еtringіт $\text{C}_3\text{A} \cdot \text{CaSO}_4 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ і $2(\text{C}_2\text{S}) \cdot n\text{H}_2\text{O}$, може утворитися гідросилікат кальцію CSH(V). При додаванні до цементу гіпсу утворюється еtringіт у цій системі. Еtringіт – один із компонентів. Він утворюється не спочатку, а через проміжні структури. Під час реакцій гідратації еtringіт перебудовується, виникають новоутворення, які можуть викликати гіпсову корозію. Еtringіт втрачає стабільність. При цьому виникає проблема первинного та вторинного еtringіту. Первинний еtringіт – створює умови для міцності. Вторинний утворюється уже в затверділій системі і спричинює виникнення внутрішніх напружень. Утворення вторинного еtringіту може мати як позитивні, так і негативні наслідки. **Мета статті** – дослідити структуру і властивості еtringітової фази. **Висновки.** Процес гідратації залежить від поверхневої енергії Гіббса. Установлено, що поверхнева енергія збільшується при збільшенні співвідношення $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$. Вивчено систему впливу еtringітової фази на основні характеристики глиноземистого цементу та гіпсу в модифікованому гіпсовому в'язучому. Проведено дослідження щодо утворення максимальної кількості еtringітової фази. Виконано розрахунок максимальної кількості співвідношення глиноземистого цементу і гіпсу для отримання максимальної кількості мінералу 70 % глиноземистого цементу та 30 % гіпсу. Найвищий ефект досягається в разі одночасного використання $\text{C}_6\text{A}_3\text{S}_3\text{H}_{32}$ і AlH_3 , що має місце за гідратації $\text{C}_4\text{A}_3\text{S}$. З урахуванням вищесказаного бачиться доцільним отримання клінкеру, що містить сульфоалюмінат кальцію, і цементів на його основі.

Ключові слова: композиційне в'язуче; модифікація; еtringіт; стабілізація еtringіту; алюмінатні цементи; сульфоалюмінатні цементи

STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE ETRINGITE PHASE

DEREVIANKO V.M.¹, Dr. Sc. (Tech.), Prof.,KONDRATIEVA N.V.², Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.,HRYSHKO H.M.^{3*}, Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.

¹ Department of Technology of Construction Materials, Products and Designs, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (0562) 47-16-22, e-mail: viktorderevianko2017@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-9733-9558

²Department of Chemical Engineering and Binding Materials, Ukrainian State University of Chemistry and Chemical Technology, 8, Haharin Ave., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (0562) 47-05-66, e-mail: nataliyavk@yahoo.com, ORCID ID: 0000-0002-2537-4389

³Department of Civil Engineering, Construction Technologies and Environmental Protection, Dnipro State Agrarian-Economic University, 25, Serhii Efremov St., Dnipro, 49600, Ukraine, e-mail: hryshko.h.m@dsau.dp.ua, ORCID ID: 0009-0002-3872-6555

Abstract. Problem statement. Aluminate and sulfoaluminate cements are not produced in Ukraine, despite a rather significant need for binders of this class. The use of imported raw materials is limited by the high cost and certain disadvantages occurring during exploitation including rapid hardening, significant heat generation, which is associated with instability of some sulfoaluminates. At the same time, it is possible to highlight the following problems in the direction of expanding possibilities of using special cements of this type: stabilization over time and operating conditions of the hydrosulfate phase based on alumina cement, as well as modification of the compositions of mineral binders based on calcium sulfate dihydrate ($\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) and development of binders of this class based on secondary production products. The main factor is that during hydration of sulfoaluminates and aluminates in the presence of gypsum ($\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$), a hydrosulfoaluminate phase is formed, which makes it possible to obtain a hardened cement paste structure with special properties. Then monocalcium hydrosulfoaluminate turns into hydrosulfoaluminate of the low-sulfate form $\text{C}_3\text{A} \cdot \text{CaSO}_4 \cdot 12\text{H}_2\text{O}$ with the release of gibbsite $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$. Also, ettringite $\text{C}_3\text{A} \cdot \text{CaSO}_4 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ and $2(\text{C}_2\text{S}) \cdot n\text{H}_2\text{O}$ is formed and hydrated calcium silicate CSH(B) can be formed. When gypsum is added to cement, ettringite is formed in this system. Ettringite is one of the components. It is not formed initially, but through intermediate structures. During hydration reactions, ettringite is rearranged, neoplasms are formed, which can lead to gypsum corrosion. Ettringite loses its stability. Herewith, the problem of primary and secondary ettringite arises. Primary ettringite creates conditions for strength. Secondary ettringite is formed already in the hardened system and leads to internal stresses. Formation of secondary ettringite can have both positive and negative consequences. **The purpose of the article** is to investigate structure and properties of the ettringite phase. **Conclusions.** The hydration process depends on the Gibbs surface energy. Change in surface energy depends on the $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ratio. It was established that the surface energy increases with an increase in the $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$ ratio. The paper has studied influence caused by the ettringite phase on the main characteristics of alumina cement and gypsum in a modified gypsum binder. Studies have been conducted on formation of the maximum amount of ettringite phase. We have calculated the maximum amount of the ratio of alumina cement and gypsum to obtain the maximum amount of mineral – 70 % alumina cement and 30 % gypsum. The highest effect is achieved during the simultaneous use of $\text{C}_6\text{A}\dot{\text{S}}_3\text{H}_{32}$ and AH_3 , which occurs during hydration of $\text{C}_4\text{A}_3\dot{\text{S}}$. Taking into account the above, it is advisable to obtain clinker containing calcium sulfoaluminate and cements based on it.

Keywords: composite binder; modification; ettringite; ettringite stabilization; aluminate cements; sulfoaluminate cements

Актуальність. У багатьох видах цементів важливу складову становить еtringітова фаза, за рахунок якої можна регулювати певні властивості процесів гідратації і структури цементного каменю. Прикладом можуть бути спеціальні цементі: розширні, безусадкові, швидкотверднучі, сульфоалюмінатні та інші. Але в процесі експлуатації за дії зовнішніх факторів можлива зміна структурної складової через нестабільність еtringіту. Це одна з досить значних проблем у використанні бетонів і розчинів на основі сульфоалюмінатних і спеціальних цементів.

Аналіз публікацій. Еtringіт (трисульфатна форма гідросульфоалюмінату кальцію) $\text{C}_6\text{A}\dot{\text{S}}_3\text{H}_{32}$ – це продукт гідратації багатьох мінеральних в'язучих речовин. Хімічний склад відповідає формулі: $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{CaSO}_4 \cdot (31-32)\text{H}_2\text{O}$. Але слід

вказати, що вміст кристалізаційної води може змінюватись в межах менше 10–12 % відносної вологості і температури вище 65°C [1]. І якщо в спеціальних цементах на основі портландцементу проблема вирішується, то у сульфоалюмінатних цементах вона залишається. Це пов'язано із значним вмістом еtringіту.

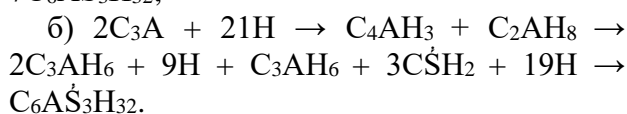
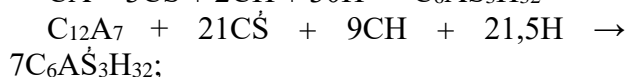
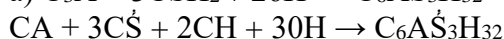
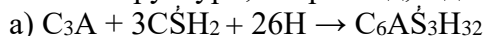
Позитивні властивості еtringіту: швидкість твердіння, висока міцність, у певних умовах висока екзотерія. До негативних властивостей належить його нестабільність за певних умов: зміни вологості і підвищенні температури.

Збільшення вмісту еtringіту можна досягти шляхом використання сульфоалюмінатного клінкеру САЦ, основним мінералом якого є еліміт $4\text{CaO} \cdot 3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SO}_3$ ($\text{C}_4\text{A}_3\text{S}$) (компонент Клейна), розробка Китайської академії

будівельних матеріалів (China Building Material Academi, Beijing, China).

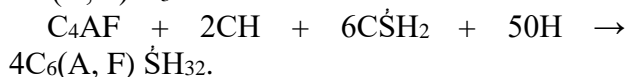
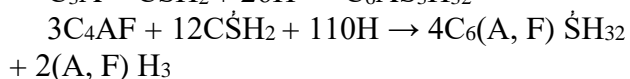
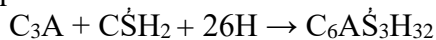
Другий варіант – модифікація двоводного сульфату кальцію ($\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) глиноземистим цементом.

Але в обох випадках формування в системі еtringіту під час гідратації в подальшому потребує стабілізації даної фази. При цьому слід урахувувати пряме формування і формування в еtringіті через проміжні структури, наприклад, відповідно:



Процеси гідратації з утворенням еtringітової фази можна поділити на групи: цементу на основі портландцементу, ніх клінкерів, глиноземистих, сульфоалюмінатних цементів і глиноземистих за присутності гіпсу (ангідриту).

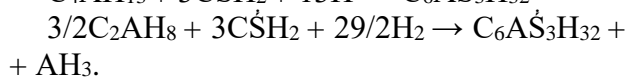
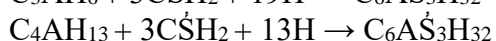
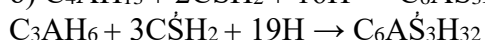
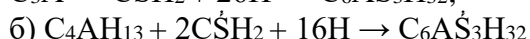
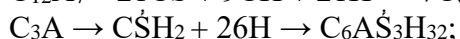
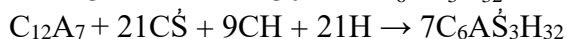
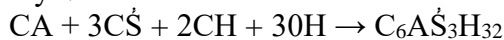
На основі портландцементу первинний еtringіт:



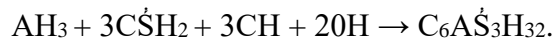
У сульфоалюмінатних цементах формування еtringіту є на основі мінералу еліміту $4\text{CaO} \cdot 3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SO}_3$ ($\text{C}_4\text{A}_3\text{S}$) + $2\text{C}\dot{\text{S}}\text{H}_2$ + $34\text{H} \rightarrow \text{C}_6\text{A}\dot{\text{S}}_3\text{H}_{32} + 2\text{AH}_3$.

Процес гідратації C_2S , C_3A , C_4AF подібний гідратації в портландцементі.

Мінерали глиноземистих цементів за присутності іонів сульфатів кальцію теж утворюють еtringіт первинних і вторинних сполук:



За наявності гіпсу в суміші:



Структурна схема основних складових еtringіту наведена на рисунках 1, 2 [1].

Еtringіт ($M = 1\,255,11$; склад: $\text{CaO} - 26,81\%$; $\text{Al}_2\text{O}_3 - 8,12\%$; $\text{SO}_3 - 19,14\%$; $\text{H}_2\text{O} - 45,93\%$; $\text{Ca} - 19,16\%$; $\text{Al} - 4,3\%$; $\text{S} - 7,66\%$; $\text{H} - 5,14\%$; $\text{O} - 53,74\%$). Структурна формула еtringіту: $\text{Ca}_6\text{Al}_2(\text{OH})_{12}(\text{SO}_4)_3 \cdot 26\text{H}_2\text{O}$. У звичайних умовах, за деякими даними, він містить 31 молекулу води. Гексагональна сингонія; просторова гратка $R\bar{6}_3/ttc$; $a = 11,24$; $c = 21,45$; $Z = 2$.

Безкольорові голчасті кристали чи видовжені призми дуже часто можуть бути зібраними у сфероліти. Загальна спаяність по (1010); одновісний; від'ємний, пряме погашення; $n_0 = 1,464$; $n_v = 1,4458$. У процесі гідратації показники заломлення збільшуються і знак подовження з від'ємного змінюється на додатний.

Під електронним мікроскопом видно, що характерна форма кристалів – голчасті кристали, сфероліти, часто довгі товсті стрижні.

За ДТА маємо ендоефект за температур $100-200\text{ }^\circ\text{C}$. У процесі термічної дегідратації у структурі еtringіту залишається: за $60\text{ }^\circ\text{C} - 20$ молекул; за $110\text{ }^\circ\text{C} - 8$; за $145\text{ }^\circ\text{C} - 6$; за $200\text{ }^\circ\text{C} - 2$ молекули води.

Щільність – $1\,730-1\,790\text{ кг/м}^3$; $1\,480-1\,770\text{ кг/м}^3$. Твердість – $2-2,5$.

Розчиняється в HCl та розкладається за присутності MgSO_4 і розчинів лужних карбонатів.

Вторинний еtringіт входить у склад новоутворень тільки за відповідних умов: концентрації $\text{Ca}(\text{OH})_2$ більше 460 мг/л .

У насиченому розчині еtringіт первинно буде виділятися в колоїдному високодисперсному стані та одночасно осідати на поверхні частинок CA та C_2A , спонукаючи всю систему до сповільнення строків тужавлення та процесу гідратації.

У композиційному в'язучому, що складається з глиноземистого цементу та гіпсу, в процесі структуроутворення відбувається зміщення іонного балансу в бік $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ і NaOH , що сприяє формуванню еtringіту. За рахунок високого вмісту Al_2O_3 в глиноземистому цементі і

високого значення поверхневої енергії зміцнення структури.
 відбувається утворення еtringіту та

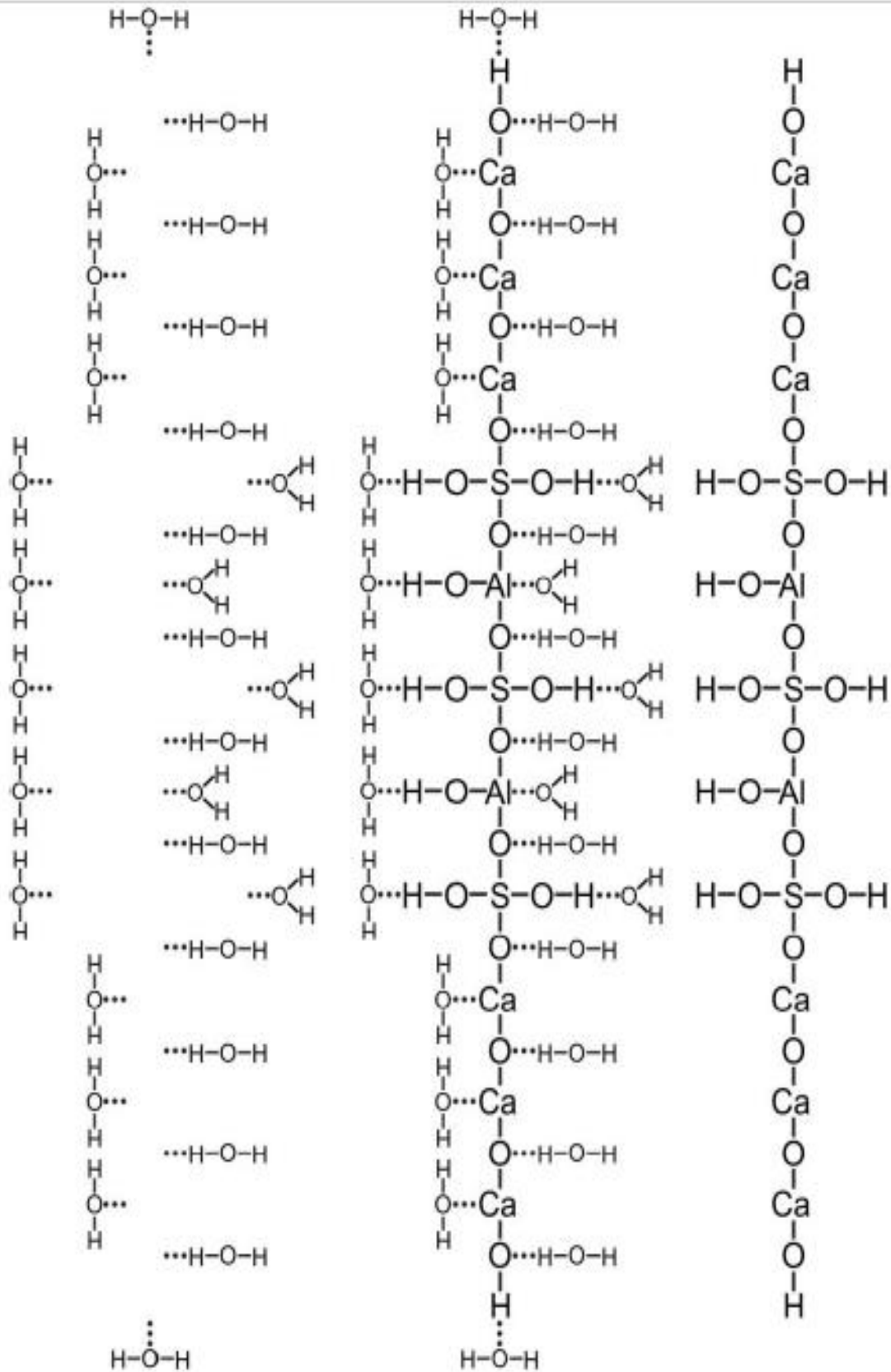


Рис. 1. Структурна схема основних складових еtringіту $3CaOAl_2O_3 \cdot 3CaSO_4 \cdot 32H_2O$ [1]

Керуючи властивостями і самим формуванням еtringіту, можна регулювати властивості цементних композицій. Високий вміст первинного еtringіту на початковій стадії твердіння (4–12 год.) викликає прискорення процесів гідратації цементного тіста.

У разі оптимального дозування гіпсу еtringіт, заповнюючи пори, буде підвищувати міцні властивості твердіючої системи.

Результати досліджень. У процесі гідратації алюмінатів CA , CA_2 , $C_{12}A_7$ кальцію за присутності $C\bar{S}H_2$ залежно від умов, у яких відбувається реакція, формується структура, що має різноманітні властивості: реологія, міцність, тепловиділення, напруження (розширення), стабільність структури (мікрофотографії гідросульфоалюмінатів).

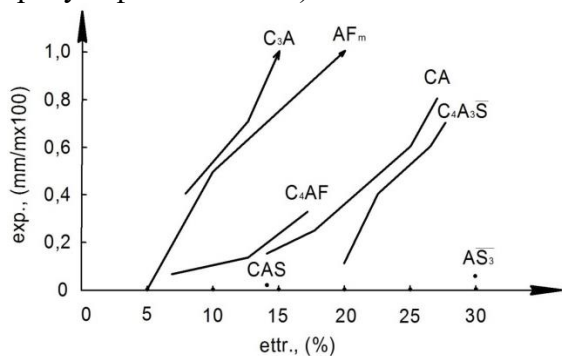


Рис. 3. Залежність ступеня розширення цементного каменю від кількості утвореного еtringіту за твердіння у вологих умовах [2]

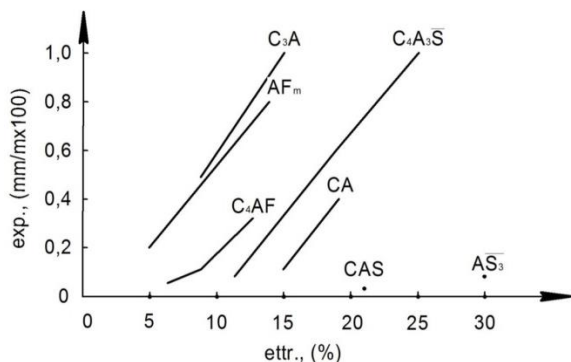


Рис. 4. Залежність ступеня розширення цементного каменю від кількості утвореного еtringіту за твердіння у воді [2]

Розглянемо залежність ступеня розширення, викликаного утворенням еtringіту, від кількості сформованого

мінералу. I. Odler, J. Colan-Subauste займалися вивченням механізму гідратації мінералів: C_3A , $C_4A_3\bar{S}_3$, C_4AF , CA , CAS , CAS_3 , $C_4A\bar{S}H_{12}$, з утворенням еtringіту. На рисунках 3, 4 наведено криві [2], що виражають залежність між ступенем розширення під час гідратації цих мінералів і кількістю утвореного еtringіту.

Як показали дані досліджень, спроможність еtringіту викликати розширення неоднакова і залежить не тільки від кількості утвореного мінералу, а й від активності компонента суміші, що містить Al^{3+} іони.

Відсутність розширення у процесі гідратації CAS і $A\bar{S}_3$ можна пояснити тим, що до складу цих мінералів входить сульфат алюмінію, який має високий ступінь розчинності, тому весь еtringіт утворився в результаті кристалізації з розчину, а не шляхом топонімічної реакції, а, по-друге, більша частина еtringіту, якщо не весь, утворилася в початковий період гідратації, можливо, раніше, ніж настала стадія тужавлення, тобто в період, коли система має достатню пластичність для того, щоб будь-які внутрішні напруження могли бути усунуті в результаті пластичної деформації матеріалу.

За результатами праці [2] можна зробити такі висновки: швидкість утворення еtringіту залежить від складу фази, що містить Al^{3+} іони, тобто швидкість гідратації визначається швидкістю розчинення Al^{3+} вмісного компонента; ступінь розширення підвищується зі збільшенням кількості кристалів еtringіту, що утворився в результаті топонімічної реакції і залежить від умов твердіння, тобто за твердіння у водних умовах спостерігають найбільше розширення.

У [3; 4] відмічається, що розширення відбувається зі збільшенням кількості не тільки еtringіту, а й моногідросульфоалюмінату кальцію (МГСАК) [5]. Фазові переходи гідросульфоалюмінатів кальцію (ГСАК) помітно не впливають на деформації розширення. Низка дослідників [6; 7] вважають, що розширення цементного

каменю відбувається в результаті переходу моносольфатної форми ГСАК трисульфатну. Суттєвий недолік наведеної гіпотези – відсутність доказів переходу МГСАК в ТГСАК [8].

Згідно з [9], розширення відбувається в результаті набухання колоїдного еtringіту, що утворюється під час насичення рідкої фази гідроксидом кальцію. Автор говорить, що поєднання високої питомої поверхні (колоїдний еtringіт) і специфічної кристалічної будови (велика кількість гідроксильних груп, що здатні притягувати і орієнтувати водні диполі) дає можливість еtringіту поглинати більшу кількість води і набухати за міжчастинкового відштовхування.

Причиною розширення стає виникнення сольватних плівок навколо гідратованих зерен цементу [10]. В умовах обмеженого вільного простору ці плівки можуть перетинатися, і в місцях перетину диполі води дезорієнтуються, що спричинює склеювання частинок загальним сольватним шаром. Ці умови виникають під час гідратації портландцементу. У випадку розширюваних цементів є дві тверді фази (портландцемент і алюмінатний цемент), різність силових полів яких виключає перетин сольватних оболонок і дезорієнтацію водних диполів, у результаті чого послаблюється злипання частинок цементу.

Розширення цементного каменю пов'язане зі збільшенням об'єму твердої фази, що утворюється під час гідратації цементу і викликається тією її частиною, яка не здатна розміститися в поровому просторі гідратованої структури [11]. Найбільш повно такі умови реалізуються під час реакцій утворення «вторинних» ГСАК, коли останні утворюються не в результаті взаємодії безводних мінералів із гіпсом, а під час реакцій гідроалюмінатів кальцію з розчином сульфату кальцію, що потрапляє до зони реакції в результаті дифузії.

В цьому випадку відбувається збільшення об'єму і твердої фази і системи в цілому. Ці умови реалізуються і за дифузії іонів Ca^{2+} і OH^- у гель гідроксиду алюмінію

з утворенням гідроалюмінатів кальцію, які викликають значне збільшення об'єму твердої фази всередині гелю, що супроводжується його руйнуванням і виникненням напружень у структурі, які викликають її розширення.

У [12] показано, що напруження цементного каменю виникає в результаті накладення двох процесів: зміцнення структури за рахунок гідратації силікатів і алюмінатів кальцію і розширення в результаті утворення еtringіту. Величина самонапруження визначається співвідношенням цих двох процесів.

За однакової величини самонапруження великими деформаціями будуть характеризуватися більш пластичні структури.

Таким чином, проектуючи склади цементу з різними співвідношеннями крихких (кристалічних) і пластичних (желеподібних) фаз, можна одержувати цементи із заданими властивостями: безусадкові, розширні, напружні. Проява цих властивостей залежить від кінетики і часу утворення гідратних сполук.

У процесі формування гідраційної структури, кристалізації гідратів, що викликає її розширення, випереджає утворення гідратних сполук, що зміцнюють цементний камінь. В цьому випадку ні розширення, ні самонапруження структури відомими методами не фіксуються. Утворення гідратів, які викликають розширення і зміцнення структури, відбувається одночасно, що спричинює видимі деформації і самонапруження цементного каменю.

Гідратні сполуки, які викликають розширення структури, утворюються після її ущільнення. Залежно від досягнутої величини за дії сили розширення структура може мати велике напруження чи руйнування (якщо сили розширення перевищують міцність цементного каменю).

На основі викладених теоретичних уявлень можна зробити такі висновки: під час гідратації розширюваних і напружних цементів незалежно від складу і природи

розширюваного компонента первинною фазою стає еtringіт.

Моносульфатна форма ГСАК утворюється пізніше як наслідок взаємодії еtringіту з безводними алюмінатами кальцію. Утворення еtringіту первинно супроводжується ущільненням і зміцненням цементного каменю, а далі – в результаті взаємодії гіпсу і гідроалюмінатів кальцію еtringіт, що утворюється, викликає розширення цементного каменю, а також його руйнування.

Висновки

Результати досліджень процесів гідратації сульфоалюмінатних цементів і процесу формування структури цементного каменю дозволяють відмітити дуже важливу роль еtringіту і гідроксиду алюмінію серед інших гідратів. Позитивна роль цих гідратів у забезпеченні властивостей цементного каменю пояснюється таким: утворення еtringіту відбувається в перші терміни твердіння з високою швидкістю, що забезпечує зростання міцності каменю; еtringіт з його витягнутими голчастими кристалами забезпечує хороше армування структури цементного каменю; на процес

утворення еtringіту впливає значна кількість води і суттєво збільшується об'єм твердої фази, тим самим досягається зміцнення структури в перші терміни твердіння.

Еtringіт має більш високу стійкість порівняно з іншими гідратами і менше підтверджений фазовим перетворенням, що забезпечує стабільність структури твердіння; гель гідроксиду алюмінію сприяє зниженню внутрішніх напружень під час росту кристалів за рахунок більш еластичних зв'язків з кристалами, в результаті чого структура твердіння зберігає високу міцність і цілісність у процесі збільшення кристалічних фаз.

На основі АН₃ більше утворюються інші гідратні фази, в тому числі еtringіт; АН₃ заповнює пори та капіляри, забезпечує високу щільність структури твердіння.

Найвищий ефект досягається у разі одночасного використання С₆А₃Н₃₂ і АН₃, що має місце під час гідратації С₄А₃Ş.

З урахуванням вищесказаного бачиться доцільним отримання клінкеру, що містить сульфоалюмінат кальцію і цементів на його основі.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Кучеренко О. А. Структурні та термодинамічні характеристики еtringіту. *Технології бетонів*. № 9–10 (74–75). 2012. С. 60–63.
2. Дерев'яно В. М., Курятник Т. С., Кондратьєва Н. В. Механізм утворення еtringіту та його вплив на структуру цементного каменю. *Вісник Одеської державної академії будівництва та архітектури*. Вип. 20. Одеса : Місто майстрів, 2005. С. 67–79.
3. Кривенко П. В., Пушкарьова К. К., Барановський В. Б., Кочевих М. О., Хасан Є. Г., Константиновський Б. Я., Ракша В. О. Будівельне матеріалознавство : підруч. За ред. П. В. Кривенка. Київ : Ліра-К, 2015. 624 с.
4. Пушкарьова К. К., Кочевих М. О. Матеріалознавство для архітекторів та дизайнерів : навч. посіб. Київ : Вид-во «Ліра-К», 2019. 424 с.
5. Kondofesky-Mintova L., Plank J. Superplasticizers and Other Chemical Admixtures in Concrete. *Proceedings Tenth International Conference* (October 2012, Prague, Czech Republic). P. 423.
6. Hansen T. Strength, elasticity and creep ad related to the internal structure of concrete. *Proceedings of the Fourth International Symposium on the Chemistry of Cement*. 1960. Washington, D. C. Vol. II. P. 709.
7. Rossetti A., Chiochio G., Paolini A. Expansive properties of the mixture C4AŞH17 – 2CŞ. *Cement and Concrete Research*. 1982. Vol. 12, № 6. Pp. 577–585.
8. Nakamura T., Sudoh G., Akaiwa S. Mineralogical Composition of Expansive Cement Clinker Rich in SiO₂ and its Expansibility. *Symposium on the Chemistry of Cement*. Tokyo, 1968. Vol. IV. Pp. 351–365.
9. Pushkarova K., Sukhanevych M., Marsikh A. Using of untreated carbon nanotubes in cement composition. *Materials Science Forum*. Brno, Czech Republic, 2016. Vol. 865. Pp. 6–11.
10. Рунова Р. Ф., Дворкін Л. Й., Дворкін О. Л., Носовський Ю. Л. В'язучі речовини : підруч. Київ : Основа, 2012. 448 с.
11. Пашенко О. О. В'язучі матеріали : підруч. Київ : Вища школа, 1995. 416 с.

12. Land G., Stephan D. The Acceleration of the Hydration of Cements with and without supplementary cementitious materials by C–S–H seeds. 19 Internationale Baustofftagung. 16–18 September, 2015. Bauhaus–Universität Weimar. Bundesrepublik Deutschland. Band 2. Pp. 1011–1017.

REFERENCES

1. Kucherenko O.A. *Strukturni ta termodinamichni kharakterystyky etrynhitu* [Structural and thermodynamic characteristics of ettringite]. *Tekhnolohiyi betoniv* [Technologies of Concrete]. No. 9–10 (74–75), 2012, pp. 60–63. (in Ukrainian)
2. Derevyanko V.M., Kuryatnik T.S. and Kondratieva N.V. *Mekhanizm utvorennia etrynhitu ta yoho vplyv na strukturu tsementnoho kameniu* [The mechanism of ettringite formation and its effect on the structure of cement stone]. *Visnyk Odes'koyi derzhavnoyi akademiyi budivnytstva ta arkhitektury* [Bulletin of the Odessa State Academy of Construction and Architecture]. Iss. 20, Odessa : City of Masters, 2005, pp. 67–79. (in Ukrainian)
3. Kryvenko P.V., Pushkariova K.K., Baranovskyi V.B., Kochevyh M.O., Hasan Ye.G., Konstantynivskyi B.Ya. and Raksha V.O. *Budivel'ne materialoznavstvo : pidruchnik* [Materials Science in Construction : textbook]. Ed. by P.V. Kryvenko. Kyiv : Lira-K Publ., 2015, 624 p. (in Ukrainian)
4. Pushkariova K.K. and Kochevykh M.O. *Materialoznavstvo dlya Arhitektoriv ta Dizayneriv : navchal'nyy posibnyk* [Materials Science for Architects and Designers : textbook]. Kyiv : Lira-K Publ., 2018, 424 p. (in Ukrainian)
5. Kondofesky-Mintova L. and Plank J. Superplasticizers and Other Chemical Admixtures in Concrete : Proceedings Tenth International Conference. October 2012, Prague, Czech Republic, p. 423.
6. Hansen T. Strength, elasticity and creep ad related to the internal structure of concrete. Proceedings of the Fourth International Symposium on the Chemistry of Cement. 1960, Washington, D. C. Vol. II, p. 709.
7. Rossetti A., Chiocchio G. and Paolini A. Expansive properties of the mixture C4AŠH17 – 2CŠ. Cement and Concrete Research. 1982, vol. 12, no. 6, pp. 577–585.
8. Nakamura T., Sudoh G. and Akaiwa S. Mineralogical Composition of Expansive Cement Clinker Rich in SiO₂ and its Expansibility. Symposium on the Chemistry of Cement. 1968, Tokyo, vol. IV, pp. 351–365.
9. Pushkarova K., Sukhanevych M. and Marsikh A. Using of untreated carbon nanotubes in cement composition. Materials Science Forum. Brno, Czech Republic, 2016, vol. 865, pp. 6–11.
10. Runova R.F., Dvorkin L.J., Dvorkin O.L. and Nosovs'kij Yu.L. *V'yazhuchi rehovini* [Binders]. Kyiv : Osnova Publ., 2012, 448 p. (in Ukrainian)
11. Pashchenko O.O. *V'yazhuchi materiali* [Binding materials]. Kyiv : Vishcha Shkola Publ., 1995, 416 p. (in Ukrainian)
12. Land G. and Stephan D. The Acceleration of the Hydration of Cements with and without supplementary cementitious materials by C–S–H seeds. 19 Internationale Baustofftagung. 16–18 September, 2015, Bauhaus–Universität Weimar. Bundesrepublik Deutschland, Band 2, pp. 1011–1017.

Надійшла до редакції: 05.04.2023.

УДК 624.953:624.07

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.040723.56.984

ОСОБЛИВОСТІ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ВЕРТИКАЛЬНИХ ЦИЛІНДРИЧНИХ РЕЗЕРВУАРІВ ПРИ ДІЇ ЗОВНІШНЬОГО ТИСКУ

ЄГОРОВ Є. А.¹, докт. техн. наук, проф.,ІВЧЕНКО Ю. В.^{2*}, канд. техн. наук,КОВТУН-ГОРБАЧОВА Т. А.³, канд. техн. наук, доц.

¹ Кафедра металевих, дерев'яних і пластмасових конструкцій, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, e-mail: yehorov.yevhenii@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0001-7199-192X

^{2*} Кафедра металевих, дерев'яних і пластмасових конструкцій, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (067) 420-35-71, e-mail: ivchenko.yuliia@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-1318-991X

³ Кафедра металевих, дерев'яних і пластмасових конструкцій, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, e-mail: kovtun-horbachova.tetiana@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-0948-1299

Анотація. Постановка проблеми. Досліджено особливості напружено-деформованого стану циліндричних оболонок за вітрового тиску з урахуванням його фактичного розподілу на споруди циліндричної форми. **Мета роботи** – отримання якісної картини розподілу напружень і деформацій у циліндричній стінці резервуара за вітрового навантаження, визначення впливу вітрового навантаження як на міцність, так і на стійкість резервуара. **Практична значимість.** Відомо, що напруження, зумовлені дією вітрового навантаження, через їх невелике значення безпечні з позицій міцності, водночас, отримання числових значень основних компонентів напружено-деформованого стану резервуара за вітрового навантаження має певне практичне значення. **Завдання** – розв'язання задачі деформування циліндричної оболонки за зовнішнього нерівномірного тиску вітрового типу. **Зміст досліджень.** Рішення задачі деформування виконувалось у лінійній постановці для циліндричних оболонок із геометричними параметрами, що відповідають геометричним параметрам вертикальних резервуарів об'ємом 1 000...30 000 м³. Розв'язання задачі проводилось для декількох навантажень оболонки вітровим тиском різної інтенсивності $q = (0,2...1,2) q_{срв}$. Така постановка задачі дозволила дослідити особливості напружено-деформованого стану циліндричних оболонок при дії вітрового тиску як за малих значень зовнішнього навантаження, так і за значень тиску, близьких до критичних, що важливо з позицій стійкості оболонок. **Висновки.** Статичний розрахунок оболонок при дії вітрового тиску показав, що превалюють мембранні напруження кільцевого напрямку. Другі за величиною – мембранні напруження меридіонального напрямку. Розподіл цих напружень за периметром оболонки відповідає епюрі вітрового тиску. Головна особливість епюр згинальних напружень – це їх хвильовий характер за периметром оболонки. Епюри радіальних переміщень w і деформовані схеми оболонок також мають хвильовий характер. Величина таких хвильових відхилень несуттєва, проте їх довжина близька до довжини хвиль випинання оболонки у разі втрати нею стійкості. Таким чином, процес деформування циліндричних оболонок за вітрового тиску має у цілому стійкий характер. Саме по собі вітрове навантаження безпечно з боку міцності. Проте отриманий характер деформування, а саме хвильові відхилення поверхні оболонки, може суттєво впливати на стійкість оболонки, що вимагає додаткових досліджень.

Ключові слова: напружено-деформований стан; циліндричний резервуар; зовнішній тиск; вітрове навантаження

FEATURES OF THE STRESS-DEFORMED STATE OF VERTICAL CYLINDRICAL TANKS UNDER EXTERNAL PRESSURE

YEHOROV Yev.A.¹, Dr. Sc. (Tech.), Prof.,IVCHENKO Yu.V.^{2*}, Cand. Sc. (Tech.),KOVTUN-HORBACHOVA T.A.³, Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.

¹ Department of Metal, Wooden and Plastic Structures, Prydniprovaska State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, e-mail: yehorov.yevhenii@pdaba.edu.ua, ORCID: 0000-0001-7199-192X

^{2*} Department of Metal, Wooden and Plastic Structures, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (067) 420-35-71, e-mail: ivchenko.yuliia@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-1318-991X

³ Department of Metal, Wooden and Plastic Structures, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, e-mail: kovtun-horbachova.tetiana@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-0948-1299

Abstract. The paper investigates the features of the stress-deformed state of cylindrical shells under wind pressure, taking into account its actual distribution on cylindrical structures. *The purpose of the work* is to obtain a qualitative picture of the distribution of stresses and deformations in the cylindrical wall of the tank under wind load, to determine the effect of wind load on both the strength and stability of the tank. *Practical significance.* It is known that the stresses caused by the action of the wind load, due to their small value, are safe from the point of view of strength, at the same time, obtaining quantitative values of the stress-deformed state main components of the tank under wind load has a certain practical significance. *The task* is to solve the problem of deformation of the cylindrical shell under external uneven pressure of the wind type. *Content of research.* The solution of the deformation problem was performed in a linear formulation for cylindrical shells with geometric parameters corresponding to the geometric parameters of vertical tanks with a volume of 1,000...30,000 m³. The solution of the problem was carried out for several loads of the shell with wind pressure of different intensity $q = (0,2...1,2) q_{crw}$. Such formulation of the problem made it possible to investigate the features of the stress-deformed state of cylindrical shells under wind pressure both at small values of the external load and at pressure values close to the critical ones, which is important from the standpoint of shell stability. *Conclusions.* The static calculation of the shells under wind pressure showed that membrane stresses in the annular direction prevail. Membrane stresses in the meridional direction are the second largest. The distribution of these stresses along the perimeter of the shell corresponds to the wind pressure plot. The main feature of the bending stress graphs is their wave character along the perimeter of the shell. Plots of radial displacements w and deformed shells also have a wave character. The size of such wave deviations is insignificant, but their length is close to the length of the waves of the shell protrusion when it loses its stability. Thus, the process of deformation of cylindrical shells under wind pressure is generally stable. The wind load itself is safe from the strength point of view. However, the obtained nature of the deformation, namely the wave deviations of the surface of the shell, can significantly affect the stability of the shell, which requires additional research.

Keywords: *stressed-deformed state; cylindrical tank; external pressure; wind load*

Вступ, аналіз стану проблеми, постановка задачі. Ще до початку повномасштабного вторгнення росії в Україну вітчизняні експерти у нафтогазовій галузі неодноразово порушували питання про необхідність розвитку нафтотранспортної системи країни, створення стратегічного запасу нафти з метою підвищення надійності забезпечення України нафтою та нафтопродуктами. Зокрема, розглядалися питання будівництва нафтових терміналів із зведенням резервуарів об'ємом до 120 тис. м³.

На жаль, таке масштабне будівництво поки що відкладене. Разом із тим, з початком війни, питання забезпечення нафтопродуктами потреб економіки і фронту стоїть ще гостріше, по-перше, через постійні ворожі атаки на енергетичний комплекс країни, і, по-друге, через майже повне знищення ворогом вітчизняної галузі нафтопереробки. Отож, на перший план виходить необхідність будівництва великої кількості нових резервуарів і розвиток

інфраструктури для транспортування нафтопродуктів країною.

Згідно з розробленими на сьогодні типовими рішеннями сталевих вертикальних циліндричних резервуарів об'єм резервуарів вказаного типу складає 100...50 000 м³. Один з основних несних елементів вертикальних резервуарів є циліндрична стінка. Для резервуарів різного об'єму геометричні параметри стінки мають такі відношення: $l / r = 0,6...2,5$; $r / t = 600...3\ 800$ (l , r , t – довжина, радіус і товщина циліндричної стінки). Таким чином, циліндрична стінка резервуарів належить до класу дуже тонкостінних оболонок. Несна здатність циліндричної стінки резервуара визначається її міцністю і стійкістю.

Враховуючи той факт, що в процесі експлуатації на резервуар діє цілий комплекс стискних навантажень – це, насамперед, власна вага конструкцій стінки і покрівлі, вага снігу, вакуум і вітрове навантаження, – можна зробити висновок,

що для таких конструкцій проблема стійкості постає однією з найважливіших.

І, якщо розрахунок стінки за дії осьових навантажень достатньо добре досліджений у технічній літературі [3; 4], питання розрахунку циліндричної стінки за зовнішнього тиску, зокрема, за вітрового навантаження, потребують більш детального вивчення.

Згідно з нормами проектування [5] вітрове навантаження на споруди циліндричної форми являє собою нерівномірний зовнішній тиск з активною (стискальною) зоною по периметру оболонки, яка становить приблизно 70° залежно від геометричних параметрів стінки, і пасивною (розтягнутою) зоною, що діє на решту периметра оболонки. Згідно з нормами проектування [2] у розрахунку резервуару на стійкість нерівномірний вітровий тиск замінюється рівномірним зовнішнім тиском. При цьому коефіцієнт зведення має одне й те саме значення для усіх резервуарів, незважаючи на великі відмінності їх геометричних параметрів. Таким чином, постає необхідність у розв'язанні задачі стійкості циліндричної оболонки за дії зовнішнього тиску вітрового типу.

У праці [1] встановлено, що за дії нерівномірного зовнішнього тиску, що характеризується сильним докритичним згином оболонок, розрахунок стійкості з використанням лінійної моментної моделі докритичного стану оболонки дає суттєві похибки. Такі похибки виникають внаслідок того, що при цьому не враховуються великі докритичні прогини, перебудова докритичної форми оболонки у випадку збільшення на неї навантаження.

У такому разі необхідно проводити нелінійний розрахунок стійкості оболонки. Слід зазначити, що розв'язання задач такого типу дуже добре реалізоване у різних сучасних програмних комплексах («ЛІРА», «СЕЛЕНА», «ANSYS» тощо). Проте розв'язання задачі стійкості циліндричної оболонки за нерівномірного зовнішнього тиску вітрового типу у нелінійній постановці вимагає ретельного задання

вихідних даних, виконання самої задачі, аналізу отриманих результатів і спричинює певні витрати часу.

Враховуючи вищевикладене, проводиться дослідження особливостей напружено-деформованого стану циліндричних оболонок за вітрового тиску з урахуванням його фактичного розподілу.

Мета роботи. Задачу деформування циліндричної оболонки за зовнішнього нерівномірного тиску розв'язували з метою отримання якісної картини розподілу напружень і деформацій у циліндричній стінці резервуара за вітрового навантаження, визначення впливу вітрового навантаження як на міцність, так і на стійкість резервуару. З джерел [6] відомо, що напруження, зумовлені дією вітрового навантаження, через їх невелике значення безпечні з позицій міцності, водночас, отримання числових значень основних компонентів напружено-деформованого стану резервуара за вітрового навантаження має певне практичне значення.

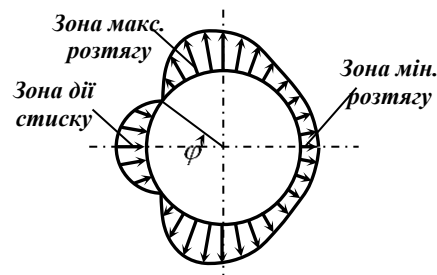


Рис. 1. Схема дії вітрового тиску на циліндричну оболонку

Зміст досліджень. Розв'язання задачі деформування виконувалось у лінійній постановці для циліндричних оболонок із такими геометричними параметрами: $r/t = 1500$, $l/r = 0,8 \div 1,6$, що відповідає геометричним параметрам вертикальних резервуарів об'ємом $1\,000\text{--}30\,000\text{ м}^3$. Як граничні умови розглядалось шарнірне (варіант 1) і жорстке (варіант 2) закріплення обох торців оболонки. Задачу розв'язували для декількох завантажень оболонки вітровим тиском різної інтенсивності $q = (0,2; 0,4; 0,8; 1,2) \cdot q_{crv}$, де $0,2 \div 1,2$ – значення вітрового навантаження у місці дії

максимуму активної частини вітрового тиску, тобто при $\varphi = 0^\circ$.

Така постановка задачі дозволила дослідити особливості напружено-деформованого стану циліндричних оболонок при дії вітрового тиску як за малих значень зовнішнього навантаження, так і за значень тиску, близьких до критичних, що важливо з позицій стійкості оболонок.

Аналіз отриманих значень компонентів НДС виконувався за найбільш характерними

перерізами. За периметром оболонки розглядалися перерізи, розташовані у зоні дії максимального активного тиску ($\varphi = 0^\circ$), максимального пасивного ($\varphi = 70^\circ$) і мінімального пасивного тиску ($\varphi = 180^\circ$). За довжиною оболонки розглядався переріз посередині оболонки, де напруження і переміщення є найбільшими.

Розподіл напружень по периметру оболонки і їх характерні значення наведено на рисунках 2, 3.

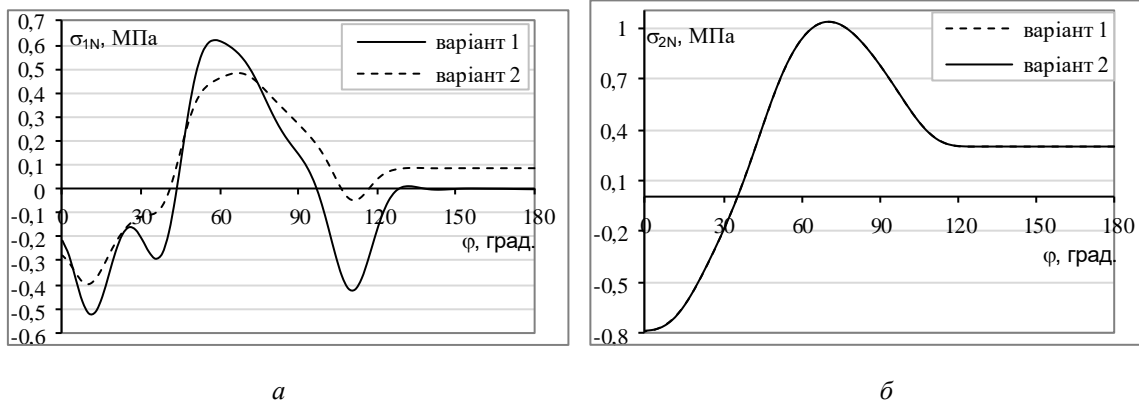


Рис. 2. Епюри мембранних меридіональних (а) і кільцевих (б) напружень у кільцевому перерізі $x = l/2$ оболонки

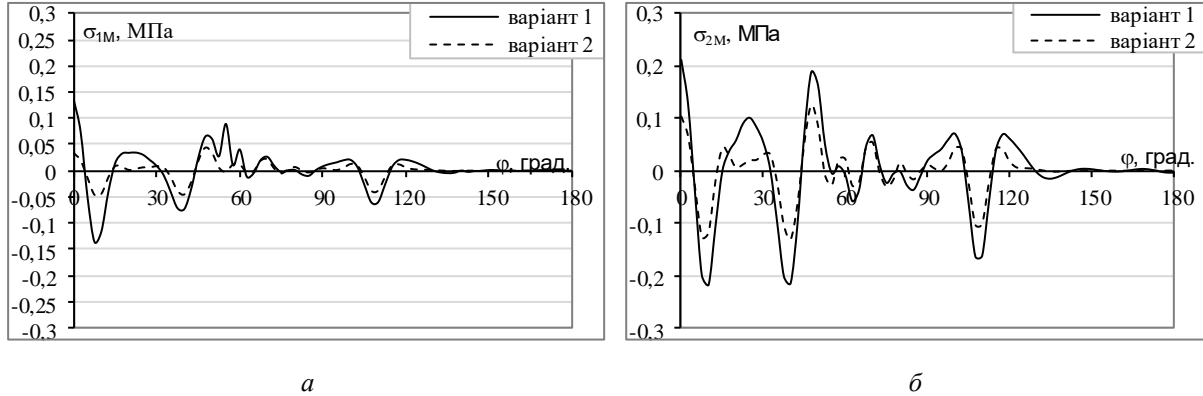


Рис. 3. Епюри згинальних меридіональних (а) і кільцевих (б) напружень у кільцевому перерізі $x = l/2$ оболонки з $r/t = 1500$, $l/r = 0,8$

Із графіків видно, що у всіх випадках загальний характер розподілу мембранних кільцевих і меридіональних напружень близький до розподілу вітрового тиску. Необхідно також додати, що в отриманих результатах простежується залежність:

$$\sigma_{1N} = \mu \cdot \sigma_{2N}; \quad (1)$$

$$\sigma_{1M} = \mu \cdot \sigma_{2M}, \quad (2)$$

де σ_{1N} , σ_{2N} – мембранні напруження, відповідно, меридіонального і кільцевого

напрямоків; σ_{1M} , σ_{2M} – згинальні напруження, відповідно, меридіонального і кільцевого напрямків; μ – коефіцієнт Пуассона.

З аналізу результатів отримано, що у всіх зонах за периметром оболонки деформування поверхні по висоті оболонки відбувається за однією півхвилею (рис. 4, 5), що також добре видно на деформованих схемах оболонок (рис. 6).

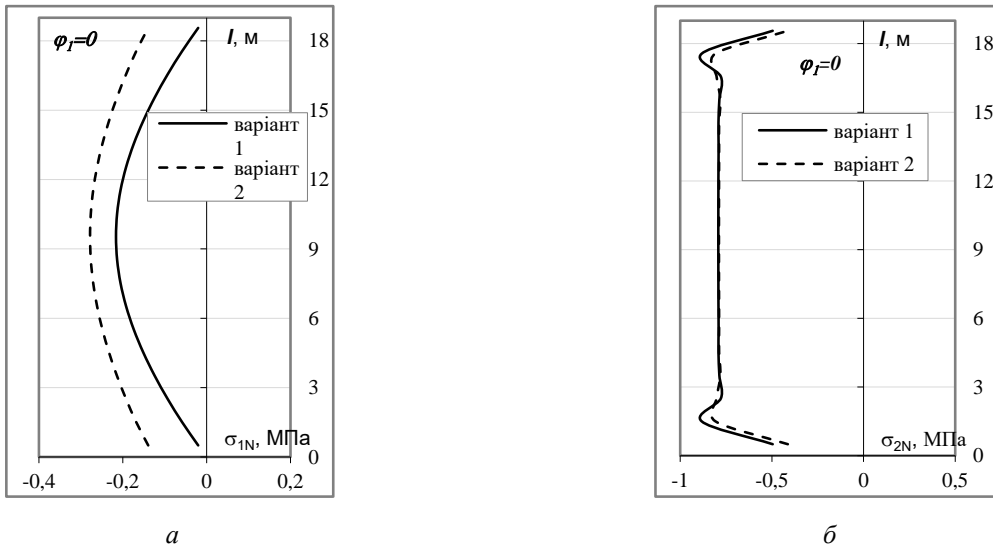


Рис. 4. Етюри мембранних меридіональних (а) і кільцевих (б) напружень в оболонці з $r/t=1500$, $l/r=0,8$

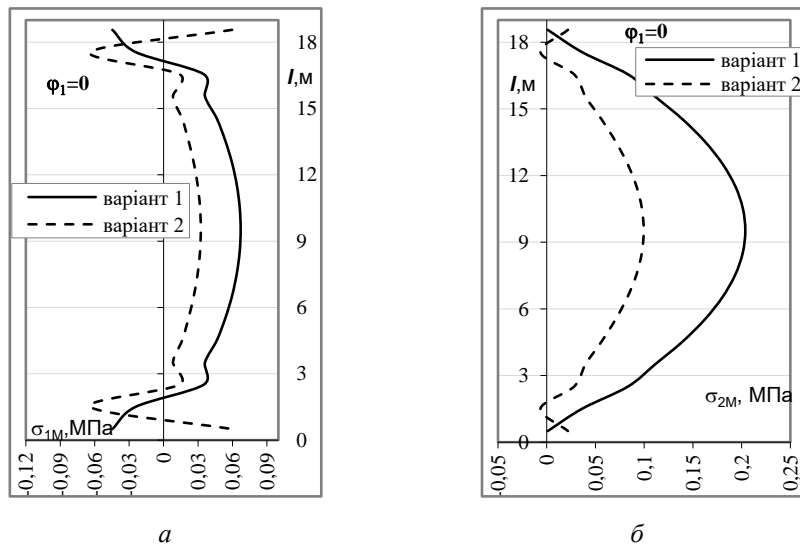


Рис. 5. Етюри згинальних меридіональних (а) і кільцевих (б) напружень в оболонці з $r/t=1500$, $l/r=0,8$

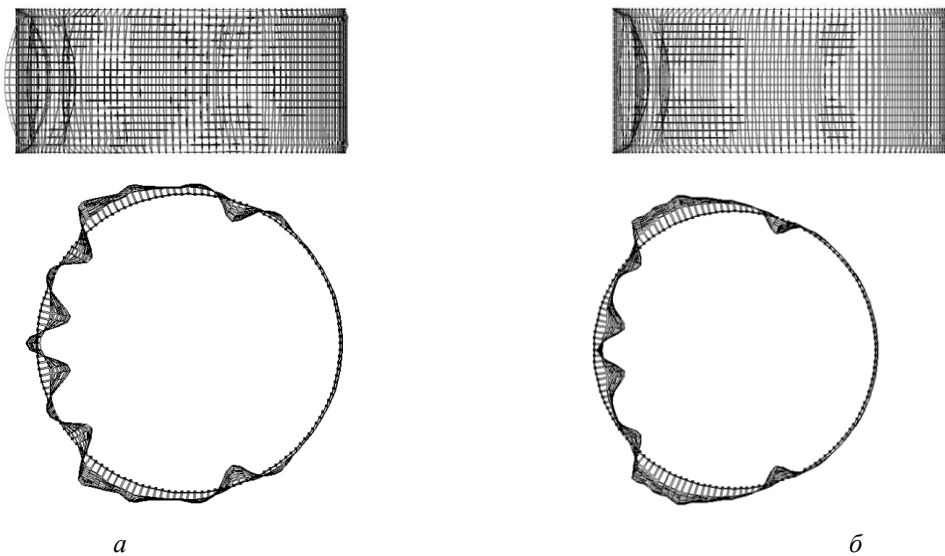


Рис. 6. Деформовані схеми шарнірно обп'єртої (а) і жорстко затисненої (б) оболонки з $r/t=1500$, $l/r=0,8$

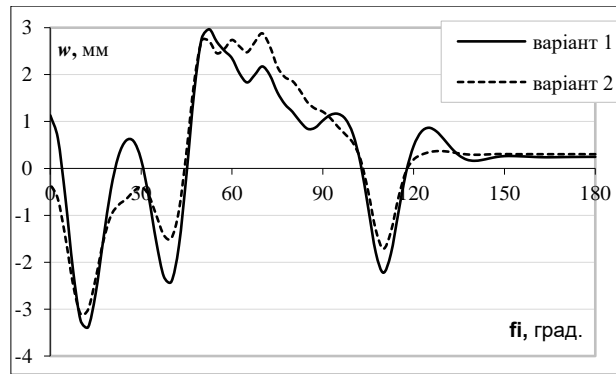


Рис. 7. Радіальні переміщення у кільцевому перерізі $x = l/2$ оболонки з параметрами $r/t = 1500$, $l/r = 0,8$

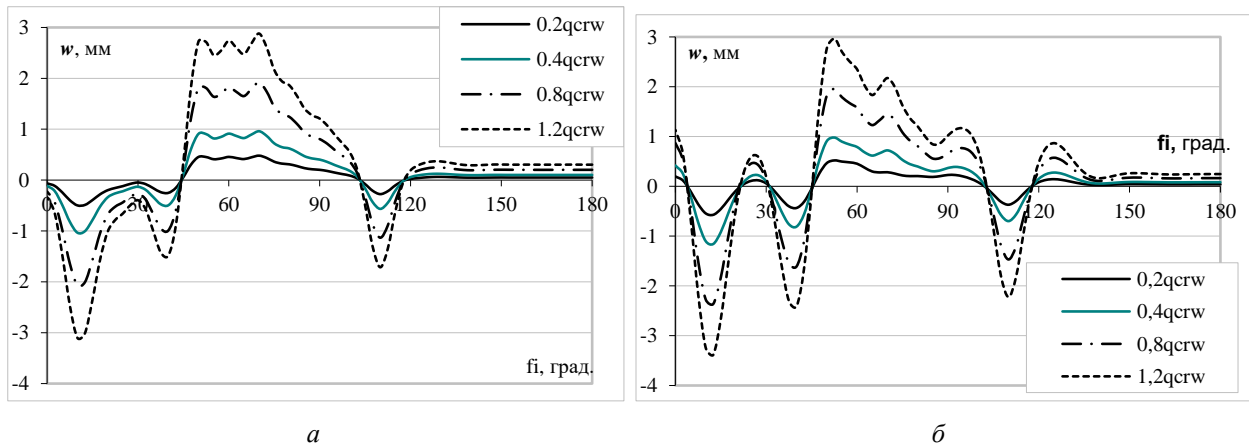


Рис. 8. Радіальні переміщення шарнірно опертій (а) і жорстко затисненої (б) оболонки з параметрами $r/t = 1500$, $l/r = 0,8$

У напружено-деформованому стані, викликаному вітровим тиском, чітко можна виділити зони «крайового ефекту», що розташовані поблизу закріплених торців оболонки.

На наведених схемах деформування оболонок видно виникнення хвильових відхилень поверхні оболонки. Встановлено, що у всіх випадках хвилеутворення більш помітне на ділянці активного вітрового тиску.

Також досліджено особливості поведінки циліндричних оболонок за поступового зростання вітрового тиску.

На рисунку 8 наведено графіки залежності радіального переміщення w від величини навантаження, побудовані для оболонки з параметрами $r/t = 1500$, $l/r = 0,8$ для випадків шарнірного і жорсткого закріплення. Необхідно зазначити, що критичне значення вітрового тиску для розглянутої оболонки при шарнірному

обпиранні складає $q_{crw}^{N1} = 3,23$ кПа, при жорсткому затисненні – $q_{crw}^{N2} = 4,38$ кПа. Значення переміщень отримані для таких завантажень: $(0,2; 0,4; 0,8; 1,2) \cdot q_{crw}$.

Із графіків видно, що переміщення оболонки наростають поступово, пропорційно збільшенню вітрового тиску. Загальна спрямованість переміщень відповідає епюрі вітрового навантаження, перебудов форми деформування оболонок не спостерігається у випадку розглянутих варіантів умов закріплення оболонок.

Висновки

Статичний розрахунок оболонок за вітрового тиску показав, що превалюють мембранні напруження кільцевого напрямку. Розподіл цих напружень за периметром оболонки повністю відповідає епюрі вітрового тиску. У всіх випадках величина кільцевих напружень не перевищувала 12...18 МПа.

Другими за величиною стали мембранні напруження меридіонального напрямку. Загальна картина розподілу цих напружень також відповідає епюрі вітрового тиску, але при цьому на епюрах σ_{1N} з'являються незначні хвильові відхилення.

Згинальні напруження у середній частині оболонки дуже незначні ($\sigma_{2M} = 0,12 \dots 0,20$ МПа), при цьому можна чітко виділити зони «крайового ефекту», розміщені поблизу закріплених торців оболонки. Головна особливість епюр згинальних напружень – це їх хвильовий характер.

Характеру епюр напружень відповідають епюри радіальних переміщень w і деформовані схеми оболонок, які також мають хвильовий характер. Це вказує, що

вже за невеликих значень вітрового тиску $q_w = (0,12 \dots 0,15) \cdot q_{cr,w}$ по периметру оболонки, і особливо в зоні активного вітрового тиску, виникають хвильові відхилення. Величина таких відхилень несуттєва, проте їх довжина близька до довжини хвиль випинання оболонки у разі втрати нею стійкості.

Процес деформування циліндричних оболонок за вітрового тиску має у цілому стійкий характер. Саме по собі вітрове навантаження безпечно з боку міцності. Проте отриманий характер деформування, а саме хвильові відхилення поверхні оболонки, можуть суттєво впливати на стійкість оболонки, що вимагає додаткових досліджень.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Андреев Л. В., Ободан Н. И., Лебедев А. Г. Устойчивость оболочек при неосесимметричной деформации. Москва : Гл. ред. физ.-мат. лит., 1988. 207 с.
2. ВБН В.2.2-58.2-94. Резервуари вертикальні сталеві для зберігання нафти і нафтопродуктів з тиском насичених парів не вище 93,3 кПа. Вид. офіц. Київ : Держкомнафтогаз, 1994. 98 с. (Відомчі будівельні норми України).
3. Вольмир А. С. Устойчивость деформируемых систем. Москва : Наука, 1967. 984 с.
4. Григолюк Э. И., Кабанов В. В. Устойчивость оболочек. Москва : Наука, 1978. 359 с.
5. ДБН В.1.2-2:2006. Навантаження і впливи. Норми проектування. Вид. офіц. Київ : Мінбуд України, 2006. 75 с. (Державні будівельні норми України).
6. Сафарян М. К., Шутов В. Е. Расчет стальных вертикальных цилиндрических резервуаров большой емкости на действие ветровой нагрузки. *Экспресс-информация ВНИИГазпрома*. 1968. № 1. С. 15–22.

REFERENCES

1. Andreev L.V., Obodan N.Y. and Lebedev A.H. *Ustoichyvost obolochek pry neosesymetrychnoi deformatsyy* [Stability of shells under non-axisymmetric deformation]. Moscow : Gl. red. fyz.-mat. lit. Publ., 1988, 207 p. (in Russian)
2. VBN V.2.2-58.2-94. *Rezervuary vertykalni stalevi dlia zberihannia nafty i naftoproduktiv z tyskom nasychenykh pariv ne vyshche 93,3 kPa* [Vertical steel tanks for storing oil and oil products with saturated vapor pressure not higher than 93.3 kPa]. Publ. offic. Kyiv : Derzhkomnaftohaz, 1994. 98 p. (Departmental Building Norms of Ukraine). (in Ukrainian)
3. Volmyr A.S. *Ustoichyvost deformyruemikh system* [Stability of deformable systems]. Moscow : Nauka Publ., 1967, 984 p. (in Russian)
4. Hryholiuk E.Y. and Kabanov V.V. *Ustoichyvost obolochek* [Shell stability]. Moscow : Nauka Publ, 1978, 359 p. (in Russian)
5. DBN V.1.2-2:2006. *Navantazhennia i vplyvy. Normy proektuvannia* [Loads and influences. Design standards]. Publ. offic. Kyiv : Minbud Ukraine, 2006, 75 p. (State Building of Ukraine). (in Ukrainian)
6. Safarian M.K. and Shutov V.E. *Raschet stalnikh vertykalnikh tsylindricheskykh rezervuarov bolshoi emkosty na deistvie vetrovoi nahruzky* [Calculation of steel vertical cylindrical tanks of large capacity for the action of wind load]. *Ekspress-ynformatsiya VNIIGazproma* [Express-VNIIGazprom information]. 1968, no. 1, pp. 15–22. (in Russian)

Надійшла до редакції 14.04.2023.

До 120-річчя з дня народження академіка К. Ф. Стародубова

УДК 669(477.63)''19''(092)(01)

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.040723.63.985

АКАДЕМІКИ ОЛЕКСАНДР ПЕТРОВИЧ ЧЕКМАРЬОВ ТА КИРИЛО ФЕДОРОВИЧ СТАРОДУБОВ – ВИДАТНІ ІНТЕЛЕКТУАЛИ ТЕХНІЧНОЇ ДУМКИ ПРИДНІПРОВ'Я

МИРОНЕНКО М. А.^{1*}, канд. техн. наук, доц.,
МИЩЕНКО Т. М.²

^{1*} Кафедра управління та адміністрування, Науково-навчальний інститут промислових та бізнес технологій Українського державного університету науки і технологій, пр. Гагаріна, 4, 49600, Дніпро, Україна, тел. +38 (095) 785-06-03, e-mail: mironik2004@i.ua, ORCID ID: 0000-0001-6316-6778

² Патентно-технічний відділ, Дніпропетровська обласна універсальна наукова бібліотека імені Первозчителів слов'янських Кирила і Мефодія, пр. Д. Яворницького, 18, 49600, Дніпро, Україна, тел. +38 (0562) 47-45-37, e-mail: mishenko-ptv@ukr.net

Анотація. Постановка проблеми. Українські академіки О. П. Чекмарьов та К. Ф. Стародубов відомі не лише на Придніпров'ї, а й в усій Україні, Європі та світі. Досягнення їхнього інтелектуального генію актуальні й донині. **Мета статті** – на прикладі аналізу фондів патентно-технічного відділу обласної бібліотеки продемонструвати важливість творчої спадщини вчених у нашому сьогоденні. **Висновок.** Інтелектуали технічної думки, академіки О. П. Чекмарьов і К. Ф. Стародубов залишили по собі неабиякий спадок наступним поколінням вітчизняних вчених. Зокрема, в фондах патентно-технічного відділу Дніпропетровської обласної бібліотеки у вільному доступі є понад 100 охоронних документів, які свідчать про глибину технічного генію вчених у форматі авторських свідоцтв та патентів. Щоправда, для широкого загалу відкрито лише фонди починаючи від 1967 року. І навіть у такому дещо обмеженому вигляді спадщина вчених вражає своїм масштабом. Наведений у статті матеріал перш за все буде корисним тим, хто цікавиться історією становлення вітчизняної металургійної науки.

Ключові слова: патентно-технічний відділ; академік; вчений; інтелектуальна власність; наукові школи

ACADEMICIANS OLEKSANDR PETROVYCH CHEKMAREV AND KYRYLO FEDOROVYCH STARODUBOV – OUTSTANDING INTELLECTUALS OF TECHNICAL THOUGHT OF THE DNIPRO REGION

MYRONENKO M.A.^{1*}, Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.,
MISHENKO T.M.²

^{1*} Department of Management and Administration, Institute of Industrial and Business Technologies Ukrainian State University of Science of Technologies, 4, Naharin Ave., Dnipro, 49600, Ukraine, tel. +38 (095) 785-06-03, e-mail: mironik2004@i.ua, ORCID ID: 0000-0001-6316-6778

² Patent-Technical Department, Dnipropetrovs'k Universal Scientific Library named after Apostles of the Slavs Cyril and Methodius, 18, Dmytro Yavornytsky Ave., Dnipro, 49600, Ukraine, tel. +38 (0562) 47-45-37, e-mail: mishenko-ptv@ukr.net

Abstract. Problem statement. Ukrainian academicians O.P. Chekmaryov and K.F. Starodubov is known not only in the Dnipro region, but also in Ukraine, Europe and the world. The achievements of their intellectual genius are relevant to this day. **The purpose of the article.** Is to demonstrate the importance of the creative heritage of scientists in our time using the example of the analysis of the patent funds and technical department of the regional library. **Conclusions.** Intellectuals of technical thought, academicians O.P. Chekmaryov and K.F. Starodubov left quite a legacy to the next generation of national scientists. In particular, in the patent funds and technical department of the Dnipropetrovs'k Regional Library, more than 100 security documents are freely available, which testify to the depth of the technical genius of scientists in the form of copyright certificates and patents. However, only funds since 1967 have been open to the general public. And even in this somewhat limited form, the legacy of scientists is impressive in its scale. The material presented in this article will primarily be useful for those interested in the history of the development of the national metallurgical science.

Keywords: patent and technical department; academician; scientist; intellectual property; scientific schools

Постановка проблеми. Імена академіків Олександра Петровича Чекмарьова, 120-річчя від дня народження якого відзначали у 2022 році, та Кирила Федоровича Стародубова, 120-річчя від дня народження якого будемо відзначати у 2024 році, на теренах Придніпров'я від 1920-х і до наших днів мають широкий відгомін у місцевих виданнях, як періодичних, так і наукових. Саме спираючись на інформацію, яку можливо отримати у патентно-технічному відділі Дніпропетровської обласної універсальної наукової бібліотеки, спробуємо проаналізувати інтелектуальні пошуки двох видатних академіків – засновника української школи металургів-термістів К. Ф. Стародубова та організатора й ідейного натхненника української школи металургів-прокатників О. П. Чекмарьова.

Мета статті – на прикладі аналізу фондів патентно-технічного відділу обласної бібліотеки продемонструвати важливість творчої спадщини вчених у нашому сьогоденні.

Аналіз публікацій. В фондах Дніпропетровської обласної універсальної наукової бібліотеки в наявності лише дві друковані праці, у яких наведено перелік охоронних документів, співавторами у розробленні яких були академіки О. П. Чекмарьов та К. Ф. Стародубов [1; 2]. Але в жодній з них не проведено деталізацію правоохоронних документів у розрізі фіксації заявників підприємств-правовласників інтелектуального доробку творчих наукових колективів. Тому вважаємо за потрібне поглянути на проблему під таким кутом зору.

Результати досліджень. Перш ніж висвітлити означену тему, подамо коротку історичну довідку.

Патентно-технічний відділ КЗК «Дніпропетровська обласна універсальна наукова бібліотека імені Первоучителів слов'янських Кирила і Мефодія» (скор. ДОУНБ) – один із найбільших у регіоні центрів збору інформаційних ресурсів з інтелектуальної власності.

Патентно-технічному відділу 65 років. У 1957 році створено сектор патентної літератури в Дніпропетровській обласній

універсальній науковій бібліотеці. А в 1958-му сектор перетворився на відділ. Саме з цього часу ми ведемо свою історію.

Патентно-технічний відділ – один із найбільших у бібліотеці. Спеціалізований фонд відділу – складова частина фонду бібліотеки. Тут зберігається унікальний фонд з 1924 року. Він містить інформацію про винаходи, корисні моделі, промислові зразки, товарні знаки, знаки обслуговування, найменування місць походження товарів, топографії інтегральних мікросхем, програм для ЕОМ, баз даних, селекційних досягнень.

Відділ має унікальну колекцію патентно-правової літератури з широкого кола питань: правової охорони інтелектуальної інформації та документації, міжнародного співробітництва. Вітчизняний патентний фонд забезпечений річними та підсумковими показниками у повному обсязі і дає можливість проведення практично будь-якого патентного пошуку.

На сьогоднішній день фонд відділу становить близько 2 млн одиниць на різних видах носіїв. Специфіка і популярність патентної інформації полягає в тому, що вона сама по собі є одним з елементів державної патентної системи правової охорони промислової власності.

Незважаючи на економічні труднощі, яких зазнає держава, науковий потенціал Дніпропетровської області залишається значним.

Під час підготовки довідково-бібліографічних видань щодо наукової діяльності академіків О. П. Чекмарьова та К. Ф. Стародубова автори цієї статті опрацювали чималий масив інформації стосовно патентної активності цих вчених.

У вільному доступі в патентно-технічному відділі ДОУНБ є охоронні документи, починаючи з 1967 року. Згідно з ними, академік О.П. Чекмарьов за період 1967–1975 років був зазначений в охоронних документах 55 разів, зокрема, у чотирьох закритих патентах [1]. У той же час академік К. Ф. Стародубов зазначений як співавтор у 60 охоронних документах за період 1967–1981 років.

Цікавою бачиться деталізація щодо підприємств-правовласників охоронних документів на право інтелектуальної

власності, співавторами у яких був академік К. Ф. Стародубов (табл.).

Таблиця

Підприємства-правовласники патентів, співавтором у яких був академік К. Ф. Стародубов

№ п/п	Підприємство-заявник (правовласник)	Кількість охоронних документів
1	Інститут чорної металургії	38
2	Дніпропетровський металургійний інститут	15
3	Криворізький металургійний завод	5
4	Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона	2
5	Комунарський металургійний завод	2
6	Миколаївський кораблебудівний інститут	1
7	Український державний інститут з проєктування металургійних заводів «Укрдїпрометз»	1
8	Український науково-дослідний інститут металів	1

У цілому ж науковий доробок Стародубова-вченого складає 12 монографій та підручників, понад 70 авторських свідоцтв СРСР та інших країн та близько 500 наукових та публіцистичних статей. Наукова школа академіка К.Ф. Стародубова співставна з науковою школою академіка О. П. Чекмарьова – 10 докторів та 65 кандидатів технічних наук, які захистились під його безпосереднім керівництвом. Усього ж понад 110 вчених-термістів вважали себе учнями академіка. Зазначимо, що під керівництвом академіка О. П. Чекмарьова було захищено 120 докторських та кандидатських дисертацій.

Нині під егідою КЗК ДОУНБ імені Первоучителів слов'янських Кирила і Мефодія готується до друку бібліографічний покажчик праць академіка К. Ф. Стародубова, приурочений до 120-ліття від дня народження засновника української школи металургів-термістів. Видання заплановане до виходу в світ на початку 2024 року.

У ньому, окрім інформації про патентно-технічну активність академіка К. Ф. Стародубова, наведено статті вченого та про нього у місцевих періодичних виданнях, як то обласні газети «Зоря», «Прапор юності», «Дніпро вечірній» та «Дніпровська правда», інститутські

багатотиражки «Кадри металургії», «Молодий будівельник» та «Артемівець», а також заводські газети «Придніпровський металург», «Трибуна металурга» тощо.

Загальна кількість статей у перелічених вище виданнях перевищує 100 позицій. Також близько 300 статей містять згадки про діяльність академіка К. Ф. Стародубова.

Покажчик має своєю аудиторією всіх, хто цікавиться історією науки.

Висновки

Інтелектуали технічної думки, академіки О. П. Чекмарьов і К. Ф. Стародубов залишили по собі неабиякий спадок наступним поколінням вітчизняних вчених. Зокрема, в фондах патентно-технічного відділу Дніпропетровської обласної бібліотеки є у вільному доступі понад 100 охоронних документів, які свідчать про силу технічного генію вчених у форматі авторських свідоцтв та патентів.

Щоправда, для широкого загалу відкрито лише фонди починаючи від 1967 року. Та навіть у такому дещо обмеженому вигляді спадщина вчених вражає своїм масштабом. Наведений у статті матеріал перш за все буде корисним тим, хто цікавиться історією становлення вітчизняної металургійної науки.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Мироненко М. А. Академік Олександр Чекмарьов – людина сродної праці : рекомендована бібліограф. покажчик : до 120-ліття від дня народження академіка Олександра Петровича Чекмарьова. Серія «ВЧЕНІ ДНІПРОПЕТРОВЩИНИ». Вип. 7. Дніпропетр. управління культури, націонал. і релігій облдержадміністрації, Дніпропетров. обл. універсал. наук. б-ка ім. Первоучителів слов'янських Кирила і Мефодія, ред.: І. Голуб. Дніпро : ДОУНБ, 2022. 86 с. URL: <https://www.libr.dp.ua/fullkr/index.php?pbp=735>
2. Кирилл Фёдорович Стародубов. Под общ. ред. Вл. И. Большакова. Днепропетровск : «Днепр-VAL», 2004. 124 с.

REFERENCES

1. Myronenko M.A. *Akademik Oleksandr Chekmar'ov – lyudyna srodnoyi pratsi : rekomend. biobibliohraf. pokazhchyk : do 120-litty vid dnya narodzhennya akademika Oleksandra Petrovycha Chekmar'ova* [Academician Oleksandr Chekmaryov is a person of similar work : recommendation. biobibliographer. index : to the 120th anniversary of the birth of academician Oleksandr Petrovych Chekmaryov]. Series: SCIENTISTS OF DNIPROPETROVSKHINA. Iss. 7. Dnipro : DOUNB Publ., 2022, 86 p. (in Ukrainian)
2. Bolshakov V.I. *Kyryll Fedorovych Starodubov* [Kirill Fyodorovych Starodubov]. Dnipropetrovsk : “Dnipro-VAL” Publ., 2004, 124 p. (in Russian)

Надійшла до редакції: 17.04.2023.

УДК 624.154

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.040723.67.986

МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ РЕЖИМІВ ЗВАРЮВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

ПІЛЮГІН Є. Д.¹, *асп.*,

РОТТ Н. О.^{2*}, *канд. техн. наук., доц.*,

МИРОНЕНКО М. А.³, *канд. техн. наук., доц.*,

ДМИТРИЄВ А. В.⁴, *студ.*,

ТВЕРДОХЛІБ О. М.⁵, *ст. викл.*

¹ Кафедра конструювання технічної естетики і дизайну, Національний технічний університет «Дніпровська політехніка», пр. Дмитра Яворницького, 19, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (095) 186-92-00, e-mail: piliuhyn.y.d@nmu.one, ORCID ID: 0000-0002-3639-0085

^{2*} Кафедра конструювання технічної естетики і дизайну, Національний технічний університет «Дніпровська політехніка», пр. Дмитра Яворницького, 19, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (098) 890-24-67, e-mail: rott.n.o@nmu.one, ORCID ID: 0000-0002-3839-6405

³ Кафедра управління та адміністрування, Науково-навчальний інститут промислових та бізнес технологій Українського державного університету науки і технологій, пр. Гагаріна, 4, 49600, Дніпро, Україна, тел. +38 (095) 785-06-03, e-mail: mironik2004@i.ua, ORCID ID: 0000-0001-6316-6778

⁴ Кафедра конструювання технічної естетики і дизайну, Національний технічний університет «Дніпровська політехніка», пр. Дмитра Яворницького, 19, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (068) 554-52-98, e-mail: dmytriyev.ar.v@nmu.one, ORCID ID: 0009-0003-6466-2206

⁵ Кафедра конструювання технічної естетики і дизайну, Національний технічний університет «Дніпровська політехніка», пр. Дмитра Яворницького, 19, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (096) 189-88-14, e-mail: tverdokhlib.o.m@nmu.one, ORCID ID: 0000-0002-1826-3664

Анотація. Постановка проблеми. Зварювання – один із найбільш поширених та ефективних способів з'єднання металевих конструкцій, який застосовується в багатьох галузях виробництва, від автомобільної до нафтової промисловості. Однак у процесі зварювання з'єднання піддаються значним термічним та механічним навантаженням, що може спричинити появу дефектів та зниження механічних властивостей зварних з'єднань.

Основна частина. Моделювання впливу режимів зварювання може бути проведено за допомогою різних методів, таких як математичне моделювання на основі законів фізики та механіки, експериментальні дослідження зварних з'єднань та їх аналіз, або комбінація цих методів. В основному можна застосувати методи кінцевих елементів, метод граничних елементів, метод скінченних різниць та метод гібридного моделювання, де для кожного окремого елемента впливу на зварювання застосовується найбільш ефективний метод математичного моделювання. Розглянуто, яким програмним забезпеченням можна оперувати у створенні математичної моделі. Проаналізовано методи експериментальних досліджень, якими користуються для визначення механічних властивостей зварного з'єднання. Також проаналізовано методи порівняння експериментальних даних з математичною моделлю. **Висновки.** Розглянуто основні методи математичного моделювання зварювання, методи експериментальних досліджень та порівняння отриманих даних математичної моделі з проведеними дослідженнями. На основі порівняння можна дізнатися, як той чи інший режим зварювання впливатиме на якість зварного з'єднання.

Ключові слова: металеві конструкції; зварювання; математична модель; метод кінцевих елементів; метод граничних елементів; метод скінченних різниць

MODELLING THE INFLUENCE OF WELDING MODES ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF WELDED JOINTS

PILIUGIN Yev.D.¹, *Postgraduate Stud.*,

ROTT N.O.^{2*}, *Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*,

MYRONENKO M.A.³, *Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*,

DMYTRIYEV A.V.⁴, *Stud.*,

TVERDOKHLIB O.M.⁵, *Sen. Lect.*

¹Engineering and Generative Design Department, Dnipro University of Technology, 19, D. Yavornytskoho Ave., Dnipro, 49057, Ukraine, tel +38 (095) 186-92-00, e-mail: piliuhyn.y.d@nmu.one, ORCID ID: 0000-0002-3639-0085

^{2*} Engineering and Generative Design Department, Dnipro University of Technology, 19, D. Yavornytskoho Ave., Dnipro, 49057, Ukraine, tel +38 (098) 890-24-67, e-mail: rott.n.o@nmu.one, ORCID ID: 0000-0002-3839-6405

³Department of Management and Administration, Institute of Industrial and Business Technologies Ukrainian State University of Science of Technologies, 4, Naharin Ave., Dnipro, 49600, Ukraine, tel. +38 (095) 785-06-03, e-mail: mironik2004@i.ua, ORCID ID: 0000-0001-6316-6778

⁴Engineering and Generative Design Department, Dnipro University of Technology, 19, D. Yavornytskoho Ave., Dnipro, 49057, Ukraine, tel +38 (068) 554-52-98, e-mail: dmytriiev.ar.v@nmu.one, ORCID ID: 0000-0002-3639-0085

⁵ Engineering and Generative Design Department, Dnipro University of Technology, 19, D. Yavornytskoho Ave., Dnipro, 49057, Ukraine, tel +38 (096) 189-88-14, e-mail: tverdokhlib.o.m@nmu.one, ORCID ID: 0000-0002-3639-0085

Abstract. Introduction. Welding is one of the most common and effective methods of joining metal structures, which is used in many industries, from the automotive to the oil industry. However, in the process of welding, the joints are subjected to significant thermal and mechanical loads, which can lead to defects and a decrease in the mechanical properties of welded joints. **The main part.** Modelling the influence of welding modes can be performed using various methods, such as mathematical modelling based on the laws of physics and mechanics, experimental studies of welded joints and their analysis, or a combination of these methods. Basically, finite element methods, boundary element method, finite difference method, and hybrid modelling method can be applied, where, for each individual element of influence on welding, the most effective method of mathematical modelling is used. It is considered what software can be used for modelling a mathematical model. The methods of experimental research used to determine the mechanical properties of a welded joint are analyzed. The methods of comparing experimental data to the mathematical model are also analyzed. **Conclusions.** The basic methods of mathematical modelling of welding, methods of experimental research, and comparison of the obtained data of the mathematical model with the conducted research have been considered. Based on the comparison, it is possible to find out how a particular welding mode will affect the quality of the welded joint.

Keywords: *metal structures; welding; mathematical model; finite element method; boundary element method; finite difference method*

Постановка проблеми. Зварювання – один із найбільш поширених та ефективних способів з'єднання металевих конструкцій, який застосовується в багатьох галузях виробництва, від автомобільної до нафтової промисловості. Однак у процесі зварювання з'єднання піддаються значним термічним та механічним навантаженням, що може спричинити появу дефектів та зниження механічних властивостей зварних з'єднань.

Моделювання впливу режимів зварювання на механічні властивості зварних з'єднань стає все більш актуальною темою для досліджень у галузі матеріалознавства та металургії. Воно дозволяє передбачити механічні властивості зварного з'єднання на основі врахування впливу термічного циклу зварювання та механічних властивостей матеріалу.

Стаття присвячена дослідженню методів моделювання впливу режимів зварювання на механічні властивості зварних з'єднань.

Основна частина. Моделювання впливу режимів зварювання – це процес розроблення математичної моделі, що дозволяє прогнозувати фізичні та механічні

властивості зварних з'єднань залежно від параметрів зварювання. Параметри зварювання охоплюють: величину та полярність струму, діаметр електрода, швидкість зварювання, розмір поперечного коливання електрода [1]. Для кожного режиму зварювання існують оптимальні значення параметрів, які забезпечують максимальну міцність та мінімальну деформацію зварного з'єднання.

Моделювання впливу режимів зварювання може бути проведено за допомогою різних методів, таких як математичне моделювання на основі законів фізики та механіки, експериментальні дослідження зварних з'єднань та їх аналіз або комбінація цих методів.

Отримані моделі можуть бути використані для прогнозування властивостей зварних з'єднань та оптимізації параметрів зварювання для досягнення бажаних властивостей з'єднання. Крім того, моделі можуть бути використані для аналізу впливу різних чинників на якість зварного з'єднання, що дозволяє зробити

висновки про оптимальні параметри зварювання в різних умовах.

Математичне моделювання зварювання – це процес створення математичної моделі, яка дозволяє прогнозувати фізичні та механічні властивості зварних з'єднань залежно від параметрів зварювання.

Моделювання зварювання може бути здійснене за допомогою різних методів, таких як:

1. Метод скінченних елементів (Finite Element Method, FEM) – це метод чисельного аналізу, який дозволяє моделювати складні геометричні форми та визначати розподіл напружень і деформацій у зварних з'єднаннях [2–4].

2. Метод граничних елементів (Boundary Element Method) – заснований на моделюванні впливу граничних умов на поверхні зварювання, без необхідності розв'язування диференціальних рівнянь в області зварювання [5–7].

3. Метод скінченних різниць (Finite Difference Method, FDM) – дозволяє моделювати теплові та механічні процеси зварювання та визначати розподіл напружень та деформацій у зварних з'єднаннях [8; 9].

4. Метод гібридного моделювання – поєднує в собі різні методи математичного моделювання та дозволяє досягти більш точних результатів.

Математичні моделі, отримані за допомогою цих методів, дозволяють прогнозувати розподіл температури, деформації та напруження у зварних з'єднаннях, а також визначати оптимальні параметри зварювання для досягнення необхідних властивостей з'єднання. Розглянемо кожен метод окремо.

- Метод скінченних елементів (Finite Element Method, FEM) – це загальний чисельний метод розв'язування диференціальних рівнянь у частинних похідних у двох або трьох просторових змінних (тобто деяких крайових задач) [10].

Метод скінченних елементів застосовується для розв'язання рівнянь теплопереносу, механіки деформованого стану, механіки руйнування та інших

фізичних процесів, які відбуваються під час зварювання.

Основна перевага методу скінченних елементів – можливість моделювання складних геометричних форм, а також урахування взаємодії різних фізичних процесів у зварному з'єднанні. Однак для досягнення точних результатів необхідно враховувати багато факторів, таких як рух ковзання та обертання зварювального електрода, вплив іншого обладнання на зону зварювання та інші фактори. Тому моделювання зварювання методом скінченних елементів може бути складним і вимагати значних обчислювальних ресурсів.

- Метод граничних елементів (МГЕ) – метод чисельного аналізу, який застосовується для розв'язання різних задач математичної фізики, зокрема, для моделювання зварювання. У цьому методі геометрична область, що досліджується, поділяється на дві частини – внутрішню і зовнішню, і до зовнішньої частини накладаються граничні умови. За допомогою розв'язку на межі між цими двома областями розв'язується задача для всієї області.

Метод граничних елементів має декілька переваг порівняно з іншими методами математичного моделювання, зокрема, з методом скінченних елементів. Наприклад, він дозволяє врахувати нерівномірний розподіл джерел тепла та нерівномірний розподіл властивостей матеріалу. Крім того, МГЕ дозволяє моделювати задачі зі змінною геометрією, що може бути важливо для розв'язання певних практичних задач, наприклад, у дослідженні процесів зварювання складних конструкцій.

Одна з особливостей МГЕ полягає в тому, що він зазвичай потребує меншої кількості вузлів, ніж метод скінченних елементів. Це означає, що для моделювання складних задач МГЕ може бути більш ефективним з точки зору обчислювальних витрат.

Проте МГЕ також має свої обмеження. Наприклад, для моделювання нерегулярних геометрій, які містять вирізи, складніші

межі, або багатокомпонентні системи, МГЕ може бути менш ефективним.

- Метод скінченних різниць (Finite Difference Method, FDM) – чисельні методи розв'язання інтегро-диференціальних рівнянь алгебри, диференціального, інтегрального числення, оснований на заміні диференціальних операторів різницевидами операторами, інтегралів – сумами, а функцій неперервного аргументу – функціями дискретного аргументу.

У контексті зварювання метод скінченних різниць може бути застосований для розв'язання рівнянь теплопровідності та механіки деформації, які описують процес зварювання. Зазвичай цей метод застосовується для моделювання динаміки зміни температури та напруження в матеріалі під час зварювання.

Метод скінченних різниць вимагає поділу зварювальної ділянки на малий елементарний об'єм, в якому розв'язуються рівняння теплопровідності та механіки деформації. Використання більшої кількості елементів дозволяє отримати більш точні результати моделювання.

Один із найбільш поширених підходів до застосування методу скінченних різниць у моделюванні зварювання – це поділ процесу зварювання на послідовні етапи, такі як нагрівання, переміщення зварювальної голки, зварювання та охолодження. Для кожного етапу рівняння теплопровідності та механіки деформації розв'язуються окремо з урахуванням умов на межах.

Метод скінченних різниць має свої обмеження, які можуть вплинути на точність результатів моделювання. Один із найбільш значущих обмежень – необхідність використання досить малого розміру елементів для забезпечення точності. Це може спричинити значне збільшення кількості обчислювальних елементів, які вимагаються для розв'язання складних задач.

Крім того, метод скінченних різниць не дозволяє врахувати вплив деяких факторів, таких як нерівномірний розподіл теплових джерел та нерівномірний розподіл

властивостей матеріалу. Це зумовить неточність результатів моделювання та потреби застосування додаткових методів, таких як метод скінченних елементів. Ще один важливий аспект застосування методу скінченних різниць – необхідність урахування правильних граничних умов. Правильне визначення граничних умов може значно вплинути на точність результатів моделювання та вимагати додаткового дослідження та аналізу.

Попри ці обмеження, метод скінченних різниць залишається одним із найбільш поширених та потужних інструментів для моделювання процесів зварювання. Він дозволяє досліджувати різні аспекти процесу зварювання, такі як розподіл температури, зміщення, напруження та деформації, та забезпечує можливість удосконалення технологій зварювання та поліпшення якості зварних з'єднань.

- Метод гібридного моделювання (або комбінованого моделювання) являє собою підхід до моделювання процесів зварювання, що поєднує різні методи, наприклад, метод скінченних елементів, метод скінченних різниць, метод граничних елементів тощо.

Основна ідея полягає в тому, щоб використовувати кожен метод для розв'язання тих аспектів процесу зварювання, для яких він найбільш ефективний, а потім комбінувати отримані результати. Наприклад, метод скінченних елементів може бути застосований для моделювання термічного поля та деформації, тоді як метод обмеження мінімального енергетичного потенціалу може допомогти врахувати вплив пластичної деформації на мікроструктуру матеріалу.

Однак метод гібридного моделювання теж має деякі обмеження, зокрема, вимагає високої кваліфікації спеціалістів та великої кількості обчислювальних ресурсів. Крім того, для комбінованого підходу необхідно визначити правильний порядок застосування різних методів та їх параметрів, що може бути складним завданням.

До програмного забезпечення, яким можна створювати математичну модель, можна віднести безліч програм від багатьох виробників, тому що метод кінцевих елементів використовують майже в усіх програмах з 3-D моделювання та розрахункових пакетах. Проте не всі ці програми можуть у сумі дати хороший результат, через усілякі похибки вимірювання, і в кінцевому рахунку після використання по черзі різних пакетів розрахунків можна отримати велику похибку. Тому кращим варіантом буде користуватися тим програмним забезпеченням, де зібрано більшість необхідних для отримання результату методів математичного моделювання.

Такими програмними пакетами є:

- ANSYS;
- Abaqus;
- SolidWorks Simulation;
- COMSOL Multiphysics;
- MSC Nastran;
- LS-DYNA;
- OpenFOAM.

Усі ці програмні пакети для розрахунків містять методи моделювання, котрими можливо точно розробити математичну модель, наближену до експериментальних даних. Для попереднього розрахунку можна користуватися і тим програмним забезпеченням, що не вимагає дорогої ліцензії чи не має тих чи інших розрахункових методів, наприклад, Autodesk Inventor. Такий метод буде корисний, якщо потрібно розрахувати один із параметрів, не вглиблюючись у точну математичну модель.

У своїх роботах для розрахунку навантаження саме Autodesk Inventor ми і користуємось, і на виході маємо наближені до реальних дані, які можна використовувати для подальших дій.

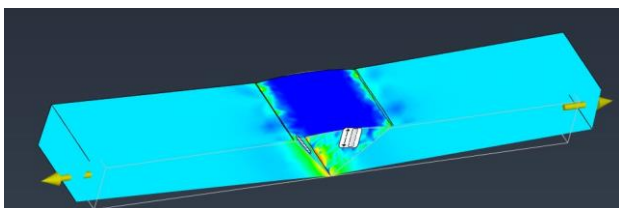


Рис. 1. Експеримент з розтягуванням зразка зварного з'єднання в Autodesk Inventor

Для повної математичної моделі у своїх розрахунках ми користуємось програмним пакетом ANSYS.

ANSYS – програмне забезпечення, створене компанією ANSYS, Inc.. Пакет дозволяє розв'язувати широке коло задач в галузі міцності, тепла, гідрогазодинаміки, електромагнетизму, а також міждисциплінарного аналізу, що об'єднує всі чотири галузі; дозволяє проводити оптимізацію конструкції на основі всіх перерахованих типів аналізу. Це доволі складна система для вивчення, проте охоплює весь спектр розрахунків моделі і надає повний аналіз, як буде себе поводити матеріал у процесі зварювання.

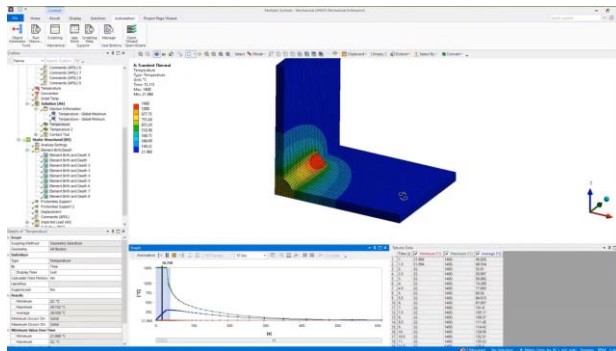


Рис. 2. Розподіл зони нагріву зварного з'єднання зразка в ANSYS

Маючи математичну модель, можна порівняти її з експериментальними даними, які можна отримати, провівши низку експериментів, а саме:

– руйнівні методи контролю. Ці методи полягають у тому, що зразок зварного з'єднання піддається дії розтягу або стиску, і вимірюється значення сили, яка необхідна для розриву або зміщення зразка. На основі цих даних можна визначити механічні властивості звареного з'єднання, такі як міцність, пластичність, жорсткість тощо;

– неруйнівний метод контролю, який дозволяє оцінювати властивості матеріалів звареного з'єднання, не пошкоджуючи його. Наприклад, можна використовувати методи візуального контролю (мікроскопія, макроскопія), магнітнопорошковий контроль, ультразвуковий контроль, радіографію та інш.

Висновки

Розглянуто основні методи математичного моделювання зварювання, методи експериментальних досліджень та порівняння отриманих даних математичної

моделі з проведеними дослідженнями. На основі порівняння можна дізнатися, як той чи інший режим зварювання впливатиме на якість зварного з'єднання.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Вибір розрахунку режиму зварювання. URL: https://gradient.ua/index.php?route=cyberstore/article&cs_news_article_id=61
2. Anca Andrés, Cardona Alberto, Risso José, Fachinotti Víctor D. Finite element modeling of welding processes. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0307904X10002751>
3. Wen S. W., Hilton P., Farrugia D. C. J. Finite element modelling of a submerged arc welding process. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0924013601009451>
4. Joshi Gaurav, Shahi A. S. Prediction of angular distortion in austenitic stainless steel welds using finite element analysis. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785322024270>
5. Ma H., Deng H. L. Nondestructive determination of welding residual stresses by boundary element method. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0965997898000519>
6. Hang Ma, Okada A. Computation of GMAW welding heat transfer with boundary element method. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S096599789390022L>
7. Mashiri F. R., Zhao Xiao-Ling, Grundy P. Crack propagation analysis of welded thin-walled joints using boundary element method. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/s004660000163>
8. AL-SA'ADY Moneer H., ABDULSATTAR Mudar A., AL-KHAFAGY Laith S. Finite difference simulation of low carbon steel manual arc welding. URL: <https://doiserbia.nb.rs/img/doi/0354-9836/2011/0354-98361000055S.pdf>
9. Thompson Joel Timothy Modeling ptfе welding to reduce cycle times: finite difference method for 2-d transient heat conduction. URL: https://hammer.purdue.edu/articles/thesis/MODELING_PTFE_WELDING_TO_REDUCE_CYCLE_TIMES_FINITE_DIFFERENCE_METHOD_FOR_2-D_TRANSIENT_HEAT_CONDUCTION/8300612
- 10 Finite element method. URL: https://en.wikipedia.org/wiki/Finite_element_method

REFERENCES

1. *Vybir rozrakhunku rezhymu zvaryvannya* [Selecting the calculation of the welding mode]. URL: https://gradient.ua/index.php?route=cyberstore/article&cs_news_article_id=61. (in Ukrainian)
2. Anca Andrés, Cardona Alberto, Risso José and Fachinotti Víctor D. Finite element modeling of welding processes. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0307904X10002751>
3. Wen S.W., Hilton P. and Farrugia D.C.J. Finite element modelling of a submerged arc welding process. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0924013601009451>
4. Joshi Gaurav and Shahi A.S. Prediction of angular distortion in austenitic stainless steel welds using finite element analysis. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785322024270>
5. Ma H. and Deng H.L. Nondestructive determination of welding residual stresses by boundary element method. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0965997898000519>
6. Hang Ma and Okada A. Computation of GMAW welding heat transfer with boundary element method. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S096599789390022L>
7. Mashiri F.R., Zhao Xiao-Ling and Grundy P. Crack propagation analysis of welded thin-walled joints using boundary element method. URL: <https://link.springer.com/article/10.1007/s004660000163>
8. AL-SA'ADY Moneer H., ABDULSATTAR Mudar A. and AL-KHAFAGY Laith S. Finite difference simulation of low carbon steel manual arc welding. URL: <https://doiserbia.nb.rs/img/doi/0354-9836/2011/0354-98361000055S.pdf>
9. Thompson Joel Timothy Modeling ptfе welding to reduce cycle times: finite difference method for 2-d transient heat conduction. URL: https://hammer.purdue.edu/articles/thesis/MODELING_PTFE_WELDING_TO_REDUCE_CYCLE_TIMES_FINITE_DIFFERENCE_METHOD_FOR_2-D_TRANSIENT_HEAT_CONDUCTION/8300612
- 10 Finite element method. URL: https://en.wikipedia.org/wiki/Finite_element_method

Надійшла до редакції: 23.04.2023.

УДК 621.763

DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.040723.73.987

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ НИКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ПІСЛЯ ФОРМОУТВОРЕННЯ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ

САЗАНІШВІЛІ З. В., канд. техн. наук, доц.

Кафедра конструювання, технічної естетики і дизайну, Національний технічний університет «Дніпровська політехніка», пр. Дмитра Яворницького, 19, 49005, Дніпро, Україна, тел. +38 (0562) 46-90-71, e-mail: sazanishvili.z.v@nmu.one, ORCID ID: 0000-0003-4138-9238

Анотація. Постановка проблеми. Метод селективного лазерного плавлення – перспективна технологія для виробництва деталей з жароміцних сплавів. Традиційні методи виготовлення таких деталей вимагають додаткового технологічного оснащення та обробки, що збільшує час підготовки виробництва і спричинює утворення великої кількості відходів матеріалу. Селективне лазерне плавлення дозволяє виготовляти деталі складної конфігурації без необхідності в додатковому обладнанні. Формоутворення деталей адитивними технологіями забезпечує скорочення часу підготовки виробництва, операцій механічної обробки, підвищення коефіцієнта використання матеріалу. Їх застосування у технологічному циклі виготовлення виробів – актуальне завдання сьогодення. Однак перед упровадженням у технологічний процес операцій формоутворення виробів із жароміцних сплавів методом селективного лазерного плавлення необхідно провести комплексний аналіз механічних, технологічних характеристик матеріалу та його мікроструктури, яка впливає на кінцеві властивості деталей. **Мета дослідження.** Вивчення можливості впровадження методу селективного лазерного плавлення для виробництва деталей з жароміцних сплавів, аналіз механічних характеристик матеріалу, а також мікроструктури, що безпосередньо впливає на кінцеві властивості деталей. **Висновки.** Дослідження показали, що метод селективного лазерного плавлення ефективний для виробництва складних деталей з жароміцних сплавів. Отримані дані щодо механічних властивостей після термічної обробки сплаву Inconel 718 демонструють їх відповідність вимогам стандарту AMS 5662 та його придатність для роботи в екстремальних умовах. У мікроструктурі зразків виявлено особливості, характерні для методу селективного лазерного плавлення, а саме наявність видимих треків та особливої текстури – витягнуті зерна в напрямку вирощування деталі. Дослідження вказують на потенціал адитивних технологій у поліпшенні технологічних процесів та властивостей сплавів для виробництва деталей з жароміцних сплавів.

Ключові слова: селективне лазерне плавлення; механічні властивості; одиничний трек; мікроструктура; зерно

INVESTIGATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF FERROUS NICKEL ALLOYS AFTER MOLDING BY SELECTIVE LASER MELTING

SAZANISHVILI Z.V., Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.

Department of Civil Engineering, Geotechnics and Geomechanics, National Technical University “Dnipro University of Technology”, 19, Dmytra Yavornytskoho Ave., Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38 (0562) 46-90-71, e-mail: sazanishvili.z.v@nmu.one, ORCID ID: 0000-0003-4138-9238

Abstract. Problem statement. The selective laser melting method is a promising technology for the production of parts from heat-resistant alloys. Traditional methods of manufacturing such parts require additional technological equipment and processing, which increases the time of production preparation and, as a result, to the creation of a large number of raw materials. Selective laser melting allows you to produce parts of a complex configuration without the need for additional equipment. Molding of parts using additive technologies, which ensure a reduction in product preparation time, mechanical processing operations, and an increase in the efficiency of material use. Their application in the technological cycle of manufacturing products is an urgent task today. However, before the introduction into the technological process of forming products from heat-resistant alloys by the selective laser melting method, it is necessary to carry out a comprehensive analysis of the mechanical and technological characteristics of the material and its microstructure, which affects the final properties of the parts. **The purpose of the article.** Investigation of the possibility of implementing the selective laser melting method for the production of parts from strong alloys, analysis of

the mechanical characteristics of the material, as well as the microstructure, which affects the final properties of the parts. **Conclusions.** Studies have shown that the selective laser melting method is effective for the production of complex parts from heat-resistant alloys. The obtained data on the mechanical properties after heat treatment of the Inconel718 alloy demonstrate its compliance with the requirements of the AMS 5662 standard and its suitability for working under extreme conditions. In the microstructure, highlighted features are revealed, which are characteristic of the selective laser melting method, as well as the presence of visible tracks and a special texture – elongated grains in the direction of growing parts. Research points to the potential of additive technologies in improving technological processes and properties of alloys for the production of heat-resistant alloy parts.

Keywords: selective laser melting; mechanical properties, single track; microstructure; grain

Постановка проблеми. Традиційні методи виробництва деталей з жароміцних сплавів – це лиття, обробка металів тиском, механічна обробка, а також методи порошкової металургії. Ці технології потребують додаткового технологічного оснащення та інструментів, що збільшує час підготовки виробництва та собівартість виробів. Також більшість традиційних методів виготовлення передбачають високий відсоток відходу матеріалу, наприклад, під час механічної обробки маса готової деталі може мати масу у 15 разів меншу за масу заготовки, що викликає необхідність утилізації дорогої стружки.

Розвиток адитивних технологій дозволяє виготовляти деталі складної конфігурації з металів та сплавів методом селективного лазерного плавлення. У процесі формоутворення відбувається розплавлення порошку з наступним отриманням суцільної твердофазної структури. Адитивні технології мають низку переваг, одна з яких полягає у тому, що скорочення періоду підготовки виробництва дозволяє

розпочинати процес формоутворення одразу після конструювання виробу і не потребує додаткового оснащення. Слід зазначити, що коефіцієнт використання матеріалу в даному випадку може досягати 0,95.

Однак технології адитивного виробництва дуже чутливі до вхідних параметрів формоутворення деталей, тому впровадженню методу селективного лазерного плавлення в технологічний процес повинен передувати комплексний аналіз фізико-механічних та технологічних властивостей матеріалу, а також мікроструктури, яка безпосередньо впливає на кінцеві властивості, що формуються.

Аналіз публікацій. Екстремальні умови середовища під час експлуатації деталей, таких як трубки теплообмінників, лопатки газотурбін, жароміцні кріпильні елементи, накладають на матеріал низку вимог. Широкий діапазон високих робочих температур мають сплави на основі нікелю і заліза, серед яких вирізняють групу сплавів Inconel. Хімічний склад сплавів цієї групи наведено в таблиці 1.

Таблиця 1

Хімічний склад сплавів групи Inconel [1]

Сплав	Ni	Cr	Mo	Nb	Cu	Mn	C	Si	S	Al	Ti	P	Co	Fe	B
Inconel 600	>72,0	14,0–17	–	–	<0,5	<1,0	<0,15	<0,5	<0,015	–	–	–	–	6,0–10,0	–
Inconel 625	>58,0	20,0–23	8,0–10	3,15–4,15	–	<0,5	<0,10	<0,5	<0,015	<0,4	<0,4	<0,015	<1,0	<5,0	–
Inconel 751	>70,0	14,0–17	–	0,70–1,2	<0,5	<1,0	<0,10	<0,50	<0,010	0,9–1,5	2,0–2,6	–	–	5,0–9,0	–
Inconel 718	50,0–55,5	17,0–21	2,8–3,3	4,75–5,5	<0,3	<0,35	<0,15	<0,35	<0,015	0,2–0,8	0,65–1,15	<0,015	<0,8	ост	0,006

Литі виливки зі сплаву Inconel 718 мають крихку фазу Лавеса, яка знаходиться на границях зерен і знижує міцність. Зменшення активності утворення цієї фази у виливках забезпечується введенням додаткових сполук, наприклад Ti_2AlC , що сприяє утворенню у міждендратній зоні замість фаз Лавеса карбідів і нітридів титану [2].

Сплави класу Inconel мають високу твердість, жароміцність, жаростійкість, але разом із цим вважаються матеріалами, що важко піддаються різанню. Тому, наприклад, під час токарної обробки деталі зі сплаву Inconel 718 піддають додатковій обробці холодом та ультразвуком [3; 4].

Існуючі технології нанесення покриттів дозволяють наносити нікелеві сплави на сталі, що спрощує виготовлення деталей з основного сплаву, при цьому поверхня виробу набуває жаростійкості та високої твердості. Так, у праці [5] показана реалізація надшвидкого лазерного наплавлення сплаву Inconel 625 на сталь 27SiMn.

Комплексним вирішенням зменшення механічної обробки та інших складних і дорогих операцій технологічного процесу, поліпшення властивостей і структури сплаву, а також зменшення часу підготовки виробництва стало застосування адитивних технологій, а саме селективного лазерного плавлення.

Мета дослідження – вивчення можливості впровадження методу селективного лазерного плавлення для виробництва деталей з жароміцних нікелевих сплавів класу Inconel, аналіз механічних характеристик матеріалу, а також мікроструктури, що безпосередньо впливає на кінцеві властивості деталей.

Результати досліджень. Досліджувалися властивості зразків, вирізаних із деталі перемінного перерізу, формоутворення якої відбувалося методом селективного лазерного плавлення. Виріб також було термічно оброблено за режимом AMS5662. Зразки вирізали у вертикальному напрямку по висоті 3D-друку із зон, вказаних на рисунку 1.

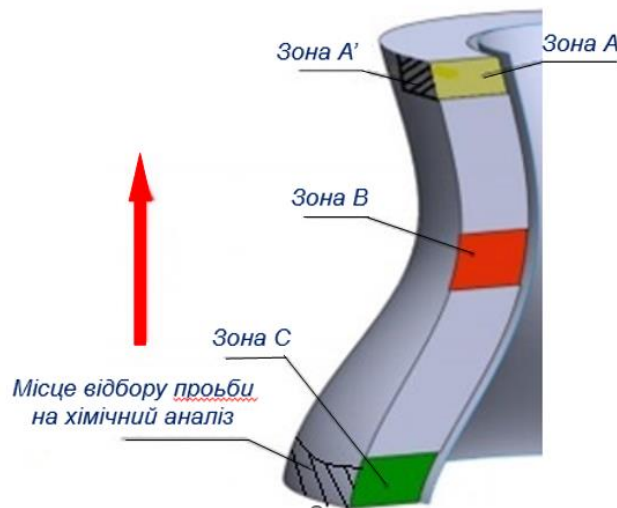


Рис. 1. Зовнішній вигляд виробу зі сплаву Inconel 718 з розміткою вирізки заготовок під зразки для випробувань

Для робочих температур до $1\ 000^{\circ}C$ застосовується сплав Inconel718, якому властиві жароміцність, жаростійкість і гарна оброблюваність. На процеси формоутворення адитивними методами деталей, що працюють в екстремальних умовах, зі сплаву Inconel 718 впливають

багато параметрів, дія яких на властивості матеріалу потребує досліджень [6].

Проводилися випробування механічних властивостей після виготовлення і наступної термічної обробки. Дані наведено в таблиці 2.

Механічні властивості сплаву Inconel 718

№ з/п	Сплав	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1	Необхідні властивості за AMS 5662	1 400 (± 100);	1 200 (± 100);	15 (± 3)
2	Фактично, після термічної обробки	1 418	1 212	16,5

Дослідження мікроструктури виконано на зразках (рис. 2), відібраних від деталі, згідно з рисунком 1. Додатково від зразків із

зони А вирізали частину металу для вивчення мікроструктури в іншій площині перетину шліфа – зона А'.

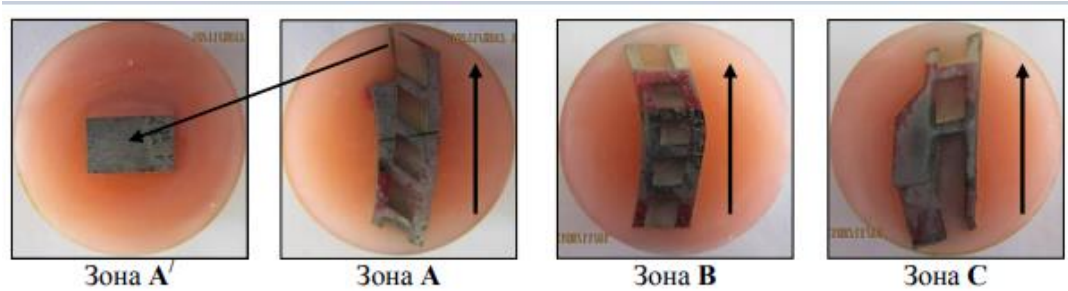


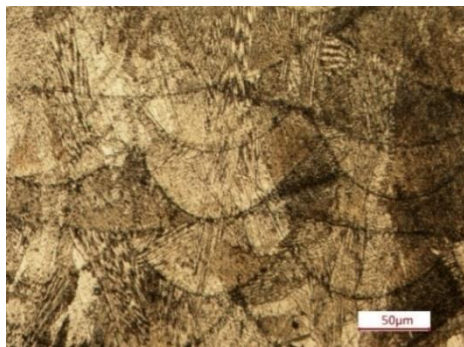
Рис. 2. Загальний вигляд шліфів зразків, відібраних із різних зон деталі

Мікроструктурні дослідження виконані за допомогою світлового мікроскопа за збільшення 100, 200 і 400 крат. Шліфи зразків зон А, В і С для аналізу їх мікроструктури і її фотографування орієнтувалися у вертикальному напрямку 3D-друку.

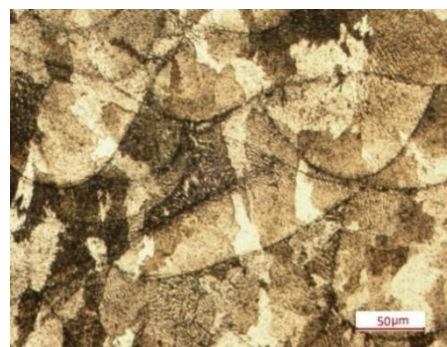
Дослідження показали, що видимої різниці в мікроструктурі зразків із зон А, В і С після однотипних обробок не спостерігається. Тому далі описана характерна мікроструктура сплаву Inconel 718 після 3D-друку та ТО без прив'язки до будь-якої конкретної зони деталі.

Об'ємний вигляд у мікроструктурі в більшості випадків можна подати у вигляді параболоїда, форма якого залежить від взаємодії матеріалу, який плавиться, і лазерного променя під час 3D-друку.

Видимим результатом цієї взаємодії стала наявність у мікроструктурі характерного темного сліду – треку, що являє собою область сплаву металу вже існуючого шару і порошку нового шару, що проникає в нього розплавленого лазерним променем У площинах перерізу шліфів геометрія треків (рис. 3) – найчастіше параболі (рис. 3, а), рідше – протяжні хвилясті лінії (рис. 3, б).



а



б

Рис. 3. Мікроструктура перерізу шліфів

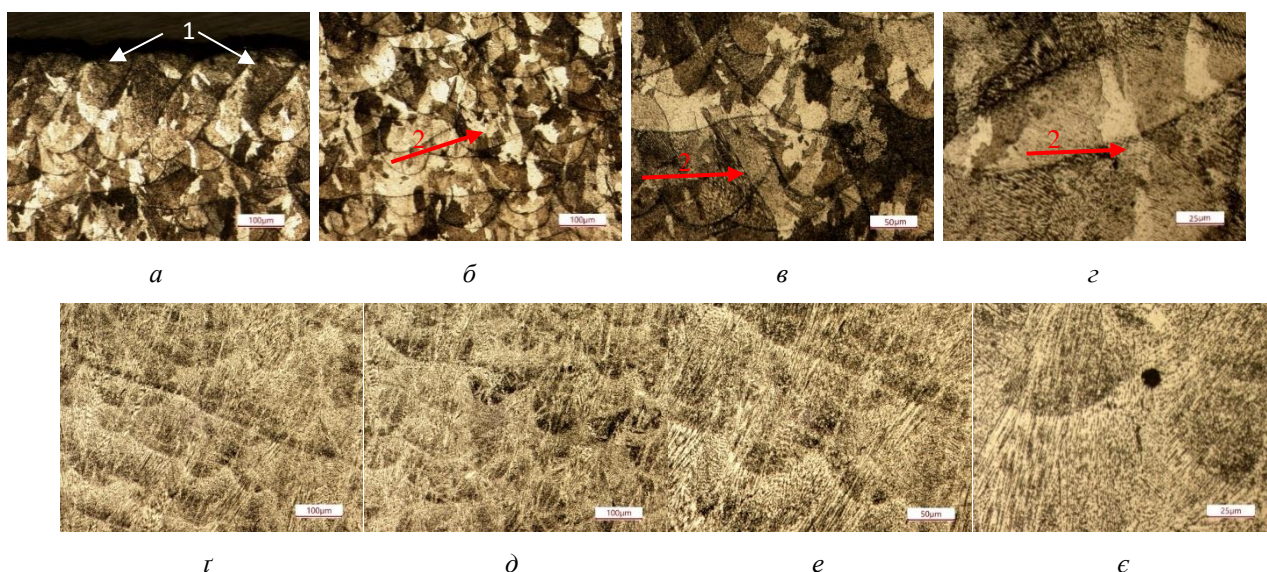


Рис. 4. Мікроструктура сплаву Inconel 718 після 3D друку і ТО:
а-г – після формоутворення, г-є – після термічної обробки

Важливою структурною складовою, що спостерігається в мікроструктурі сплаву після 3D-друку, є зерна (2) (рис. 4). Особливість будови зерен у тому, що їх переважна орієнтація в розглянутих площинах шліфів збігається з напрямком пошарового росту сплаву під час 3D-друку. Візуальна відповідність форми і розмірів зерен після 3D-друку і ТО говорить, що зерна утворюються безпосередньо в процесі формування виробу. Якщо ТО і вносить зміни в будову зерен, то ці зміни незначні.

Висновки

Адитивні технології, зокрема метод селективного лазерного плавлення, дозволяють виготовляти деталі складної конфігурації з жароміцних сплавів швидко, без необхідності додаткового обладнання, інструменту та складних операцій технологічного процесу, при цьому знижуються витрати матеріалу, оскільки коефіцієнт використання матеріалу значно вищий.

Дослідження механічних властивостей сплаву Inconel 718 показали, що після термічної обробки властивості відповідають вимогам стандарту AMS 5662.

Дослідження мікроструктури виявили її особливості, характерні для SLM методу: наявність видимих треків та особливої текстури – витягнуті зерна в напрямку вирощування деталі.

Отже, метод селективного лазерного плавлення ефективний для виробництва складних деталей з жароміцних сплавів. Отримані дані щодо механічних властивостей та мікроструктури сплаву Inconel 718 демонструють його придатність для роботи в екстремальних умовах. Дослідження вказують на потенціал адитивних технологій у поліпшенні технологічних процесів та властивостей сплавів для виробництва деталей з жароміцних сплавів. Проте для того, щоб дати конкретні рекомендації та визначити залежність впливу варіювання параметрів на кінцеві властивості виробу, потрібні подальші дослідження.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. ASTM B637. Standard Specification for Precipitation-Hardening Nickel Alloy Bars, Forgings, and Forging Stock for High-Temperature Service. *American Society for Testing and Materials*. West Conshohocken, PA 19428, Reprinted from the Annual Book of ASTM Standards. Copyright ASTM. 6 p.

2. Kong Y., Peng K., Huang H. Additive manufacturing of high-strength Inconel 718 alloy through the addition of Ti₂AlC MAX particles. *Journal of Materials Science & Technology*. 2023. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.01.059>
3. Khanna N. et al. Sustainability analysis of new hybrid cooling/lubrication strategies during machining Ti₆Al₄V and Inconel 718 alloys. *Sustainable Materials and Technologies*. 2023. P. e00606. URL: <https://doi.org/10.1016/j.susmat.2023.e00606>
4. Pedroso A. F. V. et al. A Comprehensive Review on the Conventional and Non-Conventional Machining and Tool-Wear Mechanisms of INCONEL®. *Metals*. 2023. Vol. 13, no. 3. P. 585. URL: <https://doi.org/10.3390/met13030585>
5. Ding Y. et al. Elimination of elemental segregation by high-speed laser remelting for ultra-high-speed laser cladding Inconel 625 coatings. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.028>
6. Wang X., Gong X., Chou K. Review on powder-bed laser additive manufacturing of Inconel 718 parts. *Journal of Engineering Manufacture. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part B*. 2016. Vol. 231, no. 11. Pp. 1890–1903. URL: <https://doi.org/10.1177/0954405415619883>

REFERENCES

1. ASTM B637. Standard Specification for Precipitation-Hardening Nickel Alloy Bars, Forgings and Forging Stock for High-Temperature Service. American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA 19428, Reprinted from the Annual Book of ASTM Standards. Copyright ASTM. 6 p.
2. Kong Y., Peng K. and Huang H. Additive manufacturing of high-strength Inconel 718 alloy through the addition of Ti₂AlC MAX particles. *Journal of Materials Science & Technology*. 2023. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.01.059>
3. Khanna N. et al. Sustainability analysis of new hybrid cooling/lubrication strategies during machining Ti₆Al₄V and Inconel 718 alloys. *Sustainable Materials and Technologies*. 2023, p. e00606. URL: <https://doi.org/10.1016/j.susmat.2023.e00606>
4. Pedroso A.F.V. et al. A Comprehensive Review on the Conventional and Non-Conventional Machining and Tool-Wear Mechanisms of INCONEL®. *Metals*. 2023, vol. 13, no. 3, p. 585. URL: <https://doi.org/10.3390/met13030585>
5. Ding Y. et al. Elimination of elemental segregation by high-speed laser remelting for ultra-high-speed laser cladding Inconel 625 coatings. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.028>
6. Wang X., Gong X. and Chou K. Review on powder-bed laser additive manufacturing of Inconel 718 parts. *Journal of Engineering Manufacture. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part B*, 2016, vol. 231, no. 11, pp. 1890–1903. URL: <https://doi.org/10.1177/0954405415619883>

Надійшла до редакції: 16.05.2023.

Металознавство та термічна обробка металів
Науковий та інформаційний журнал
№ 2 (101) 2023 р.

Відповідальний секретар: к. т. н., доц. *Олена Тимошенко*
Технічний редактор: *Олена Тимошенко*
Комп'ютерна верстка: *Сергій Моїсеєнко*
Редактор, коректор: *Валентина Маловик*
Перекладач: *Світлана Циганкова*

Відповідальність за достовірність інформації, що міститься в друкованих матеріалах,
несуть автори. Редколегія не завжди поділяє авторську точку зору.

Адреса редакції:
49005, Україна, Дніпро, вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а,
кімн. 501 (відповідальний секретар)
+38 (050) 452-43-63
e-mail : mitomdnipro1997@gmail.com

Підп. до друку 11.07.2023 р. Формат 210×297 1/16.
Друк офсетний. Умовн. друк. арк. 4,88 Умовн. фарб.-відб. арк. 9,76. Наклад 25 прим.

Metal Science and Heat Treatment of Metals
Scientific and information journal
№ 2 (101) 2023

Executive Secretary: Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof. *Olena Tymoshenko*
Technical Editor: *Olena Tymoshenko*
Desktop publishing: *Serhii Moiseienko*
Editor, Proof-reader: *Valentyna Malovyk*
Translator: *Svitlana Tsyhankova*

Authors bear the responsibility for the information accuracy contained in the printed materials.
Editors do not always agree with the author's point of view.

The materials are presented in the author's wording

Editotial adress:
24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine
room 501 (Executive Secretary)
+38 (050) 452-43-63
e-mail : mitomdnipro1997@gmail.com

Send to press on the 11 of July, 2023. Format 210×297 1/16.
Offset printing. Conventional quire 4,88. Conventional paint marks 9,76. Number of copies 25.