

A MONTHLY RESEARCH JOURNAL

METALLOPHYSICS AND ADVANCED TECHNOLOGIES

(Metallofizika i Noveishie Tekhnologii)

FOUNDED IN SEPTEMBER, 1979

Volume 48, No. 2; February 2026

CONTENTS

Editorial Announcements	Information for Foreign Subscribers	V
	Information for Contributors	VII
Electronic Structure and Properties	Current-Driven Depinning of Elastic Vortex Filaments in Superconductors with Columnar Defects <i>O. S. HRECHYKHA, O. L. KASATKIN, and V. P. TSVITKOVSKIY</i>	111
New Metallic Materials and Synthetic Metals	Fabrication of MnBi Magnetic Phases Using Arc-Plasma Sintering: a Novel Approach for Intermetallic Systems <i>RIDWAN, Azwar MANAF, Adel FISLI, Arbi DIMYATI, Iwan SUMIRAT, MUJAMILAH, Ganisa Kurniati SURYAMAN, and Grace Tj. SULUNGBUDI</i>	123
	Influence of Thermal Deformation Treatment Conditions on the Structure and Mechanical Properties of the Fe–Ti–C System <i>A. V. MINITSKIY, Ye. S. SHAPOSHNIKOVA, Ie. G. BYBA, N. V. MINITSKA, O. V. KOZLENKO, V. L. SYROVATKA, D. S. LEONOV, and M. Yu. BARABASH</i>	141
Crystal-Lattice Defects	The Effect of Reinforcement on the Microstructure of High-Carbon Steel Castings <i>Ye. H. AFTANDILYANTS, V. A. SLYUSAREV, Yu. H. KVASNYTS'KA, I. A. SHALEVS'KA, P. B. KALYUZHNYY, V. I. VEYS, T. V. STEPANOVA, and Zh. V. PARKHOMCHUK</i>	153
Metallic Surfaces and Films	Experimental Studies of Zinc and Derivative Coatings <i>A. V. ANTONOV, S. I. IVASHCHENKO, D. O. BOSYI, I. Y. POTAPCHUK, and O. I. SABLIN</i>	169

Physics of Strength and Plasticity	<p>Research on the Influence of Productivity on the Structure Formation of Surface Layers of Steel Parts during Nitriding by the Electrospark Alloying (ESA) Method. II. Development of a Mathematical Model for Controlling the Quality Parameters of Steel-Parts' Surface Layers during Nitriding by the ESA Method <i>O. P. HAPONOVA, N. V. TARELNYK, and O. V. SEMERNYA</i> 185</p> <p>Creation of an Equation for Determining the Interrepair Time of Operation of Boom Cranes Based on the Theory of Continuous Damage <i>O. M. KHOROSHYLOV, O. S. PODOLYAK, K. K. ANENKO, Zh.S. STAROSTA, and I. P. SMIRNOV</i> 205</p>
---	--

Scientific Editors of Issue—*O. S. Gatsenko, V. A. Tatarenko*

Executive Managing Editor—*O. S. Gatsenko*

Editors—*L. I. Makarenko, M. V. Manilo, I. V. Zagorulko*

The artwork for direct reproduction is made by computer group of EPD of the G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine

Editorial Office Address:

G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine, EPD—'MNT',

36 Academician Vernadsky Boulevard, UA-03142 Kyiv, Ukraine

Telephone: +380 44 4249042. Fax: +380 44 4242561. E-mail: mfint@imp.kiev.ua

Media Identifier R30-03171

Approved for publication by the Academic Council of the G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of the National Academy of Sciences of Ukraine

Published in English or Ukrainian languages according to resolution of Editorial Board of the journal

Printed by Publishing House 'Akademperiodyka', of the NAS of Ukraine

4 Tereshchenkivs'ka Str., UA-01024 Kyiv, Ukraine

Registration Certificate of Publishing Subject: ДК № 544 on 27.07.2001

Journal website: <http://mfint.imp.kiev.ua>

Journal DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint>

Issue DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.48.02>

МЕТАЛОФІЗИКА ТА НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ

ЩОМІСЯЧНИЙ НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ
ЗАСНОВАНИЙ У ВЕРЕСНІ 1979 р.

Том 48, № 2; лютий, 2026

ЗМІСТ

Редакційні оголошення	Інформація для закордонних передплатників	V
	Інформація для авторів	VII
Електронні структура та властивості	Депінінг пружних вихрових ниток у надпровідниках зі стовпчастими дефектами, зумовлений струмом <i>О. С. ГРЕЧИХА, О. Л. КАСАТКІН, В. П. ЦВІТКОВСЬКИЙ</i>	111
Нові металеві матеріали та синтетичні метали	Виготовлення магнетних фаз MnBi за допомогою дугового плазмового спікання: новий підхід щодо інтерметалевих систем <i>РІДВАН, Азвар МАНАФ, Адель ФІСЛІ, Арбі ДІМ'ЯТІ, Іван СУМІРАТ, МУДЖАМІЛА, Ганіса Курніаті СУР'ЯМАН, Грейс Тідж. СУЛУНБУДІ</i>	123
	Вплив умов термодформаційного оброблення на структуру та механічні властивості системи Fe–Ti–C <i>А. В. МІНІЦЬКИЙ, Є. С. ШАПОШНІКОВА, Є. Г. БИБА, Н. В. МІНІЦЬКА, О. В. КОЗЛЕНКО, В. Л. СИРОВАТКА, Д. С. ЛЕОНОВ, М. Ю. БАРАБАШ</i>	141
Дефекти кристалічної ґратниці	Вплив армування на мікроструктуру виливків з високовуглецевої криці <i>Є. Г. АФТАНДІЛЯНЦ, В. А. СЛЮСАРЕВ, Ю. Г. КВАСНИЦЬКА, І. А. ШАЛЄВСЬКА, П. Б. КАЛЮЖНИЙ, В. І. ВЕЙС, Т. В. СТЕПАНОВА, Ж. В. ПАРХОМЧУК</i>	153
Металічні поверхні та плівки	Експериментальні дослідження цинкових і похідних покриттів <i>А. В. АНТОНОВ, С. І. ІВАЩЕНКО, Д. О. БОСІЙ, І. Ю. ПОТАПЧУК, О. І. САБЛІН</i>	169
	Дослідження впливу продуктивності на структуроутворення поверхневих шарів крицевих деталей під час азотування методом електроіскрового легування (EIJ). II. Розробка математичного моделю	

Фізика міцності та пластичності	для управління параметрами якості поверхневих шарів крицевих деталей під час азотування методом ЕІЛ <i>О. П. ГАПОНОВА, Н. В. ТАРЕЛЬНИК, О. В. СЕМЕРНЯ</i>	185
	Створення рівняння щодо визначення міжремонтного часу експлуатації стрілових кранів за теорією континуальної пошкодженості <i>О. М. ХОРОШИЛОВ, О. С. ПОДОЛЯК, К. К. АНЕНКО, Ж. С. СТАРОСТА, І. П. СМІРНОВ</i>	205

Наукові редактори випуску: *О. С. Гаценко, В. А. Татаренко*
 Відповідальний секретар редакційної колегії *О. С. Гаценко*
 Редактор-коректор *О. С. Гаценко*
 Технічні редактори: *І. В. Загорулько, Л. І. Макаренко, М. В. Маніло*
 Художні редактори: *І. В. Загорулько, Л. І. Макаренко, М. В. Маніло*
 Оригінал-макет для прямого репродукування виготовлено комп'ютерною групою РВВ Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України

Адреса редакції:
 Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, РВВ–Редакція «МНТ»
 бульв. Акад. Вернадського, 36; 03142 Київ, Україна
 Тел.: +380 44 4249042; факс: +380 44 4242561
 Ел. пошта: mfint@imp.kiev.ua
 Ідентифікатор медіа R30-03171

Затверджено до друку вченою радою Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України
 Друкується за постановою редакційної колегії журналу англійською або українською мовами

Підписано до друку 26.02.2026 р. Формат 70×100/16.
 Ум. друк. арк. 9,75. Обл.-вид. арк. 8,97.
 Тираж 53 пр. Зам. № 0000 від 18.02.2026 р.

Віддруковано ВД «Академперіодика» НАН України
 вул. Терещенківська, 4; 01024 Київ, Україна
 Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 544 від 27.07.2001 р.

Сайт журналу: <http://mfint.imp.kiev.ua>
 DOI (журналу): <https://doi.org/10.15407/mfint>

DOI (випуску): <https://doi.org/10.15407/mfint.48.02>

INFORMATION (GUIDELINES) FOR CONTRIBUTORS

Submission of Manuscripts: Manuscripts should be sent by e-mail (mfint@imp.kiev.ua). Additionally, they can be sent by regular mail to Executive Managing Editor, Editorial Office, G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine, 36 Academician Vernadsky Boulevard, UA-03142 Kyiv, Ukraine. Manuscripts may also be submitted to a member of the Editorial Advisory Board or to the appropriate Regional Editor who is familiar with the research presented.

Submission of a paper to '*Metallophysics and Advanced Technologies*' (transliteration: '*Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*', i.e., '*MfNT*') will be taken to imply that it represents original work not previously published, that it is not being considered for publication elsewhere, and that, if accepted for publication, it will not be republished without the consent of the Editors and Publisher. It is a condition of acceptance by the Editor of a manuscript for publication that the Publishers acquire automatically the copyright in the manuscript throughout the world. Journal '*MfNT*' supports the generally accepted principles described in documents on publication ethics and unacceptable practices, which are presented on the [journal website](#).

Scope of the Journal: *Electronic Structure and Properties, Crystal-Lattice Defects, Phase Transformations, Physics of Strength and Plasticity, Metallic Surfaces and Films, Structure and Properties of Nanoscale and Mesoscopic Materials, Amorphous and Liquid States, Interactions of Radiation and Particles with Condensed Matter, Materials in Extremal Conditions, Reactor and Aerospace Metals Science, Medical Metals Science, New Metallic Materials and Synthetic Metals, Metal-Containing Smart Materials, Physical and Technical Basis of Experiment and Diagnostics, Articles under Discussion.*

Language: The language of publication may be English (preferably) or Ukrainian.

Abstract: Each paper requires an abstract of 200–250 words summarizing the significant coverage and findings (the use of mathematical symbols and expressions in abstract is not recommended).

Keywords and PACS numbers: 5–7 keywords and PACS numbers reflecting the content of the contribution should be supplied (see '[Physics and Astronomy Classification Scheme 2010](#)').

Manuscript Preparation: Papers should be formatted according to the [template](#), which can be downloaded from the Journal's website. The length of **research papers** should not in general exceed 5000 words and 10 figures; **review articles** should not exceed 10000 words and 30 figures, including tables and diagrams. Authors are urged to arrange the subject matter clearly under headings such as: 1. Introduction, 2. Experimental/Theoretical Details, 3. Results, 4. Discussion, 5. Conclusion, References. Subsections should be identified with section and subsection numbers (such as 6.1. Second-Value Subheading).

References and Notes: Notes are indicated in the text by consecutive superior Arabic numbers (without parentheses). References should be numbered consecutively (in square brackets) throughout the text. The full list should be collected and typed at the end of the paper in numerical order. Listed references should be completed in all details including DOI (if available) but excluding article titles in journals. **All authors'** initials should precede their names. Examples of references preparation:

1. S. O. Firstov and T. G. Rogul, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 1: 127 (2022) (in Ukrainian). <https://doi.org/10.15407/mfint.44.01.0127>
2. V. B. Tarelynyk, O. P. Gaponova, and Ye. V. Konoplianchenko, *Prog. Phys. Met.*, **23**, No. 1: 27 (2022). <https://doi.org/10.15407/ufm.23.01.027>
3. A. Meisel, G. Leonhardt, and R. Szargan, *Röntgenspektren und Chemische Bindung* [X-Ray Spectra and Chemical Bond] (Leipzig: Akademische Verlagsgesellschaft Geest & Portig K.-G.: 1977) (in German).
4. J. M. Ziman, *Printsipy Teorii Tverdogo Tela* [Principles of the Theory of Solids] (Moscow: Mir: 1974) (Russian translation).
5. M. A. Stucke, D. M. Dimiduk, and D. M. Hazzledine, *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys. V* (Eds. I. Baker and R. Darolia) (Pittsburgh, PA, USA: MRS: 1993), p. 471.
6. *Handbook of Mathematical Functions with Formulas, Graphs and Mathematical Tables* (Eds. M. Abramowitz and I. A. Stegun), Nat'l Bureau of Standards. Appl. Math. Ser. Vol. **55** (Washington, D.C.: U.S. Govt. Printing Office: 1964).
7. B. B. Karpovych and O. B. Borovkoff, *Proc. of Symp. 'Micromaterials Engineering' (Dec. 25–31, 1999)* (Kyiv: RVV IMF: 2000), vol. **2**, p. 113 (in Russian).
8. A. E. Krug, *Abstr. Int. Conf. Phys. Phenomena (Dec. 25–31, 1991, Alushta)* (Kharkiv: 1991), p. 12.
9. T. M. Radchenko, *Vplyv Uporyadkuvannya Defektnoyi Struktury na Transportni Vlastyvosti Zmishanykh Krystaliv* [Influence of Ordering of the Defect Structure on Transport Properties of the Mixed Crystals] (Thesis of Disser. for the Degree of Dr. Phys.-Math. Sci.) (Kyiv: G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.U.: 2015) (in Ukrainian). <https://doi.org/10.13140/RG.2.2.35430.22089>

ІНФОРМАЦІЯ ДЛІЯ АВТОРІВ

10. E. M. Gololobov, V. B. Shipilo, N. I. Sedrenok, and A. I. Dudyak, *Sposob Polucheniya Karbonitridov Metallov* [Production Method of Metal Carbonitrides], Authors' Certificate 722341 SSSR (Publ. November 21, 1979) (in Russian).

11. V. G. Trubachev, K. V. Chuistov, V. N. Gorshkov, and A. E. Perekos, *Sposob Polucheniya Metallicheskih Poroshkov* [The Technology of Metallic Powder Production]: Patent 1639892 SU. MKI, B22 F9/02, 9/14 (Otkrytiya i Izobreteniya, **34**, No. 13: 11) (1991) (in Russian).

12. Yu. M. Koval' and V. V. Nemoshkalenko, *O Prirode Martensitnykh Prevrashcheniy* [On the Nature of Martensitic Transformations] (Kyiv: 1998) (Prepr./N.A.S. of Ukraine. Inst. for Metal Physics. No. 1, 1998) (in Russian).

Journal title abbreviations should conform to generally accepted styles:

<https://www.cas.org/support/documentation/references/corejournals>;

<https://cdn.journals.aps.org/files/rmpguapb.pdf>;

https://images.webofknowledge.com/WOK46P9/help/WOS/A_abrvjt.html;

<https://mathscinet.ams.org/msnhtml/serials.pdf>.

Equations and Formulae: Formulas in the text should be inserted by **MathType**, fully compatible with MS Office. Vectors should be typed in bold without arrows above. Note that complicated formulae, mathematical expressions or (de)notations are not recommended in the title, abstract, and keywords.

Tables: Number tables consecutively with Arabic numerals and give a clear descriptive caption at the top.

Figures: All figures should be numbered with consecutive Arabic numbers, have descriptive captions and be mentioned in the text. Keep figures separate at the end of the text and clearly label each figure with author's name and figure number. The labels at axis should contain the designation (or notation) of quantities and their units.

Preparation: Figures submitted must be of a high enough standard for reproduction with 300–600 dpi resolution (including half-tone illustrations). Redrawing or retouching of unusable figures will be charged to the authors.

Colour Plates: Whenever, the use of colour is an integral part of the research, or where the work is generated in colour, the Journal will publish (in paper version) the colour illustrations with charge to the author. Reprints in colour will carry a surcharge. Please write to the Publisher for details.

Submission of Electronic Text: Authors should submit the electronic version of their paper by e-mail to the Editorial Office. The text file should be saved in the native formats of the MS Word with a name consisting the name of the first author, for example, Hotovchenko.docx. The electronic form of figures (in TIF, EPS, JPG, PNG formats preferably and with name consisting the name of the first author also, for example, Hotovchenko_fig2a.jpg) should be planned so that they reduce to 12.7 cm column width (or less), and keep them separated from the text file. It is desirable to submit additionally all the **figures** within the format of the program, in which they were created.

Proofs: Contributors will receive page proofs for correction by e-mail as a PDF document. These must be returned to Kyiv office (mfint@imp.kiev.ua with subject beginning by word 'mfint') within 5 days of receipt.

Page Charges: There are no page charges to individuals or institutions.

Reprints: Authors can freely download a PDF version of their published article from journal website: <https://mfint.imp.kiev.ua>. The printed issues may be ordered by completing the appropriate form sent with proofs and prepaid by authors under the terms as for subscription.

Further Information: All questions arising during the **peer review** or after acceptance of manuscripts, especially those relating to reprints, should be directed to G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine, Executive Managing Editor, Editorial Office, 36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine;

Fax: +380 44 4242561, e-mail: mfint@imp.kiev.ua (with subject beginning by word 'mfint').

We ask the authors to apply with their manuscript Copyright Transfer Agreement form.

Copyright Transfer Agreement

We, the undersigned authors of the manuscript '_____', transfer to the Founders, Publisher, and Editorial Board of the Journal 'Metallophysics and Advanced Technologies' (according to agreements between them) the right to publish this manuscript in original language or in translation to the other languages. We confirm that publication of this manuscript **will not** infringe a copyright of other persons or organizations and publication ethics.

Author(s): _____
(Last Name, First Name, Affiliation)

Correspondence Address: _____

Phone and e-mail: _____

(Signature)

(Date)

ІНФОРМАЦІЯ (ПРАВИЛА) ДЛЯ АВТОРІВ

Науковий журнал «Металофізика та новітні технології» (МФНТ) щомісяця публікує статті, які раніше ще не публікувалися та не перебувають на розгляді для опублікування в інших виданнях. Статті мають містити результати експериментальних і теоретичних досліджень в області фізики та технологій металів, сполук і сполук з металічними властивостями; рецензії на монографії; інформацію про конференції, семінари; відомості з історії металофізики; рекламу нових технологій, матеріалів, приладів. Журнал дотримується загальноприйнятих принципів, зазначених на його сайті в документах з публікаційної етики та щодо неприйнятних практик.

Тематика журналу: *Електронні структура та властивості, Дефекти кристалічної ґратниці, Фазові перетворення, Фізика міцності та пластичності, Металічні поверхні та плівки, Будова та властивості наномасштабних і мезоскопічних матеріалів, Аморфний і рідкий стани, Взаємодії випромінювання та частинок із конденсованою речовиною, Матеріали в екстремальних умовах, Реакторне й авіакосмічне металознавство, Медичне металознавство, Нові металеві матеріали та синтетичні метали, Металовмісні смарт-матеріали, Фізико-технічні основи експерименту та діагностики, Дискусійні повідомлення.*

Статті публікуються однією з двох мов: англійською (відається перевага) або українською.

Статті, в оформленні яких не дотримано наступних правил для опублікування в МФНТ, повертаються авторам без розгляду по суті. (Датою надходження вважається день повторного надання статті після дотримання зазначених нижче правил.)

1. Стаття має бути підписаною всіма авторами (із зазначенням їхніх адрес електронної пошти); слід вказати прізвище, ім'я та по батькові автора, з яким редакція буде вести листування, його поштову адресу, номери телефону та факсу й адресу електронної пошти.

2. Виклад матеріалу має бути чітким, структурованим (розділами, наприклад, «1. Вступ», «2. Експериментальна/Теоретична методика», «3. Результати та їх обговорення», «4. Висновки», «Цитована література»), стислим, без довгих преамбул, відхилень і повторів, а також без дублювання в тексті даних таблиць, рисунків і підписів до них. Анотація та розділ «Висновки» мають не дублювати один одного. Числові дані слід наводити в загальноприйнятих одиницях.

3. Об'єм оригінальної (неоглядової) статті має бути не більше 5000 слів (з урахуванням основного тексту, таблиць, підписів до рисунків, списку використаних джерел) і 10 рисунків. **Об'єм оглядової статті** — до 10000 слів та 30 рисунків.

4. За потреби до редакції може надаватися друкований (A4, подвійний інтервал) примірник рукопису з ілюстраціями.

5. До редакції обов'язково надається (по e-mail) файл статті, набраний у текстовому редакторі Microsoft Word, з назвою, що складається з прізвища першого автора (латиницею), наприклад, *Hotovchenko.docx*.

6. Електронна версія рукопису та його друкований варіант (в разі його надання) мають бути ідентичними. Вони мають оформлюватися за **шаблоном**, який можна завантажити з сайту журналу, і містити 5–7 **індексів PACS** в редакції 'Physics and Astronomy Classification Scheme 2010'. Тексти статей мають також містити **назву статті, список авторів, повні назви та поштові адреси установ**, в яких вони працюють, **анотацію статті** (200–250 слів), **5–7 ключових слів** двома мовами (англійською та українською), а заголовки таблиць і підписи до рисунків мають подаватися як **мовою рукопису, так і англійською мовою**; англійська анотація може бути представленою в більш розгорнутому варіанті (до 500 слів). Назва статті, її анотація та ключові слова мають не містити складні формули, математичні вирази чи позначення.

7. Електронні версії рисунків мають бути представленими у вигляді окремих файлів (у форматах TIF, EPS, JPG, PNG з розрізненням у 300–600 dpi) з назвами, що складаються з прізвища першого автора (латиницею) та номера рисунка, наприклад, *Hotovchenko_fig2a.jpg*. Додатково рисунки надаються у форматі програми, в якій вони створювалися.

8. Написи на рисунках (особливо на півтонових) слід по можливості замінити літерними позначеннями (набраними на контрастному фоні), а криві позначити цифрами або різними типами ліній/маркерів, які мають бути роз'ясненими в підписах до рисунків або в тексті. На графіках усі лінії/маркери мають бути достатньої товщини/розміру для якісного відтворення їх у зменшеному в 2–3 рази вигляді (рекомендована початкова ширина рисунка — 12,7 см). Світлини мають бути чіткими та контрастними, а написи та позначення мають не закривати істотні деталі (для чого можна використовувати стрілки). Замість зазначення в підтекстові збільшення під час зйомки бажано проставити масштаб (на контрастному фоні) на одній з ідентичних світлин. На графіках підписи до осей, **виконані мовою статті**, мають містити позначення (або найменування) величин, що відкладаються вздовж осей, і відділені комою їхні одиниці вимірювання.

9. Формули в текст треба вставляти за допомогою редактора формул **MathType**, сумісного з MS Office. **Вектори** слід набирати напівтовстим шрифтом без стрілок зверху.

10. Рисунки, таблиці, формули, а також підрядкові примітки (виноски) мають нумеруватися послідовно по всій статті.

11. Посилання на літературні джерела слід давати у вигляді порядкового номера, надрукованого в рядок у квадратних дужках. Список цитованої літератури складається по чергово за першою згадкою джерела. Приклади оформлення посилань наведено нижче (просимо звернути увагу на порядок розташування ініціалів і прізвищ авторів, бібліографічних відомостей і на розділові знаки, а також на необхідність зазначення **всіх** співавторів цитованої роботи та її ідентифікатора **DOI**, якщо він є):

ІНФОРМАЦІЯ ДЛЯ АВТОРІВ

1. S. O. Firstov and T. G. Rogul, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 1: 127 (2022) (in Ukrainian). <https://doi.org/10.15407/mfint.44.01.0127>
2. V. B. Tarel'nyk, O. P. Gaponova, and Ye. V. Konoplianchenko, *Prog. Phys. Met.*, **23**, No. 1: 27 (2022). <https://doi.org/10.15407/ufm.23.01.027>
3. A. Meisel, G. Leonhardt, and R. Szargan, *Röntgenspektren und Chemische Bindung* [X-Ray Spectra and Chemical Bond] (Leipzig: Akademische Verlagsgesellschaft Geest & Portig K.-G.: 1977) (in German).
4. J. M. Ziman, *Printsipy Teorii Tverdogo Tela* [Principles of the Theory of Solids] (Moscow: Mir: 1974) (Russian translation).
5. M. A. Stucke, D. M. Dimiduk, and D. M. Hazzledine, *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys. V* (Eds. I. Baker and R. Darolia) (Pittsburgh, PA, USA: MRS: 1993), p. 471.
6. *Handbook of Mathematical Functions with Formulas, Graphs and Mathematical Tables* (Eds. M. Abramowitz and I. A. Stegun), Nat'l Bureau of Standards. Appl. Math. Ser. Vol. 55 (Washington, D.C.: U.S. Govt. Printing Office: 1964).
7. B. B. Karpovych and O. B. Borovkoff, *Proc. of Symp. 'Micromaterials Engineering' (Dec. 25–31, 1999)* (Kyiv: R V V IMF: 2000), vol. 2, p. 113 (in Russian).
8. A. Eh. Krug, *Abstr. Int. Conf. Phys. Phenomena (Dec. 25–31, 1991, Alushta)* (Kharkiv: 1991), p. 12.
9. T. M. Radchenko, *Vplyv Uporyadkuvannya Defektnoyi Struktury na Transportni Vlastyvosti Zmishanykh Krystaliv* [Influence of Ordering of the Defect Structure on Transport Properties of the Mixed Crystals] (Thesis of Dissert. for the Degree of Dr. Phys.-Math. Sci.) (Kyiv: G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.U.: 2015) (in Ukrainian). <https://doi.org/10.13140/RG.2.2.35430.22089>
10. E. M. Gololobov, V. B. Shipilo, N. I. Sedrenok, and A. I. Dudyak, *Sposob Polucheniya Karbonitridov Metallov* [Production Method of Metal Carbonitrides], Authors' Certificate 722341 SSSR (Publ. November 21, 1979) (in Russian).
11. V. G. Trubachev, K. V. Chuistov, V. N. Gorshkov, and A. E. Perekos, *Sposob Polucheniya Metallicheskikh Poroshkov* [The Technology of Metallic Powder Production]: Patent 1639892 SU. MKI, B22 F9/02, 9/14 (Otkrytiya i Izobreteniya, **34**, No. 13: 11) (1991) (in Russian).
12. Yu. M. Koval' and V. V. Nemoshkalenko, *O Prirode Martensitnykh Prevrashcheniy* [On the Nature of Martensitic Transformations] (Kyiv: 1998) (Prepr./N.A.S. of Ukraine. Inst. for Metal Physics. No. 1, 1998) (in Russian).

Слід використовувати загальноприйняті скорочення назв журналів:

- <https://www.cas.org/support/documentation/references/corejournals>;
<https://cdn.journals.aps.org/files/rmpguapb.pdf>;
https://images.webofknowledge.com/WOK46P9/help/WOS/A_abrvjt.html;
<https://mathscinet.ams.org/msnhtml/serials.pdf>.

Необхідною вимогою є також надання авторами додаткового списку цитованої літератури (**References**) в латинській транслітерації (система BGN/PCGN; рекомендовані транслітератори: <http://www.slovnuk.ua/services/translit.php>; <http://ru.translit.net/?account=bgn>).

Після транслітерованих назв книг, дисертацій, патентів та ін. слід у квадратних дужках наводити їхній англomовний переклад (див. приклади вище). При транслітерації статей з МФНТ слід використовувати написання П.І.Б. авторів, наведені лише в англomовному змісті відповідного випуску, і офіційну транслітеровану назву журналу (див. також першу сторінку кожної статті та сайт).

12. Коректура авторам надсилається електронною поштою у вигляді pdf-файлу після завершення етапу рецензування. На перевірку коректури авторам відводяться 5 робочих днів. Після закінчення зазначеного терміну стаття автоматично направляється до друку. Виправлення слід відмітити та прокоментувати в самому pdf-файлі або оформити у вигляді переліку виправлень (підписаного уповноваженим представником колективу авторів) і переслати електронною поштою на адресу редакції.

Електронний варіант статті надсилається на e-mail: mfint@imp.kiev.ua (з темою, що починається словом 'mfint'). Друкована версія рукопису (якщо у ній є потреба) надсилається за адресою: Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, редакція МФНТ; бульвар Акад. Вернадського, 36; 03142 Київ, Україна або відповідному регіональному редактору (див. сайт).

Автори можуть вільно завантажити pdf-файли опублікованих статей з сайту журналу (<https://mfint.imp.kiev.ua>), а також замовити друковані примірники випуску журналу зі своєю статтею, надіславши до редакції журналу разом з коректурою відповідну заявку та квитанцію про оплату друку необхідної кількості примірників випуску на умовах, аналогічних передплатним.

Відповідно до угод між редакцією МФНТ, засновниками та видавцем журналу, редакція вважає, що автори, надсилаючи їй рукопис статті, передають засновникам, видавцю та редколегії право опублікувати цей рукопис мовою оригіналу та в перекладі іншими мовами, і просить авторів відразу прикладати до рукопису «Угоду про передачу авторського права».

Угода про передачу авторського права

Ми, що нижче підписалися, автори рукопису «_____», передаємо засновникам, видавцю та редколегії журналу «Металофізика та новітні технології» (згідно з угодами між ними) право опублікувати цей рукопис мовою оригіналу та в перекладі іншими мовами. Ми підтверджуємо, що ця публікація не порушує авторського права інших осіб або організацій і принципів наукової етики. При цьому за авторами зберігаються всі інші права як власників цього рукопису.

Підписи авторів: _____ (П.І.Б., дата, адреса, тел., e-mail)

PACS numbers: 74.20.De, 74.25.Uv, 74.25.Wx, 74.62.Dh, 74.72.-h, 74.78.Na, 84.71.Mn

Current-Driven Depinning of Elastic Vortex Filaments in Superconductors with Columnar Defects

O. S. Hrechykha*, O. L. Kasatkin**, V. P. Tsvitkovskiy**

**Kyiv Academic University,*
36 Academician Vernadsky Blvd.,
UA-03142 Kyiv, Ukraine

***G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,*
36 Academician Vernadsky Blvd.,
UA-03142 Kyiv, Ukraine

In the present work, the problem of an elastic Abrikosov-vortex filament depinning from a columnar defect in a 3D-anisotropic superconductor plate is considered within the framework of Lagrangian classical mechanics. We consider the problem of vortex depinning from columnar defect in a rather thick superconducting plate with thickness $d > 2\lambda$ (λ is the London penetration depth) under the action of transport Meissner current with a density $j(r, t)$ flowing in the surface screening layer of width $\cong \lambda$. The conditions for the occurrence of instability of the pinned state of the vortex are investigated and the corresponding depinning critical-current density on the specimen surface, at which the vortex filament starts its escape from the columnar defect, is calculated. The time for the vortex-depinning process and its dependences on both the sample thickness and the transport-current value are calculated. The dependence of the average critical-current density on the plate thickness d is also found.

Key words: superconductor, Abrikosov vortex, flux quantum, coherence length, vortex pinning, columnar defect, critical current.

У даній роботі в рамках Лягранжової класичної механіки розглянуто

Corresponding author: Olexander Leonidovych Kasatkin
E-mail: al_kas@i.ua

Citation: O. S. Hrechykha, O. L. Kasatkin, and V. P. Tsvitkovskiy, Current-Driven Depinning of Elastic Vortex Filaments in Superconductors with Columnar Defects, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **48**, No. 2: 111–121 (2026), DOI: [10.15407/mfint.48.02.0111](https://doi.org/10.15407/mfint.48.02.0111)

© Publisher PH “Akadempriodyka” of the NAS of Ukraine, 2026. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

задачу про депінінг пружної вихрової нитки Абрикосова від стовпчастого дефекту в пластині 3D-анізотропного надпровідника. Розглянуто задачу про депінінг вихору зі стовпчастого дефекту в достатньо товстій надпровідній пластині товщиною $d > 2\lambda$ (де λ — Лондонова глибина проникнення) під дією транспортного Майсснерового струму з густиною $j(r, t)$, що протікає у поверхневому екранівному шарі шириною $\cong \lambda$. Досліджено умови виникнення нестабільності закріпленого стану вихору та розраховано відповідну густину критичного струму депінінгу на поверхні зразка, за якої вихрова нитка починає вихід зі стовпчастого дефекту. Розраховано час процесу депінінгу вихору та його залежність від товщини зразка і значення транспортного струму. Також знайдено залежність середньої критичної густини струму від товщини пластини d .

Ключові слова: надпровідник, вихор Абрикосова, квант потоку, довжина когерентності, пінінг вихору, стовпчастий дефект, критичний струм.

(Received 27 March, 2025; in final version, 16 July, 2025)

1. INTRODUCTION

Modern electrical engineering requires materials with high current-carrying capacity. Such materials can be high-temperature superconductors (HTS) capable of conducting non-dissipative current with a density of the order 10^6 A/cm² at liquid nitrogen temperatures ($T \leq 78$ K) [1, 2]. The current-carrying capacity of superconducting materials usually is characterized by the critical current density—the maximal density value of the non-dissipative current, j_c . Today, the value of j_c (78 K) in HTS films and coatings based on RE-Ba-Cu-O (RE = Y, Gd, Nd, Sm) reaches 10^6 – 10^7 A/cm² [2, 3]. An active work is continued to improve the technology for obtaining HTS films and coatings in order to increase the critical current and reduce its dependence on magnetic field and thickness of the superconducting layer [4–6].

The value of j_c in superconductors depends on the ability of material to pin Abrikosov vortices, whose motion leads to the emergence of a resistive state and electrical resistance [7–9]. It is widely believed that the most effective vortex pinning centres are extended linear (columnar) defects with a radius of order the coherence length, ξ , of the superconducting state (for HTS materials, ξ is of about a few nanometers). The efficiency of such linear pinning centres is determined by their ability to pin a vortex along its entire length, when magnetic field is directed along the axis of the linear defect [3, 8, 10]. In HTS materials, effective linear vortex pinning centres are: artificially created columnar defects, which usually arise, when material is irradiated with heavy ions with high energies of 1–10 GeV order (see, for example, review [10]); edge and screw dislocations formed during growth of epitaxial HTS films [11–13], as well as so called ‘nanorods’ formed due

to the self-organization of nanosize dielectric particles implanted inside the HTS material (*e.g.*, BaZrO₃, Y₂O₃, *etc.*) [2–6]. It should be noticed that, for other superconducting materials, *e.g.*, for a new class of superconductors, namely, ferropnictides, which are currently being actively studied, linear extended defects also play a significant role in enhancing the pinning of vortices and increasing the critical current [14–16]. In sufficiently weak magnetic fields, the number of Abrikosov vortices is significantly less than the number of linear defects, and the intervortex distance is significantly larger than the radius of a cylindrical linear defect. In this case, the interaction of vortices with each other can be neglected in comparison with the pinning force created by the linear defect. The type of the pinning potential well $U_p(r)$ for a vortex parallel to the axis of cylindrical linear defect was calculated in a number of theoretical models [17–21]. The state and characteristics of the superconductor are then determined by the interaction of an individual vortex with the pinning centre and effect of the Lorentz force on it: $\mathbf{F}_L = [\mathbf{j}(r) \times \phi_0]$, where $\mathbf{j}(r)$ is the transport current density, $\phi_0 = h/2e \cong 2.07 \cdot 10^{-15} \text{ T} \cdot \text{m}^2$ is the magnetic flux quantum, which is created by an Abrikosov vortex. The condition for applicability of the single-vortex approximation is following: $B \ll B_\phi = n_d \phi_0$, where $B = n_v \phi_0$ is magnetic induction in the superconductor, n_v and n_d are two-dimensional concentration of vortices and linear defects, respectively. Typical values for B_ϕ are in the range of 1–10 T [10–13]. So, the single-vortex approach can be used for a variety of problems, concerning the role of columnar pinning sites. Within the framework of such a ‘single-vortex’ approach, which does not take into account the interaction of vortices with each other, it was shown that the escape of vortices from linear defects and their subsequent dynamics at finite temperatures in the presence of transport current with a density j occurs due to the mechanism of fluctuation formation of partially depinned vortex loops in the bulk of the superconductor [8, 11, 22, 23] or vortex ‘tongues’ near the surface [24] with a size exceeding a certain critical value $l_c(j)$ and, accordingly, an excitation energy greater than the critical value $U_c(j)$: $l_c(j) \propto U_c(j) \propto 1/j$. Such loop excitations are sources for the development of an instability of the pinned state of the vortex filament, since, at $l > l_c(j)$, they start to increase in size under the action of the Lorentz force created by transport current, thereby ensuring the sliding of the vortex from the linear defect and its movement to the adjacent linear defect located in the direction of the Lorentz force. This scenario of disruption (depinning) and subsequent transport of vortices in superconductors with parallel linear defects directed along the c -axis of the crystal is confirmed by a number of experiments performed on HTS single crystals at not too high magnetic fields and temperatures: $T < T_{\text{BG}}$ and $B < B_\phi$ (T_{BG} is the critical temperature for the vortex ensemble transition to the ‘Bose glass’ state, $B_\phi = n_d \phi_0$ is the

characteristic ‘matching field’, n_d is the density of columnar defects per unit surface of the sample) [8, 9]. Meanwhile, the problem of disruption of a single vortex and depinning critical current value in the limit of low temperatures at $T \rightarrow 0$ K, when thermal fluctuations and processes of thermal excitation of vortex loops of critical size can be neglected, still needs its further exploration.

2. PROBLEM STATEMENT

In this paper, we study the dynamic behaviour of an elastic Abrikosov vortex filament in a pinning potential well of a linear defect in a 3D anisotropic superconductor under the action of a non-uniformly distributed and non-stationary transport current. We also calculate the corresponding depinning critical current and its dependence on the vortex elasticity and sample thickness. The new feature first considered in the present work is the time of vortex depinning from linear defect. Its dependences on the sample thickness as well as the transport current value are numerically calculated. We consider the case of a plate (film) of a moderately anisotropic layered superconductor (REBCO type) with linear defects passing through the entire thickness of the plate and oriented along the crystal axis c , perpendicular to the two-dimensional superconducting layers and the surface of the sample. It is assumed that the plate thickness $d > 2\lambda$, where $\lambda \equiv \lambda_{ab}$ is the London penetration depth of a weak magnetic field. The instability threshold of the pinned state of the vortex and the corresponding values of the depinning critical current for different values of thickness d in the range of $(2-10)\lambda$ are found. The study of the stability of the vortex pinning state is carried out taking into account the elastic properties of the vortex filament and the non-uniformity of the distribution of the Lorentz force from the transport current, acting on the scale of the London penetration depth λ . The shape of the bended vortex filament in the pinning potential of linear defect $U_p[s(z)]$ and additionally exerted to the action of inhomogeneous Lorentz force $F_L(z) = \phi_0 j(z)$ is described by its displacement $s(z)$ relative to the defect axis (the Oz -axis) directed perpendicularly to the plate. In this case, the equilibrium shape of the vortex filament can be obtained by minimizing its energy functional [23]:

$$W\{s(z)\} = \int_{-d/2}^{d/2} \Phi(z) dz, \quad (1)$$

$$\Phi(z) = \frac{P}{2} \left(\frac{\partial s}{\partial z} \right)^2 - \phi_0 j(z) s(z) + U_p[s(z)]. \quad (2)$$

Here, P is the vortex line tension: $P = E_\phi / I^2$, $E_\phi = \phi_0 H_{c1}$ is the vortex

self-energy per unit length of the vortex line, Γ is anisotropy coefficient for layered material (like REBCO) [9, 23], H_{c1} is the lower critical field; for pinning potential $U_p(s)$, we use the Lorentzian form [20, 26]:

$$U_p(s) = -U_{p0} \frac{r_p^2}{r_p^2 + s^2}, \quad (3)$$

where the pinning well depth, U_{p0} , is of order of the vortex self-energy [23], r_p is a characteristic size of the pinning potential well created by the columnar defect: $r_p > \xi$ (ξ is the coherence length).

Minimization procedure applied to Eq. (1) gives the following equation for the equilibrium form of the vortex line [23, 25]:

$$P \frac{d^2 s}{dz^2} + \phi_0 j(z) - \frac{dU_p}{ds} = 0 \quad (4)$$

with boundary conditions $(ds/dz)_{z=\pm d/2} = 0$, which mean that the bended vortex line on the surface should be oriented normally with respect to the plate surfaces. Based on Eq. (4), the form of the bended vortex line in the presence of transport current with an inhomogeneous density $j(z)$ and stability threshold for equilibrium solutions of Eq. (4) were explored and the depinning critical current was examined in Refs. [25, 27].

In the present work, we investigate dynamics of elastic vortex filament in the pinning potential well of linear defect under the influence of nonstationary transport current. More precisely, we explore dynamics of the vortex escape from linear pinning site under the action of inhomogeneously distributed transport Meissner current $j(z, t)$, which is switched on at some moment t_0 :

$$j(z, t) = \Theta(t - t_0) j_0 \frac{\cosh(z / \lambda)}{\cosh(d / (2\lambda))}. \quad (5)$$

Here, $\Theta(t - t_0)$ is the unit step (Heaviside) function; j_0 is amplitude of the Meissner transport current concentrated mainly near both plates surfaces on the scale of the London penetration depth λ .

To explore the dynamics of a pinned vortex line under the nonstationary Lorentz-force action determined by the current density distribution given by Eq. (5), we use the Lagrange dynamics equation. Based on Eqs. (1), (2), the latter can be written in form:

$$P \frac{\partial^2 s}{\partial z^2} + \phi_0 j(z, t) - \frac{\partial U_p}{\partial s} = \eta \frac{\partial s}{\partial t}. \quad (6)$$

Here, η is viscosity coefficient for the vortex filament (per its unit

length): $\eta = \frac{\phi_0 B_{c2}}{\rho_n}$ (B_{c2} is the upper critical field; ρ_n is the normal state resistivity); the pinning potential $U_p(s)$ is given by Eq. (3). We explore Eq. (6) with boundary conditions similar to that used above for Eq. (4) and time-dependent current given by Eq. (5). To solve Eq. (6), we use dimensionless variables and coefficients, which enter in this equation, as given by the following transformations:

$$s \rightarrow \frac{s}{r_p}; z \rightarrow \frac{z}{\lambda}; d \rightarrow \frac{d}{\lambda}; t \rightarrow \frac{0,01\alpha_L}{\eta} t; j_0 \rightarrow \frac{j_0}{j_{c0}}; P \rightarrow \frac{P}{\alpha_L r_p} \left(\frac{r_p}{\lambda} \right)^2. \quad (7)$$

Here, α_L is the so-called Labusch parameter defined as follows:

$$\alpha_L = \left. \frac{d^2 U_p(s)}{ds^2} \right|_{s=0}. \quad \text{It characterizes the rigidity of the pinning potential}$$

well near its bottom. For the pinning potential given by Eq. (3), one

gets: $\alpha_L = \frac{2U_{p0}}{r_p^2}$. The Labusch parameter together with the radius of

the pinning potential well, r_p , define a characteristic scale of the depinning critical current density, $j_{c0}: j_{c0} = \alpha_L r_p / \phi_0$ [25, 27].

Now, using these dimensionless variables (7) and renormalized coefficients, we can rewrite the dynamic Eq. (6) in the following form:

$$P \frac{\partial^2 s}{\partial z^2} + j_0 \Theta(t - t_0) \frac{\cosh(z)}{\cosh(d/2)} - \frac{s}{(1 + s^2)^2} = 0.01 \frac{\partial s}{\partial t}. \quad (8)$$

Here, s, z, t are dimensionless variables, and P, j_0, d are proper dimensionless parameters defined by the transformation (7); $\Theta(t - t_0)$ is the step-like (Heaviside) function.

The obtained results for vortex dynamics based on the numerical solution of Eq. (8) with a proper choice of parameters, which rule the vortex dynamics, are presented in the next Section.

3. RESULTS OF NUMERICAL MODELLING

In this section, we investigate an occurrence of current-driven instability of the pinned vortex state, and employing the numerical solution of the dynamic Eq. (6), calculate the corresponding depinning critical current density, at which the vortex filament starts its escape from the columnar defect under the action of switched on (at some moment t_0) an inhomogeneous Lorentz force, concentrated near the surface within the screening layer of width λ .

In Figure 1, the evolution of the vortex filament shape is shown af-

ter the driving current switching on at the moment t_0 . This figure illustrates the case of low current densities (5): $j_0 < j_c$ (j_c is the depinning critical current density on the plate's surface). One can see that, after the transition process, the vortex line shape acquires the stationary form and its time evolution ceases. At high current densities, $j_0 > j_c$, the depinning process for a flexible vortex filament starts at the plate surface and then the vortex detachment wave propagates from the surface to the specimen centre. During this transition process, the vortex line distortion at the plate centre ($z=0$) increases and then begins to exceed the pinning potential well radius, *i.e.*, when $s(0, t) > r_p$, the vortex filament elaborates from the pinning potential well and moves freely driven by the inhomogeneous Lorentz force counteracted by the viscous friction. This type of vortex filament dynamics caused by the step-like switching on the driving Lorentz force, caused by the inhomogeneous transport current density $j(z, t)$ given by Eq. (5) is shown in Fig. 2.

It worth noticing that the vortex depinning process in this case has a definite duration, which can noticeably effect on electromagnetic response of a superconductor. For instance, it can cause a delay in a switching-on of the resistive state at the pulse current loading of this type superconductor.

The time evolution of the vortex ends position on the plate surface, $s(\pm d/2, t)$ together with the position of the vortex filament centre, $s(0, t)$, obtained by numerical solution of Eq. (8) for current value larger than the critical, $j_0 > j_c$, and proper values of parameters entering this equation, is demonstrated in Fig. 3. This figure distinctly demon-

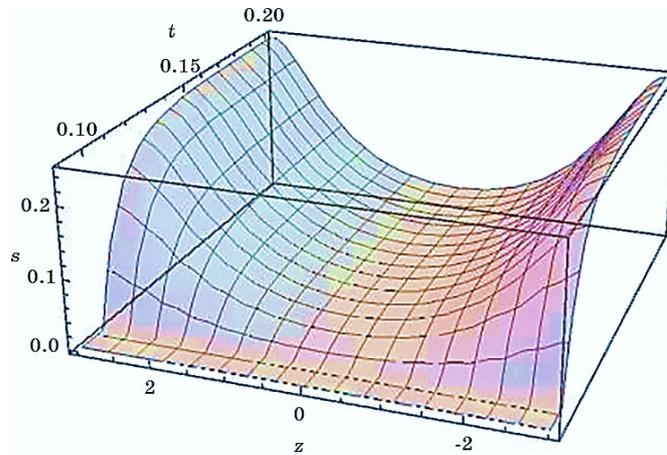


Fig. 1. 3D graph for vortex filament deviation $s(z, t)$ from the columnar defect caused by switched on at the moment t_0 an inhomogeneous Lorentz force corresponding to the current density $j(z, t)$ given by Eq. (5). This graph is obtained by numerical solution of Eq. (8) for proper parameters values.

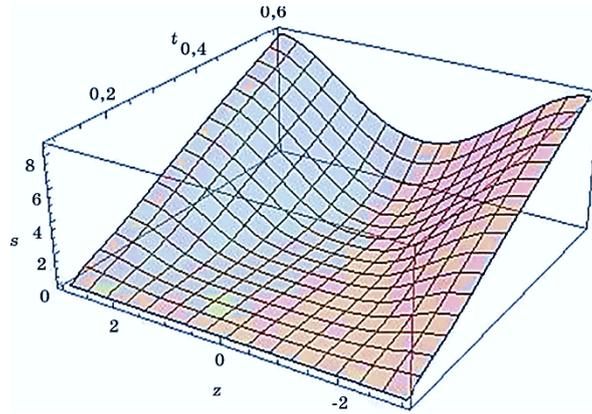


Fig. 2. 3D graph of the pinned vortex filament escape from the columnar defect at current higher than the depinning critical value.

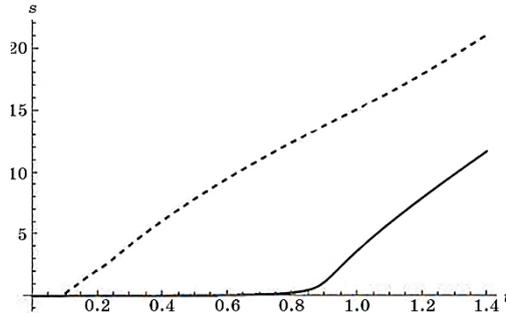


Fig. 3. The time evolution of the vortex ends position on the plate surface, $s(\pm d/2, t)$, together with the position of the vortex filament centre, $s(0, t)$, obtained by numerical solution of Eq. (8) for the current amplitude larger than the critical one, $j_0 > j_c$, and proper values of parameters.

strates that the depinning process caused by the step-like switching on the driving current described by Eq. (5) starts on the surface and propagates inside the plate leading to the some delay of the vortex central part escape from the columnar defect.

In what follows, we consider the delay time for the vortex depinning process, τ , as that, which is necessary for the achievement of the deviation of the vortex central part, $s(0, t - t_0)$, the value of the pinning potential well radius, r_p : $s(0, \tau) = r_p$. Corresponding dependences of the delay time on the sample thickness, $\tau(d)$, and transport current amplitude value, $\tau(j_0)$, are shown in Fig. 4 and Fig. 5, respectively, for proper values of parameters in Eq. (8).

In addition, we have calculated numerically the average critical current density and its dependence on the plate thickness d . This plot is

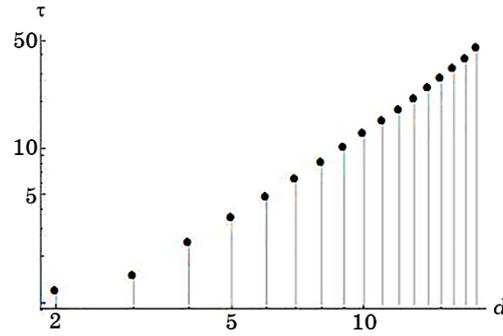


Fig. 4. Thickness dependence of the delay time for vortex escape from columnar defect, $\tau(d)$, at $j_0 > j_c$ calculated from Eq. (8) for the following values of parameters in Eq. (8): $P = 0.1$, $j_0 = 0.7$, $j_c = 0.5$.

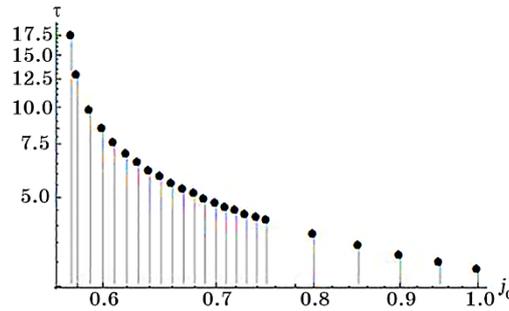


Fig. 5. Dependences of the delay time on the transport current amplitude value, $\tau(j_0)$, for proper values of parameters in Eq. (8): $P = 0.12$, $d = 8$, $j_c = 0.5$.

demonstrated in Fig. 6.

The descending dependence $\bar{j}_c(d)$ means that the total critical current through the whole cross-section of the plate will increase slower than simple linear proportional dependence on d . So, for achievement of high current-carrying abilities of superconducting tapes and coatings produced from HTS materials, the presence of additional pinning sites of other type (point-like strong pinning sites or columns splitting) is necessary [3–5].

4. CONCLUSION

In this work, the mechanics of vortex escape from a columnar defect and necessary conditions for vortex depinning were investigated theoretically by use of a nonlinear dynamic equation, which describes the behaviour of an elastic vortex filament settled in the pinning potential

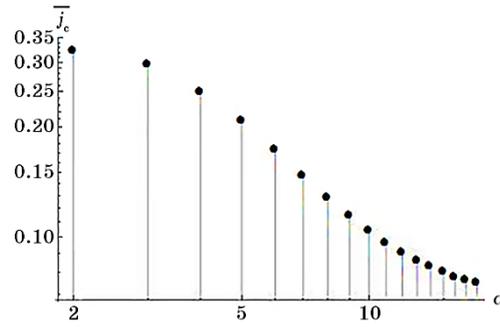


Fig. 6. Depinning critical current density averaged of the plate thickness.

well and exerted to the action of inhomogeneously distributed Meissner current, which is switched on at some moment t_0 in a step-like way. The time evolution of the vortex filament form during the depinning process was modelled by the solution of the nonlinear dynamic equation, and the results of this modelling are presented in the form of 3D graphs. The most significant physical result obtained in the present work is a demonstration of the finite duration of the depinning process. We have numerically calculated the depinning time of a single vortex filament from a columnar defect, which characterizes the delay in the response of vortices on alternating current and the dependences of this delay time on the specimen thickness and the driving current value. The corresponding effect of this type of delay of the vortex response on the electrodynamics of a superconductor with columnar defects and its manifestation on electrodynamic characteristics will be studied elsewhere.

AUTHORS' CONTRIBUTIONS

O. S. Hrechykha solved numerically nonlinear differential equations, plotted corresponding graphs for curved vortex lines and calculated physical characteristics. A. L. Kasatkin supervised the project, formulated the main conceptual ideas, elaborated analytical approaches, and wrote the manuscript with input from all authors. V. P. Tsvitkovskiy performed numerical calculations of physical characteristics, verified analytical approaches, and reviewed the literature. All authors approved the final version of the manuscript.

REFERENCES

1. D. Larbalestier, A. Gurevich, D. M. Feldmann, and A. Polyanski, *Nature*, **414**: 368 (2001).

2. S. R. Foltyn, L. Civale, J. L. MacManus-Driscoll, Q. X. Jia, B. Maioro, H. Wang, and M. Maley, *Nature Mater.*, **6**: 631 (2007).
3. B. Maiorov, S. A. Baily, H. Zhou, O. Ugurlu, J. A. Kennison, P. C. Dowden, T. G. Holesinger, S. R. Foltyn, and L. Civale, *Nature Mater.*, **8**: 398 (2009).
4. T. Horide, K. Otsubo, R. Kita, N. Matsukida, M. Ishimaru, S. Awaji, and K. Matsumoto, *Supercond. Sci. Technol.*, **30**, No. 7: 074009 (2017).
5. T. Sueyoshi, Y. Furuki, E. Tanaka, T. Fujiyoshi, F. Mitsugi, T. Ikegami, and N. Ishikawa, *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, **23**, No. 3: 8002404 (2013).
6. A. O. Ijaduola, S. H. Wee, A. Goyal, P. M. Martin, J. Li, J. R. Thompson, and D. K. Christen, *Supercond. Sci. Technol.*, **25**: 045013 (2012).
7. A. A. Abrikosov, *Fundamentals of the Theory of Metals* (New York: Courier Dover Publications: 2017).
8. G. Blatter, M. V. Feigelman, V. B. Geshkenbein, A. I. Larkin, and V. M. Vinokur, *Rev. Mod. Phys.*, **66**: 1125 (1994).
9. E. H. Brandt, *Rep. Prog. Phys.*, **58**: 1465 (1995).
10. L. Civale, *Supercond. Sci. Technol.*, **10**, No. 7A: A11 (1997).
11. V. M. Pan, A. L. Kasatkin, V. L. Svetchnikov, and H. W. Zandbergen, *Cryogenics*, **33**, No. 1: 21 (1993).
12. B. Dam, J. M. Huijbregtse, F. C. Klaassen, R. C. F. van der Geest, G. Doornbos, J. H. Rector, A. M. Testa, S. Freisem, J. C. Martinezk, B. Stauble-Pumpin, and R. Griessen, *Nature*, **399**: 439 (1999).
13. V. Pan, Y. Cherpak, V. Komashko, S. Pozigun, C. Tretiatchenko, A. Semenov, E. Pashitskii, and A. V. Pan, *Phys. Rev. B*, **73**: 054508 (2006).
14. L. Fang, Y. Jia, C. Chaparro, G. Sheet, H. Claus, M. A. Kirk, A. E. Koshelev, U. Welp, G. W. Crabtree, W. K. Kwok, S. Zhu, H. F. Hu, J. M. Zuo, H.-H. Wen, and B. Shen, *Appl. Phys. Lett.*, **101**: 012601 (2012).
15. T. Taen, H. Yagyuda, Y. Nakajima, T. Tamegai, O. A. Valenzuela, L. Civale, B. Maiorov, T. Kambara, and Y. Kanai, *Phys. Rev. B*, **89**: 024508 (2014).
16. F. Ohtake, T. Taen, S. Pyon, T. Tamegai, and S. Okayasu, *Phys. Proc.*, **58**: 122 (2014).
17. V. V. Shmidt and G. S. Mkrtchyan, *Sov. Phys. Usp.*, **17**: 17018 (1974).
18. H. Nordborg and V. M. Vinokur, *Phys. Rev. B*, **62**, No. 18: 12408 (2000).
19. A. Buzdin and M. Daumens, *Physica C*, **332**, Nos. 1–4: 108 (2000).
20. E. A. Pashitskii and V. I. Vakaryuk, *Low Temp. Phys.*, **28**: 11 (2002).
21. A. A. Bepalov and A. S. Mel'nikov, *Supercond. Sci. Technol.*, **26**: 085014 (2013).
22. D. R. Nelson and V. M. Vinokur, *Phys. Rev. Lett.*, **68**, No. 15: 2398 (1992).
23. E. H. Brandt, *Phys. Rev. Lett.*, **69**, No. 7: 1105 (1992).
24. A. L. Kasatkin, V. M. Pan, and H. C. Freyhardt, *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, **7**, No. 2: 1588 (1997).
25. V. Tsvetkovskii, A. Kasatkin, and V. Shabatura, *J. Phys.: Conf. Ser.*, **43**: 639 (2006).
26. F. C. Klaassen, G. Doornbos, J. M. Huijbregtse, R. C. F. van der Geest, B. Dam, and R. Griessen, *Phys. Rev. B*, **64**, No. 18: 184523 (2001).
27. V. A. Fedirko, A. L. Kasatkin, and S. V. Polyakov, *J. Low Temp. Phys.*, **192**: 359 (2018).

PACS numbers: 52.77.Fv, 68.37.Hk, 75.50.Ww, 75.60.-d, 81.05.Bx, 81.20.Ev, 81.40.Rs

Fabrication of MnBi Magnetic Phases Using Arc-Plasma Sintering: a Novel Approach for Intermetallic Systems

Ridwan, Azwar Manaf*, Adel Fisli, Arbi Dimiyati, Iwan Sumirat, Mujamilah, Ganisa Kurniati Suryaman**, and Grace Tj. Sulungbudi

*Research Center for Nuclear Beam Analysis Technology,
National Research and Innovation Agency, KST B.J. Habibie Serpong,
15314 Tangerang Selatan, Indonesia*

**Department of Physics, Faculty of Mathematics and Natural Sciences,
University of Indonesia,
16424 Depok, Indonesia*

***Research Center for Nuclear Material and Radioactive Waste Technology,
KST B.J. Habibie Serpong,
15314 Tangerang Selatan, Indonesia*

This study explores a novel arc-plasma sintering method for fabrication of magnetic phases in the manganese–bismuth (MnBi) alloy system with a 1:1 atomic ratio. The arc-plasma technique provides an innovative approach to sintering the intermetallic systems with elements exhibiting significantly different melting points, such as Mn (1246°C) and Bi (271.4°C). By adjusting the distance between the sample and the plasma source, temperatures up to 1250°C are rapidly reached in an argon atmosphere. Post-sintering annealing at 240°C for 4 and 24 hours influences significantly the magnetic properties of the material. Characterization is conducted using scanning electron microscopy, x-ray diffraction, and a vibrating sample magnetometer. This study highlights the potential of arc-plasma sintering as an efficient method for producing MnBi-based permanent magnets, offering a sustainable alternative to rare earth-based materials. The results demonstrate that optimiz-

Corresponding author: Ridwan
E-mail: ridw001@brin.go.id

Citation: Ridwan, Azwar Manaf, Adel Fisli, Arbi Dimiyati, Iwan Sumirat, Mujamilah, Ganisa Kurniati Suryaman, and Grace Tj. Sulungbudi, Fabrication of MnBi Magnetic Phases Using Arc-Plasma Sintering: a Novel Approach for Intermetallic Systems, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **48**, No. 2: 123–139 (2026). DOI: [10.15407/mfint.48.02.0123](https://doi.org/10.15407/mfint.48.02.0123)

© Publisher PH ‘Akademperiodyka’ of the NAS of Ukraine, 2026. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

ing the sintering process improves magnetic performance and enhances the structural integrity of the magnets. Further research into the microstructural transformations during annealing could provide valuable insights into the mechanisms driving these improvements.

Key words: arc-plasma sintering, MnBi, high-temperature sintering, permanent magnets, magnetic materials.

В даній роботі досліджено нову методу спікання плазмою дугового розряду для створення магнетних фаз на основі системі Манган–Бісмут (MnBi) з атомовим співвідношенням 1:1. Плазмово-дугова методика забезпечує інноваційний підхід щодо спікання інтерметалевих систем з елементами, що мають істотно різні температури топлення, такими як Mn (1246°C) та Bi (271,4°C). Шляхом регулювання віддалі між зразком і джерелом плазми в атмосфері аргону можна швидко досягти температури до 1250°C. Відпал після спікання за 240°C впродовж 4 і 24 годин істотно впливає на магнетні властивості матеріалу. Характеризація проводиться за допомогою сканівної електронної мікроскопії, рентгенівської дифракції та вібраційного магнетометра. Проведені дослідження демонструють потенціал методи дугового плазмового спікання як ефективної методи виробництва постійних магнетів на основі MnBi, пропонуючи стійку альтернативу матеріалам на основі рідкісноземельних елементів. Результати демонструють, що оптимізація процесу спікання поліпшує магнетні характеристики та підвищує структурну цілісність магнетів. Подальші дослідження мікроструктурних перетворень під час відпалювання можуть дати цінне розуміння механізмів, що зумовлюють ці поліпшення.

Ключові слова: дугове плазмове спікання, MnBi, високотемпературне спікання, постійні магнети, магнетні матеріали.

(Received 26 February, 2025; in final version, 2 July, 2025)

1. INTRODUCTION

The demand for permanent magnet materials is expected to rise in response to the increasing importance of environmentally friendly energy sources in the future. Magnetic materials play a crucial role in various industries, particularly in transportation, where they are essential for replacing fossil fuels [1]. Currently, rare earth element based materials, such as NdFeB, are extensively used for permanent magnets. The demand for these materials is primarily driven by key sectors experiencing significant growth. In the electronics industry, components like motors, sensors, and actuators increasingly rely on NdFeB magnets due to the trend towards device miniaturization and improved power efficiency [1, 2]. This trend is anticipated to result in a substantial and ongoing increase in the demand for rare earth elements. However, since the production of rare earth elements is mainly concentrated in a few countries, the prices of rare-earth element-based magnetic

components are likely to continue to rise [3].

To reduce our dependence on rare earth elements, efforts are being made to obtain magnetic materials that are free of rare earth. A manganese-bismuth intermetallic alloy compound (MnBi) is a promising candidate for magnetic materials that do not contain rare earth elements and has attracted a lot of attention. This material is ferromagnetic which substantially shows anisotropic magnetocrystalline properties and has a positive coercivity coefficient temperature. This allows the material to be applied at relatively high temperatures, which are rarely found in other ferromagnetic materials [4, 5]. The permanent magnetic properties of this MnBi intermetallic system originate from the low-temperature phase (LTP) α -MnBi, which possesses a NiAs-type hexagonal crystal structure demonstrating uniaxial anisotropic magnetic properties at room temperature [6]. However, achieving a single LTP phase is challenging due to the large difference between the melting points of Mn and Bi [7]. The most used method to obtain MnBi ingots is conventional powder metallurgy. Manganese (Mn) powder is mixed with bismuth (Bi) powder in various compositions based on atomic percent and weight percent, which is then compacted and processed using arc melting methods [8], melt spinning [9, 10], or induction furnaces [11]. The resulting ingots are subsequently ground for several hours in an inert gas atmosphere [12]. The fine powder containing a magnetic phase is compacted and heat-treated in a magnetic field to enhance density and magnetic properties, with some approaches utilizing epoxy resin as a binder to produce bonded magnets [13, 14]. Other sintering methods include spark-plasma sintering [15, 16] and utilizing severe plastic deformation (SPD) techniques for bulk systems [17]. These synthesis methods are typically conducted at low temperatures, with a few publications discussing high-temperature synthesis processes. Li *et al.* [18] synthesized MnBi using an induction furnace at 900°C with directional solidification in a magnetic field, significantly enhancing crystalline anisotropy. Meanwhile, Panita Thongjumba *et al.* [19] also obtained a ferromagnetic phase from MnBi using a microwave furnace at a temperature of 1247°C, which is slightly above the melting point of Mn.

This study presents an innovative approach to fabricating MnBi magnetic phases using arc-plasma sintering (APS). In contrast to traditional powder-based methods, APS enables the direct utilization of bulk MnBi samples, by passing the need for powderization. By achieving high temperatures rapidly within a controlled environment, this technique offers a compelling alternative to produce MnBi-based magnetic materials. The research focuses on exploring and optimizing the growth of the MnBi magnetic phase through APS, with the goal of improving both the efficiency and scalability of the fabrication process for industrial applications.

2. EXPERIMENTAL

An arc-plasma sintering facility was utilized in the synthesis process of the MnBi phase system. The plasma arc generated by the APS is highly influenced by the gas flow rate. The use of argon as a plasma gas is beneficial in creating an inert atmosphere around the material during processing, thus preventing oxygen adsorption events [20]. According to the research, the length of the plasma arc is closely related to changes in current and the flow rate of argon as the plasma gas; the temperature on the workpiece surface is directly proportional to the distance between the workpiece and the plasma source [21]. For this study, a distance of 15.5 mm between the sample and the source was maintained, with a constant current of 70 A, while the argon plasma gas flow rate was varied to 5, 6, and 7 l/min, respectively. Here, the plasma gas used is high purity argon with a flow rate of 5, 6, and 7 l/min, a fixed electric current of 70 A and a plasma life time of 10 s with a pause of 2 s with automatic settings. The working temperature of arc-plasma sintering has been verified without using a sample, with a distance between the plasma source and the empty sample container of 15.5 mm, which is equipped with a K-type thermocouple as a temperature counter. The results of temperature measurements at the sample position can be seen in Fig. 1. Based on the measurement results, it observed the plasma temperature generated is influenced by the flow rate of argon gas as the plasma gas, as it was observed by Hua Xie *et al.* [22].

The alloy used in this work with a nominal composition of Mn₅₀Bi₅₀ [at.%] was obtained from Xiamen Advanced High-tech Material Co.,

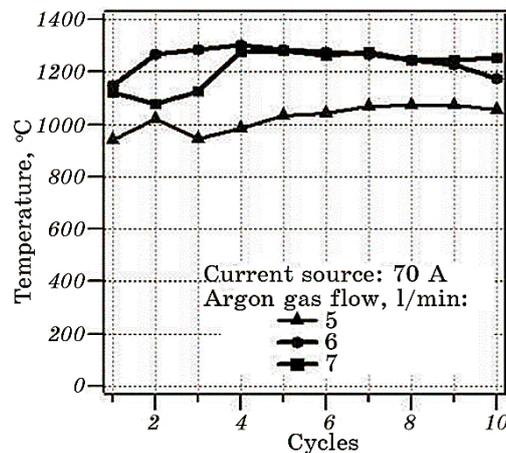


Fig. 1. The temperature of the arc plasma *versus* the plasma gas in this case high-purity argon gas.

Ltd., China. As determined by ICP, the alloy contains 20.79% wt. Mn and 78.41% wt. Bi, with a purity of 99.2%. This green alloy is a solid with a density of about 19.9 g/cm³ and a grain size of < 250 μm. A portion of this green alloy was cut into 4 pieces with dimensions of approximately 1.0–2.0 cm³ for the sintering and annealing processes.

The arc-plasma sintering process involved placing the sample in a graphite crucible, with a thermocouple positioned as close as possible to measure the sample temperature during sintering. Sintering was conducted at temperatures of 350°C, 1100°C (120 s/cycle), and another sample was sintered at 1100°C for 2 cycles, equivalent to 240 s of plasma 'on'. The highest sintering temperature applied in this work was 1250°C. The annealing processes were performed for all post-sintering samples at temperatures of 240°C for 4 hours and 24 hours, respectively, in a vacuum atmosphere. The sintered and annealed samples were characterized using x-ray diffraction techniques, microstructural analysis with an optical microscope and SEM equipped with EDS, and magnetic properties were measured using a vibrating sample magnetometer (VSM) at room temperature.

3. RESULTS AND DISCUSSIONS

3.1. Post Sintering and Annealed Morphology of MnBi Alloy

Figure 2 depicts the microstructure of the MnBi master alloy. The composition of the alloy, as analysed through energy-dispersive spectres-copy (EDS) and detailed in Table 1, reveals the presence of two distinct phases. The dark phase, located at point 006 in Fig. 2, *a*, is characterized by a composition of Mn 68.21 and Bi 27.32 [% wt.], which,

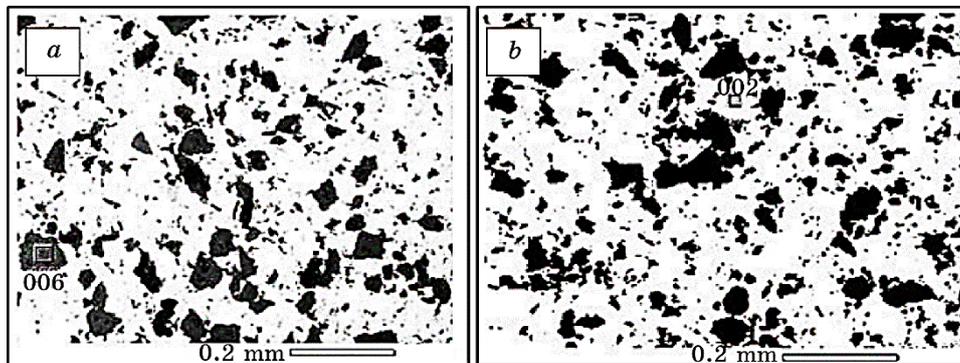


Fig. 2. The master-alloy microstructure displays the distribution of two primary phases: the dark-grey phase primarily contains the element Mn (*a*) while the white phase mostly includes the element Bi (*b*).

TABLE 1. EDS of master alloy.

Elements	Constituent elements, % wt.	
	Dark grey (marked by 006)	White (marked by 002)
Mn	68.21	9.22
Bi	27.32	86.42

based on the MnBi phase diagram, is likely to encompass both α -Mn and the intermetallic α -MnBi phases. Conversely, the light phase, identified at point 002 in Fig. 2, *b*, is primarily composed of Mn 9.22 and Bi 86.42 [% wt.].

Phase identification of the crystal structure using x-ray diffraction reveals that the master alloy does not exhibit any detectable MnBi phase within the accuracy limits of the instrument (Fig. 3). The presence of the MnBi phase in the green alloy is confirmed, though weakly, through magnetic loop measurements conducted using a vibrating sample magnetometer (VSM), as shown in Fig. 4. This can be explained by the fact that manganese (Mn), despite being adjacent to ferromagnetic elements such as iron (Fe), cobalt (Co), and nickel (Ni) in the periodic table, behaves as an antiferromagnetic material at room temperature. In contrast, bismuth (Bi) is known to be a non-magnetic material.

Figure 5 illustrates the microstructure of the alloy after sintering at 350°C, followed by annealing at 240°C for durations of 4 and 24 hours. SEM analysis reveals the microstructure of the alloy annealed for 24 hours at 240°C, as shown in Fig. 5, *a*. EDS analysis identifies the dark-coloured phase as Mn-rich and the light-coloured phase as Bi-rich.

This indicates that the alloy system has not fully formed, as evidenced by the elemental mapping results in Fig. 5, *b*, which show a distinct separation in the distribution of Mn and Bi elements rather than

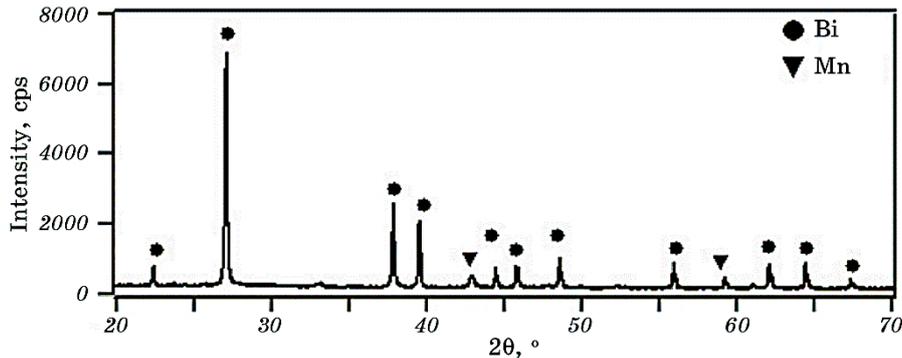


Fig. 3. The x-ray diffraction pattern of MnBi alloy confirms the presence of Mn- and Bi-rich phases.

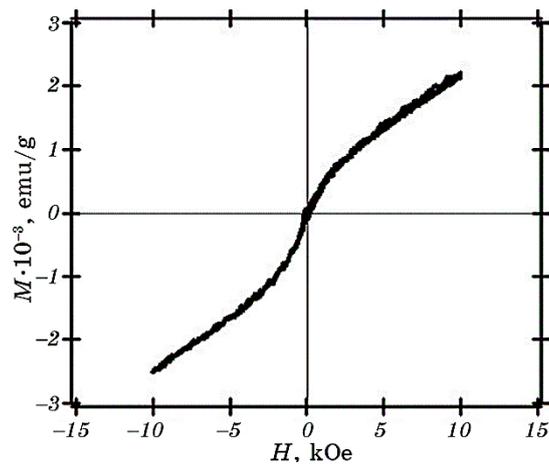


Fig. 4. The loop hysteresis of MnBi master alloy.

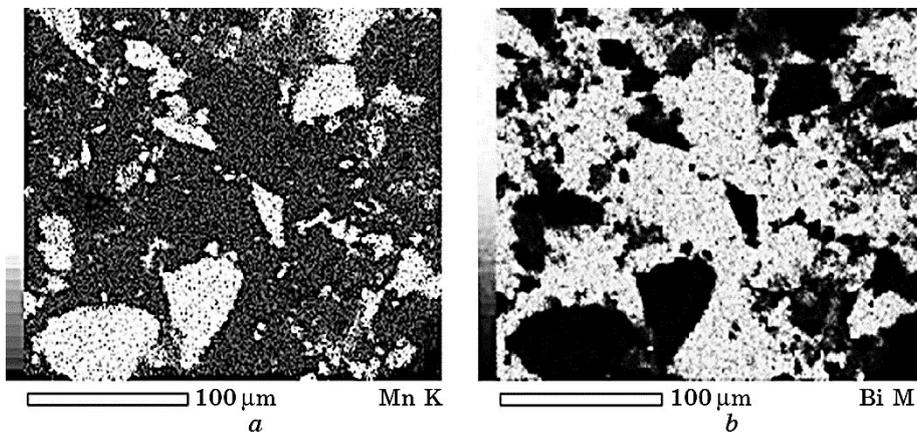


Fig. 5. Results of mapping analysis of MnBi alloy showing Mn (*a*) and Bi (*b*) elements in the microstructure.

a uniform alloy. VSM-measurement data, presented in Fig. 6, indicates that the magnetic saturation remains very low. This suggests that the low-temperature sintering process, followed by 24 hours of annealing, was insufficient to facilitate significant atomic inter-diffusion within the bulk system.

3.2. Microstructural Development during High-Temperature Sintering

Figure 7 highlights the significant microstructural transformations occurring during high-temperature sintering, specifically the for-

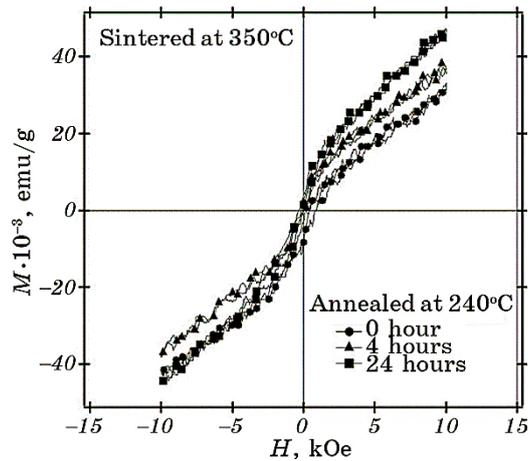


Fig. 6. Hysteresis loops of MnBi alloys annealed at 240°C for duration of 0 hour, 4 hours and 24 hours.

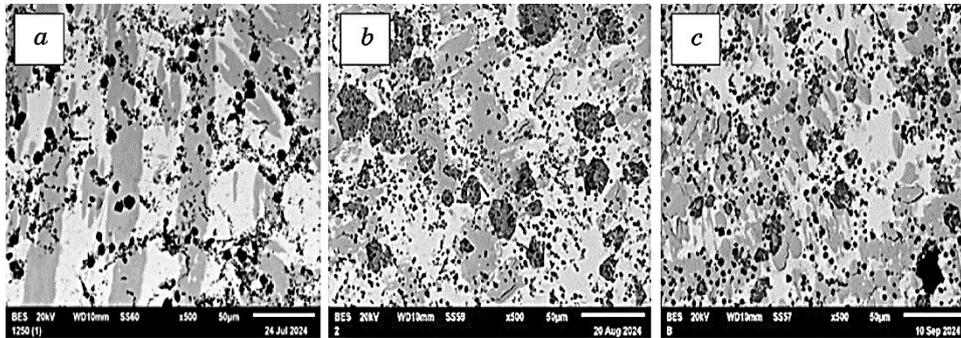


Fig. 7. SEM shows the microstructure of alloy sintered at a temperature of 1100°C for 120 s (1 cycle) before annealing (a) after annealing at a temperature of 240°C in a vacuum for 4 hours (b) and 24 hours (c).

mation and evolution of the MnBi phase before and after annealing.

The morphology of the MnBi phase exhibits an elongated structure, with energy dispersive spectroscopy (EDS) analysis revealing compositional shifts from Mn:Bi ratios of 24:76 [% wt.] after 4 hours of annealing to 19:81 [% wt.] after 24 hours. These changes reflect the dynamic redistribution of elements within the alloy during prolonged thermal exposure. However, due to the absence of an external magnetic field during the sintering process, the MnBi phase lacks a preferred orientation, resulting in a random arrangement. This observation underscores the potential for achieving enhanced phase alignment under an external magnetic field, as demonstrated by X. Li *et al.* [23]. The

enhanced coercivity, as determined through VSM analysis of the alloy sintered at 1100°C prior to annealing, further validates the significance of controlled processing conditions in optimizing the magnetic properties.

3.3. Role of Arc-Plasma Sintering in MnBi Phase Formation

The arc-plasma sintering technique has proven effective in facilitating the formation of the MnBi phase, despite its unique constraints. The plasma, with a brief lifetime of 10 s per cycle repeated 12 times, generates a high-temperature environment reaching 1100°C. This process enables rapid solidification and microstructural refinement. However, the surrounding Bi-rich regions have been observed to impede the growth of the MnBi phase, as noted in previous studies [10, 23]. This limitation necessitates the implementation of post-sintering annealing to promote the sustained growth of the MnBi phase.

3.4. Comparative Analysis of Magnetic Properties

Post-sintering results of MnBi alloys (50:50 composition) processed using arc-plasma techniques have demonstrated superior remanent magnetization compared to those fabricated through melt-spun ribbon methods. This distinction highlights the advantages of arc-plasma sintering in enhancing magnetic retention. However, VSM measurements conducted at room temperature under a maximum applied field of 10 kOe revealed a slight reduction in magnetic saturation following annealing at 240°C for durations of 4 and 24 hours, as compared to melt-spun ribbons [10]. Despite this, Figure 8 indicates a noticeable improvement in magnetic saturation values post-annealing, which is directly attributed to the growth of the MnBi phase. Given that MnBi is the sole ferromagnetic phase in the alloy, the observed increase in magnetic saturation strongly correlates with its enhanced development during thermal processing.

3.5. Implication for Optimization

The findings suggest that while arc-plasma sintering is effective for initiating MnBi phase formation, subsequent annealing plays a crucial role in refining the microstructure and enhancing magnetic properties. The ability to optimize the MnBi phase through controlled annealing and external magnetic field alignment represents a significant opportunity to improve further the performance of MnBi-based alloys for magnetic applications.

XRD analysis of the alloy after sintering followed by annealing at

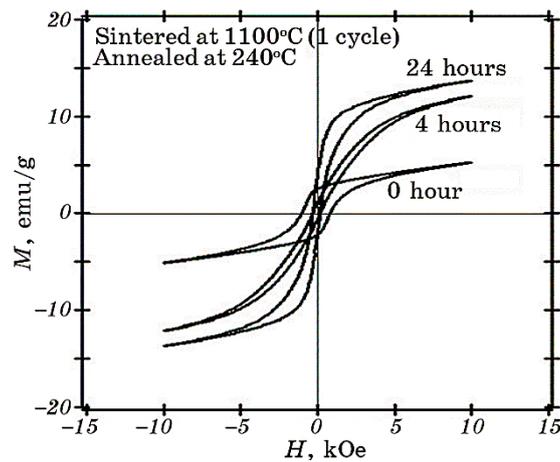


Fig. 8. Hysteresis loops of sintered at 1100°C in 1 cycle followed by annealing at 240°C for 4 hours and 24 hours in vacuum.

240°C for 4 and 24 hours detected only the presence of the Bi phase. This may be attributed to the high-temperature sintering process, which likely caused the Bi element in its liquid phase to migrate toward the surface. The diffraction peaks corresponding to the Bi phase, observed at $2\theta = 27.16^\circ$ for the alloy annealed for 4 hours and $2\theta = 39.62^\circ$ for the alloy annealed for 24 hours, are significantly pronounced. This suggests the potential development of texture in the material as a result of the sintering and annealing processes, as illustrated in Fig. 9.

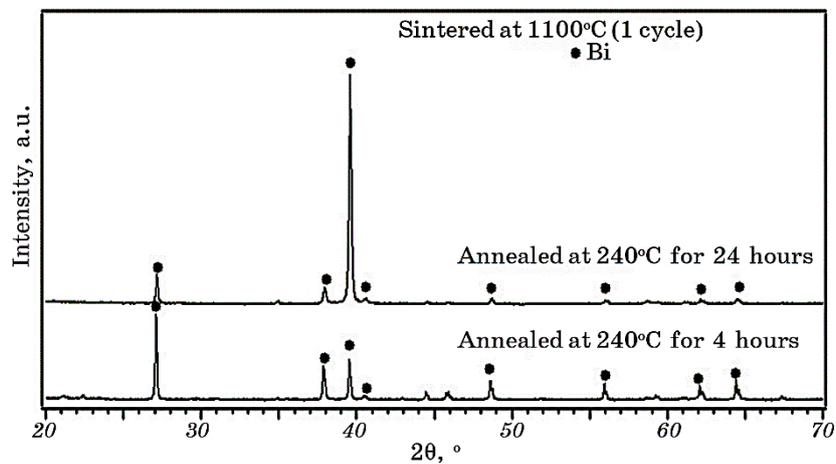


Fig. 9. The XRD pattern of the samples sintered at 1100°C in 1 cycle followed by annealing at 240°C for 4 hours and 24 hours in vacuum.

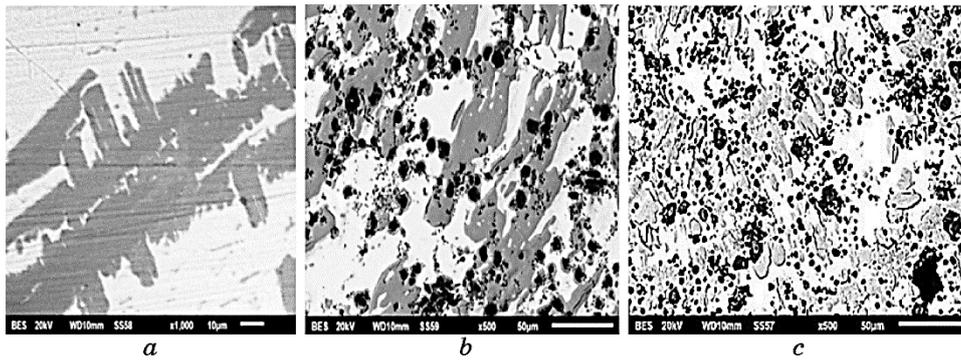


Fig. 10. The microstructure of alloy sintered at 1100°C for 240 s (2 cycles) before annealing (a) after annealing at 240°C in vacuum for 4 hours (b) and 24 hours (c).

When the sintering process was conducted for 240 s (2 cycles) at a temperature of 1100°C, it appeared to promote the growth of the MnBi phase, as evidenced by SEM and EDS analysis results shown in Fig. 10. The light-coloured phase remained predominantly Bi, while the dark grey phase displayed the MnBi phase with a composition of 27:73 [% wt.], and the dark-coloured phase was primarily Mn.

Following the sintering process and subsequent annealing at 240°C for 4 or 24 hours, a significant increase in magnetic saturation was observed, as illustrated in Fig. 11. Compared to the material sintered for only 1 cycle, the extended sintering duration resulted in a higher formation of the MnBi phase, as indicated by the increased magnetic satu-

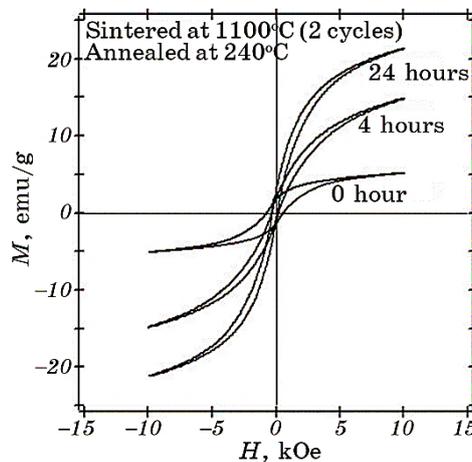


Fig. 11. The effects of sintering on the alloy MnBi, which was sintered at 1100°C for 240 s and then annealed at 240°C for 4 and 24 hours in vacuum.

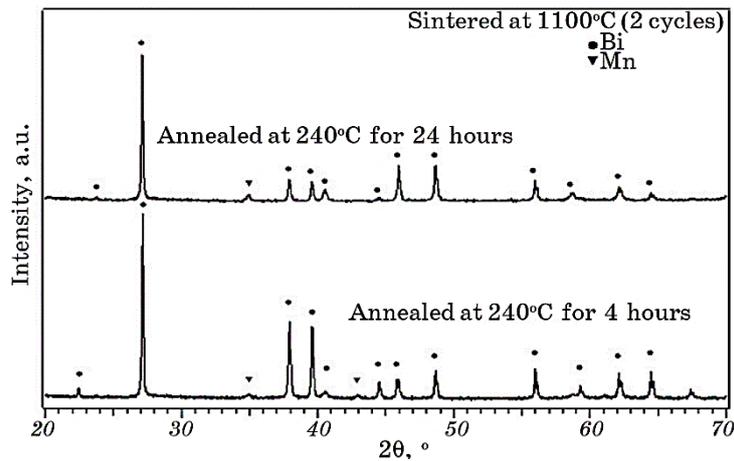


Fig. 12. XRD patterns of MnBi alloy sintered at 1100°C for 240 s, then annealed at 240°C for 4 hours and 24 hours in vacuum.

ration values. EDS analysis of the material annealed for 24 hours revealed a Mn:Bi composition of 21:79 [% wt.] in the MnBi phase. Consistent with previous XRD observations, the detected phases were still predominantly associated with the Bi phase, as shown in Fig. 12.

To gain a deeper understanding of the impact of sintering at a temperature slightly above the melting point of manganese, this study employed the arc-plasma method to sinter the MnBi alloy at 1250°C for 120 s (1 cycle). This high-temperature approach aims to investigate its role in promoting phase growth and improving material properties. SEM analysis provides clear evidence that the MnBi phase (represented by the dark grey regions) exhibits significantly larger grain sizes compared to its formation during the solidification process, as highlighted in Fig. 13. The increased grain size indicates enhanced phase development, which is essential for optimizing the magnetic properties of the material.

Further insights were gathered from magnetic hysteresis curve measurements, which revealed a noticeable decrease in coercivity after sintering at 1250°C. This reduction is likely attributed to the intensive growth of the MnBi phase, with grain sizes surpassing 50 μm [24]. Despite this decrease in coercivity, the remanence value of the annealed material was observed to be comparable to that of material sintered at 1100°C, suggesting that the remanent magnetization remains stable across the two sintering conditions. This stability in remanence, coupled with the enhanced MnBi phase formation, highlights the effectiveness of sintering at 1250°C in promoting phase growth without compromising key magnetic properties.

A closer examination of Fig. 13 further underscores the structural

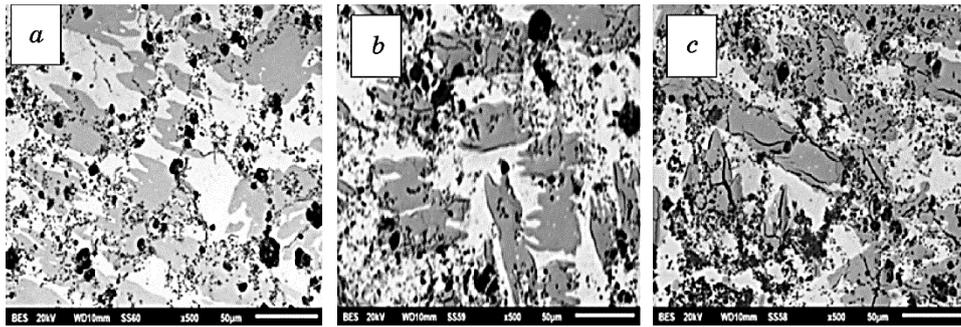


Fig. 13. The microstructure sintered at 1250°C (1 cycle) before annealing (a) after annealing at 240°C in a vacuum for 4 hours (b) and 24 hours (c).

benefits of the elevated sintering temperature. The MnBi phase grains are not only densely distributed throughout the alloy but also show signs of fusion, indicating a high degree of interconnectivity. This dense and cohesive grain distribution likely contributes to the improved structural integrity and magnetic uniformity of the material. Overall, the findings suggest that sintering at 1250°C is a promising strategy for enhancing the MnBi phase while maintaining the magnetic and structural performance required for advanced applications.

With the presence of heat, this will support the occurrence of diffusion reactions at the grain boundaries, which will then generate the formation of the MnBi phase. The grain boundary was partially melted by reaction heat, inducing the growth of the reactant. Since there are some eutectic melting states at the boundary, this is considered similar to the semi-solid melting state [25]. Although the melted area was small, the formed ferromagnetic grain can move in the melted area, resulting in the closeness of the ferromagnetic grain.

As seen in Figure 14, magnetic saturation grows monotonically with annealing time. This is further verified by the x-ray diffraction data of MnBi alloy after sintering at 1250°C and followed by annealing procedure at 240°C for 4 and 24 hours respectively, where the MnBi phase can be clearly detected, as shown in Fig. 15. The x-ray diffraction (XRD) data analysis, depicted in Figs. 9 and 12, indicates that bismuth is the predominant phase present in the system. This observation can be attributed to the significantly higher atomic number of bismuth, $Z = 83$, compared to manganese's $Z = 25$. Moreover, the elevated sintering temperature utilized in this study surpasses the melting point of bismuth, facilitating the migration of bismuth atoms towards the alloy's surface during the cooling stage. This process is expected to lead to the accumulation of bismuth-rich phases on the surface [26]. Additionally, the utilization of bulk materials in the sintering and annealing processes in this study may account for the predominant detection

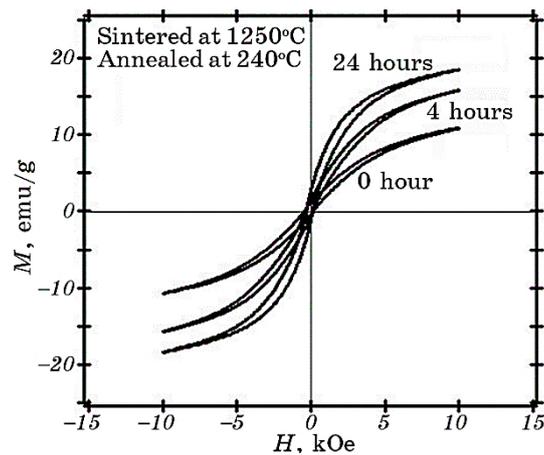


Fig. 14. The effects of sintering the MnBi alloy at 1250°C are presented, along with the subsequent annealing process conducted in a vacuum at 240°C for both 4 and 24 hours.

of Bi diffraction patterns. It was only at a sintering temperature of 1250°C that the α -MnBi phase was distinctly observed, as seen in Fig. 15. With the sintering temperature exceeding the manganese melting point, the higher temperature offers advantages for the precipitation reaction between Mn and Bi.

Based on the VSM-measurement results, it is shown that the coercivity of MnBi after the sintering process in this study is consistently

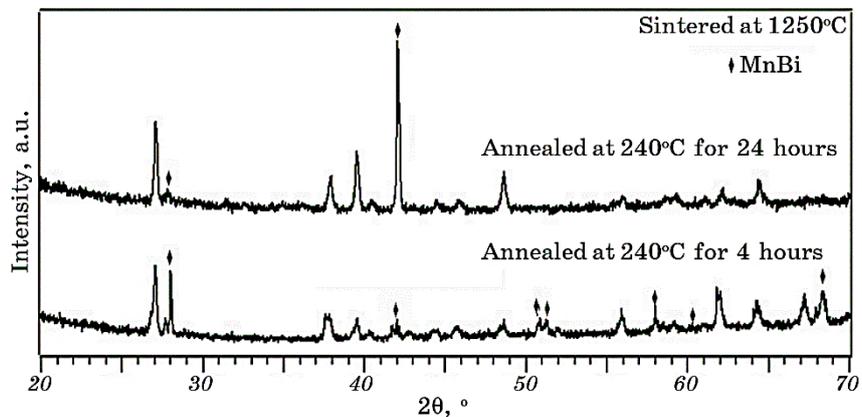


Fig. 15. The XRD pattern of the MnBi alloy, which was sintered at 1250°C and subsequently annealed in a vacuum at 240°C for durations of 4 hours and 24 hours, is presented. This analysis indicates the presence of the α -MnBi phase, while the unmarked peaks correspond to other phases, specifically, Bi or Mn.

greater than that after annealing, as seen in Fig. 14. Since magnetic coercivity is significantly influenced by complex microstructural conditions, the magnetic phase resulting from the sintering process in this case is likely isolated from other non-ferromagnetic phases like Mn, Bi, or MnO that form during the solidification of the liquid phase.

Conversely, during the annealing process, interdiffusion takes place, leading to the development of a ferromagnetic phase characterized by increased remanence but decreased coercivity, aligning with the findings of J. Cao *et al.* [26] on the impact of the intergranular phase on the magnetic properties of the MnBi system. Therefore, it is well documented that to boost the magnetic coercivity of the MnBi system, grinding using the ball milling method followed by an extended annealing process is crucial. Ongoing research focusing on the production of α -MnBi through the arc-plasma sintering technique followed by milling is underway, with the outcomes to be detailed in future publications.

4. CONCLUSIONS

This study demonstrates the viability of utilizing arc-plasma sintering as an alternative method for forming the ferromagnetic MnBi phase. The results highlight that the growth and formation of the MnBi phase are highly dependent on the sintering temperature and duration, with higher temperatures and extended sintering times promoting more extensive phase development. Post-annealing, the observed increase in magnetic remanence further confirms the enhancement of the ferromagnetic MnBi phase.

Even in the absence of an applied magnetic field during the sintering and annealing processes, XRD analysis indicates that the MnBi phase elongates at sintering temperatures exceeding 1100°C. This suggests that the method intrinsically supports the structural alignment necessary for improved magnetic properties.

The use of the arc-plasma technique not only allows precise control over the sintering parameters but also opens the potential for conducting the sintering process in the presence of an external magnetic field. This could further promote magnetocrystalline anisotropy, paving the way for the efficient production of rare-earth free hard magnetic bulk materials. These findings underscore the promise of arc-plasma sintering as a scalable and innovative approach for developing advanced magnetic materials.

This research activity is supported through RIIM Kompetisi funding from the Indonesia Endowment Fund for Education Agency, Ministry of Finance of the Republic of Indonesia and National Research and Innovation Agency of Indonesia according to the contract number: B-1932/III.2/FR 06.01/7/2023. We also thank the Nuclear Energy

Research Organization/Research Center for Neutron Beam Analysis Technology–National Research and Innovation Agency of Indonesia and department of Physics, Faculty of Mathematics and Natural Sciences, University of Indonesia for supporting these research activities.

AUTHORS' CONTRIBUTIONS

Ridwan, designed the project activities, collected and reviewed the literature, and performed x-ray diffraction data analysis, supervised the measurement data and wrote the manuscript based on input from other authors. Azwar Manaf has analysed the SEM–EDS data and reviewed the draft manuscript carefully and in detail and has provided very useful input for improving the manuscript, Adel Fisli has analysed the phase changes of the material related to the results of the heat treatment process, Arbi Dimiyati supervised the use of APS facilities so that the project can run well, Iwan Sumirat reviewed the manuscript and provided input for improving the manuscript, Mujamilah collected magnetic data and along with the initial analysis, Ganisa Kurniati Suryaman collected annealing data in a noble gas atmosphere and along with the initial analysis of the results of the heat treatment process, Grace Tj. Sulungbudi collected SEM–EDS data and helped with the initial interpretation. After discussing and reviewing the manuscript as a whole, all authors have approved the final version of this manuscript.

REFERENCES

1. M. J. Kramer, R. W. McCallum, I. A. Anderson, and S. Constantinides, *JOM*, **64**: 752 (2012).
2. O. Gutfleisch, M. A. Willard, E. Brück, C. H. Chen, S. G. Sankar, and J. P. Liu, *Adv. Mater.*, **23**, Iss. 7: 821(2011).
3. X. Du and T. E. Graedel, *J. Ind. Ecol.*, **15**, Iss. 6: 836 (2011).
4. Y. B. Yang, X. G. Chen, R. Wu, J. Z. Wei, X. B. Ma, J. Z. Han, H. L. Du, S. Q. Liu, C. S. Wang, Y. C. Yang, Y. Zhang, and J. B. Yang, *J. Appl. Phys.*, **111**, Iss. 7: 30 (2012).
5. N. V. Rama Rao, A. M. Gabay, W. F. Li, and G. C. Hadjipanayis, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **46**: 265001 (2013).
6. N. Van Vuong, *Communications Phys.*, **29**, No. 4: 441 (2019).
7. A. Sarkar and A. Basu Mallick, *JOM*, **72**: 2812 (2020).
8. W. Xie, E. Polikarpov, J. P. Choi, M. E. Bowden, K. Sun, and J. Cui, *J. Alloys Compd.*, **680**: 1 (2016).
9. S. Kim, H. Moon, H. Jung, S.-M. Kim, H.-S. Lee, H. Choi-Yim, and W. Lee, *J. Alloys Compd.*, **708**: 1245 (2017).
10. T. Saito, R. Nishimura, and D. Nishio-Hamane, *J. Magn. Magn. Mater.*, **349**: 9 (2014).
11. Y. Yang, J. Park, J. T. Lim, J. W. Kim, O. L. Li, and C. J. Choi, *J. Magn. Magn. Mater.*, **517**: 167344 (2020).

12. C. Li, Y. Yang, S. Lu, Z. Xiang, L. Chen, N. X. Truong, H. Xu, and W. Lu, *Mater. Res. Express*, **11**: 016520 (2024).
13. J. B. Yang, K. Kamaraju, W. B. Yelon, W. J. James, Q. Cai, and A. Bollero, *Appl. Phys. Lett.*, **79**, Iss. 12: 1846 (2001).
14. D.-T. Zhang, P.-F. Wang, M. Yue, W.-Q. Liu, J.-X. Zhang, J. A. Sundararajan, and Y. Qiang, *Rare Metals*, **35**: 471 (2016).
15. K. Y. Ko, S. J. Choi, S. K. Yoon, and Y. S. Kwon, *J. Magn. Magn. Mater.*, **310**, Iss. 2, Pt. 3: e887 (2007).
16. O. Guillon, J. G. Julian, B. Dargatz, T. Kessel, G. Schierning, J. Räthel and M. Herrmann, *Adv. Eng. Mater.*, **16**, Iss. 7: 830 (2014).
17. L. Weissitsch, S. Wurster, H. Krenn, and A. Bachmaier, *Mater. Res. Lett.*, **12**, Iss. 3: 226 (2024).
18. X. Li, Y. Fautrelle, and Z. Ren, *Acta Mater.*, **55**, Iss. 16: 5333 (2007).
19. P. Thongjumba, T. Charoensuk, U. Boonyang, P. Harding, and C. Sirisathitkul, *J. Cent. South Univ.*, **27**: 2220 (2020).
20. P. Fauchais and A. Vardelle, *IEEE Trans. Plasma Sci.*, **25**, Iss. 6: 1258 (1997).
21. T. Iwao and T. Inaba, *Vacuum*, **65**, Iss. 3–4: 299 (2002).
22. H. Xie, N. Liu, Q. Zhang, H. Zhong, L. Guo, X. Zhao, D. Li, S. Liu, Z. Huang, A. D. Lele, A. H. Brozena, X. Wang, K. Song, S. Chen, Y. Yao, M. Chi, W. Xiong, J. Rao, M. Zhao, M. N. Shneider, J. Luo, J.-C. Zhao, Y. Ju, and L. Hu, *Nature*, **623**: 964 (2023).
23. J. Zamora, I. Betancourt, and I. A. Figueroa, *Revista Mexicana de Fisica*, **64**, No. 2: 141 (2018).
24. J. Zamora, I. Betancourt, and I. A. Figueroa, *J. Supercond. Nov. Magn.*, **31**: 873 (2018).
25. P. Heitjans and J. Kärger, *Diffusion in Condensed Matter: Methods, Materials, Models* (Heidelberg: Springer: 2005).
26. J. Cao, Y. L. Huang, Y. H. Hou, G. Q. Zhang, Z. Q. Shi, Z. C. Zhong, and Z. W. Liu, *AIP Adv.*, **8**: 055132 (2018).

PACS numbers: 62.20.Qp, 62.23.Pq, 81.05.Mh, 81.05.Ni, 81.20.Ev, 81.40.Ef, 81.40.Lm

Influence of Thermal Deformation Treatment Conditions on the Structure and Mechanical Properties of the Fe–Ti–C System

A. V. Minitzkiy^{*,**}, Ye. S. Shaposhnikova^{*}, Ie. G. Byba^{*,**},
N. V. Minitzka^{*,****}, O. V. Kozlenko^{*}, V. L. Syrovatka^{***}, D. S. Leonov^{****},
and M. Yu. Barabash^{*,**,****,*****}

^{*}*National Technical University of Ukraine
'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',
37 Beresteiskyi Ave.,
UA-03056 Kyiv, Ukraine*

^{**}*Institute for Applied Control Systems, N.A.S. of Ukraine,
42 Academician Hlushkov Ave.,
UA-03187 Kyiv, Ukraine*

^{***}*I. M. Frantsevych Institute for Problems in Materials Science, N.A.S. of Ukraine,
3 Omeljan Pritsak Str.,
UA-03142 Kyiv, Ukraine*

^{****}*Technical Centre, N.A.S. of Ukraine,
13 Pokrovs'ka Str.,
UA-04070 Kyiv, Ukraine*

^{*****}*Gas Institute of N.A.S. of Ukraine,
39, Degtyarivska Str.,
UA-03113 Kyiv, Ukraine*

The effect of thermal-deformation treatment on the structure and physical and mechanical properties of the Fe–Ti–C metal–ceramic composite material, which is synthesized *in situ* from a Fe–86.0%, Ti–10.0%, and graph-

Corresponding author: Anatolii Viacheslavovych Minitzkiy
E-mail: aminitsky@gmail.com

Citation: A. V. Minitzkiy, Ye. S. Shaposhnikova, Ie. G. Byba, N. V. Minitzka, O. V. Kozlenko, V. L. Syrovatka, D. S. Leonov, and M. Yu. Barabash, Influence of Thermal Deformation Treatment Conditions on the Structure and Mechanical Properties of the Fe–Ti–C System, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **48**, No. 2: 141–151 (2026). DOI: 10.15407/mfint.48.02.0141

© Publisher PH 'Akademperiodyka' of the NAS of Ukraine, 2026. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

ite—4.0% powder mixture, is studied. Titanium carbide (TiC) is a reinforcing phase, as it has high hardness (30 GPa), high melting point ($\cong 3100^\circ\text{C}$), and low contact angle with iron ($\cong 20^\circ$) that promotes the formation of a coherent bond at the phase boundary. The samples are fabricated by pressing under pressure up to 700 MPa, which reduces porosity to $\cong 6\%$, and sintered at $T = 1000\text{--}1050^\circ\text{C}$. As found out, a specific core-shell microstructure is formed in the material after sintering, where layers of TiC surround Ti grains in the composite. The thickness of the carbide layer is controlled by diffusion, and its growth at temperatures 1000 and 1050°C (from 5–10 mm to 10–15 mm, respectively) corresponds to the mechanism of diffusion along grain boundaries. The key stage of processing is hot forging of compacts at $T = 1100^\circ\text{C}$. As determined, hot forging leads to significant microstructural changes: spherical TiC inclusions are deformed and elongated in the direction of metal flow that causes mechanical anisotropy of the properties. The forging affects significant deformation strengthening and the formation of cementite (Fe_3C). The cementite is revealed by x-ray phase analysis. In the forged samples, the combined effect of these mechanisms increases their hardness and compressive strength by $\cong 65\text{--}70\%$ (up to 630.3 MPa). The highest hardness values are of 104–109 HRB, when combining the forging and water quenching processes. As shown, the formed heterophase structure of the Fe–Ti–C system combines a coherent adhesion between the hardening phase (Fe_3C) and the ductile steel matrix that contributes to increased wear resistance, while the hard Ti–TiC inclusions effectively localize the abrasive impact.

Key words: metal–ceramic materials, titanium carbide, tool composites, thermal-deformation treatment.

У роботі досліджено вплив термодформаційного оброблення на структуру та фізико-механічні властивості металокерамічного композиційного матеріалу системи Fe–Ti–C, який було синтезовано методом *in situ* з порошкової суміші складу: Fe — 86,0%, Ti — 10,0%, графіт — 4,0%. Карбід Титану (TiC) є армованою фазою, оскільки він має високу твердість (30 ГПа), високу температуру топлення ($\cong 3100^\circ\text{C}$) та низьке значення кута змочування з залізом ($\cong 20^\circ$), що сприяє формуванню когерентного зв'язку на межі поділу фаз. Зразки сформовано шляхом пресування під тиском до 700 МПа, що дає змогу понизити пористість до $\cong 6\%$. Спінання відбувалося за $T = 1000\text{--}1050^\circ\text{C}$. Встановлено, що після спікання в структурі матеріалу формується характерна мікроструктура типу «ядро-оболонка», де у композитній системі зерна Ti оточено шаром TiC. Товщину карбідного прошарку обмежено дифузійними процесами, а його зростання із підвищенням температури від 1000°C до 1050°C (з 5–10 мкм до 10–15 мкм) відповідає механізму об'ємної дифузії вздовж меж зерен. Ключовим етапом оброблення є гаряче кування брикетів за $T = 1100^\circ\text{C}$. Визначено, що гаряче кування приводить до істотних мікроструктурних змін: сферичні вклучення TiC деформуються та витягуються в напрямку течії металу, що зумовлює виникнення механічної анізотропії властивостей. Кування впливає на значне деформаційне зміцнення й утворення цементиту (Fe_3C). Наявність фази (Fe_3C) підтверджується рентгенофазовою аналізою. Для кованих зразків спільний ефект зазначених механізмів

забезпечує підвищення твердості та міцності на стиск на $\cong 65\text{--}70\%$, досягаючи 630,3 МПа. Найвищі показники твердості складають 104–109 HRB за комбінації процесу кування та гартування у воду. Показано, що сформована гетерофазна структура системи Fe–Ti–C поєднує собою когерентний зв'язок між твердою зміцненою фазою (Fe₃C) та пластичною металеву матрицею із криці, що сприяє підвищенню зносостійкості, а тверді включення Ti–TiC ефективно локалізують абразивне навантаження.

Ключові слова: металокерамічні матеріали, карбід Титану, композити інструментального призначення, термодформаційне оброблення.

(Received 11 December, 2025; in final version, 12 December, 2025)

1. INTRODUCTION

The widespread use of metal-matrix composites (MMCs) for tools that operate under friction and are subject to intense wear requires constant improvement of their properties [1–3]. Composite materials (CMs) are classified based on the morphological and structural parameters of their reinforcing components, which have different configurational features [4–6]. The CM group includes cermets or MMCs, in which the ceramic phase is a reinforcing component, and the metal phase (or alloy) is a matrix. The matrix material is aluminium, magnesium, iron, steel, or copper [7–10]. In the CMs, the metal matrix is a phase that provides ductility and strength. Therefore, the use of ceramic reinforcing components contributes to higher hardness and wear resistance of the material [11–13].

Titanium carbide (TiC) is a promising reinforcing component in a metal matrix, as it has beneficial physical and mechanical properties, including high melting point ($\cong 3100^\circ\text{C}$), controlled thermal conductivity, low density ($\cong 4.0\text{ g/cm}^3$), and high hardness ($\cong 30\text{ GPa}$) [14]. These properties are promising for modifying the mechanical parameters of the metal matrix. The formation of target properties in the metal matrix composites (MMCs) is crucial for tool applications [15–18]. The low contact angle ($\cong 20^\circ$) between titanium carbide (TiC) and iron promotes the formation of a high-quality metallic bond at the phase boundary between the ceramic-metal layer and the matrix [19]. Due to this, TiC is widely used as a reinforcing component in the production of composites for tooling and tribology applications. The possibility of local reinforcement with fine TiC particles by synthesizing them in situ and then providing their homogeneous distribution in a cast iron matrix was shown in [17]. A mixture of titanium and graphite powders was used to synthesize the reinforcing component; the molar ratio of Ti and C components was 1:1 (50 at.% Ti and 50 at.% C). The addition of the TiC ceramic phase led to an increase in CM hardness of more than

300% relative to the pure matrix alloy. In Refs. [20–23], the general properties of CMs reinforced with TiC particles and the optimization of their formation were discussed.

The use of in situ synthesis for producing CMs provides the possibility of forming gradient microstructures and core–shell structures with high hardness.

The aim of the work was to determine the effect of thermal deformation treatment and the mechanism of synthesis of the Fe–Ti–C materials for tooling on their mechanical properties and structure.

2. EXPERIMENTAL TECHNIQUES

According to the literature, the amount of graphite during the compaction of iron-based powder materials (PM) determined the composition of the mixture (wt.%): Fe—86.0%, Ti—10.0%, and graphite—4.0%.

Samples of 8.0 g were compacted in a cylindrical mold with a diameter of 10.0 mm. The compaction was carried out in a hydraulic press at variable pressures ranging from 200 to 700 MPa (Fig. 1).

In order to compact the samples, single- and two-stage pressing were performed [24]. With an increase in pressure from 200 to 700 MPa, the porosity of the samples decreased from 26 to 7%, respectively. Additional pressing at a pressure of 700 MPa reduced porosity to $\cong 6\%$, which indicated high mixture compaction. This effect is explained by

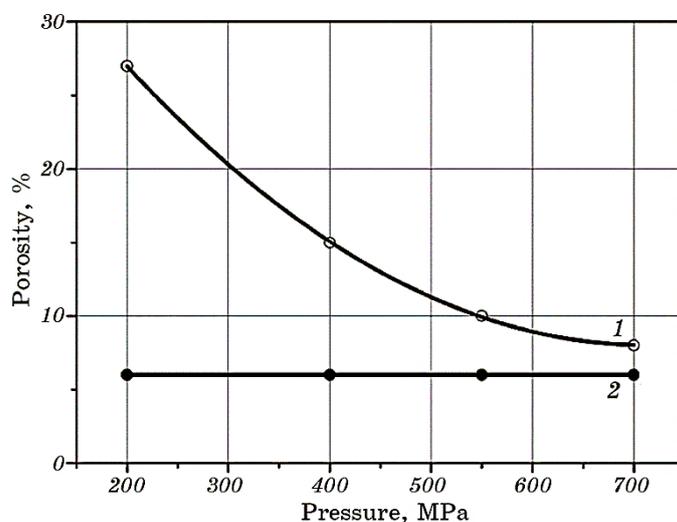


Fig. 1. Dependence of porosity of Fe–Ti–C-based compacts on pressure: 1—after pressing, 2—after pressing and post-pressing at 700 MPa.

the high graphite content, which reduced interparticle friction.

Sintering was carried out in a non-hermetic container at 1000–1050°C for 1 hour. After sintering, the porosity increased by 2–3%. This effect is associated with the features of titanium carbide (TiC) formation during in situ solid-phase synthesis.

In order to prevent oxidation, the thermal deformation treatment was carried out by hot forging the compacts at 1100°C with holding them in a charcoal bed for 15–20 minutes [25]. Charcoal is most often used as a solid carburizer in the cementation of steel products [26]. In this case, charcoal performs a dual function: protection against oxidation, and carbon saturation of compacts. An important feature of Fe–Ti–C system forging is the exothermic nature of the reaction of titanium carbide formation. During the synthesis, a significant amount of heat is released, which allows the sample to be kept at a high temperature for a longer time that facilitates the deformation during forging.

3. DISCUSSION

The CM material comprised of a steel matrix with uniformly distributed titanium carbide (TiC) inclusions. During solidification, titanium carbide formed, so the in situ synthesis occurred under stable conditions (Fig. 2).

Under particular conditions of solidification, a specific microstructure forms in the Fe (86%)–Ti (10%)–C (4%) alloy. It corresponds to the core–shell model, where each titanium grain is surrounded by a layer of titanium carbide (TiC). The formation of this microstructure is typical for materials synthesized by the reaction. This process is not equilibrium from a thermodynamic viewpoint, as it depends on two key

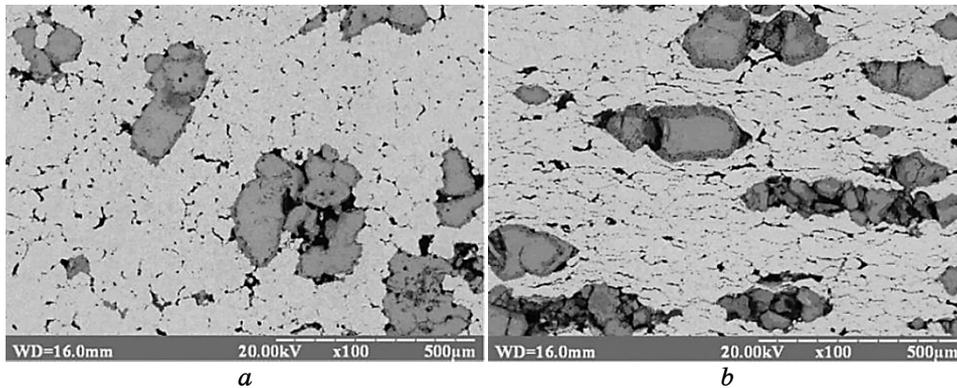


Fig. 2. Microstructure of Fe (86%)–Ti (10%)–C (4%) alloy after: sintering at 1050°C (*a*), sintering and hot forging at 1100°C (*b*).

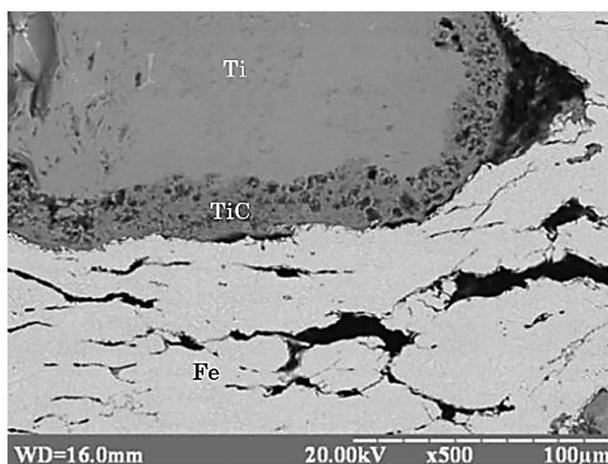


Fig. 3. Microstructure and local x-ray spectral analysis of forged sample.

TABLE 1. Results of local x-ray spectral analysis.

Spectrum	Ti, %	Fe, %
1	99.66	0.34
2	99.11	0.89
3	0.26	99.74

factors: annealing temperature and time.

The thickness of the TiC coating is determined by the diffusion along the grain boundaries. Over time, carbon atoms slowly permeate through the formed layer of titanium carbide to the titanium grains. This slows down further growth of the TiC shell, being a key factor that determines the final microstructure (Fig. 3, Table 1).

With increasing temperature, the thickness of the titanium carbide (TiC) layer forming a shell around titanium grains increased from 5–10 to 10–15 μm . This corresponded to the features of volumetric diffusion, which intensifies at higher temperatures.

The thickness of the TiC carbide layer significantly increased after hot forging at 1100°C (up to 25–30 μm , Fig. 4, *c*). The abovementioned data show that the temperature of forging allows effective control of both the diffusion rate and the completeness of the titanium carbide formation, which is critical for optimizing the properties of the material.

The heterophase structure of the material, formed by the developed technology, allowed for the effective distribution of mechanical loads. The main part of the impact and abrasive load was localized in the hard Ti–TiC inclusions, which ensured high wear resistance. At the same

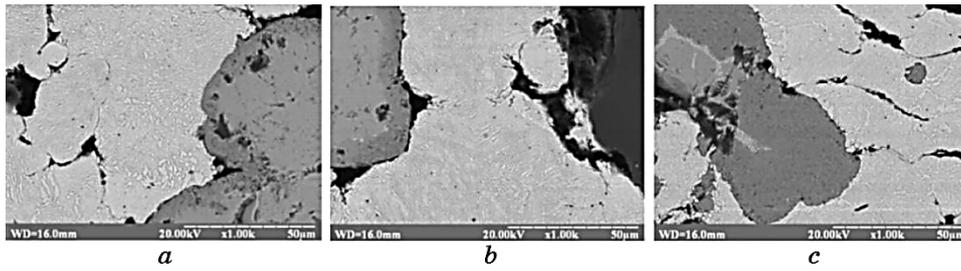


Fig. 4. Microstructure of Fe (86%)–Ti (10%)–C (4%) alloy after: sintering at 1000°C (*a*), sintering at 1050°C (*b*), sintering and hot forging at 1100°C (*c*).

TABLE 2. Hardness after loose sintering and hot forging.

No.	Treatment	Hardness, <i>HRB</i>
1	Sintered at $T = 1000^{\circ}\text{C}$	60–61
2	Sintered at $T = 1050^{\circ}\text{C}$	63–65
3	Sintered at $T = 1050^{\circ}\text{C}$ and forged at $T = 1100^{\circ}\text{C}$	85–87
4	Sintered at $T = 1050^{\circ}\text{C}$ and forged at $T = 1100^{\circ}\text{C}$, then water quenched	104–109

time, the ductile steel matrix was an effective damper, absorbing and dissipating mechanical stresses caused by friction.

The investigation of the physical and mechanical properties of the CMs showed that the hardness of the samples largely depended on thermal and mechanical treatment (Table 2). After loose sintering, the material had a hardness of 60–65 *HRB*. The hardness increased to 80–87 *HRB* after free hot forging, which emphasizes the effectiveness of plastic deformation. The hardness reached maximum values after water quenching (104–109 *HRB*), which demonstrated the key role of the combination of mechanical and thermal treatment in optimizing the physical and mechanical properties of the CM.

After free forging, the samples had significantly higher strength and a sufficient ductility (Fig. 5, Table 3).

The forged samples had higher hardness due to the formation of cementite (Fe_3C), caused by the diffusion of carbon from charcoal used as a filling. This was confirmed by x-ray phase analysis (see Fig. 6).

The significant increase (by 65–70%) in the strength of forged samples was caused by strain hardening, that led to a considerable increase in the microstresses, which correlated with the known values of physical and mechanical properties. Analysis of microstresses (Table 4) in individual phases of the material showed that they are compressive. After forging, the values of these compressive stresses increased by

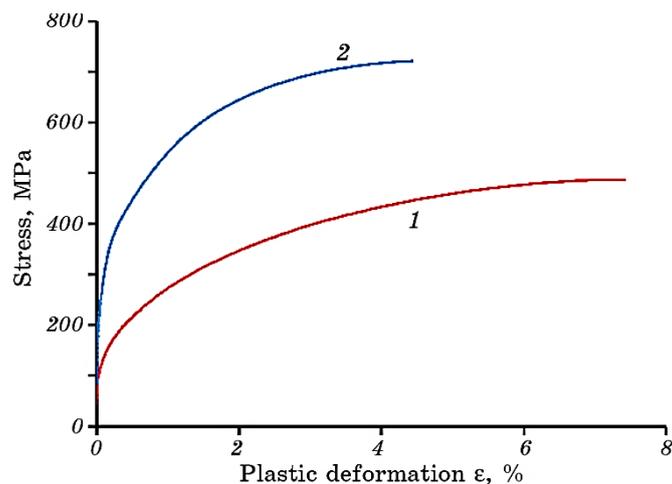


Fig. 5. Stress–strain curves of pressureless sintered and hot-forged samples of Fe (86%)–Ti (10%)–C (4%) alloy: 1—sintered, 2—sintered and forged.

TABLE 3. Mechanical properties of different samples of Fe–Ti–C system.

Treatment	No.	YS, MPa	UTS, MPa	ϵ , %
Sintering	1	179.0	467.3	0.07
Sintering and forging	2	364.2	720.8	0.05

several orders of magnitude compared to as-sintered state. The significant increase in microstresses is a result of the complex physical and mechanical action of deformation that occurred during free forging.

4. CONCLUSIONS

The effect of thermal deformation treatment of the Fe (86%)–Ti (10%)–C (4%) composite system, which was produced by in situ reaction at 1100°C, led to a significant increase in the mechanical properties of the material after hot forging: hardness—104–109 *HRB*, compressive strength—720.8 MPa, and longitudinal relative deformation—0.05.

As shown, iron-based CM reinforced with TiC inclusions had a core-shell structure and a gradient microstructure of the matrix. The precipitation of TiC in the TiC–Fe ceramic layer is controlled by carbon diffusion with further formation of cementite. The high volume fraction of TiC carbide inclusions increased the wear resistance of the composite material, while the gradient structure of the TiC–Fe layer of the

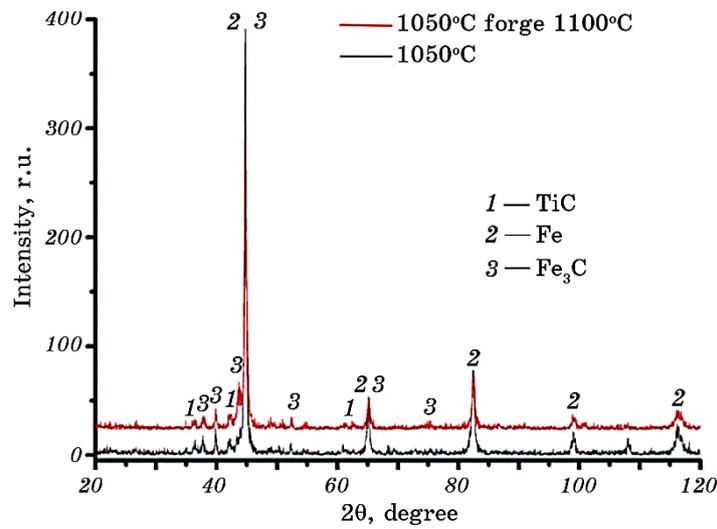


Fig. 6. X-ray phase analysis of Fe (86%)–Ti (10%)–C (4%) alloy after loose sintering and hot forging: 1—TiC, 2—Fe, 3—Fe₃C.

TABLE 4. Phase composition and residual stresses in phases.

Treatment	Phase, %			Crystalline size, Å			Residual stress in phase, MPa		
	Fe	TiC	Fe ₃ C	Fe	TiC	Fe ₃ C	Fe	TiC	Fe ₃ C
Sintering at 1050°C	8.2	12.82	—	261	293	—	-196 ± 645	-164 ± 671	—
Sintering at 1050°C and forging at 1100°C	88	8.9	2.7	226	153	118	-1262 ± 496	-690 ± 228	817 ± 328

cermet improved the ductility of the interface.

The feasibility of using the thermal deformation technique for manufacturing Fe–Ti–C carbide steel and the relevance of using the obtained results for producing metal–ceramic materials for tooling and tribotechnical applications are shown.

AUTHORS' CONTRIBUTIONS

A. V. Minitzkiy, Ye. S. Shaposhnikova, Ye. G. Byba and N. V. Minitzka provided experiment on thermal-deformation treatment, A. V. Minit-

skyi and M. Yu. Barabash contributed to the statement of the problem and the way to solve it, discussed the results and helped in preparing and approving the final manuscript. A. V. Minitzkyi, O. V. Kozlenko, V. L. Syrovatka, Ye. G. Byba, N. V. Minitzka and D. S. Leonov took part in one-sided isostatic pressing and testing of mechanical properties, contributed to the statement of the problem and discussion of the results. A. V. Minitzkyi and M. Yu. Barabash contributed to the statement of the problem and discussion of the results, took part in the formulation of problems and ways to solve it, A. V. Minitzkyi and M. Yu. Barabash analysis of x-ray phase analysis. D. S. Leonov and N. V. Minitzka participated in the task and designed it according to the requirements of article publication. All authors read and approved the final manuscript.

REFERENCES

1. B. P. Aramide, A. P. I. Popoola, E. R. Sadiku, F. O. Aramide, T. Jamiru, and S. L. Pityana, *Wear-Resistant Metals and Composites. Handbook of Nanomaterials and Nanocomposites for Energy and Environmental Applications* (Springer: 2020), p. 1.
2. A. L. Crăciun, C. Pinca-Bretotean, C. Birtok-Băneasă, and A. Josan, *IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng.*, **200**: 012009 (2017).
3. L. J. Huang, L. Geng, and H.-X. Peng, *Progress Mater. Sci.*, **71**: 93 (2015).
4. F. Bouville, E. Maire, S. Meille, B. Van de Moortèle, A. J. Stevenson, and S. Deville, *Nat. Mater.*, **13**, Iss. 5: 508 (2014).
5. X. Deng, B. R. Patterson, K. K. Chawla, M. C. Koopman, Z. Fang, G. Lockwood, and A. Griffio, *Int. J. Refractory Metals Hard Mater.*, **19**, Iss. 4: 547 (2015).
6. H. X. Peng, Z. Fan, and J. R. G. Evans, *J. Microsc.*, **201**, Iss. 2: 333 (2001).
7. U. Pandey, R. Purohit, P. Agarwal, and S. K. Singh, *Mater. Today: Proc.*, **5**, Iss. 2, Part 1: 4106 (2018).
8. C. L. Wu, S. Zhang, C. H. Zhang, J. B. Zhang, and Y. Liu, *Mater. Letters*, **217**: 304 (2018).
9. F. Ma, J. Zhou, P. Liu, W. Li, X. Liu, D. Pan, W. Lu, D. Zhang, L. Wu, and X. Wei, *Mater. Characterization*, **127**: 27 (2017).
10. X. Xu, W. Li, Y. Wang, G. Dong, S. Jing, Q. Wang, Y. Feng, X. Fan, and H. Ding, *Results in Physics*, **9**: 486 (2018).
11. S. J. Algodí, J. W. Murray, P. D. Brown, and A. T. Clare, *Wear*, **402–403**: 109 (2018).
12. M. Penchal Reddy, M. A. Himyan, F. Ubaid, R. A. Shakoor, M. Vyasraj, P. Gururaj, M. Yusuf, A. M. A. Mohamed, and M. Gupta, *Ceramics Int.*, **44**, Iss. 8: 9247 (2018).
13. J. Lee, D. Lee, M. H. Song, W. Rhee, H. J. Ryu, and S. H. Hong, *J. Mater. Sci. Technol.*, **34**, Iss. 8: 1397 (2017).
14. X. Guo, M. Ma, Sh. Zhang, and Z. Wei, *J. Mater. Research Technol.*, **34**: Iss. 1–2: 761 (2025).
15. X. Cai, Y. Xu, L. Zhong, N. Zhao, and Y. Yan, *Vacuum*, **119**: 239 (2015).

16. A. Levy, A. Miriyev, A. Elliott, S. S. Babu, and N. Frage, *Mater. Design*, **118**: 198 (2017).
17. Y. Wang, X. Zhang, F. Li, and G. Zeng, *Mater. Design*, **20**, Iss. 5: 233 (1999).
18. E. Olejnik, Ł. Szymański, T. Tokarski, and M. Tumidajewicz, *Mater. Letters*, **222**: 192 (2018).
19. Y.-Z. Xing, C.-P. Jiang, and J.-M. Hao, *Vacuum*, **95**, Iss. 9: 12 (2013).
20. Z. G. Liu, J. T. Guo, L. L. Ye, G. S. Li, and Z. Q. Hu, *Applied Phys. Letters*, **65**, Iss. 21: 2666 (1994).
21. L. Zhong, Y. Xu, M. Hojamberdiev, J. Wang, and J. Wang, *Mater. Design*, **32**, Iss. 7: 3790 (2011).
22. Z. Zhao, P. Hui, T. Wang, X. Wang, Y. Xu, L. Zhong, and M. Zhao, *J. Alloys Compd.*, **745**: 637 (2018).
23. L. Zhong, X. Zhang, S. Chen, Y. Xu, H. Wu, and J. Wang, *Int. J. Refractory Metals Hard Mater.*, **57**: 42 (2016).
24. A. V. Minitsky and P. I. Loboda, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **56**, Nos. 7–8: 424 (2017).
25. A. V. Minitsky, P. I. Loboda, Ya. I. Yevych, and I. M. Zakiev, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **59**, Nos. 5–6: 290 (2020).
26. S. Supriyono and M. Mesin, *Majalah Teknik Mesin.*, **19**, No. 1: 38 (2018).

PACS numbers: 61.43.Gt, 61.72.Mm, 64.70.dg, 68.35.Ct, 81.05.Bx, 81.05.Ni, 81.30.Fb

The Effect of Reinforcement on the Microstructure of High-Carbon Steel Castings

Ye. H. Aftandilyants, V. A. Slyusarev, Yu. H. Kvasnyts'ka,
I. A. Shalevs'ka, P. B. Kalyuzhnyy, V. I. Veys, T. V. Stepanova,
and Zh. V. Parkhomchuk

*Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, N. A. S. of Ukraine,
34/1 Academician Vernadsky Blvd.,
UA-03142 Kyiv, Ukraine*

This article presents the results of a study on the effect of reinforcement on the microstructure of high-carbon steel castings. Plates with thicknesses of 0.5, 1.0, 1.5, and 3.0 mm are used as reinforcing elements. The implantation of the inserts into the castings is carried out by placing them into a pre-formed cavity in a polystyrene-foam model, which is then set into a mould and poured with molten high-carbon steel. Examination of the ‘insert–matrix’ interfaces revealed both defect-free and defective contact areas, the latter appearing as gaps with maximum widths exceeding 100 μm . A correlation is established between the heating temperature of the inserts and the length of the gap-containing interface. A quantitative relationship is determined between the insert thickness and the extent of the gap in the ‘reinforcing element–matrix’ contact zone, and a mechanism of this effect is proposed. The influence of insert thickness on the minimum, maximum, and average pearlite-grain area, as well as on its distribution within the matrix of the castings, is analysed. Analytical models are developed to describe the effect of insert thickness and gap length on the average pearlite-grain area in the microstructure of the casting near the insert surface and at a distance of 20 mm from it. As found, the minimum average pearlite-grain area near the

Corresponding author: Yevhen Hryhorovych Aftandilyants
E-mail: aftyev@yahoo.com

Citation: Ye. H. Aftandilyants, V. A. Slyusarev, Yu. H. Kvasnyts'ka, I. A. Shalevs'ka, P. B. Kalyuzhnyy, V. I. Veys, T. V. Stepanova, and Zh. V. Parkhomchuk, The Effect of Reinforcement on the Microstructure of High-Carbon Steel Castings, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **48**, No. 2: 153–168 (2026). DOI: [10.15407/mfint.48.02.0153](https://doi.org/10.15407/mfint.48.02.0153)

© Publisher PH “Akademperiodyka” of the NAS of Ukraine, 2026. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

insert surface reaches $170.4 \mu\text{m}^2$ at an insert thickness of 2.2 mm and $148.2 \mu\text{m}^2$ at a distance of 20 mm for a 2.0 mm thick insert, which is 6 and 14 times lower, respectively, than in castings without inserts. The most pronounced grain-refinement effect is observed for inserts with a thickness of 2.0–2.2 mm and a gap length at the ‘insert–matrix’ interface in the range of 62–72%.

Key words: steel, reinforcement, structure, casting, pearlite, solidification.

В статті описано результати дослідження впливу армування на мікроструктуру виливків з високовуглецевої криці. Як армувальні елементи використовували пластини товщиною у 0,5, 1,0, 1,5, 3 мм. Імплантацію армувальних вставок у виливки виконували шляхом введення їх у попередньо підготовлену порожнину в пінополістироловий модель, що встановлювався у ливарну форму та заливався рідкою високовуглецевою крицею. За результатом дослідження меж поділу між вставками та матричним стопом встановлено, що є як бездефектні, так і дефектні місця контактів у вигляді зазорів, в яких максимальна висота зазору може бути понад 100 мкм. Встановлено кореляцію між температурою нагрівання вставок і довжиною зони контакту із зазором і визначено кількісну закономірність впливу товщини вставок на протяжність зазору в зоні контакту «армувальний елемент–матриця» та запропоновано механізм впливу. Показано вплив товщини вставок на мінімальну, максимальну та середню площу зерен перліту та розподіл їх у матриці виливків. Встановлено аналітичні залежності впливу товщини вставок і довжини зазору на середню площу зерен перліту мікроструктури виливків біля поверхні вставок і на віддалі 20 мм від них. Визначено, що мінімальне значення середньої площі зерна перліту біля поверхні вставок сягає $170,4 \mu\text{m}^2$ за товщини вставки у 2,2 мм і $148,2 \mu\text{m}^2$ на віддалі у 20 мм за товщини вставки у 2,0 мм, що в 6 і 14 разів відповідно менше, ніж у виливках без вставок. За результатами дослідження встановлено, що найбільш ефективний вплив армувальних вставок на диспергування перлітної структури спостерігається за їхньої товщині від 2,0 до 2,2 мм і довжині зазору на межі поділу «вставка–матриця» від 62 до 72%.

Ключові слова: криця, армування, структура, виливок, перліт, тверднення.

(Received 17 July, 2025; in final version, 15 October, 2025)

1. INTRODUCTION

Reinforcement of castings is one of the effective methods for improving the quality and manufacturability of components with complex geometry. As a technological approach, reinforcement enables the combination of several ferrous materials with different physical properties within a single casting, while maintaining relatively low production costs through casting processes. For example, a grey cast iron matrix can be reinforced with a high-carbon steel insert in areas requiring in-

creased hardness. Alternatively, stainless steel inserts may be used in zones where localized corrosion resistance is needed. Another case involves using a hard matrix made of high-carbon alloy steel and a softer steel insert to facilitate machining in specific locations, such as for threading in screw joints—either without additional machining or with only minimal post-processing.

Reinforced castings are produced by various methods of liquid-phase bonding, which involve the consolidation of solid reinforcing elements with molten metal that, upon solidification, forms a composite. The structure and properties of reinforced castings are determined by the combination of the structure and properties of the reinforcing elements, the matrix, and their interfacial region.

During pouring, cooling, and solidification, physical and chemical interactions occur between the reinforcing elements and the matrix. These interactions lead to changes in the physical, chemical, and structural homogeneity of the matrix and contribute to the formation of the interface between the reinforcing element and the matrix.

The heat balance equation during the solidification of a metal layer on a solid reinforcing element is as follows:

$$dq_{\text{mould}} = dq_{\text{cool}} + dq_{\text{cryst}} + dq_{\text{reinf}}. \quad (1)$$

Here, dq_{mould} —heat removed to the mould from the solidified metal, dq_{cool} —heat released during cooling of the melt from the pouring temperature to the solidification temperature, dq_{cryst} —heat released during metal crystallization, dq_{reinf} —heat released during cooling of the metal from the crystallization temperature to the temperature of the solid reinforcing element.

The reinforcing element accumulates part of the heat released during melt solidification, which promotes accelerated crystallization and suppresses segregation processes. In this case, the intensity of internal heat removal can be 3 to 5 times higher than that of external heat dissipation through the mould wall [1].

The amount of heat transferred under steady-state heat exchange conditions from the volume of liquid metal to the surface of the reinforcing element dq_{reinf} is determined by the following equation [1]:

$$q_{\text{reinf}} = \beta(t_1 - t_s)\tau. \quad (2)$$

Here, β —contact heat transfer coefficient from the liquid metal to the surface of the reinforcing element, t_1 and t_s —temperature of the melt and the initial temperature of the surface of the reinforcing element, respectively, τ —duration of heat exchange.

According to [2], the heating temperature of a metallic component (t_{heat}) in an external environment with temperature (t_{env}) is determined

by the following expression:

$$t_{\text{heat}} = (t_{\text{env}} - t_{\text{init}}) \left(1 - e^{-\frac{\alpha F \tau}{mc}} \right) + t_{\text{init}} \frac{\partial^2 \Omega}{\partial v^2}. \quad (3)$$

Here, t_{init} —initial temperature of the metallic component, m and F —mass and surface area of the metallic component, respectively, c —heat capacity of the metal, α —heat transfer coefficient of the metal, τ —duration of heat exchange.

The interaction between the reinforcing element and the solidifying melt occurs in two stages. The first stage begins filling during mould and is accompanied by the formation of a solidified metal layer on the surface of the insert. At this stage, the most intense heat exchange takes place during the initial period of layer formation. A study of the solidification dynamics of the melt on the reinforcing element [3] revealed that the contact between the outer surface of the insert and the solidifying melt is discrete in nature.

The condition of the contact between the melt and the surface of the insert has a significant effect on the intensity of heat exchange with the reinforcing element. In the contact zone, oxide films and gas layers are formed, which introduce considerable thermal resistance to the heat transfer from the solidifying melt to the reinforcing element and contribute to the formation of a gap.

The formation of a gap between the reinforcing element and the matrix occurs during the heating of the insert to a temperature below the solidus point, as well as due to gas release at the surface of the reinforcing element caused by decarburization and moisture evaporation. During the interaction of the reinforcing element with the melt, gases trapped in surface depressions and roughness zones heat up and expand, disrupting the metal solidified on the surface of the insert [4, 5].

The second stage involves the remelting of the solidified layer. During the solidification of a reinforced casting or ingot, these stages are repeated multiple times.

According to [1], the introduction of 0.6–0.9% of a solid insert into a mould measuring 250×1650 mm results in its complete dissolution and a 60% reduction in the columnar crystal zone. The addition of 1.5–2.0% of the solid phase enables ingot reinforcement and completely eliminates the columnar zone. This leads to a reduction in axial segregation, an increase in impact toughness, and an improvement in the macrostructure of the cast metal.

A study of the thermophysical conditions of reinforced melt cooling during continuous steel casting [6] showed that the most effective cooling occurs when 1.5% of the solid phase is introduced in the form of a steel strip 0.4 m wide and 0.0015 m thick. In this case, the greatest portion of heat is consumed for the remelting of the initially solidified

layer.

The change in the degree of superheat removed during the solidification-on-insert process is shown in Fig. 1.

The consolidation of reinforcing inserts placed in the mould with the solidifying melt after pouring occurs through the formation of a contact zone, which is driven by mechanical and adhesion forces, as well as diffusion processes [7].

Mechanical bonding is formed when the melt does not wet the surface of the solid element and no chemical interaction occurs between them. During the shrinkage of the solidifying melt, normal pressure is exerted on the reinforcing insert, which ensures mechanical bonding. This pressure is directly proportional to the shrinkage magnitude, the elastic modulus, and the Poisson's ratio of both the insert and the matrix, and inversely proportional to the contact surface area of the insert [7].

The level of mechanical bonding is characterized by the coefficient of friction between the solid element and the solidified casting, which can be increased by creating grooves or notches on the surface of the reinforcing inserts. Mechanical bonding is effective under static loading. However, a gap may form between the solid element and the cast metal due to the incomplete filling of surface depressions, especially when the melt poorly wets the solid surface. Therefore, surface notches enhance mechanical bonding but also contribute to the formation of intermittent gaps, which are undesirable under cyclic loading and vibrations.

The pressure, at which the liquid metal comes into contact with the

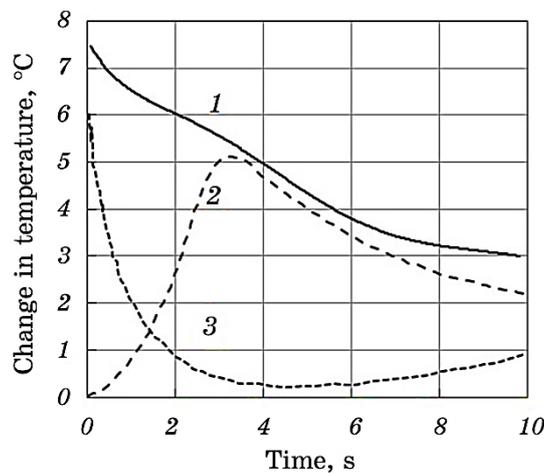


Fig. 1. Cooling of liquid steel by the reinforcing insert (3), heating and remelting of the solidified layer (2), and total cooling of the melt (1) [1].

solid element, influences the formation of mechanical bonds. Higher pressure improves the filling of surface irregularities and reduces the likelihood of forming intermittent gaps.

In the case of laminar melt flow and insufficient wetting of the reinforcing insert surface, the flow takes the form of a rolling wave, and air pockets form between the flow and the solid surface. These air layers contribute to gap formation and weaken the mechanical bond.

The formation of adhesion bonds between the elements of composite castings occurs when the surface of the reinforcing insert is wetted by the melt. Wettability can be controlled by introducing surface-active elements into the melt.

It has been established [7] that increasing the solubility of oxygen, carbon, and boron in the melt improves the wettability of reinforcing elements. For melts that wet oxides, effective surface-active components are those with a high affinity for oxygen or for the metal present in the wetted oxide. In the case of carbides and graphite, surface-active components include carbide-forming elements.

Wettability is enhanced by laminar melt flow during mould filling, increased melt temperature, the use of fluxes, alloying, and increasing the surface roughness of the solid phase.

The formation of diffusion bonding zones occurs when the amplitude of surface atom vibrations in the reinforcing element and the matrix exceeds the gap between them. This process is facilitated by pressing of the reinforcing element against the matrix, increased temperature, and wetting of the solid reinforcing surface by the molten metal.

The strength of diffusion bonds is nearly equal to that of the matrix, whereas the strength of adhesive bonds does not exceed half of the matrix strength.

The refinement of the casting structure upon the introduction of reinforcing elements is associated with a change in the solidification rate of the molten metal, which is characterized by the solidification coefficient.

The solidification coefficient (K) at the 'solid reinforcing element–melt' interface is determined by the following equation [8]:

$$K = \frac{2\lambda(t_{cr} - t_{ae})}{\sqrt{C_l\rho_l(t_p - t_{cr}) + \rho_l L + 0.5C_s\rho_s(t_{cr} - t_{ae})}}. \quad (4)$$

Here, λ —thermal conductivity at the 'reinforcing element–matrix' interface, $J/(cm \cdot s \cdot ^\circ C)$; ρ_s , ρ_l —density of the solid and liquid metal, respectively, g/cm^3 ; C_l , C_s —heat capacity of the liquid and solid metal, $J/(g \cdot ^\circ C)$; t_p , t_{cr} , t_{ae} —pouring temperature, crystallization temperature, and temperature of the reinforcing element, respectively, $^\circ C$; L —latent heat of crystallization, J/g .

Analysis of Eq. (4) shows that the solidification rate of the melt de-

depends on the properties of both the liquid and solid metal, as well as on the temperature of the reinforcing element and the thermal conductivity of the 'reinforcing element–matrix' interface.

According to Ref. [8], when steel chill moulds are heated from 30 to 900°C, the solidification coefficient of cast iron decreases by a factor of 16, and when heated to 1150°C, it decreases by a factor of 4.6.

A review of the literature indicates that reinforcement of castings creates prerequisites for improving their quality. However, the effectiveness of reinforcement strongly depends on the conditions under which the 'reinforcing element–matrix' interface is formed and the development of a gap within this zone, which remains insufficiently studied.

The aim of this study is to investigate the effect of reinforcement on gap formation in the 'reinforcing element–matrix' contact zone and on the microstructure of high-carbon steel castings.

2. EXPERIMENTAL/THEORETICAL DETAILS

Plates with a thicknesses of 0.5, 1.0, 1.5, and 3.0 mm were used as reinforcing elements, with corresponding masses of 1.8, 3.5, 5.3, and 10.6 g. Inserts 0.5 mm thick were made from plates of carbon steel (C = 0.3 wt.%), 1.0 mm thick—from notched carbon steel plates (C = 1.5 wt.%), 1.5 mm—from toothed carbon steel plates (C = 0.6 wt.%), and 3.0 mm—from plates of austenitic stainless steel.

The implantation of reinforcing inserts into the castings was carried out by placing them into preformed cavities in polystyrene foam patterns, which were then positioned in the mould and poured with liquid steel, following the procedure described in [9].

Castings in the form of hollow cylinders with a wall thickness of 7.5 mm were produced by pouring steel melt into expendable pattern moulds containing the pre-installed plates.

The chemical composition of the steel smelted in the induction crucible furnace was as follows (wt.%): C = 0.88, Si = 1.14, Mn = 1.87, Al = 0.076, P = 0.025, S = 0.015. The liquidus temperature of the steel was 1466°C, and the solidus temperature was 1436°C.

Photographs of the areas with inserts implanted into the casting are shown in Fig. 2.

The microstructure of the castings with inserts after solidification was examined using an epi-tip microscope at magnifications of 100×, 200×, and 400×.

The analysis focused on the microstructure of the near-surface zone of the casting at the contact with the insert and at a distance of 20 mm from its boundary.

The effect of the reinforcing inserts on the gap size between the insert and the matrix, as well as on the microstructure of the casting,

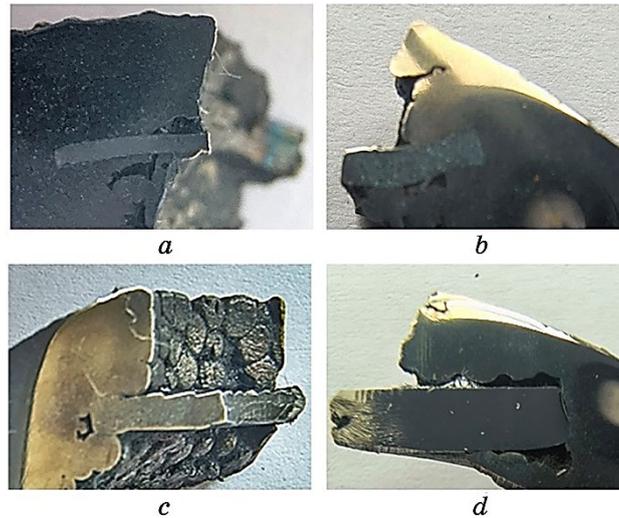


Fig. 2. Sections of castings with inserts of 0.5 mm (a), 1.0 mm (b), 1.5 mm (c), and 3.0 mm (d) thickness.

was assessed using the image analysis software 'ImageJ'.

The effectiveness of the reinforcing inserts on the microstructure of the matrix was evaluated based on the pearlite grain area. During mathematical processing of the obtained results, the minimum, maximum, and average pearlite-grain areas were determined. Histograms of pearlite area distribution by fractions were constructed using the 'Analysis ToolPak' add-in in Microsoft Excel.

Regression and correlation coefficients (R_i) as well as the relative approximation error (δ) were determined with 95% confidence according to the methodology described in [10].

3. RESULTS AND DISCUSSION

The examination of the interfaces between the inserts and the matrix revealed the presence of both nearly defect-free contact zones (Fig. 3, a, b) and zones with gaps of varying size: up to 10 μm (Fig. 3, c), from 10 μm to 100 μm (Fig. 3, d), and over 100 μm (Fig. 3, e).

The analysis showed that, for contact boundary lengths ranging from 3750 μm to 12450 μm , an increase in insert thickness from 0.5 to 3.0 mm leads to a decrease in the length of defect-free contact zones from 88% to 2.0%, while the length of defective zones increases correspondingly from 12% to 98% (Fig. 4, line 1).

The relationship between the insert thickness (δ_i , mm) and the gap

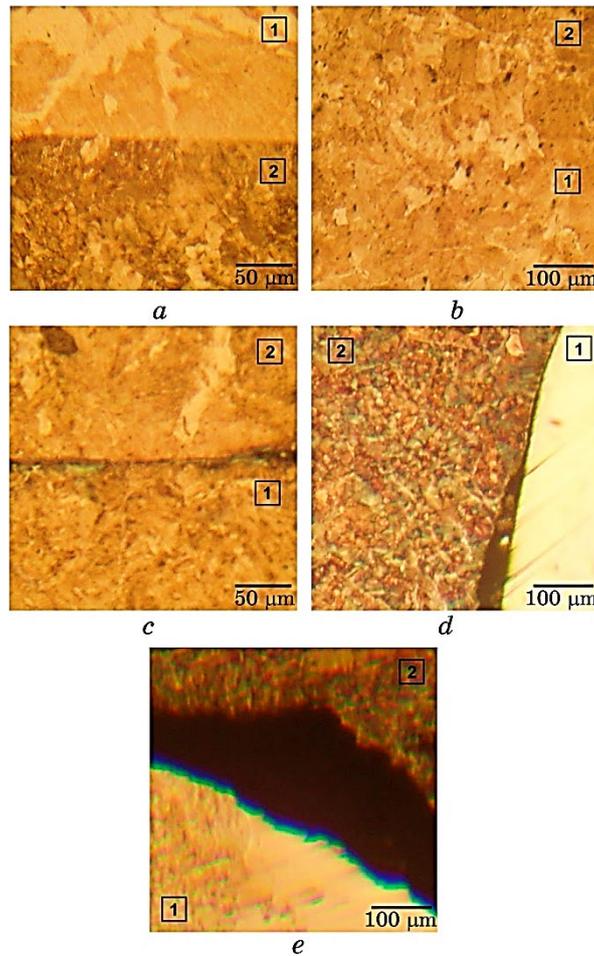


Fig. 3. Microstructure of the contact zones between inserts (1) of 0.5 mm (a), 1.0 mm (b), 1.5 mm (c), and 3.0 mm (d, e) thickness and the matrix (2). Defect-free contact zones (a); gap up to 10 μm (c); gap from 10 to 100 μm (d); gap over 100 μm (e).

length in the ‘reinforcing element–matrix’ contact zone ($l, \%$) is expressed as follows:

$$l = 33.64\delta_i, R = 0.949. \quad (5)$$

To determine the mechanism by which insert thickness influences gap formation, the effect of inserts on the solidification rate of a 7.5 mm thick casting wall was investigated. Based on experimental data from Ref. [11], the influence of the ratio of insert thickness (δ_i, mm)

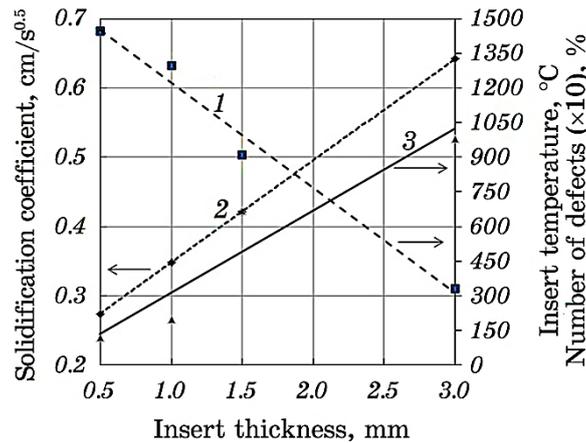


Fig. 4. Effect of insert thickness on the number of defects in the contact zone with the matrix (1), solidification coefficient (2), and insert heating temperature (3) during casting solidification.

to casting-wall thickness (δ_s , mm) on the solidification coefficient (K , $\text{cm/s}^{0.5}$) was determined and expressed as follows:

$$K = 0.2006 + 0.1105 \delta_i / \delta_s, R = 0.890. \quad (6)$$

Analysis of Eq. (6) shows that the solidification coefficient of the casting wall increases from $0.274 \text{ cm/s}^{0.5}$ to $0.643 \text{ cm/s}^{0.5}$ with the use of inserts 0.5 mm and 3.0 mm thick, respectively (Fig. 4, line 2).

Assuming that the main heating of the inserts occurs during the solidification interval of steel, and using the solidification coefficient to determine the solidification time of the casting wall, the insert heating temperature (t_{ins}) was calculated based on Eq. (3) (Fig. 4, line 3).

Correlation analysis showed that there is a statistically significant inverse linear relationship between the insert heating temperature (t_{ins}) and the length of the contact zone with a gap (l , %), expressed as follows:

$$l = 128.98 - 0.0801 t_{\text{ins}}, R = 0.982. \quad (7)$$

This indicates that as the insert temperature increases, the quality of the contact between the reinforcing insert and the matrix improves, reaching a maximum when the insert is heated to the solidification temperature. This is due to surface remelting of the insert and the formation of a diffusion bond with the casting.

The microstructure of the near-surface zone of the casting at the contact with the insert is shown in Fig. 5, and at a distance of 20 mm from it—in Fig. 6.

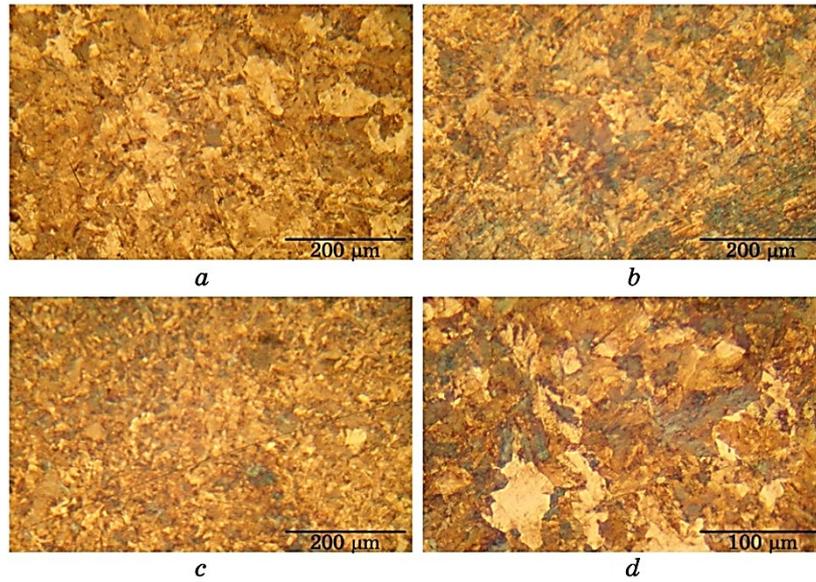


Fig. 5. Microstructure of the near-surface zone of the casting at the contact with the reinforcing insert: insert thickness 0.5 mm (*a*), 1.0 mm (*b*), 1.5 mm (*c*), 3.0 mm (*d*).

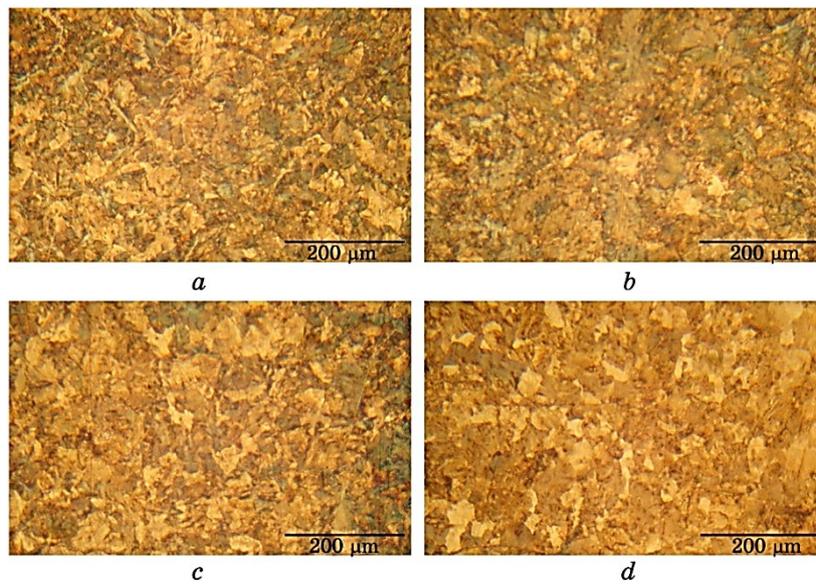
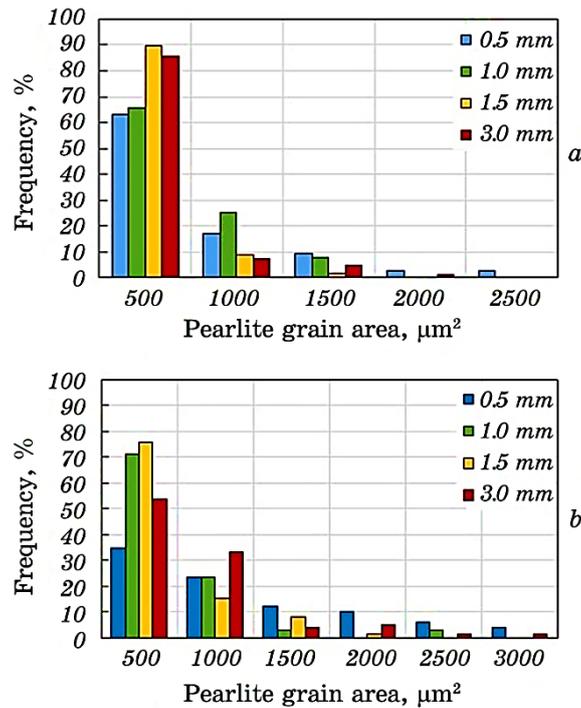


Fig. 6. Microstructure of the near-surface zone of the casting at a distance of 20 mm from the reinforcing insert: insert thickness 0.5 mm (*a*), 1.0 mm (*b*), 1.5 mm (*c*), 3.0 mm (*d*).

TABLE 1. Results of quantitative analysis of the microstructure in the near-surface zone of the casting.

Insert thickness, mm	Parameter	Pearlite-grain area (S_{per}), μm^2	
		Near the insert	At a distance of 20 mm from the insert
0.5	Minimum	64.5	57.1
	Maximum	3861.3	8051.0
	Average	699.3	1286.9
1.0	Minimum	66.3	68.4
	Maximum	2933.7	2288.7
	Average	460.1	450.9
1.5	Minimum	24.4	37.3
	Maximum	1135.6	1995.9
	Average	249.3	382.9
3.0	Minimum	15.8	34.1
	Maximum	2706.6	3553.6
	Average	286.2	609.9

**Fig. 7.** Distribution of pearlite grain areas in the microstructure of the near-surface zone of the casting at the contact with the insert (*a*) and at a distance of 20 mm from it (*b*).

The results of the quantitative analysis of the microstructure in the near-surface zone of the casting at the contact with the insert and at a distance of 20 mm from it are presented in Table 1, and the distribution of pearlite grain areas by size is shown in Fig. 7.

The data in Table 1 show that the minimum pearlite grain area in the microstructure near the insert surface ranges from $15.8 \mu\text{m}^2$ to $66.3 \mu\text{m}^2$, while the maximum values range from $1135.6 \mu\text{m}^2$ to $3861.3 \mu\text{m}^2$. The corresponding values at a distance of 20 mm from the inserts are $34.1 \mu\text{m}^2$ to $68.4 \mu\text{m}^2$ for the minimum and $1995.9 \mu\text{m}^2$ to $8051.0 \mu\text{m}^2$ for the maximum grain area. This means that near the insert surface, the minimum pearlite grain area is 3–216% smaller, and the maximum is 78–208% smaller compared to the values at a distance of 20 mm.

At the same time, an increased number of fine pearlite grains are observed in the microstructure of the castings near the insert surface. For example, 63% to 90% of pearlite grains have an area ranging from $500 \mu\text{m}^2$ to $1000 \mu\text{m}^2$, which are 19% to 82% higher than at a distance of 20 mm from the inserts (Fig. 7).

The effect of insert thickness (δ , mm) on the average pearlite grain area (S_{avp} , μm^2) is shown in Fig. 8, *a*. It can be seen that both near the insert surface and at a distance of 20 mm, the inserts exhibit an extreme (nonlinear) effect on the average grain area.

This is because, during pouring of the melt into the mould containing the reinforcing insert, the interaction between the insert and the matrix is accompanied by heating of the insert and the formation of a gap between the insert and the matrix. An increase in insert temperature promotes the formation of a strong diffusion bond, but at the

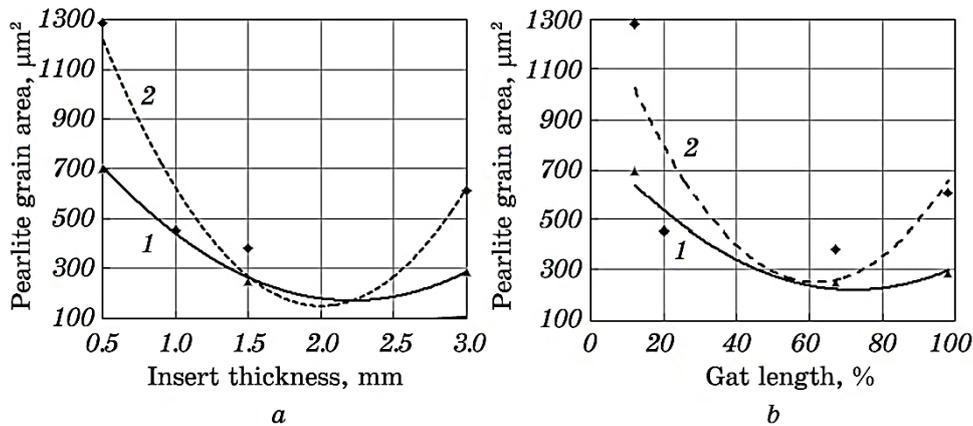


Fig. 8. Effect of insert thickness (*a*) and gap length (*b*) on the average pearlite-grain area in the microstructure of the casting near the insert surface (*1*) and at a distance of 20 mm (*2*).

same time reduces the solidification rate of the melt near the insert, which leads to coarsening of the structural grains.

The formation of a gap between the insert and the matrix reduces heat transfer at the interface, as the thermal conductivity of air is 700–800 times lower than that of steel. This creates conditions that slow down the heating of the reinforcing element and, as a result, accelerate the solidification rate and promote structural refinement.

For the microstructure of the casting near the insert surface and at a distance of 20 mm from it, the pattern of this extreme effect is expressed as follows (Fig. 8, *b*).

In the near-surface layer of the casting, directly in the contact zone with the inserts, the dependence of the average pearlite-grain area on insert thickness is described by the following regression equation:

$$S_{\text{avp}}^s = 1067.5 - 811.67\delta + 183.59\delta^2, R = 0.997. \quad (8)$$

At a distance of 20 mm from the insert surface, the relationship is as follows:

$$S_{\text{avg}}^{20} = 2048.7 - 1899.2\delta + 474.47\delta^2, R = 0.952. \quad (9)$$

Analysis of Eqs. (8) and (9) shows that the minimum average pearlite grain area near the surface of the inserts reaches $170.4 \mu\text{m}^2$ at an insert thickness of 2.2 mm, and $148.2 \mu\text{m}^2$ at a distance of 20 mm at an insert thickness of 2.0 mm, which is 6 and 14 times smaller, respectively, compared to castings without inserts.

As the study has shown, at gap lengths (Δ , %) within the range of 62–72%, an increase in the solidification rate promotes the formation of a fine-dispersed pearlitic structure.

With further increase in the number of gaps, the intensity of this effect decreases.

The regularity of the influence on the microstructure near the surface of the inserts is described by the following relationship:

$$S_{\text{avp}}^s = 826.01 - 16.848\Delta + 0.1168\Delta^2, R = 0.959. \quad (10)$$

At a distance of 20 mm from the insert surface, the relationship is as follows:

$$S_{\text{avp}}^{20} = 1438.9 - 38.521\Delta + 0.3118\Delta^2, R = 0.775. \quad (11)$$

The analysis results indicate that the most effective influence of reinforcing inserts on the dispersion of the pearlite structure is observed at insert thicknesses ranging from 2.0 to 2.2 mm and a gap length at the 'insert–matrix' interface ranging from 62 to 72%.

4. CONCLUSION

It was established that, during the reinforcement of steel castings with inserts, diffusion bonding zones and defects in the form of gaps are formed at the ‘reinforcing element–matrix’ interface.

An analytical relationship was determined between the length of the gap in the contact zone and the thickness of the inserts.

It was shown that the effect of insert thickness on gap development results from the combined action of two opposing factors: the solidification rate and the heating temperature of the inserts.

Through microstructural analysis of the castings, quantitative parameters of pearlite grain area and their distribution were determined.

Analytical models were developed to describe the influence of insert thickness and gap length on the pearlite grain area in the microstructure of the casting near the insert surface and at a distance of 20 mm from it.

Analysis of the analytical models showed that the most effective influence of reinforcing inserts on pearlite structure refinement is observed at insert thicknesses of 2.0–2.2 mm and gap lengths at the ‘insert–matrix’ interface of 62–72%.

Calculation results indicate that under optimal reinforcement conditions, refinement of the pearlite structure by a factor of 6 to 14 is achievable.

The research was carried out within the framework of Project No. 2023.04/0029 (state registration No. 0124U003980) with the support of a grant from the National Research Foundation of Ukraine under the program ‘Science for Strengthening the Defence Capability of Ukraine’.

AUTHORS’ CONTRIBUTIONS

Y. G. Aftandiliants conceived and designed the research, supervised the project, analysed and interpreted the results, and coordinated the preparation of the manuscript. V. A. Sliusarev contributed to the development of the experimental methodology, participated in the analysis of solidification processes, and assisted in data interpretation. Y. H. Kvasnyts’ka performed microstructural investigations, image analysis, and quantitative evaluation of pearlite grain parameters. I. A. Shalevs’ka participated in theoretical analysis, development of analytical models, and discussion of the mechanisms of reinforcement and gap formation. P. B. Kaliuzhnyi contributed to statistical processing of experimental data, regression analysis, and visualization of results. V. I. Veis carried out experimental casting trials, sample preparation, and metallographic examinations. T. V. Stepanova assisted in literature review, interpretation of results, and manuscript editing.

Z. V. Parkhomchuk contributed to experimental support, data verification, translation and critical revision of the manuscript.

REFERENCES

1. V. A. Efimov and A. S. Eldarkhanov, *Tekhnologii Sovremennoi Metallurgii* [Technologies of Modern Metallurgy] (Moskva: Novyye Tekhnologii: 2004), p. 784 (in Russian).
2. A. A. Shmykov, *Spravochnik Termista* [Heat Treater's Handbook] (Mashgiz: 1956), p. 332 (in Russian).
3. N. I. Nikitenko, V. M. Parshin, and S. D. Postil, *Kristallizatsiya Nepreryvnogo Slitka pri Nalichii Kholodilnika* [Crystallization of a Continuous Casting in the Presence of a Cooler]. In: *Sovershenstvovanie Protsesov Nepreryvnoy Razlivki Stali* (IFTI AN USSR: 1985), p. 203 (in Russian).
4. F. M. Kotlyarskii, *Protsesty Litya*, **3**: 79 (1991).
5. D. M. Belenky and A. G. Vernidub, *Protsesty Litya*, **2**: 28 (1992).
6. O. V. Nosochenko, A. G. Bogachenko, and A. S. Pliskalovskiy, *Povyshenie Kachestva Stal'nykh Slitkov* [Improvement of Steel Ingot Quality] (IFTI AN USSR: 1988), p. 89 (in Russian).
7. V. A. Efimov, G. A. Anisovich, and V. N. Babich, *Spetsial'nyye Sposoby Litya: Spravochnik* [Special Casting Methods: Handbook] (Moskva: Mashinostroenie: 1991), p. 436 (in Russian).
8. L. A. Dan, *Vestnik Priazovskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta*, **8**: 41 (1999).
9. P. Kaliuzhnyi, I. Shalevska, and V. Sliusarev, *Archives of Metallurgy and Materials*, **68**: 1369 (2023).
10. E. L. Shvedkov, *Ehlementarnaya Matematicheskaya Statistika v Ehksperimental'nykh Zadachakh Materialovedeniya* [Elementary Mathematical Statistics in Experimental Tasks of Materials Science] (Kiev: Naukova Dumka: 1975), p. 111 (in Russian).
11. B. B. Gulyayev, *Teoriya Liteinykh Protsesov* [Theory of Casting Processes] (Moskva: Mashinostroenie: 1976), p. 216 (in Russian).

PACS numbers: 68.55.Nq, 81.15.-z, 81.40.Cd, 81.65.Kn, 81.65.Rv, 82.45.Bb, 82.47.Wx

Experimental Studies of Zinc and Derivative Coatings

A. V. Antonov^{*,**}, S. I. Ivashchenko^{*}, D. O. Bosyi^{**}, I. Y. Potapchuk^{**},
and O. I. Sablin^{**}

^{*}*SOLAR STEEL CONSTRUCTION LLC,*
36A Naberezhna Peremohy Str.,
UA-49000 Dnipro, Ukraine

^{**}*Ukrainian State University of Science and Technology,*
2 Lazaryana Str.,
UA-49000 Dnipro, Ukraine

Given the increasing requirements for durability and reliability of metal structures under the atmospheric and industrial corrosion, the search for effective and economically viable anticorrosion solutions becomes especially relevant. Traditional hot dip galvanizing remains a primary method for protecting steel elements. At the same time, the use of continuously zinc-coated steel products (or coatings based on zinc) is promising for low-corrosivity environments. Recently, there has been growing interest in zinc alloys with magnesium and aluminium due to the manufacturers' claims of improved anticorrosion properties with thinner coating layers. Often, this interest is also driven by the regional localization of production of such coatings. However, for the correct comparison of the service life of all types of zinc coatings and their derivatives, it is critically important to perform comparative evaluations of coating behaviour in aggressive environments for systematic analysis of quality, durability, and verification according to international standards. The aim of this work is to conduct a comparative assessment of the corrosion resistance of zinc coatings and their derivatives applied by various methods under accelerated climatic testing conditions, as well as to analyse the effect of coating thickness on the effectiveness of steel protection against

Corresponding author: Andrii Vladyslavovych Antonov
E-mail: a.v.antonov91@gmail.com

Citation: A. V. Antonov, S. I. Ivashchenko, D. O. Bosyi, I. Y. Potapchuk, and O. I. Sablin, Experimental Studies of Zinc and Derivative Coatings, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 48, No. 2: 169–183 (2026), DOI: [10.15407/mfint.48.02.0169](https://doi.org/10.15407/mfint.48.02.0169)

© Publisher PH “Akademperiodyka” of the NAS of Ukraine, 2026. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

atmospheric corrosion. As a result of the experimental studies, the prerequisites for the formation of approaches to optimising protective coatings for steels, depending on the operating conditions and their required service life, are established.

Key words: steel, zinc coating, corrosion, passivation, protection, anode, cathode.

З огляду на зростаючі вимоги до довговічності та надійності металоконструкцій в умовах дії атмосферної та промислової корозії особливо актуальним є пошук ефективних та економічно доцільних антикорозійних рішень. Традиційні гарячеоцинковані покриття залишаються основним засобом захисту крицевих елементів поряд із застосуванням крицевого прокату з цинковим покриттям (або покриттям на основі цинку), нанесені неперервною методою, є перспективними у випадках низького рівня атмосферної корозії. Останнім часом зростає інтерес до легованих цинкових стопів з додаванням Магнію й Алюмінію через заявлені виробниками поліпшені антикорозійні властивості за меншої товщини шару покриття. Часто це викликано в тому числі й локалізацією виробництв таких покриттів у певних регіонах. Разом із тим, вкрай важливим і єдиним для коректного порівняння терміну служби всіх цинкових покриттів та їхніх похідних є проведення порівняльних оцінок поведінки таких покриттів в агресивному середовищі для системної аналізи якості покриттів, їх довговічності та верифікації цих покриттів відповідно до міжнародних стандартів. Метою даної роботи є порівняльна оцінка корозійної стійкості цинкових покриттів і їхніх похідних, нанесених різними методами, в умовах пришвидшених кліматичних випробувань, а також аналіза впливу товщини шару покриття на ефективність захисту криці від атмосферної корозії. В результаті проведених експериментальних досліджень з'ясовано передумови для формування підходів щодо оптимізації захисних покриттів криць в залежності від умов експлуатації та необхідного терміну їхньої служби.

Ключові слова: криця, цинкове покриття, корозія, пасивація, захист, анода, катода.

(Received 7 July, 2025; in final version, 18 February, 2026)

1. INTRODUCTION

Zinc coatings are anodic ones; this means that the electrochemical potential of the coating metal, namely, zinc, is lower than that of the protected metal—steel. Accordingly, the zinc coating protects the base metal from corrosion through electrochemical action.

An anodic coating provides not only electrochemical but also mechanical protection. During the service life of a structure, zinc dissolves as a covering anode, thereby protecting the steel.

When zinc is applied to steel, environmental factors trigger zinc

corrosion (zinc loss), while the underlying steel becomes partially or fully protected from corrosion.

The level of protection depends on the reactivity of the coating metal: the less prone it is to corrosion, the better it protects the base metal, even those steel areas, where the zinc coating has been damaged or lost.

One crucial factor for effective protection is the reliability of the bond between the coating and the substrate (adhesion) [1, 2].

Corrosion that begins at a through-pore or scratch will remain localized if the adhesion is strong. However, with weak adhesion, corrosion products can cause the coating to peel off, leading to underfilm corrosion and blister formation.

Although zinc itself creates a protective layer over cut edges or scratches, it begins to oxidize rapidly when exposed to moisture and oxygen, forming a white deposit known as 'white rust' (Zn(OH)_2 , ZnCO_3) [1].

As corrosion products accumulate and partially fill the pores, the rate of zinc loss significantly decreases, and the resulting corrosion film provides additional protection.

Importantly, zinc retains its protective properties even at low coating thicknesses and in the presence of pores or uncoated areas. This allows for continued protection even if scratches expose the steel base.

Zinc also provides protection for edges, threads of bolts and nuts, wires, and other products, justifying the use of zinc-coated or zinc-based coated steel, including material coated by continuous methods [1, 3]. However, while the formation of corrosion products adds protection, it negatively affects visual appearance. Frequent washing or mechanical abrasion of these products can prevent the formation of stable protective compounds, reducing coating thickness. To minimize these negative effects, hot dip galvanized metal structures that are passivated after cooling to form a several nanometres thick stable barrier film.

A passive film (*e.g.*, based on Cr^+ or Si/Zr) preserves the properties of the zinc coating by limiting contact with oxygen and water, thereby reducing white rust formation, stabilizing gloss, and improving compatibility with paints or lacquers (Table 1).

2. EXPERIMENTAL DETAILS

2.1. Corrosion Resistance Studies

It is well known that, in atmospheric environments, various zinc protective coatings deteriorate at different rates [1, 3]. For this study, comparative testing was conducted using steel samples coated in accordance with Refs. [4] and [5].

To ensure the highest relevance in comparing the durability of dif-

TABLE 1. Effect of passivation on performance of zinc coatings and derivatives.

No.	Parameter	Without passivation	With passivation
1.	Resistance to white rust (salt spray chamber)	24–72 hours	> 270 hours depending on passivator
2.	Surface oxidation and dullness	Rapid oxidation, loss of gloss	Gloss retention, slower oxidation
3.	Protection in humid environments	Temporary (zinc only)	Barrier film + zinc = longer protection
4.	Appearance stability	Uneven patina, white spots	Uniform appearance, often decorative

TABLE 2. Types of samples for accelerated weathering tests.

No.	Coating type	Test sample thickness, μm	Control sample thickness, μm
1.	HDG 50	64	65.2
2.	HDG 70	92.5	94
3.	HDG 90	108.2	108.4
4.	Zn350	25	24.6
5.	Zn350PosMAC	20.6	21.2
6.	Zn450	28	28.4
7.	Zn600	35	35.6
8.	ZM120	9.9	10
9.	ZM310	18.7	18.4
10.	ZM310MA	19.9	20.4
11.	ZM430	31.1	30.6

ferent structural steel coatings under environmental exposure, the tests were conducted according to Refs. [6, 7]. The total test duration was 630 hours, with one time interval representing 70 hours.

Steel plates, measuring 150×50 mm with different protective coatings, were used as accelerated weathering test samples. The list of samples is provided below (Table 2).

2.2. Methodology of Studies

Solution Preparation. The solution was prepared by dissolving sodium chloride in distilled water with conductivity not exceeding 20 $\mu\text{S}/\text{cm}$ at $25^\circ\text{C} \pm 2^\circ\text{C}$ to achieve a concentration of 50 g/l \pm 5 g/l [7, 8].

The sodium chloride contained less than 0.001% copper and less than 0.001% nickel by mass. The sodium iodide content ranged from 0.1% to 0.5% of total impurities, based on dry salt mass.

The pH of the prepared solution was maintained between 6.0 and 7.0 at $25^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$.

Sample Preparation. Before testing, sample surfaces were cleaned with organic solvent using a soft brush. After cleaning, they were rinsed with fresh solvent and dried.

Sample edges and the backside were masked with adhesive tape.

Sample Placement. Samples were placed in the test chamber so as not to be directly exposed to the spray nozzle stream. They were arranged with the unprotected side facing upward at an angle between 15° and 25° . Samples did not contact the chamber and were exposed to unrestricted spray circulation. The sample support was made from inert non-metallic material.

Test Conditions. Chamber temperature was maintained at $35^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$ throughout the test. Average solution condensate collection rate is of $1.5 \text{ ml/hour} \pm 0.5 \text{ ml/hour}$. Condensate sodium chloride concentration is of $50 \text{ g/l} \pm 5 \text{ g/l}$; pH—6.5 to 7.1.

Post-Test Sample Processing. After testing, samples were removed and dried for 0.5 to 1 hour to minimize removal of corrosion products. Before inspection, any remaining solution was carefully rinsed off the surface.

2.3. Evaluation of Test Results

The appearance of rust on the sample covering an area of more than 10% terminated the test for the specific sample, and the test completion time was recorded separately for it. All indicators were evaluated after the end of each test cycle.

The condition of metal structure coatings was assessed using two ratings in accordance with [9] based on the ability of the coating to protect the base metal from corrosion and thus prevent degradation of the base metal; based on the ability of the coating to maintain integrity and thus maintain a satisfactory appearance.

Although the functions of these two ratings overlap, they can be used separately to assess the degree of corrosion protection of the base metal (protection rating R_p) and to assess the appearance (appearance rating R_A).

The protection rating R_p was calculated using formula (1):

$$R_p = 3 \cdot (2 - \log A), \quad (1)$$

where A [%]—corrosion coverage (in %) of the sample under consideration.

The appearance rating was assigned using three components:

1) area affected by a specific defect on a scale from 10 to 0 (where 10 is the least affected);

TABLE 3. Classification of coating damage types R_A .

A	Staining or discoloration reducing coating quality (excluding visible corrosion products of the base metal)
B	Dulling with little or no visible corrosion
C	Corrosion products of anodic coatings
D	Corrosion products of cathodic coatings
E	Pitting on the surface (possibly not reaching the base metal)
F	Delamination, flaking, chipping
G	Blistering (subsurface corrosion)
H	Cracking
I	Crevice corrosion
J	Cavity formation

2) subjective assessment of the degree of deterioration of the coating (vs = very insignificant amount, s = small amount, m = moderate amount, x = excessive amount);

3) classification of types of coating damage R_A (Table 3).

3. EXPERIMENTAL RESULTS

The results of the conducted studies, in accordance with Ref. [9], are summarized below (Table 4).

At equivalent coating thicknesses, ZM-type coatings proved to be clearly more resistant to aggressive atmospheric environments compared to standard zinc coatings [10]. ZM coatings also exhibited better aesthetic appearance in the atmosphere during the initial period of operation.

As for the samples with hot dip galvanized (HDG) coatings, their high resistance to aggressive environments can be confirmed [10]. However, a characteristic of these samples is the early formation of hydroxide compounds ($Zn(OH)_2$, $ZnCO_3$), commonly referred to as 'white rust', which negatively affected the visual appearance of the sample.

After removing the loose 'white rust' deposits from the HDG samples to measure the residual coating thickness, noticeable dulling and localized wear of the zinc coating were recorded.

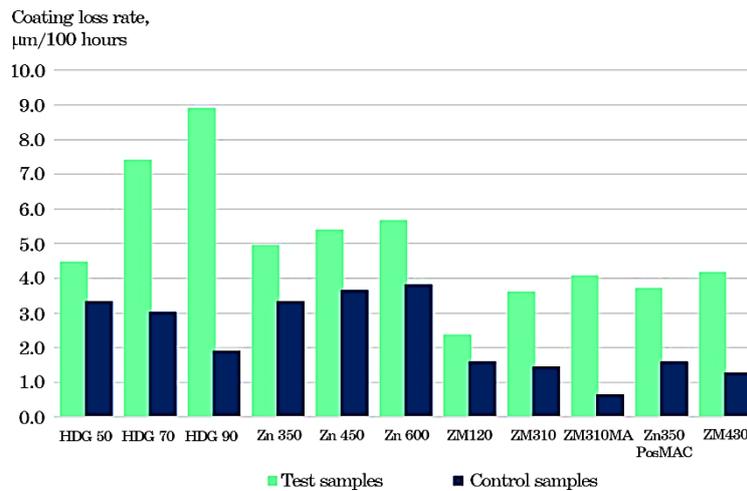
Additionally, for all sample types, which were cleaned during the test cycles, there was a trend of increased coating loss rate with increased initial coating thickness.

At the same time, control samples of all materials, which remained in the salt spray chamber and were not cleaned after each test cycle, showed partially opposite results: in some cases, the rate of coating loss was higher for thinner coatings [2]. A comparison of the coating

TABLE 4. Results of corrosion studies.

Indicators Type of coating	Thickness of zinc coating before testing, μm	Thickness of zinc coating after 630 hours testing, μm	Rate of zinc coat- ing loss on test samples $\mu\text{m}/100$ hours	% of zinc coating thickness remaining after 630 hours test- ing, μm	Time of testing, hours	Defect area, A%*	RP/RA rating
HDG50	64	28.1	4.5	56%	630	0%	10/10 vs C
HDG70	92.5	46.6	7.4	50%	630	5%	9/9.5
HDG90	108.2	56.1	8.9	48%	630	0%	10/10 vs C
Zn350	25	24.2	4.9	3%	490	25%	7/7.5 x F,C
Zn450	28	26.4	5.4	6%	490	30%	7/7 m F,C
Zn600	35	31.7	5.7	9%	560	30%	7/7 m F,C
ZM120	9.9	9.9	2.4	0%	420	60%	6/4 x F
ZM310	18.7	17.6	3.6	6%	490	10%	8/9 m F
ZM310MA	19.9	19.9	4.1	0%	490	40%	6/6 x F
Zn350 PosMAC	20.6	18.2	3.7	12%	490	15%	7/8.5 s F,C
ZM430	31.1	26.2	4.2	16%	630	10%	8/9 m F

* These rating indicators were compared at the end of the full cycle lasting 630 hours or when rust appeared on more than 10% of the sample.

**Fig. 1.** Coating loss rate for test and control samples.

loss rates for control and test samples is shown in Fig. 1.

Based on the results, it can be stated that the coating loss rate for control samples (which were not cleaned from hydroxide compounds

formed on their surfaces) was significantly lower than that for test samples.

In the case of HDG-coated samples, a correlation was observed between coating loss rate and coating thickness:

- for cleaned samples, an increase in thickness led to higher loss rates;
- for uncleaned samples, the opposite was true: the thicker the coating, the lower the loss rate, up to 4.5 times lower for HDG 90.

A similar trend was observed for the ZM-group coatings, though the effect was less pronounced.

For samples from hot dip galvanized coil, the data was more ambiguous: Zn350, Zn450, and Zn600 followed the same trend for both test and control groups. However, Zn350 PosMAC behaved more similarly to the ZM group. This may be attributed to differences in the quality of passivation by different manufacturers.

In general, based on structural heterogeneity and the electrochemical activity variations due to coating thickness, thicker coatings (regardless of the application method) tend to wear faster than thinner ones under identical conditions.

From the comparison of test and control samples (Fig. 1), it can be concluded that actual resistance of test samples in real-life conditions could be up to 2 times higher than the lab test results suggest.

Figures 2–4 show photographic images of the sample surfaces after 630 hours in the salt spray chamber. Some samples had already failed earlier, but were kept in the chamber to allow visual comparison.

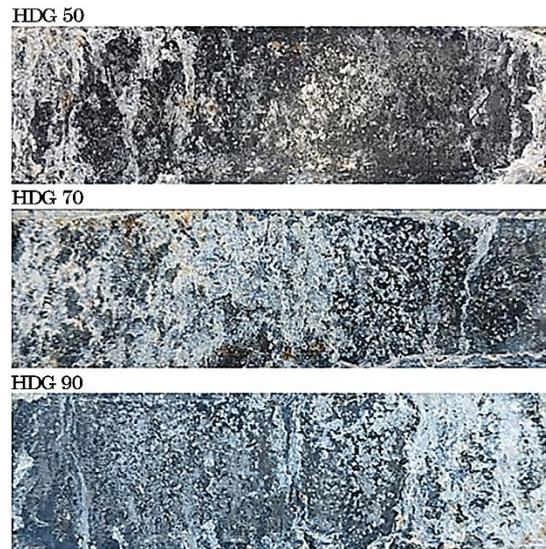


Fig. 2. Surface of HDG-type coated samples after 630 hours in the salt spray chamber.



Fig. 3. Surface of ZM-type coated samples after 630 hours in the salt spray chamber.

In general, the HDG-coated samples (Fig. 2) show widespread signs of white rust, uneven coloration of the zinc surface, but the coating remained intact, indicating high resistance of this type of coating to aggressive environmental exposure. As seen in Fig. 3, some samples exhibit significant corrosion damage, including a continuous layer of red rust. However, ZM310, Zn350 PosMAC, and ZM430 were among the most resistant samples in terms of appearance. Despite having thicker coatings, Zn-type samples (Fig. 4) showed lower resistance under salt spray conditions. The likely reason is poor passivation or low quality of the base coating.

Figures 5–7 present graphical representations of accelerated weath-

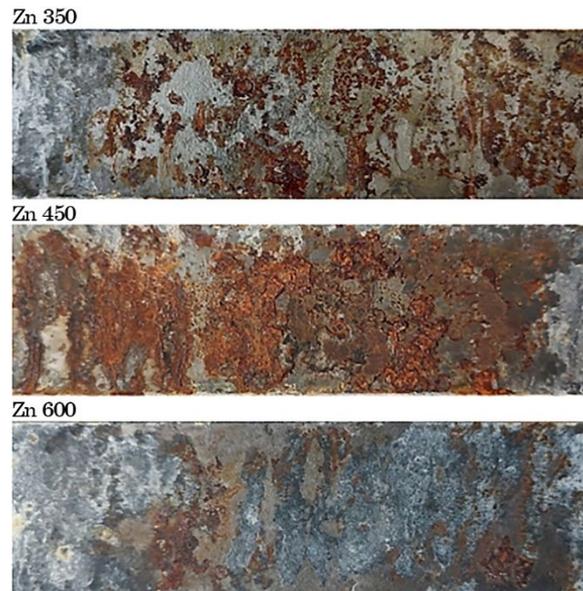


Fig. 4. Surface of Zn-type coated samples after 630 hours in the salt spray chamber.

ering tests, showing coating thickness loss over time for samples that were cleaned after each test stage.

In general, these results confirm similar trends in zinc coating wear, regardless of coating thickness or application method.

Laboratory test results based on Ref. [8] cannot serve as a direct indicator of zinc coating lifespan, but according to Refs. [4, 5], it is possible to estimate wear rates and approximate service life for various coatings.

The lifecycle of zinc coatings, according to reliability theory, can be described by a failure intensity curve and divided into three stages (Fig. 8): adaptation period ($0 \dots t_1$) with formation of corrosion products (white rust), often washed off by rain [1, 8]; normal operation ($t_1 \dots t_2$) with formation of a dense protective layer from corrosion products [8]; ageing period ($t > t_2$), when protective layer thins, coating begins to flake or peel.

The segment $0 \dots t_1$ is primarily characterized by a reduction in the thickness of the zinc coating due to the appearance of ‘white rust’ and its cyclical washing away by rain.

In the segment $t_2 \dots t_1$, coating defects may occur and are determined by random factors that affect a local area, for example, mechanical damage during installation, continuous-cyclic moisture exposure (*e.g.*, water droplets falling from PV modules onto the structure), or poor grounding of PV modules (leakage current from PV modules to the

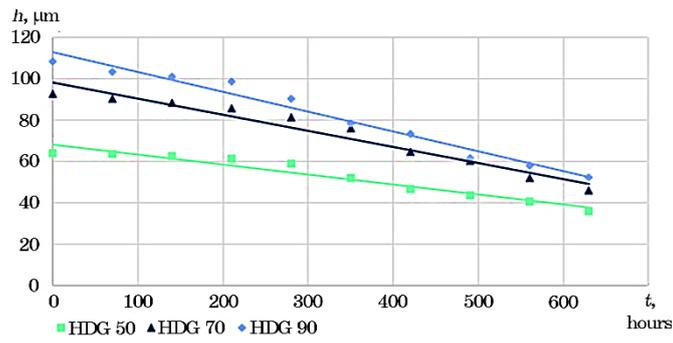


Fig. 5. Time-dependent coating wear for HDG-type samples in the salt spray chamber.

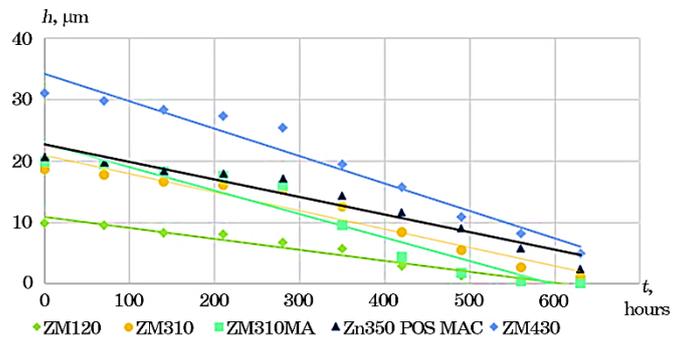


Fig. 6. Time-dependent coating wear for ZM-type samples in the salt spray chamber.

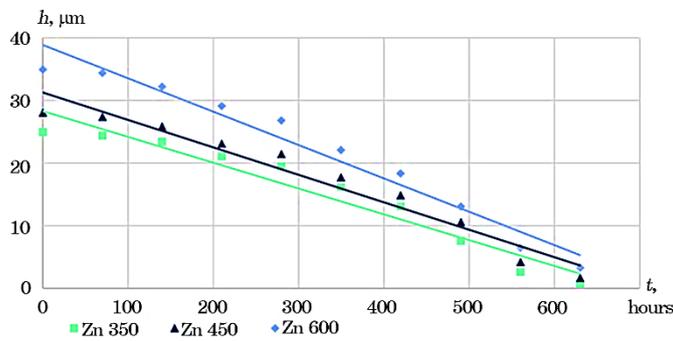


Fig. 7. Time-dependent coating wear for Zn-type samples in the salt spray chamber.

structure), resulting in zinc coating damage in the area, where leakage currents flow.

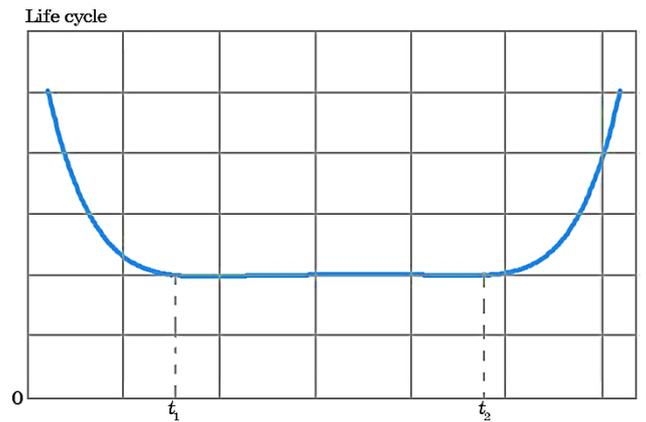


Fig. 8. Life cycle of zinc coating.

From the period $t > t_2$ onward, the frequency of coating defects increases due to long-term exposure to external factors. The mechanism of coating degradation at this stage is explained by wear and ageing models [3].

Steel structures are exposed to a combination of external factors, and corrosion-induced degradation of the coating is one of them.

In general, all types of corrosion damage follow the same principle, namely, the mechanism of corrosion is electrochemical in nature and identical for all types. The specific type of corrosion depends on factors, which accelerate the process and typically occur under abnormal operating conditions, for example, the presence of leakage currents, continuous-cyclic moisture exposure, mechanical damage, chemical irritants, *etc.* It is sufficient to generalize all of these under the umbrella of electrochemical corrosion without classifying them into subtypes.

Due to the heterogeneity in the structure and composition of metals, and the uneven distribution of the electrolyte (which is the moisture film containing dissolved chemicals on the metal surface), different areas of galvanized steel surfaces can have varying electrochemical potentials even in the absence of external electric fields. As a result, an electrical corrosion current flows within a closed loop of the galvanic couple, as shown in Fig. 9. In this situation, the more electrochemically active element (with a lower electrode potential) becomes the anode, and the less active one becomes the cathode. In this case, the zinc coating acts as the anode, and the steel substrate is the cathode. Corrosion occurs on the anode side of the galvanic couple, while the steel remains protected from corrosion (Fig. 9, *b*).

The presence of external currents can significantly accelerate corrosion. However, regardless of these factors, corrosion will still occur on

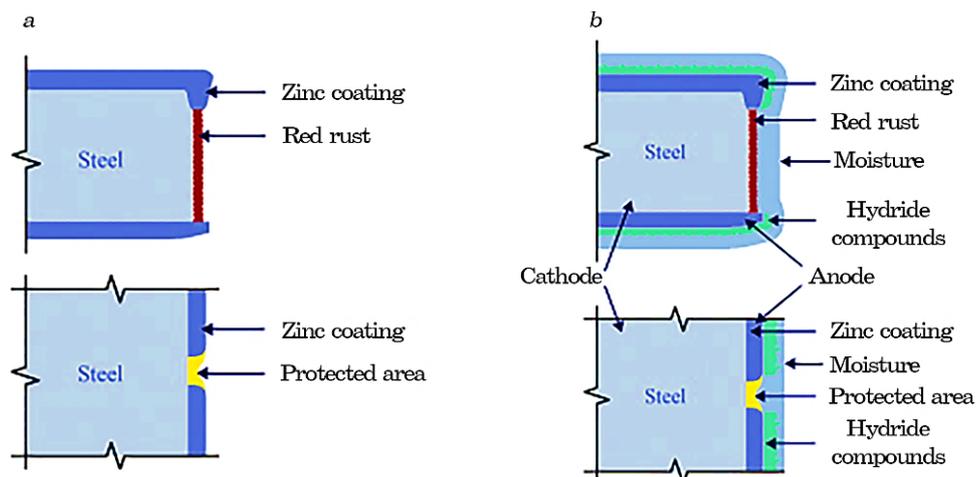


Fig. 9. Protection of the substrate (steel) with zinc coating: *a*) after production; *b*) during service.

the anode side, that is why zinc coatings and their derivatives are suitable for steel protection.

Thus, the phenomenon, in which galvanized steel samples with unprotected edges or damaged coatings do not exhibit corrosion, can be explained by the action of the zinc coating on the main part of the sample. The zinc coating provides not only electrochemical protection for the substrate, but also mechanical protection (see Fig. 9).

For structures located in corrosive soils and/or exposed to stray currents, additional corrosion protection measures may be used: passive protective anodes (Fig. 10, *a*) or active cathodic-protection systems (Fig. 10, *b*).

Cathodic protection involves creating a galvanic corrosion cell, where the anode corrodes instead of the protected structure, which becomes the cathode [7, 11–13] (Fig. 10, *a*). The anode and cathode are electrically connected.

The protective anode may be made of magnesium, zinc, aluminium, or other metals, which are more active (less noble) than the base metal. Due to the galvanic reaction, the steel does not corrode; instead, the anode dissolves. Another option is to use impressed current cathodic protection from an external DC power source (Fig. 10, *b*).

An additional factor contributing to the degradation of zinc coatings is leakage currents originating from photovoltaic modules. Under normal operation, the permissible leakage current is up to 1 mA. The dissolution of the zinc coating intensifies at the points, where the structure is in local contact with the ground. Even at such low current levels, the impact on the rate of zinc loss can be significant.

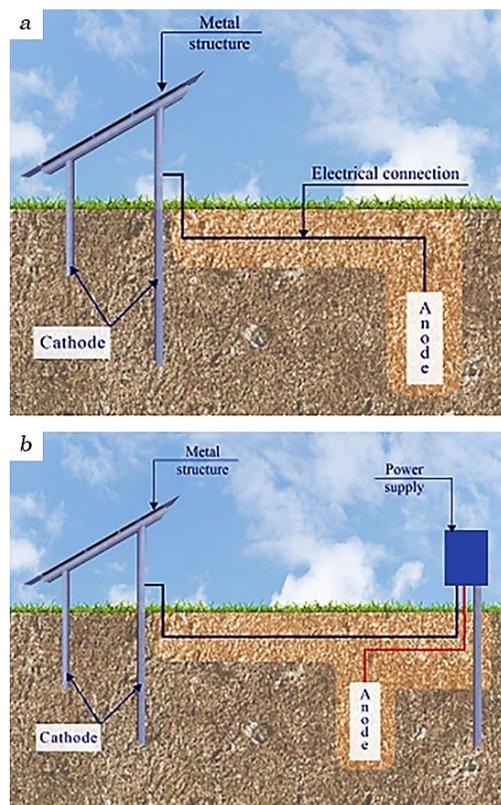


Fig. 10. Cathodic protection of metal structures: *a)* passive anode protection; *b)* active cathodic protection.

4. CONCLUSIONS

1. The conducted tests confirmed that all zinc coatings and their derivatives generally exhibit similar behaviour under comparative conditions.
2. HDG-type coatings demonstrated the highest resistance to aggressive environments, despite the fact that they also exhibited the highest rate of coating thickness loss.
3. Among the ZR- and Zn-coating groups, the ZM coatings showed greater resistance, primarily due to the high quality of passivation.
4. The application of HDG-type coatings is strongly recommended for environments with corrosivity categories C3 and C4.
5. The application of ZM and Zn coatings is recommended for environments with corrosivity categories C1 and C2.
6. To increase the service life of zinc coatings and structures, it is advisable to implement high-quality equipotential bonding of structures.

7. It is necessary to optimize the selection of protective coating types for steel, based on operating conditions and required service life.
8. The impact of leakage currents on the rate of zinc coating loss requires further research at solar energy facilities.

AUTHOR'S CONTRIBUTION

A. V. Antonov carried out development of research methodology, scientific novelty, analysis and calculations, construction of dependences. S. I. Ivashchenko conducted research and measurements. D. O. Bosyi, I. Y. Potapchuk and O. I. Sablin provided scientific consulting.

REFERENCES

1. K. K. Maniam and S. Paul, *Corros. Mater. Degrad.*, **2**, No. 2: 163 (2021).
2. J. H. Park, T. H. Yun, K. Y. Kim, and Y. M. Park, *Progress in Organic Coatings*, **74**, Iss. 1: 25 (2012).
3. A. R. Marder, *Progr. Mat. Sci.*, **45**, Iss. 3: 191 (2000).
4. *ISO 14713 'Zinc Coatings—Guidelines and Recommendations for the Protection Against Corrosion of Iron and Steel in Structures'*.
5. *EN 10346:2022 'Continuously Hot Dip Coated Steel Flat Products for Cold Forming—Technical Delivery Conditions'*.
6. *ISO 9227 'Corrosion Tests in Artificial Atmospheres—Salt Spray Tests'*.
7. N. M. Chavan, B. Kiran, A. Jyothirmayi, P. S. Phani, and G. Sundararajan, *Journal of Thermal Spray Technology*, **22**: 463 (2013).
8. P. Spathis and I. Poulous, *Corrosion Science*, **37**, No. 5: 673 (1995).
9. *ISO 10289:1999 'Methods for Corrosion Testing of Metallic and Other Inorganic Coatings on Metallic Substrates. Rating of Test Specimens and Manufactured Articles Subjected to Corrosion Tests'*.
10. F. C. Porter, A. M. Stoneman, and R. G. Thilthorpe, *Trans. IMF*, **66**, Iss. 1: 28 (1988).
11. V. Diakov, A. Antonov, and K. Yefremova, *Energy: Economics, Technology, Ecology: Scientific Journal*, **4**: 76 (2018).
12. V. Diakov, A. Antonov, O. Danylov, and Ye. Naumov, *VPI Bulletin*, **6**: 70 (2021).
13. V. O. Diakov, A. A. Antonov, and R. M. Malgivsky, *Prystriy dlya Protykorozivnoho Zakhystu Pidzemnykh Sporud* [Device for Corrosion Protection of Underground Structures]: Patent UA 136229 (Kyiv: 2019) (in Ukrainian).

PACS numbers: 62.20.Qp, 68.35.Ct, 68.35.Gy, 68.55.J-, 68.55.Ln, 81.15.Rs, 81.65.Lp

Дослідження впливу продуктивності на структуроутворення поверхневих шарів крицевих деталей під час азотування методом електроіскрового легування (ЕІЛ). II. Розробка математичного моделю для управління параметрами якості поверхневих шарів крицевих деталей під час азотування методом ЕІЛ

О. П. Гапонова^{*,**}, Н. В. Тарельник^{***}, О. В. Семерня^{***}

^{*}*Сумський державний університет,
вул. Харківська, 116,
40007 Суми, Україна*

^{**}*Інститут фундаментальних технологічних досліджень ПАН,
вул. Павінського, 5В,
02-016 Варшава, Польща*

^{***}*Сумський національний аграрний університет,
вул. Герасима Кондратьєва, 160,
40021 Суми, Україна*

В статті обґрунтовано важливість і актуальність проблеми керування якістю поверхневих шарів деталей. Представлено аналізу залежностей тов-

Corresponding author: Oksana Petrivna Haponova
E-mail: gaponova@pmtkm.sumdu.edu.ua

^{*}*Sumy State University,
116 Kharkivska Str., UA-40007 Sumy, Ukraine*

^{**}*Institute of Fundamental Technological Research, Polish Academy of Sciences,
5B Pawińskiego Str., 02-016 Warsaw, Poland*

^{***}*Sumy National Agrarian University,
160 Gerasym Kondratiev Str., UA-40021 Sumy, Ukraine*

Citation: O. P. Haponova, N. V. Tarellyk, and O. V. Semernya, Research on the Influence of Productivity on the Structure Formation of Surface Layers of Steel Parts during Nitriding by the Electrospark Alloying (ESA) Method. II. Development of a Mathematical Model for Controlling the Quality Parameters of Steel-Parts' Surface Layers during Nitriding by the ESA Method, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **48**, No. 2: 185–203 (2026) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.48.02.0185](https://doi.org/10.15407/mfint.48.02.0185)

© Publisher PH 'Akademperiodyka' of the NAS of Ukraine, 2026. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

щини зміцненого шару криці 20 і криці 40 та їхньої мікротвердості від технологічних параметрів електроіскрового легування (ЕІЛ) за азотування з використанням спеціальних технологічних насичувальних середовищ (СТНС). Встановлено, що за наявної технології зі збільшенням енергії розряду підвищується товщина зміцненого шару, яка складається з «білого» шару та дифузійної зони, а також мікротвердість поверхні. Ці параметри також зростають зі збільшенням часу оброблення певної площини (трудомісткості ЕІЛ) і зменшенням її оберненої величини, тобто кількості обробленої площини за одиницю часу (продуктивності легування). В результаті проведених досліджень розроблено математичні моделі залежності параметрів якості поверхонь за азотування методом ЕІЛ з використанням СТНС (рівняння товщини зміцненого шару та рівняння мікротвердості поверхні) від енергетичних і технологічних параметрів обладнання ЕІЛ, а саме, енергії розряду та трудомісткості, що уможливило визначати основні технологічні параметри сформованого шару: товщину зміцненого шару та мікротвердість поверхні.

Ключові слова: електроіскрове легування, покриття, азотування, криця, товщина шару, мікротвердість, математичний модель.

The article discusses the importance and relevance of the problem of controlling the quality of surface layers of parts. An analysis of the dependences of the thickness of the hardened layer of steel 20 and steel 40 and their microhardness on the technological parameters of electric-spark alloying (ESA) during nitriding using special technological saturating media (STSM) is presented. As established, with the existing technology, the thickness of the hardened layer consisting of the 'white' layer and the diffusion zone, as well as the microhardness of the surface, increase with increasing discharge energy. These parameters also increase with an increase in the processing time of a certain plane (ESA labour intensity) and a decrease in its reciprocal value, *i.e.*, the area treated per unit time (alloying productivity). As a result of the research, mathematical models of the dependence of surface quality parameters during ESA nitriding using STSM (equation of hardened layer thickness and equation of surface microhardness) on the energy and technological parameters of ESA equipment, namely, discharge energy and labour intensity are developed that allows determining the main technological parameters of the formed layer: hardened layer thickness and surface microhardness.

Key words: electrospark alloying, coating, nitridation, steel, layer thickness, microhardness, mathematical model.

(Отримано 28 лютого 2024 р.; остаточн. варіант — 20 червня 2024 р.)

1. ВСТУП

В [1] обґрунтовано важливість і актуальність проблеми підвищення параметрів якості [2–6] поверхневих шарів відповідальних деталей динамічного обладнання: насосних і компресорних агрегатів, турбін, центрифуг, відцентрових розсіювальних апаратів [3, 4], граві-

таційного або самопливного транспорту [5], ущільнень [6] і таке інше, які лімітують їхню надійність і довговічність. Також зазначено, що нині є велика кількість технологій, які здатні поліпшити параметри якості поверхонь: підвищити твердість і зносостійкість шляхом нанесення металокерамічних покриттів [7–9], натопленням покриттів з композиційних матеріалів [10, 11]. Відмічено, що перспективним шляхом підвищення зносостійкості поверхонь партертя можуть бути багат шарові покриття, які поєднують у собі змащувальні й антизношувальні властивості [12–14], комбіновані покриття, сформовані методом електроіскрового легування (ЕІЛ), що складаються з твердих зносостійких і м'яких антифрикційних матеріалів [15–18]. З появою нових технологій підвищення параметрів якості поверхонь деталей машин методом ЕІЛ із застосуванням спеціальних технологічних насичувальних середовищ (СТНС) з'явилася можливість формувати поверхневі шари не тільки з одноконтентних покриттів (алітуванням [19], цементацією [20], азотуванням [21]), а й багатоконтентних [22–24].

В [1] підкреслено, що під час дослідження параметрів якості поверхневих шарів, сформованих технологіями ЕІЛ, для визначенні впливу енергетичних параметрів обладнання на їхнє структуроутворення, основну увагу приділяли енергії розряду W_p , а величину продуктивності оброблення Q , тобто кількість 100% обробленої площини за одиницю часу [$\text{см}^2/\text{хв.}$] практично не враховували.

Щоб оцінити вплив продуктивності на параметри якості одержаних покриттів, в дослідженнях використовували продуктивність, \cong в два, три та чотири рази меншу за традиційну, тобто час оброблення τ одиниці площини (трудомісткість процесу ЕІЛ) збільшувався в два, три та чотири рази.

В результаті мікроструктурної аналізи поверхневих шарів після азотування криці 20 і криці 40 методом ЕІЛ з використанням азотвмісного СТНС встановлено, що для всіх варіантів τ структура покриття складається з трьох ділянок: «білого шару», дифузійної зони, основного металу. Водночас, зі збільшенням W_p і τ збільшується товщина «білого» шару та дифузійної (перехідної) зони, зростають мікротвердість, шерсткість і суцільність поверхні. Із заміною криці 20 на крицю 40 незначно збільшуються товщини «білого» шару й дифузійної зони та мікротвердість поверхні.

Проведені в [1] дослідження дають змогу нам встановити кореляційні залежності між енергетичними та технологічними параметрами обладнання ЕІЛ, а саме, енергією розряду W_p і трудомісткістю τ й основними параметрами якості поверхневих шарів: товщиною зміцненого шару $h_{\text{з.ш.}}$ і мікротвердістю поверхні H_{μ} . Наявність цих залежностей уможливить нам значною мірою реалізувати методику керування якістю поверхневих шарів деталей і таким чином поліпшити технології виготовлення та ремонту динамічного обладнання

залежно від вимог, що до них висуваються.

Таким чином, метою роботи є розроблення математичних моделей залежності якості поверхневих шарів від енергетичних і технологічних параметрів обладнання ЕІЛ, а саме, енергії розряду W_p і трудомісткості τ , що дасть змогу визначати основні технологічні параметри якості сформованого шару: товщину зміцненого шару $h_{з.ш.}$ і його мікротвердість H_{μ} .

2. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

В результаті аналізу таблиць 4 і 6 [1] встановлено, що за наявної технології як для криці 20, так і для криці 40 зі збільшенням енергії розряду W_p підвищується товщина зміцненого шару $h_{з.ш.}$, яка складається з «білого» шару та дифузійної зони, а також мікротвердість H_{μ} поверхні (табл. 1).

Крім цього, в табл. 1 показано, що ці параметри також збільшу-

ТАБЛИЦЯ 1. Залежність товщини зміцненого шару криць 20 і 40 та їхньої мікротвердості від параметрів ЕІЛ за азотування з використанням СТС.

TABLE 1. Dependence of the thickness of the strengthened layer of steel 20 and steel 40 and their microhardness on the parameters of ESA during nitriding using STSM.

Енергія розряду W_p , Дж	Продуктивність Q , см ² /хв.	Трудомісткість τ , хв./см ²	Товщина зміцненого шару $h_{з.ш.}$, мкм		Мікротвердість зміцненого шару $H_{\mu з.ш.}$, МПа	
			криця 20	криця 40	криця 20	криця 40
Наявна технологія						
0,13	0,6	1,7	150,0	155	6350	6650
0,52	1,2	0,8	160,0	165	9421	9850
3,40	2,0	0,5	225,0	230	9721	9910
Перший варіант						
0,13	0,3	3,3	165,0	170	6490	7100
0,52	0,6	1,7	175,0	180	9530	9980
3,40	1,0	1,0	240,0	245	9850	10080
Другий варіант						
0,13	0,2	5,0	172,5	180	6520	720
0,52	0,3	3,3	185,0	190	9590	9990
3,40	0,5	2,0	250,0	255	9896	10100
Третій варіант						
0,13	0,1	10,0	177,5	185	6560	7140
0,52	0,2	5,0	190,0	195	9610	10010
3,40	0,3	3,3	255,0	260	9920	10110

ються за тривалості оброблення певної площини (трудомісткості ЕІЛ) і зменшення її оберненої величини, тобто кількості обробленої площини за одиницю часу (продуктивності легування).

Розглянемо вплив енергії розряду на товщину зміцненого шару, тобто $h_{з.ш.} = f(W_p)$.

На рисунках 1 і 2 представлено залежності товщини зміцненого шару $h_{з.ш. W_p}$ криці 20 і криці 40, відповідно, від енергії розряду $W_p = 0,13, 0,52, 3,4$ Дж і величини оберненої енергії розряду $W_p^{-1} = 7,7, 1,9, 0,3$ Дж⁻¹ за наявної технології азотування.

На рисунку 3 представлено залежності логаритму товщини зміцненого шару $\ln h_{з.ш. W_p}$ криці 20 і криці 40 від величини оберненої енергії розряду W_p^{-1} .

Аналіза рисунку 1 дає можливість зробити висновок, що між збільшенням товщини зміцненого шару й енергією розряду W_p є експоненційний зв'язок. Так, відмічено, що збільшення товщини зміцненого шару зростає зі збільшенням енергії активації процесу азотування E .

З кореляційної залежності збільшення товщини зміцненого шару від величини оберненої енергії розряду (див. рис. 2) слідує, що логаритм товщини зміцненого шару $\ln h_{з.ш. W_p} \propto W_p^{-1}$ й енергії активації E (рис. 3):

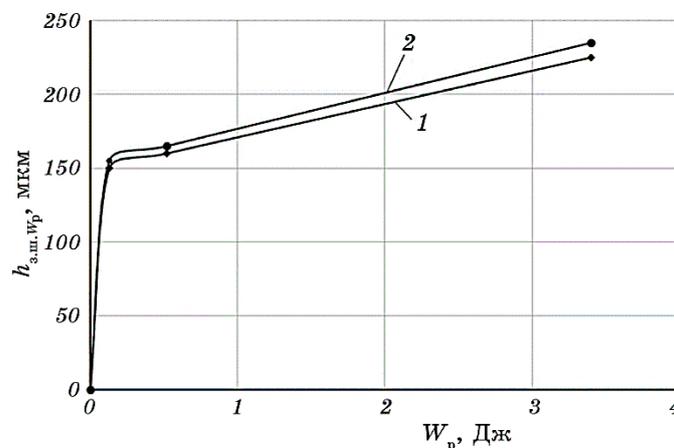


Рис. 1. Залежність товщини зміцненого шару криці 20 (1) і криці 40 (2) від енергії розряду W_p .

Fig. 1. The dependence of the thickness of the hardened layer of steel 20 (1) and steel 40 (2) on the discharge energy W_p .

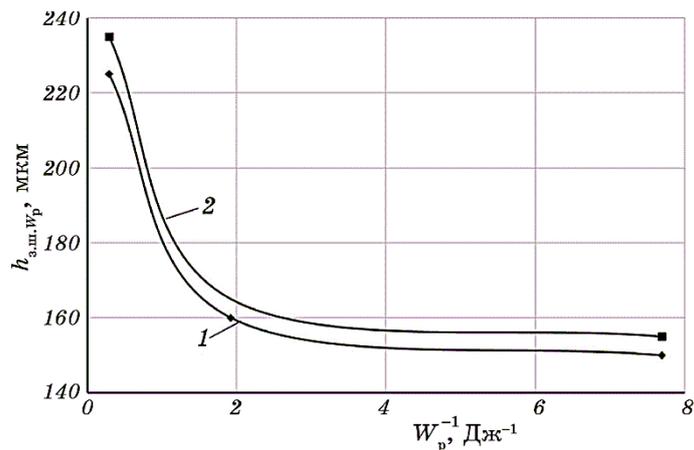


Рис. 2. Залежність товщини зміцненого шару криці 20 (1) і криці 40 (2) від величини оберненої енергії розряду W_p^{-1} .

Fig. 2. The dependence of the thickness of the hardened layer of steel 20 (1) and steel 40 (2) on the reciprocal discharge energy W_p^{-1} .

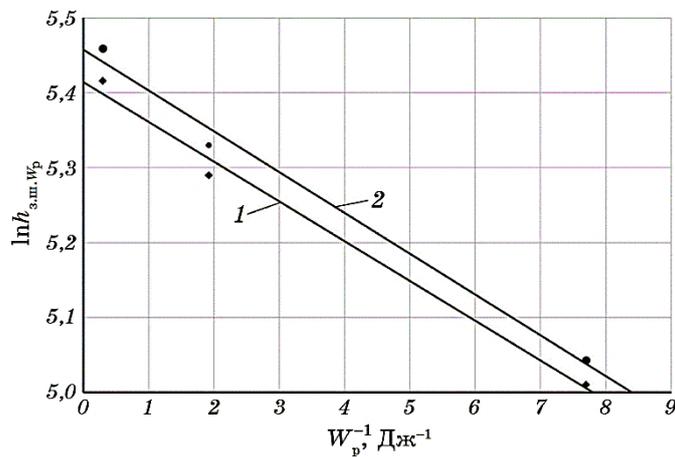


Рис. 3. Залежність логаритму товщини зміцненого шару криці 20 (1) і криці 40 (2) від величини оберненої енергії розряду W_p^{-1} .

Fig. 3. The dependence of the thickness logarithm of the hardened layer of steel 20 (1) and steel 40 (2) on the reciprocal discharge energy W_p^{-1} .

$$\ln h_{3.ш.в.р.} \propto W_p^{-1}, E. \quad (1)$$

Переходячи від наближеної рівності до точної, маємо

$$\Delta h_{3.ш.W_p} = C e^{-E/W_p}, \quad (2)$$

де $C = \Delta h_{3.ш.W_p \max}$, а $\Delta h_{3.ш.W_p \max}$ — найбільша товщина зміцненого шару. Тоді

$$\Delta h_{3.ш.W_p} = \Delta h_{3.ш.W_p \max} e^{-E/W_p}. \quad (3)$$

Залежність (3) можна враховувати як вираз для товщини зміцненого шару залежно від енергії розряду. Якщо в (3)

$$E = W_p, \quad (4)$$

маємо

$$\Delta h_{3.ш.W_p} = \Delta h_{3.ш.W_p \max} e^{-1}. \quad (5)$$

Таким чином, енергія активації E — це фізична величина, яка дорівнює такій енергії розряду W_p , за якої товщина зміцненого шару у e разів менша за максимальну її величину.

Величину E можна визначити константою рівняння для товщини зміцненого шару залежно від енергії розряду. Її розмірністю є [Дж]. Другою константою цього рівняння є $\Delta h_{3.ш.W_p \max}$ — найбільша товщина зміцненого шару.

Найбільшу товщину зміцненого шару $\Delta h_{3.ш.W_p \max}$, — константу рівняння товщини зміцненого шару, — можна визначити за величиною відрізка, що відтинається на осі ординат точкою перетину продовженої прямої графіка залежності логаритму товщини зміцненого шару $\ln h_{3.ш.W_p}$ криці 20 і криці 40 від величини оберненої енергії розряду W_p (рис. 3).

Друга константа рівняння товщини зміцненого шару, — енергія активації E , — визначається, як $E = \operatorname{tg} \alpha$, де α — кут нахилу прямих залежностей $\ln h_{3.ш.W_p}$ від W_p^{-1} .

Розглянемо вплив трудомісткості τ на зміну товщини зміцненого шару за традиційної трудомісткості ЕІЛ і досліджуваної, тобто $\Delta h_{3.ш.} = f(\tau)$.

В таблиці 2 і на рисунку 4 представлено залежності приросту товщини зміцненого шару $\Delta h_{3.ш.\tau}$ криці 20 і криці 40 від трудомісткості τ за наявної технології та першого, другого та третього варіантів ЕІЛ.

В таблиці 3 і на рисунку 5 представлено залежності приросту товщини зміцненого шару $\Delta h_{3.ш.\tau}$ криці 20 і криці 40 від величини оберненої трудомісткості τ^{-1} за наявної технології та першого, другого

та третього варіантів ЕІЛ для $W_p = 0,13, 0,52$ і $3,4$ Дж.

В таблиці 4 і на рисунку 6 представлено залежності логаритму приросту товщини зміцненого шару $\ln \Delta h_{з.ш.т}$ криці 20 і криці 40 від

ТАБЛИЦЯ 2. Залежність приросту товщини зміцненого шару криці 20 і криці 40 від трудомісткості τ за наявної технології та першого, другого й третього варіантів ЕІЛ для $W_p = 0,13, 0,52$ і $3,4$ Дж.

TABLE 2. The dependence of the increase in the thickness of the hardened layer of steel 20 and steel 40 on the labour intensity τ with the existing technology and the first, second and third ESA-variants for $W_p = 0.13, 0.52$ and 3.4 J.

Трудомісткість τ , хв./см ²	$\Delta h_{з.ш.т}$, МКМ	Трудомісткість τ , хв./см ²	$\Delta h_{з.ш.т}$, МКМ	Трудомісткість τ , хв./см ²	$\Delta h_{з.ш.т}$, МКМ
$W_p = 0,13$ Дж		$W_p = 0,52$ Дж		$W_p = 3,4$ Дж	
Криця 20					
1,7	0	0,8	0	0,5	0
3,3	15,0	1,7	15,0	1,0	15,0
5,0	22,5	3,3	25,0	2,0	25,0
10	27,5	5,0	30,0	3,3	30,0
Криця 40					
1,7	0	0,8	0	0,5	0
3,3	15	1,7	15	1,0	15
5,0	25	3,3	25	2,0	25
10	30	5,0	30	3,3	30

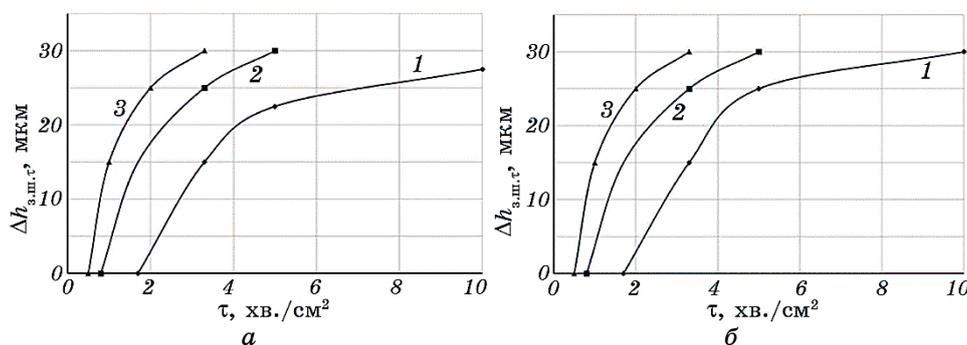


Рис. 4. Залежність приросту товщини зміцненого шару для криці 20 (а) і криці 40 (б) від трудомісткості τ за наявної технології та першого, другого й третього варіантів ЕІЛ для W_p : 1 — 0,13, 2 — 0,52 і 3 — 3,4 Дж.

Fig. 4. The dependence of the increase in the thickness of the hardened layer for steel 20 (a) and steel 40 (b) on the labour intensity τ under the existing technology and the first, second, and third ESA-variants for W_p : 1—0.13, 2—0.52 and 3—3.4 J.

ТАБЛИЦЯ 3. Залежність приросту товщини зміцненого шару криці 20 і криці 40 від величини оберненої трудомісткості τ^{-1} за наявної технології та першого, другого й третього варіантів ЕІЛ для $W_p = 0,13, 0,52$ і $3,4$ Дж.

TABLE 3. The dependence of the growth of the thickness of the hardened layer of steel 20 and steel 40 on the value of the reciprocal labour intensity τ^{-1} with the existing technology and the first, second and third variants of ESA for $W_p = 0.13, 0.52$ and 3.4 J.

Обернена трудомісткість τ^{-1} , см ² /хв.	$\Delta h_{з.ш.т}$, мкм	Обернена трудомісткість τ^{-1} , см ² /хв.	$\Delta h_{з.ш.т}$, мкм	Обернена трудомісткість τ^{-1} , см ² /хв.	$\Delta h_{з.ш.т}$, мкм
$W_p = 0,13$ Дж		$W_p = 0,52$ Дж		$W_p = 3,4$ Дж	
Криця 20					
0,6	0	1,2	0	2,0	0
0,3	15,0	0,6	15,0	1,0	15,0
0,2	22,5	0,3	25,0	0,5	25,0
0,1	27,5	0,2	30,0	0,3	30,0
Криця 40					
0,6	0	1,2	0	2,0	0
0,3	15	0,6	15	1,0	15
0,2	25	0,3	25	0,5	25
0,1	30	0,2	30	0,3	30

величини оберненої трудомісткості τ^{-1} .

Аналіза рисунку 4 уможливило зробити висновок, що між збільшенням приросту товщини зміцненого шару та трудомісткістю τ відбувається експоненційний зв'язок. Так, відмічено, що приріст товщини зміцненого шару зростає зі збільшенням трудомісткості.

З кореляційної залежності приросту товщини зміцненого шару від величини оберненої трудомісткості (див. рис. 5) слідує, що логаритм приросту товщини зміцненого шару (рис. 6) —

$$\ln \Delta h_{з.ш.т} \propto (-\tau)^{-1}. \quad (6)$$

Переходячи від наближеної рівності до точної, маємо

$$\Delta h_{з.ш.т} = C e^{-1/\tau}, \quad (7)$$

де $C = \Delta h_{з.ш.т \max}$ ($\Delta h_{з.ш.т \max}$ — найбільший приріст товщини зміцненого шару). Тоді

$$\Delta h_{з.ш.т} = \Delta h_{з.ш.т \max} e^{-1/\tau}. \quad (8)$$

Залежність (8) можна розглядати як рівняння приросту товщини

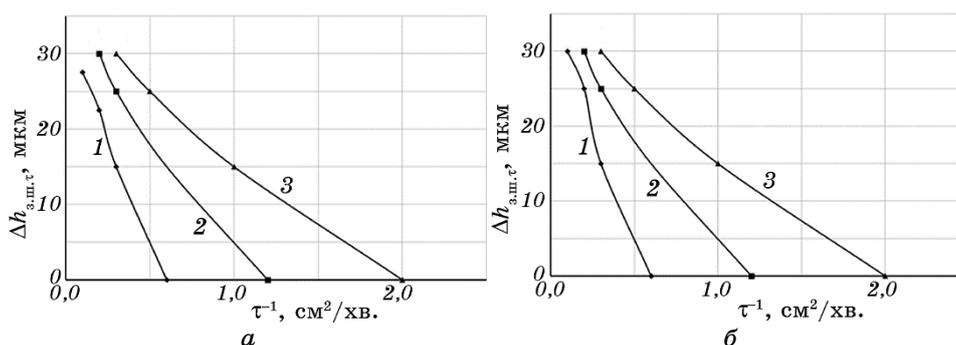


Рис. 5. Залежність приросту товщини зміцненого шару для криці 20 (а) і криці 40 (б) від величини оберненої трудомісткості τ^{-1} за наявної технології та варіантів ЕІЛ для W_p : 1 — 0,13, 2 — 0,52 і 3 — 3,4 Дж.

Fig. 5. The dependence of the growth in the thickness of the hardened layer for steel 20 (a) and steel 40 (б) on the value of the reciprocal labour intensity τ^{-1} with the existing technology and ESA variants for W_p : 1—0.13, 2—0.52 and 3—3.4 J.

зміцненого шару залежно від трудомісткості. Найбільшу товщину зміцненого шару $\Delta h_{з.ш.\tau \max}$, — константу рівняння приросту товщини зміцненого шару, — залежну від трудомісткості, можна визначити за величиною відрізка, що відтинається на осі ординат точкою перетину продовженої прямої графіка залежності логаритму приросту товщини зміцненого шару ($\ln \Delta h_{з.ш.\tau}$) криці 20 і криці 40 від величини оберненої трудомісткості τ^{-1} (рис. 6).

Враховуючи, що загальний приріст товщини зміцненого шару залежить від енергії розряду та трудомісткості, тобто

$$\sum \Delta h_{з.ш.} = f(W_p, \tau),$$

після проведених вище досліджень можна зробити висновок, що

$$\sum \Delta h_{з.ш.} = \Delta h_{з.ш. W_p \max} e^{-E/W_p} + \Delta h_{з.ш.\tau \max} e^{-1/\tau}. \quad (9)$$

Залежність (9) можна розглядати як рівняння загального приросту товщини зміцненого шару.

Розглянемо вплив енергії розряду на мікротвердість зміцненого шару, тобто $H_{\mu з.ш. W_p} \cong f(W_p)$.

На рисунках 7 і 8 представлено залежності мікротвердості зміцненого шару $H_{\mu з.ш. W_p}$ криці 20 і криці 40, відповідно, від енергії розряду $W_p = 0,13, 0,52, 3,4$ Дж (а) та величини оберненої енергії розряду $W_p^{-1} = 7,7, 1,9, 0,3$ Дж⁻¹ за наявної технології азотування.

На рисунку 9 представлено залежності логаритму мікротвердос-

ти зміцненого шару $\ln H_{\mu \text{ з.ш.}, W_p}$ криці 20 і криці 40 від величини, оберненої енергії розряду W_p^{-1} .

Розглянемо вплив трудомісткості τ на приріст мікротвердості зміцненого шару, тобто $\Delta H_{\mu \text{ з.ш.}} = f(\tau)$.

ТАБЛИЦЯ 4. Залежність логаритму приросту товщини зміцненого шару криці 20 і криці 40 від величини оберненої трудомісткості τ^{-1} за наявної технології та першого, другого й третього варіантів ЕІЛ для $W_p = 0,13, 0,52$ і $3,4$ Дж.

TABLE 4. The dependence of the logarithm of the growth of the thickness of the hardened layer of steel 20 and steel 40 on the value of the reciprocal labour intensity τ^{-1} with the existing technology and the first, second and third variants of ESA for $W_p = 0.13, 0.52$ and 3.4 J.

Обернена трудомісткість $\tau^{-1}, \text{см}^2/\text{хв.}$	$\ln \Delta h_{\text{з.ш.}, \tau}$	Обернена трудомісткість $\tau^{-1}, \text{см}^2/\text{хв.}$	$\ln \Delta h_{\text{з.ш.}, \tau}$	Обернена трудомісткість $\tau^{-1}, \text{см}^2/\text{хв.}$	$\ln \Delta h_{\text{з.ш.}, \tau}$
$W_p = 0,13$ Дж		$W_p = 0,52$ Дж		$W_p = 3,4$ Дж	
Криця 20					
0,3	2,7	0,6	2,7	2	2,7
0,2	3,1	0,3	3,2	1	3,2
0,1	3,3	0,2	3,4	0,5	3,4
Криця 40					
0,3	2,7	0,6	2,7	2	2,7
0,2	3,2	0,3	3,2	1	3,2
0,1	3,4	0,2	3,4	0,5	3,4

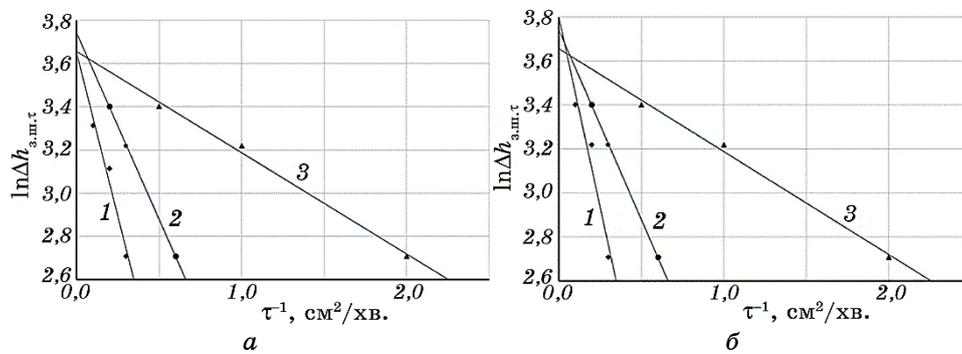


Рис. 6. Залежність $\ln \Delta h_{\text{з.ш.}, \tau}$ для криці 20 (а) і криці 40 (б) від τ^{-1} за наявної технології та варіантів ЕІЛ для W_p : 1 — 0,13, 2 — 0,52 і 3 — 3,4 Дж.

Fig. 6. The dependence $\ln \Delta h_{\text{з.ш.}, \tau}$ of steel 20 (a) and steel 40 (b) on τ^{-1} with the existing technology and ESA variants for W_p : 1—0.13, 2—0.52 and 3—3.4 J.

В таблиці 5 і на рисунку 10 представлено залежності приросту мікротвердості зміцненого шару $\Delta H_{\mu\text{з.ш.}\tau}$ для криці 20 і криці 40 від трудомісткості τ за наявної технології та першого, другого й третього варіантів ЕІЛ для $W_p = 0,13, 0,52, 3,4$ Дж.

В таблиці 6 і на рисунку 11 представлено залежності приросту

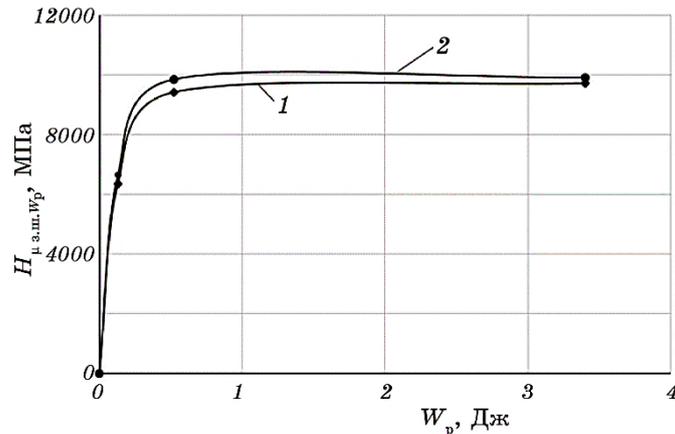


Рис. 7. Залежність мікротвердості зміцненого шару криці 20 (1) і криці 40 (2) від енергії розряду W_p .

Fig. 7. The dependence of the microhardness of the hardened layer of steel 20 (1) and steel 40 (2) on the discharge energy W_p .

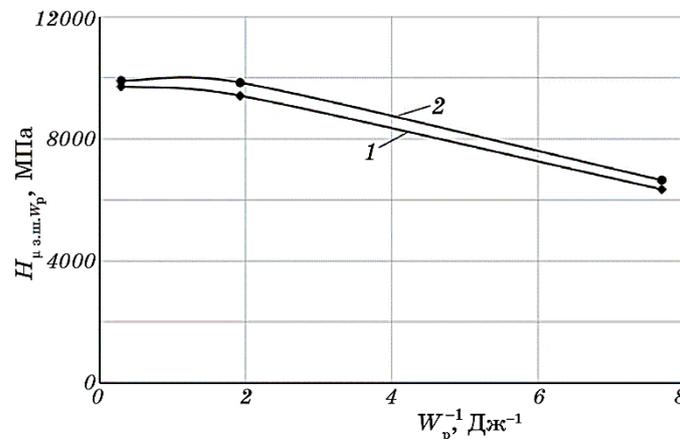


Рис. 8. Залежність мікротвердості зміцненого шару криці 20 (1) і криці 40 (2) від величини оберненої енергії розряду W_p^{-1} .

Fig. 8. The dependence of the hardened layer microhardness of steel 20 (1) and steel 40 (2) on the reciprocal discharge energy W_p^{-1} .

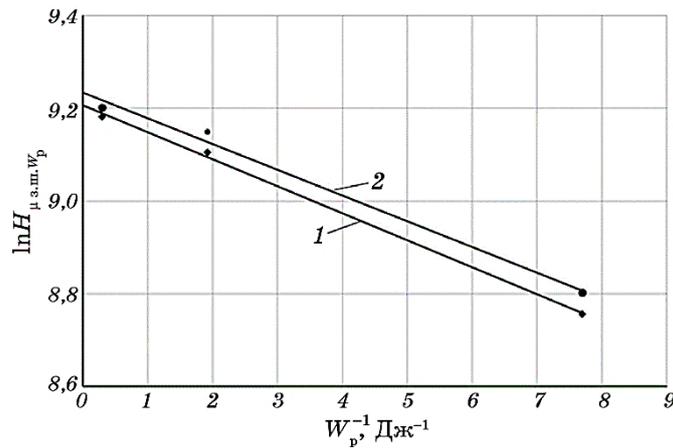


Рис. 9. Залежність логаритму мікротвердості зміцненого шару криці 20 (1) і криці 40 (2) від величини оберненої енергії розряду W_p^{-1} .

Fig. 9. The dependence of the logarithm of microhardness of the strengthened layer for steel 20 (1) and steel 40 (2) on the value of reciprocal discharge energy W_p^{-1} .

мікротвердості зміцненого шару $\Delta H_{\mu з. ш. \tau}$ криці 20 і криці 40 від величини оберненої трудомісткості τ^{-1} за наявної технології та першого, другого й третього варіантів ЕІЛ для $W_p = 0,13, 0,52, 3,4$ Дж.

В таблиці 7 і на рисунку 12 представлено залежності логаритму приросту мікротвердості зміцненого шару $\ln \Delta H_{\mu з. ш. \tau}$ криці 20 і криці 40 від величини оберненої трудомісткості τ^{-1} .

Аналіза рисунку 10 дає можливість зробити висновок, що між збільшенням приросту мікротвердості зміцненого шару $\Delta H_{\mu з. ш. \tau}$ і трудомісткістю τ є експоненційний зв'язок. Так, відмічено, що збільшення приросту мікротвердості зміцненого шару $\Delta H_{\mu з. ш. \tau}$ зростає зі збільшенням трудомісткості.

З кореляційної залежності збільшення приросту мікротвердості зміцненого шару від величини оберненої трудомісткості (див. рис. 11) слідує, що логаритм приросту мікротвердості зміцненого шару $\ln \Delta H_{\mu з. ш. \tau}$ (рис. 12) —

$$\ln \Delta H_{\mu з. ш. \tau} \propto \tau^{-1}. \quad (10)$$

Переходячи від наближеної рівності до точної, маємо

$$\Delta H_{\mu з. ш. \tau} = C e^{-1/\tau}, \quad (11)$$

де $C = \Delta H_{\mu з. ш. \tau \max}$ ($\Delta H_{\mu з. ш. \tau \max}$ — найбільший приріст мікротвердос-

ти зміцненого шару). Тоді

$$\Delta H_{\mu \text{ з.ш.}\tau} = \Delta H_{\mu \text{ з.ш.}\tau \text{ max}} e^{-1/\tau}, \quad (12)$$

ТАБЛИЦЯ 5. Залежність приросту мікротвердості зміцненого шару криці 20 і криці 40 від трудомісткості τ за наявної технології та першого, другого й третього варіантів ЕІЛ для $W_p = 0,13, 0,52$ і $3,4$ Дж.

TABLE 5. The dependence of the growth of the microhardness of the hardened layer of steel 20 and steel 40 on the labour intensity τ with the existing technology and the first, second and third variants of ESA for $W_p = 0.13, 0.52$ and 3.4 J.

Трудомісткість τ , хв./см ²	$\Delta H_{\mu \text{ з.ш.}\tau}$, МПа	Трудомісткість τ , хв./см ²	$\Delta H_{\mu \text{ з.ш.}\tau}$, МПа	Трудомісткість τ , хв./см ²	$\Delta H_{\mu \text{ з.ш.}\tau}$, МПа
$W_p = 0,13$ Дж		$W_p = 0,52$ Дж		$W_p = 3,4$ Дж	
Криця 20					
1,7	0	0,8	0	0,5	0
3,3	140	1,7	109	1,0	149
5,0	190	3,3	169	2,0	189
10	210	5,0	189	3,3	199
Криця 40					
1,7	0	0,8	0	0,5	0
3,3	450	1,7	130	1,0	170
5,0	480	3,3	140	2,0	190
10	490	5,0	160	3,3	200

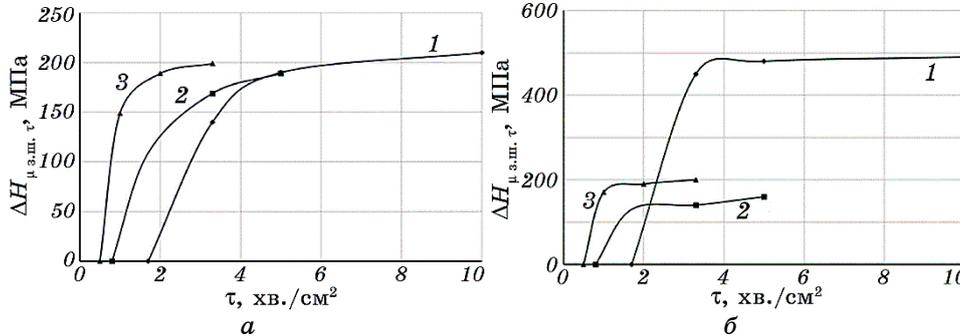


Рис. 10. Залежність приросту мікротвердості зміцненого шару для криці 20 (а) і криці 40 (б) від трудомісткості τ за наявної технології та варіантів ЕІЛ для W_p : 1 — 0,13, 2 — 0,52 і 3 — 3,4 Дж.

Fig. 10. The dependence of the increase in the hardened layer microhardness for steel 20 (a) and steel 40 (b) on the labour intensity τ under the existing technology and ESA variants for W_p : 1—0.13, 2—0.52, 3—3.4 J.

ТАБЛИЦЯ 6. Залежність приросту мікротвердості зміцненого шару криці 20 і криці 40 від величини оберненої трудомісткості τ^{-1} за наявної технології та першого, другого й третього варіантів ЕІЛ для $W_p = 0,13, 0,52$ і $3,4$ Дж.

TABLE 6. The dependence of the increase in hardened layer microhardness of steel 20 and steel 40 on the value of the reciprocal labour intensity τ^{-1} with the existing technology and the first, second and third variants of ESA for $W_p = 0.13, 0.52, 3.4$ J.

Обернена трудомісткість τ^{-1} , см ² /хв.	$\Delta H_{\muз.ш.\tau}$, МПа	Обернена трудомісткість τ^{-1} , см ² /хв.	$\Delta H_{\muз.ш.\tau}$, МПа	Обернена трудомісткість τ^{-1} , см ² /хв.	$\Delta H_{\muз.ш.\tau}$, МПа
$W_p = 0,13$ Дж		$W_p = 0,52$ Дж		$W_p = 3,4$ Дж	
Криця 20					
0,6	0	1,2	0	2,0	0
0,3	140	0,6	109	1,0	129
0,2	170	0,3	169	0,5	175
0,1	210	0,2	189	0,3	199
Криця 40					
0,6	0	1,2	0	2,0	0
0,3	150	0,6	130	1,0	170
0,2	170	0,3	140	0,5	190
0,1	190	0,2	160	0,3	200

Залежність (12) можна розглядати як рівняння приросту мікротвердості зміцненого шару залежно від трудомісткості.

Найбільший приріст мікротвердості зміцненого шару $\Delta H_{\muз.ш.\tau \max}$ (константу рівняння приросту мікротвердості зміцненого шару) залежно від трудомісткості можна визначити за величиною відрізка, що відтинається на осі ординат точкою перетину продовженої прямої графіка залежності логаритму приросту мікротвердості зміцненого шару $\ln \Delta H_{\muз.ш.\tau}$ криці 20 і криці 40 від величини оберненої трудомісткості τ^{-1} (рис. 12).

Враховуючи, що загальний приріст мікротвердості зміцненого шару залежить від енергії розряду та трудомісткості, тобто

$$\sum \Delta H_{\muз.ш.} = f(W_p, \tau),$$

після проведених вище досліджень можна зробити висновок, що

$$\sum \Delta H_{\muз.ш.} = \Delta H_{\muз.ш.W_p \max} e^{-E/W_p} + \Delta H_{\muз.ш.\tau \max} e^{-1/\tau}. \quad (13)$$

Залежність (13) можна розглядати як рівняння приросту мікротвердості зміцненого шару залежно від параметрів ЕІЛ.

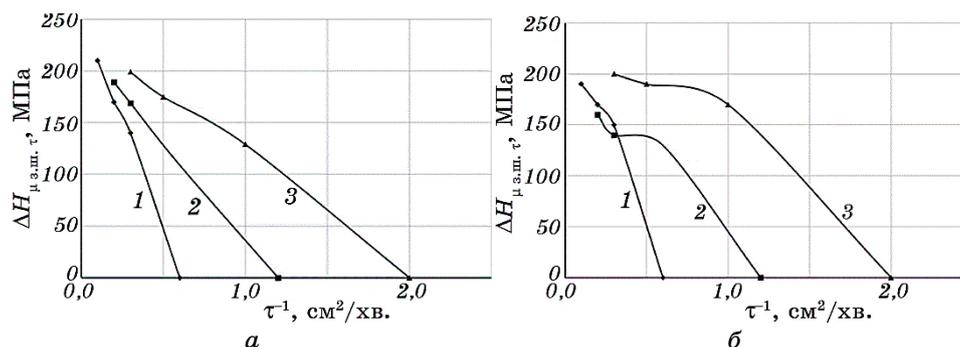


Рис. 11. Залежність приросту мікротвердості зміцненого шару для криці 20 (а) і криці 40 (б) від величини оберненої трудомісткості τ^{-1} за наявної технології та варіантів ЕІЛ для W_p : 1 — 0,13, 2 — 0,52 і 3 — 3,4 Дж.

Fig. 11. The dependence of the growth of the microhardness of the hardened layer for steel 20 (a) and steel 40 (b) on the value of the reciprocal labour intensity τ^{-1} with the existing technology and ESA variants for W_p : 1—0.13, 2—0.52, 3—3.4 J.

3. ВИСНОВКИ

1. Розроблено математичні моделі залежності якості поверхонь за азотування методом ЕІЛ з використанням СТНС (рівняння приросту товщини зміцненого шару та рівняння приросту мікротвердості поверхні) від енергетичних і технологічних параметрів обладнання ЕІЛ, а саме, енергії розряду W_p і трудомісткості τ , що уможливорює визначати основні технологічні параметри сформованого шару: товщину зміцненого шару $h_{\text{з.ш.}}$ і його мікротвердість $H_{\mu\text{з.ш.}}$.

2. Встановлено методику визначення констант рівняння приросту товщини зміцненого шару (найбільший приріст товщини зміцненого шару в залежності від енергії розряду $\Delta h_{\text{з.ш.}, W_p \text{ max}}$, енергію активації E та найбільший приріст товщини зміцненого шару залежно від трудомісткості оброблення ЕІЛ $\Delta h_{\text{з.ш.}, \tau \text{ max}}$), а також рівняння приросту мікротвердості поверхні (найбільший приріст мікротвердості зміцненого шару залежно від енергії розряду $\Delta H_{\mu\text{з.ш.}, W_p}$, енергію активації E та найбільший приріст мікротвердості зміцненого шару залежно від трудомісткості оброблення ЕІЛ $\Delta H_{\mu\text{з.ш.}, \tau}$).

Результати одержано за підтримки Міністерства освіти і науки України (номери державної реєстрації НДР: №0124U000539, №0125U001429), а також Національного фонду досліджень України (проект №2025.07/0115).

ТАБЛИЦЯ 7. Залежність логаритму приросту мікротвердості зміцненого шару криці 20 і криці 40 від величини оберненої трудомісткості τ^{-1} за наявної технології та першого, другого й третього варіантів ЕІЛ для $W_p = 0,13, 0,52, 3,4$ Дж.

TABLE 7. The dependence of the logarithm of the growth of the hardened layer microhardness of steel 20 and steel 40 on the value of the reciprocal labour intensity τ^{-1} with the existing technology and the first, second and third variants of ESA for $W_p = 0.13, 0.52, 3.4$ J.

Обернена трудомісткість $\tau^{-1}, \text{см}^2/\text{хв.}$	$\ln \Delta H_{\mu\text{з.ш.}\tau}$	Обернена трудомісткість $\tau^{-1}, \text{см}^2/\text{хв.}$	$\ln \Delta H_{\mu\text{з.ш.}\tau}$	Обернена трудомісткість $\tau^{-1}, \text{см}^2/\text{хв.}$	$\ln \Delta H_{\mu\text{з.ш.}\tau}$
$W_p = 0,13$ Дж		$W_p = 0,52$ Дж		$W_p = 3,4$ Дж	
Криця 20					
0,3	4,94	0,6	5,34	1	4,86
0,2	5,25	0,3	5,59	0,5	5,16
0,1	5,35	0,2	5,67	0,3	5,29
Криця 40					
0,3	6,11	0,6	4,87	1	5,14
0,2	6,17	0,3	4,94	0,5	5,25
0,1	6,19	0,2	5,08	0,3	5,3

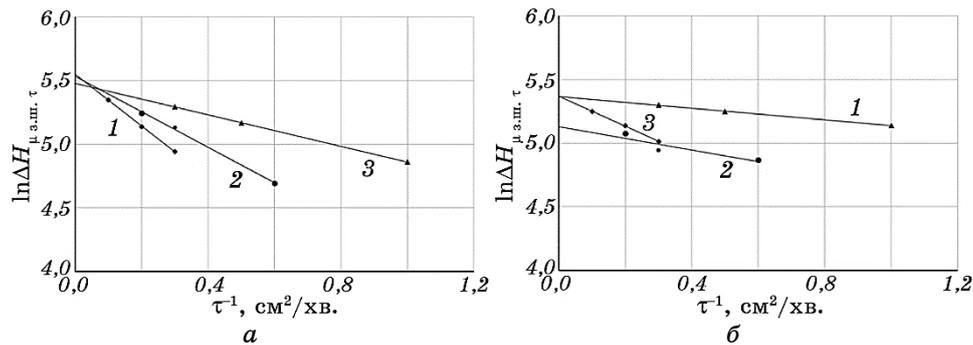


Рис. 12. Залежність $\ln \Delta H_{\mu\text{з.ш.}\tau}$ для криці 20 (а) і криці 40 (б) від τ^{-1} за наявної технології та варіантів ЕІЛ для W_p : 1 — 0,13, 2 — 0,52 і 3 — 3,4 Дж.

Fig. 12. The dependence $\ln \Delta H_{\mu\text{з.ш.}\tau}$ of steel 20 (а) and steel 40 (б) on τ^{-1} with the existing technology and ESA variants for W_p : 1—0.13, 2—0.52, 3—3.4 J.

ВНЕСОК АВТОРІВ

О. П. Гапонова розробила концепцію дослідження, розробила методологію, проаналізувала результати та підготувала рукопис. Н. В. Тарельник провела дослідження, обробила дані та зробила

свій внесок у написання рукопису. О. В. Семерня виконала візуалізацію та брала участь у проведенні дослідження. Усі автори схвалили остаточну версію рукопису.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, N. V. Tarelnyk, T. M. Volina, V. M. Zubko, M. Y. Dumanchuk, O. M. Lavrenko, M. A. Mikulina, A. O. Dotsenko, O. Ye. Bilyi, S. S. Shevchenko, S. G. Bondarev, and O. V. Semernya, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 10: 1061 (2025) (in Ukrainian).
2. T. M. Radchenko, V. A. Tatarenko, and H. Zapolsky, *Solid State Phenomena*, **138**: 283 (2008).
3. S. Pylypaka, V. Nesvidomin, T. Volina, L. Sirykh, and L. Ivashyna, *Agricultural Eng.*, **62**, No. 3: 79 (2020).
4. T. Volina, S. Pylypaka, A. Rebrii, O. Pavlenko, and Ya. Kremets, *Advanced Manufacturing Processes II* (Eds. V. Tonkonogyi, V. Ivanov, J. Trojanowska, G. Oborskyi, A. Grabchenko, I. Pavlenko, M. Edl, I. Kuric, and P. Dasic) (Springer: 2021), p. 237.
5. S. Pylypaka, T. Volina, M. Mukvich, G. Efremova, and O. Kozlova, *Advances in Design, Simulation and Manufacturing III* (Eds. V. Ivanov, I. Pavlenko, O. Liaposhchenko, J. Machado, and M. Edl) (Springer: 2021), p. 63.
6. B. Antoszewski, S. Tofil, M. Scendo, and W. Tarelnik, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, **233**: 012036 (2017).
7. I. P. Shatskyi, V. V. Perepichka, and L. Ya. Ropyak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 1: 69 (2020) (in Ukrainian).
8. M. S. Storozhenko, A. P. Umanskii, A. E. Terentiev, and I. M. Zakiev, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **56**, Nos. 1–2: 60 (2017).
9. O. Umanskyi, M. Storozhenko, G. Baglyuk, O. Melnyk, V. Brazhevsky, O. Chernyshov, O. Terentiev, Yu. Gubin, O. Kostenko, and I. Martsenyuk, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **59**, Nos. 7–8: 434 (2020).
10. M. Bembenek, P. Prysyzhnyuk, T. Shihab, R. Machnik, O. Ivanov, and L. Ropyak, *Mater.*, **15**, No. 14: 5074 (2022).
11. B. O. Trembach, M. G. Sukov, V. A. Vynar, I. O. Trembach, V. V. Subbotina, O. Yu. Rebrov, O. M. Rebrova, and V. I. Zakiev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 4: 493 (2022).
12. A. D. Pogrebnyak, A. A. Bagdasaryan, P. Horodek, V. Tarelnyk, V. V. Buranich, H. Amekura, N. Okubo, N. Ishikawa, and V. M. Beresnev, *Mater. Lett.*, **303**: 130548 (2021).
13. O. P. Gaponova, B. Antoszewski, V. B. Tarelnyk, P. Kurp, O. M. Myslyvchenko, and N. V. Tarelnyk, *Materials*, **14**: 6332 (2021).
14. V. B. Tarel'nik, V. S. Martsinkovskii, and A. N. Zhukov, *Chem. Petroleum Eng.*, **53**, Nos. 5–6: 385 (2017).
15. V. Martsinkovsky, V. Yurko, V. Tarelnik, and Yu. Filonenko, *Proc. Eng.*, **39**: 157 (2012).
16. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, Ye. V. Konoplyanchenko, N. S. Yevtushenko, and V. O. Herasymenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 6: 795 (2018).
17. V. Martsinkovsky, V. Yurko, V. Tarelnik, and Yu. Filonenko, *Proc. Eng.*, **39**: 148 (2012).

18. V. Tarelnyk, I. Konoplianchenko, N. Tarelnyk, and A. Kozachenko, *Mater. Sci. Forum*, **968**: 131 (2019).
19. O. Gaponova, C. Kundera, G. Kirik, V. Tarelnyk, V. Martsynkovskyy, Ie. Konoplianchenko, M. Dovzhyk, A. Belous, and O. Vasilenko, *Advances in Thin Films, Nanostructured Materials, and Coatings* (Eds. A. D. Pogrebnyak and V. Novosad) (Springer: 2019), p. 249.
20. V. Tarelnyk and V. Martsynkovskyy, *Appl. Mech. Mater.*, **630**: 397 (2014).
21. V. Tarelnyk, O. Gaponova, V. Martsynkovskyy, A. Kutakh, and G. Golovchenko, *Proc. of the 2021 IEEE 11th Int. Conf. 'Nanomaterials: Applications and Properties' (NAP) (Sept. 5–11, 2021)* (Odessa: 2021), p. 1.
22. V. Martsynkovskyy, V. Tarelnyk, I. Konoplianchenko, O. Gaponova, and M. Dumanchuk, *Advances in Design, Simulation and Manufacturing II* (Eds. V. Ivanov, J. Trojanowska, J. Machado, O. Liaposhchenko, J. Zajac, I. Pavlenko, M. Edl, D. Perakovic) (Springer: 2020), p. 216.
23. O. P. Gaponova, V. B. Tarelnyk, B. Antoszewski, O. M. Myslyvchenko, and J. Hoffman, *Mater.*, **15**, Iss. 17: 6085 (2022).
24. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, V. B. Loboda, E. V. Konoplyanchenko, V. S. Martsinkovskii, Yu. I. Semirnenko, N. V. Tarelnyk, M. A. Mikulina, and B. A. Sarzhanov, *Surf. Eng. Applied Electrochem.*, **57**: 173 (2021).

PACS numbers: 46.50.+a, 62.20.mm, 81.20.Hy, 81.40.Np, 83.60.-a, 89.20.Bb

Створення рівняння щодо визначення міжремонтного часу експлуатації стрілових кранів за теорією континуальної пошкодженості

О. М. Хорошилов*, О. С. Подоляк*, К. К. Аненко*, Ж. С. Староста*,
І. П. Смирнов**

*Українська інженерно-педагогічна академія,
вул. Університетська, 16,
61003 Харків, Україна

**Харківський механіко-технологічний фаховий коледж ім. О. О. Морозова,
вул. Морозова, 4/1,
61036 Харків, Україна

На даний час для визначення міжремонтного часу експлуатації (МЧЕ) підйомних стрілових кранів (ПСК) є рівняння, створені за теорією надійності (ТН). В даній статті розглядається спроба створити рівняння для визначення МЧЕ за теорією континуальної пошкоджуваності (ТКП). Переваги рівняння, що створюється за ТКП, полягають в тому, що для нього потрібна невелика кількість вихідних даних для розрахунку МЧЕ в порівнянні з вихідними даними, які вміщуються в два рівняння за ТН. Є прототип до рівняння, що створюється за ТКП, яке має такі вихідні дані для визначення МЧЕ: температура (T) та напруження (σ_*) в конструкційному матеріалі, причому $\sigma_* t_* = K \exp(kT)$, де K, k — коефіцієнти, t_* — МЧЕ, T — температура [К], σ_* — напруження в конструкційному матері-

Corresponding author: Oleg Mykolayovytch Khoroshylov
E-mail: olegkhoroshilov2020@gmail.com

Ukrainian Engineering and Pedagogical Academy,
16 Universytets'ka Str., UA-61003 Kharkiv, Ukraine
O. O. Morozov Kharkiv Mechanical and Technical Applied College,
4/1 Morozova Str., UA-61036 Kharkiv, Ukraine

Citation: O. M. Khoroshylov, O. S. Podolyak, K. K. Anenko, Zh. S. Starosta, and I. P. Smirnov, Creation of an Equation for Determining the Interrepair Time of Operation of Boom Cranes Based on the Theory of Continuous Damage, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 48, No. 2: 205–222 (2026), DOI: [10.15407/mfint.48.02.0205](https://doi.org/10.15407/mfint.48.02.0205)

© Publisher PH “Akademperiodyka” of the NAS of Ukraine, 2026. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

ялі [МПа], за якого за час t_* закінчується МЧЕ. Із застосуванням МЧЕ для ПСК мають значення як напруження в конструкційному матеріалі σ_* , так і пришвидшення a , з яким рухається вантаж на підйомному крані. Оскільки пришвидшення впливає на коефіцієнт динамічності (КД), який далі позначимо як I , то нове рівняння буде мати вигляд: $\sigma_* t_*^m = \beta_0 \exp(kI)$, де m , β_0 , k — емпіричні коефіцієнти, $I = 1 + a/g$ — коефіцієнт динамічності. Визначено, що в результаті порівняння розрахунків МЧЕ за ТКП створене рівняння має похибку від 4,3% до 4,7% відносно результатів МЧЕ за ТН. Таким чином, нове рівняння уможливить, з одного боку, зменшити в деяких випадках кількість вихідних даних для визначення МЧЕ, а з іншого боку, навести концепцію щодо визначення МЧЕ за експлуатації ПСК.

Ключові слова: міжремонтний час експлуатації (МЧЕ), коефіцієнт динамічності (I), теорія надійності (ТН), теорія континуальної пошкоджуваності (ТКП).

Currently, there are equations created according to the reliability theory (RT) to determine the interrepair operation time (IROT) of lifting jib cranes (LJC). This article considers an attempt to create an equation for determining the IROT according to the theory of continuous damage (TCD). The advantages of the equation created according to TCD is that it requires a small amount of initial data to calculate the IROT compared to the initial data, which are included in two equations according to RT. There is a prototype of the equation that is created according to TCD, which has the following output data for determining the IROT: temperature (T) and stress in the structural material (σ_*); it being known that $\sigma_* t_* = K \exp(kT)$, where K , k —coefficients, t_* —IROT, T —temperature [K], σ_* —stress in the structural material [MPa], at which the IROT ends in time. Since both the stress in the structural material and the inertia coefficient $I = 1 + a/g$ are important for LJC for IROT, then, we create a new equation for TCD: $\sigma_* t_*^m = \beta_0 \exp(kI)$, where m , β_0 , k are empirical coefficients, and I —the inertia coefficient. The coefficient of inertia $I = 1 + a/g$, which depends on the speeding up of movement (a), with which the load moves on the lifting crane. As shown by the results of the comparison of calculations, the IROT for TCD has an error of 4.3%–4.7% relative to the results of IROT for RT. Thus, this attempt will allow, on the one hand, to evaluate the process of fatigue of the structural material and to compare the results of the calculation of the IROT according to the equations from the reliability theory (RT) according to the TCD; on the other hand, the concept of creating new scientific data in the field of RT, which does not change the essence of the problem, is given.

Key words: interrepair operation time (IROT), dynamism coefficient (I), reliability theory (RT), theory of continuous damage (TCD).

(Отримано 4 липня 2024 р.; остаточн. варіант — 16 липня 2025 р.)

1. ВСТУП

Дослідники постійно працюють над питанням підвищення трива-

лості міжремонтного часу експлуатації (МЧЕ) підйомних кранів. Особливе місце серед кранів займають стрілові підйомні крани (СПК). Найменш надійним конструкційним елементом самохідних стрілових кранів є стріла.

Над проблемою підвищення надійності роботи кранів (тобто підвищення МЧЕ стріли СПК) працювали, зокрема, науковці як нашої країни [1–5], так і закордоном [6–9].

На основі теорії надійності (ТН) у більшості робіт переважно досліджувався вплив коефіцієнта динамічності (КД) на конструкції кранів без застосування гасителя коливань [1]. Досліджувався також вплив гасителя коливань підйомного крана (ПК) на зменшення динамічного навантаження [4–6].

В технічній літературі для розрахунку тривалості МЧЕ, в тому числі стрілових кранів, у заданих режимах роботи є теорія надійності (ТН) [7].

В роботах [8–11] наведено методику, яка дає змогу оцінити вплив на МЧЕ двох параметрів: сумарного числа циклів навантаження до виникнення деякої кількості мікротріщин $N_{\text{сум}}$, що відповідає тривалості МЧЕ для стрілового крана (R).

За ТН задля визначення МЧЕ все, що пов'язане з пришвидшенням і масою вантажу, перетворюють у широкий ряд показників; тому МЧЕ розраховують за двома рівняннями (1) і (2) [7]:

$$N_{\text{сум}} = \frac{\sum_{\sigma_{aj} > \sigma_{-1}} \frac{n_j}{N_j}}{\int_{\sigma_{-1}}^{\sigma_{a \text{ max}}} \sigma_a^m f(\sigma_a) d\sigma_a} N_6, \quad (1)$$

де σ_a — амплітудне значення напруження в елементі, $\sigma_{a \text{ max}}$ — максимальне амплітудне значення напруження в елементі; σ_{-1} — межа витривалості матеріалу, n_j — число повторів амплітуди σ_a за тривалість МЧЕ, N_j — число циклів по кривій втомлюваності, що відповідає σ_{aj} , $f(\sigma_a)$ — густина розподілу амплітуд напружень, m — показник ступеня кривої втомлюваності [7], N_6 — базове число циклів навантаження.

МЧЕ стріли визначається через сумарне число циклів навантаження $N_{\text{сум}}$ та середнє значення числа циклів $\mu_{\text{сер}}$:

$$R = \frac{N_{\text{сум}}}{\eta_n \mu_{\text{сер}}}, \quad (2)$$

де η_n — коефіцієнт перерахунку мотогодин у роки, $\mu_{\text{сер}}$ — середнє значення числа циклів за годину. Для розрахунку число циклів в секунду $\mu_{\text{сер}}$ визначено як відношення кількості екстремумів у перехі-

дному процесі підймання вантажу з основи до його тривалості.

Поряд з цим у технічній літературі є рівняння коефіцієнта динамічності (КД) I . Так, в роботі [12] коефіцієнт, що враховує сумарну статичну та динамічну силу в залежності від пришвидшення (a) вантажу, має наступний вигляд:

$$I = 1 + \frac{a}{g}, \quad (3)$$

де I — КД, a — пришвидшення, з яким здійснюється підйом ваги стріловим краном [м/с^2], g — пришвидшення сили тяжіння Землі [м/с^2].

В теорії континуальної пошкоджуваності [13–16] є рівняння, за яким визначається МЧЕ деталей машин і механізмів (ДММ); тільки аргументом для цієї функції є температура (T):

$$t_*^m \sigma_* = K \exp(kT), \quad (4)$$

де множник $t_*^m \sigma_*$ за умов $\sigma_* = \text{const}$ є деякою функцією температури (T) МЧЕ для ДММ, σ_* — витривала міцність конструкційного матеріалу ДММ, що являє собою напруження в поперечному перерізі заготовки, яку можливо тримати у ДММ впродовж часу t_* , T — температура експлуатації ДММ [$^{\circ}\text{C}$]; t_* — тривалість міжремонтного часу експлуатації ДММ за ТКП [годин], K , k , m — емпіричні коефіцієнти.

Звідси випливає, що множник $t_*^m \sigma_*$ є деякою функцією температури, оскільки за рівнянням (4) температура та витривала міцність σ_* впливає на МЧЕ:

$$t_*^m \sigma_* = B(T), \quad (5)$$

де $B(T)$ — деяка функція температури.

В роботі [8] зазначено, що серед стрілових кранів є як крани без застосування гасителя коливань, так і крани із застосуванням гасителя коливань. Нашим завданням є визначення МЧЕ стрілових кранів. Виходячи з цього, для подальших досліджень і визначення МЧЕ обрано:

- стрілову систему гусеничного крана типорозміру КГ-25 (ГОСТ 22827-85) ДЕК-251 (рис. 1) із застосуванням гасителя коливань, з максимальною вантажопідйомністю у 25 тон;
- стрілову систему крана типорозміру КГ-25 (ГОСТ 22827-85) ДЕК-251 (рис. 1) без застосування гасителя коливань, з максимальною вантажопідйомністю у 25 тон.

За теорією надійності для визначення МЧЕ металоконструкції стрілового крана необхідно розробити наступне:

- створити тримасову еквівалентну схему стрілової системи самохі-



Рис. 1. Гусеничний кран із застосуванням гасителя коливань вантажу.

Fig. 1. A crawler crane using a load vibration damper.

дного крана для піднімання вантажу без застосування гасителя коливань;

- провести натурні експериментальні дослідження інерційного впливу на механічні властивості та МЧЕ за жорсткого підйому вантажу та за наявності гасителів коливань у стріловій системі та системі підвіски вантажу.

За умов ТКП визначення МЧЕ стрілового крана залежить від механічних властивостей матеріалу стріли (σ [МПа]), від навантаження, яке циклічно діє на конструкційний матеріал стріли (КМС), і часу, впродовж якого здійснюється навантаження на КМС.

На основі робіт [13–16] розраховано орієнтовну втрату довговічності криці ВСтЗсп5, обмежену МЧЕ металоконструкції стріли від впливу коефіцієнта динамічності (КД), як без застосування гасителя коливань ($I = 1,3$), так і з гасителями коливань ($I = 1,0$).

З'явилася необхідність визначити МЧЕ за допомогою рівнянь ТКП, тому що за ТКП подібні розрахунки можна виконати тільки за одним рівнянням. Тим паче, в ТКП є рівняння щодо визначення тривалості працездатності механізму за двома аргументами — температурою (T) експлуатації механізмів і межею витривалості матеріалу, тобто базовим напруженням σ_* у поперечному перерізі елементів стрілового крана.

У випадку зі стріловим краном температура його експлуатації приймається за сталу величину ($T = \text{const}$).

Для стрілового крана за теорією надійності (ТН) МЧЕ визначають за допомогою декількох аргументів — кількістю циклів підйому вантажу за весь термін МЧЕ, амплітудним значенням напру-

ження в елементі, межею витривалості матеріялу та максимальним амплітудним значенням напруження в елементі.

В технічній літературі не знайдено рівняння, яке змогло б визначити МЧЕ конструкційних матеріялів стрілових кранів в залежності від КД за підйому вантажу з пришвидшенням. Тому в даній статті необхідно створити рівняння щодо визначення МЧЕ за ТКП найбільш чутливих до руйнації (конструкційних елементів) стрілового крана за КД за підйому вантажу з пришвидшенням. Основу ТКП було започатковано в роботах авторів [13–16].

1. За ТКП подібна проблематика є у визначенні МЧЕ конструкційних матеріялів в залежності від температури експлуатації (рівняння (5)).

2. За ТН підйомні крани працюють за малозмінної температури, яку ми приймаємо за сталу ($T = \text{const}$); але змінною величиною (аргументом функції МЧЕ) є інерційна сила, яка залежить від швидкості руху вантажу.

В технічній літературі не знайдено рівняння, за яким можна визначити МЧЕ в залежності від КД за функцією $t_*^m \sigma_*$. В такому випадку необхідно створити рівняння, яке може застосовувати КД для визначення МЧЕ за умов рівняння (5). В рівнянні КД позначимо індексом I :

$$t_*^m \sigma_* = B(I), \quad (6)$$

де добуток $t_*^m \sigma_*$ є деякою функцією реологічних властивостей криці ВСтЗсп5, що залежить від аргументу $B(I)$ ($B(I)$ — деяка функція I , t_* — МЧЕ [години (роки)], σ_* — напруження в конструкційному матеріялі, за якого після тривалості часу t_* має закінчитися МЧЕ [Н/м^2]). Для того щоб обидві частини рівняння (6) були узгоджені між собою, необхідно функцію $B(I)$ навести у вигляді

$$B(I) = \beta_0 \exp(kI), \quad (7)$$

де I — КД; для визначення даних β_0 , k експериментальних коефіцієнтів буде створено «Методику визначення коефіцієнтів ...».

Крім того, необхідно визначити адекватність рівняння (6) за однакових умов навантаження елементів СПК для рівнянь (2) та (6).

Мета статті:

1. провести визначення МЧЕ стрілових кранів на основі ТН, для чого:
 - a. розробити математичний модель руху стрілової системи підйомного крана;
 - b. теоретично й експериментально визначити коефіцієнти для математичного моделю стрілової системи за різних режимів підйому та провести дослідження впливу їх на тривалість МЧЕ;

- с. розрахувати МЧЕ за ТН, як із застосуванням КД, який позначимо як I , без застосування гасителя коливань ($I = 1,3$), так і з застосуванням гасителя коливань ($I = 1,0$);
2. провести обґрунтування можливості створення нового рівняння за ТКП щодо визначення МЧЕ стрілових кранів з урахуванням КД за підйому вантажу з пришвидшенням, для чого:
- а. розробити методику для визначення МЧЕ на основі рівняння (5), діючого за ТКП;
- б. створити рівняння щодо визначення МЧЕ для конструкційного матеріалу стрілового крана за урахуванням КД в рівняннях (3) та (4);
- с. розробити методику для визначення коефіцієнтів у рівнянні (6);
- д. розрахувати МЧЕ за ТКП, як із застосуванням коефіцієнта динамічності $I = 1,3$, так і з застосуванням $I = 1,0$.
- Визначити похибку розрахункових даних МЧЕ на основі рівнянь (2)–(7) за ТКП відносно рівняння (2) за ТН.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ТА ТЕОРЕТИЧНІ МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ

В розділі теоретичної методики необхідно розробити наступне:

- методику щодо визначення МЧЕ підйомних кранів з гасителем коливань і без нього за теорією надійності (ТН);
- створити рівняння щодо визначення МЧЕ стрілових кранів за ТКП на основі впливу на МЧЕ пришвидшення руху вантажу, застосувавши КД з рівняння (3) в інтервалі $1,3 < I < 1,0$.

2.1. Методика щодо визначення МЧЕ підйомних кранів з гасителем коливань і без нього за теорією надійності

2.1.1. Математичний модель для трьох етапів руху частин приводу стрілового крана [1, 5]

Для складання математичного моделю розглянуто процес піднімання вантажу «з підхватом», що включає три етапи: перший — етап холостого ходу, коли маса обертових частин приводу m_n під впливом зведеної сили двигуна P_{dq} вибирає сумарний зазор Δ_k у канатах і приводі; другий етап — розвиток навантаження в канатах до зусилля в них, рівного вазі вантажу Q , причому маса m_v упродовж другого етапу перебуває в стані спокою; третій етап — спільний рух всіх пружньюзв'язаних мас системи [1, 5].

На першому етапі вибирається зазор Δ_k у канатах і приводі, а динамічні навантаження в металоконструкції і в канатах відсутні.

Другий етап руху описується рівняннями

$$m_{\text{п}} \frac{d^2 y_{\text{п}}}{dt^2} + P_{\text{К2}} - P_{\text{dq}} = 0, \quad m_{\text{в}} \frac{d^2 y_{\text{в}}}{dt^2} - P_{\text{К2}} + (k_{\text{Dk}} + \psi_{\text{в}}) \frac{dy_{\text{в}}}{dt} + c_{\text{с}} y_{\text{в}} = 0. \quad (8)$$

Закінчується другий етап руху за натягу вантажних канатів

$$P_{\text{К2}} = c_{\text{с}}(y_{\text{п}} - y_{\text{в}}) + (k_{\text{Dk}} + \psi_{\text{в}})(\dot{y}_{\text{п}} - \dot{y}_{\text{в}}).$$

Третій етап руху описується рівняннями

$$\begin{aligned} m_{\text{п}} \frac{d^2 y_{\text{п}}}{dt^2} + P_{\text{К3}} - P_{\text{dq}} = 0, \quad m_{\text{к}} \frac{d^2 y_{\text{к}}}{dt^2} - P_{\text{К3}} + m_{\text{к}} g = 0, \\ m_{\text{в}} \frac{d^2 y_{\text{в}}}{dt^2} - P_{\text{К3}} + (k_{\text{Dk}} + \psi_{\text{в}}) \frac{dy_{\text{в}}}{dt} + c_{\text{с}} y_{\text{в}} = 0, \end{aligned} \quad (9)$$

де $P_{\text{К3}} = c_{\text{с}}(y_{\text{п}} - y_{\text{в}} - y_{\text{к}}) + (k_{\text{Dk}} + \psi_{\text{к}})(\dot{y}_{\text{п}} - \dot{y}_{\text{в}} - \dot{y}_{\text{к}})$ — натяг у канатах на третьому етапі руху. Слід зазначити, що коефіцієнт жорсткості стріли $c_{\text{с}}$ визначається як сумісна жорсткість металоконструкції стріли $c_{\text{м}}$ і стрілової підвіски $c_{\text{сп}}$, а коефіцієнт жорсткості вантажного поліспасти $c_{\text{в}}$ визначається як сума послідовно з'єднаних жорсткості вантажного канату на ділянці від барабана до підвіски вантажу $c_{\text{к}}$ і жорсткості підвіски вантажу $c_{\text{вп}}$.

Методику визначення коефіцієнтів і розв'язання диференціальних рівнянь руху представлено в роботі [5].

2.1.2. Визначення коефіцієнтів подібності моделю експериментальній установці стрілового крана для проведення експериментів

Розроблено фізичний модель і проведено експериментальні дослідження.

Дослідження проводилися спочатку для випадків піднімання вантажу без гасителя коливань, потім з гасителем, включеним у систему підвіски стріли та систему підвіски вантажу.

Під час проведення фізичного моделювання в якості натурального був обраний стріловий самохідний гусеничний кран КГ-25 (ГОСТ 22827-85) з довжиною основної стріли $L_{\text{с}} = 14$ м, ґратчастої конструкції з масою $M_{\text{с}} = 2$ тони, загальною конструкційною масою крана у 36 тон, висотою підймання у 7,0–13,5 м.

Порівняльну характеристику геометричних, масових і силових параметрів природи та моделю стрілової системи гусеничного крана показано в табл. 1.

З таблиці 1 випливає, що основні параметри моделю є подібними до параметрів натурального зразка. Отже, результати досліджень на фізичному моделю можна вважати достовірними.

На рисунку 2 показано схему та фото натурального зразка експери-

ТАБЛИЦЯ 1. Порівняльна характеристика параметрів системи щодо експериментальних досліджень (рис. 2).

TABLE 1. Comparative characteristics of system parameters in relation to experimental studies (Fig. 2).

Параметри	Натуральні показники	Модель	Коефіцієнт подібності	Умови теорії подібності
Довжина стріли, мм	14000	1400	$k_1 = 10$	
Маса стріли, кг	2000	2,0	$K_m = 1000$	$K_m = k_1^3 = 10^3$
Зведена маса стріли, кг	700	0,7	1000	1000
Жорсткість системи стріла–стрілова підвіска, Н/м	$0,69 \cdot 10^7$	$0,66 \cdot 10^6$	10,4	10
Жорсткість вантажної підвіски, Н/м	$0,26 \cdot 10^7$	$0,245 \cdot 10^6$	10,6	10

ментальної установки.

Експериментальний модель (рис. 2, б) складається з приводу механізму піднімання вантажу 1, приводу механізму піднімання стріли 2, ґратчастої стріли 3, вантажної підвіски 4, стрілової підвіски 5; в силовий ланцюг підвіски вантажу та підвіски стріли послідовно включено гідравлічні гасителі коливань 6, 9 і датчики міряння зусиль 7, 8. Міряння та реєстрація величин, що досліджувалися, проводилися за допомогою вимірювально-реєструвальної апарату-

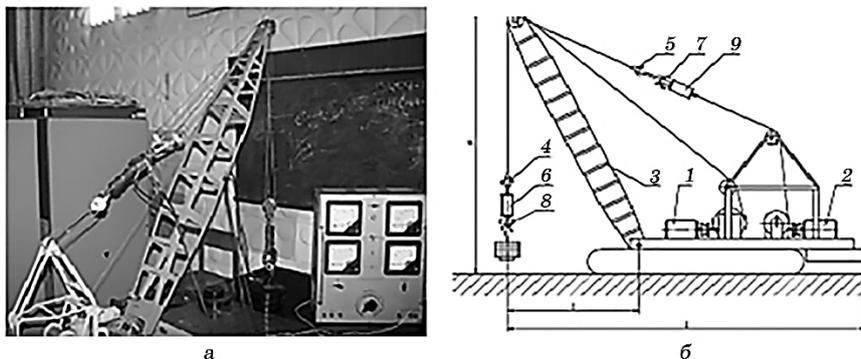


Рис. 2. Експериментальна установка для дослідження динамічних навантажень, що виникають у стріловій системі під час піднімання вантажу, а також для перевірки ефективності застосування гідравлічних гасителів коливань.

Fig. 2. Experimental setup for studying dynamic loads arising in the boom system, when lifting a load, as well as for checking the effectiveness of the use of hydraulic vibration dampers.

ри (рис. 1, а) [9].

2.1.3. Визначення впливу гасителя коливань на зміну формування зусиль під час піднімання вантажу стріловим краном

За допомогою експериментальної установки було одержано записи формування зусиль під час піднімання вантажу з основи [9]. Так, на рисунку 3 представлено копії осцилограм, що описують зміну зусилля $F(t)$ у підвісці стріли та вантажних канатах під час піднімання вантажу вагою, еквівалентною 5 тонам.

З рисунку 3 видно, що застосування гідравлічного гасителя у вантажній підвісці дає змогу зменшити КД майже до одиниці. Очевидно, що таке зменшення динамічних навантажень досягається за рахунок збільшення терміну розгону механізму піднімання з 0,2 секунди (рис. 3, а) до 0,9 секунди (рис. 3, в), попереднього натягу вантажних канатів, а також вбирання кінетичної енергії дросельною системою гасителя.

За результатами експериментальних досліджень було показано, що застосування гасителя коливань сприяє зменшенню коливань, тобто за рахунок вбирання кінетичної енергії дросельною системою гасителя здійснюється наступне:

- без гасителя коливань (рис. 3, а, поз. 2) маємо максимальний КД ($I = 1,3$), як за максимального напруження (σ_*) у поперечному перерізі елементу стріли $\sigma_* = 12,12$ МПа, так і за мінімального $\sigma_* = 8,08$ МПа;
- з гасителем коливань, встановленим у підвіску стріли (рис. 3, б, поз. 2);
- застосування гідравлічного гасителя у вантажній підвісці уможливує зменшити КД майже до одиниці ($I = 1,0$) (рис. 3, в, поз. 1), як за максимального, так і за мінімального напруження (σ_*) у поперечному перерізі елементу стріли.

Отже, в подальших дослідженнях приймаємо, що КД буде змінюватися в інтервалі $1,0 < I < 1,3$, а напруження σ_* в поперечному перерізі елементу стріли — в інтервалі $8,08 \text{ МПа} < \sigma_* < 12,12 \text{ МПа}$.

2.2. Концепція рівняння, створеного за ТКП, щодо визначення МЧЕ стрілового крана за допомогою коефіцієнта динамічності (I)

2.2.1. Методика заміни аргументу (T) в рівнянні (5) на аргумент (I) в рівнянні (6) для створення рівняння щодо визначення МЧЕ стрілових кранів за умов ТКП

Згідно з ТКП, витривалу міцність σ_* конструкційного матеріалу (КМ) в залежності від температури його експлуатації визначають за

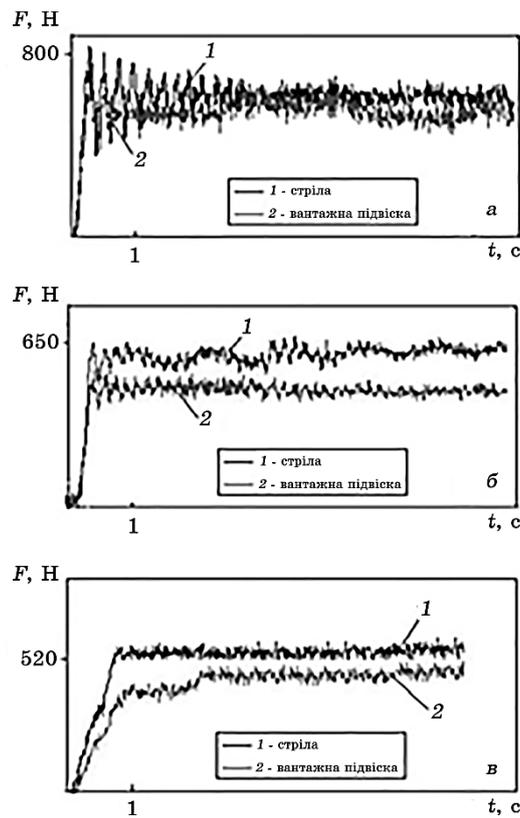


Рис. 3. Копії осцилограм формування зусиль під час піднімання вантажу, еквівалентного п'яти тонам, експериментальною установкою: *a* — без гасителя коливань, *б* — з гасителем коливань, встановленим у підвіску стріли; *в* — з гасителем коливань, встановленим у вантажну підвіску.

Fig. 3. Copies of oscillograms of force formation, when lifting a load equivalent to five tons with an experimental setup: *a*—without a vibration damper, *b*—with a vibration damper installed in the boom suspension, *c*—with a vibration damper installed in the cargo suspension.

рівнянням (4). До терміну витривала міцність у ТКП відноситься тривалість МЧЕ, тобто t_* деталей машин і механізмів за постійно діючого напруження σ_* і температури T (рівняння (4)).

Для стрілового крана важливим параметром, що впливає на t_* , є динамічна характеристика підйому ваги (I), яка залежить від пришвидшення вантажу. Зв'язок пришвидшення вантажу з КД (I) наведено в рівнянні (3). Тому для визначення показника t_* за ТКП приймаємо аргумент I з рівняння (3) у рівняннях (4) та (5).

На основі ТКП-рівняння (5) для визначення МЧЕ стрілових кранів перетворимо рівняння (5) у рівняння (6): вставимо $B(I)$ із рів-

няння (7) в рівняння (6) й одержимо

$$\sigma_* t_*^m = \beta_0 \exp(kI) \quad (10)$$

або

$$t_* = \sqrt[m]{\beta_0 \exp(kI) / \sigma_*}. \quad (11)$$

Таким чином, за ТКП одержали рівняння щодо впливу КД на МЧЕ найбільш слабкого елемента конструкції стрілового крана.

В рівнянні (11) є два показники σ_* та I , які впливають на результати розрахунків t_* , а решта показників це є експериментальні коефіцієнти β_0 і k . В рівнянні (11) коефіцієнт m за законом квадратного кореня згладжує вплив циклічних експериментальних навантажень, які впливають на показник МЧЕ, але не є присутніми в рівнянні (11).

Таким чином, в даній роботі наведено нове рівняння, яке розширює теоретичні положення ТН для визначення МЧЕ без зміни її суті.

За умов $1,0 < I < 1,3$ та $8,08 \text{ МПа} < \sigma_* < 12,12 \text{ МПа}$ потрібно перевірити адекватність рівняння (11). Для цього необхідно розробити методику для визначення коефіцієнтів у рівнянні (11).

2.2.2. Методика визначення коефіцієнтів для рівняння (11) стосовно визначення МЧЕ стрілових кранів за зміни I в інтервалі $1,0 < I < 1,3$ та σ_* — в інтервалі $8,08 \text{ МПа} < \sigma_* < 12,12 \text{ МПа}$

За вихідними даними рівняння (11) визначимо коефіцієнт m . Для цього логарифмуємо рівняння (5) для значень рядків 1 і 2 в табл. 2:

$$\ln \sigma_* + m \ln t_* = \ln B(I). \quad (12)$$

Задамо умову, що значення функції КД $B(I)$ рівняння (12) для рядків 1 і 2 табл. 2 будуть однаковими. Одержимо

$$\ln(\sigma_*^{i=1}) m^{1-2} \ln t_*^{i=1} = \ln B(I^{j=1}), \quad \ln(\sigma_*^{i=2}) m^{1-2} \ln t_*^{i=2} = \ln B(I^{j=1}), \quad (13)$$

ТАБЛИЦЯ 2. Таблиця вихідних даних для визначення коефіцієнтів для рівняння (11).

TABLE 2. Table of input data for determining coefficients for equation (11).

№ з/п	I^j	σ_* , МПа	$\ln \sigma_*$	t_*	$\ln t_*$
1	1,3	12,12	2,495	105120	11,563
2	1,3	8,08	2,089	123534	11,724
3	1,0	12,12	2,495	147468	11,90
4	1,0	8,08	2,089	173570	12,060

де $i = 12, 12, 8, 08, j = 1, 3, 1, 0$.

Для визначення коефіцієнта m^{1-2} з рівняння (13) задамо умову, що для першого та другого рядків будуть однакові показники $\ln B(I^j)^1 = \ln B(I^j)^2$; тоді від рівняння для першого рядка табл. 2 віднімаємо рівняння зі значеннями другого рядка табл. 1:

$$(\ln \sigma_*^{i=1}) - (\ln \sigma_*^{i=2}) + m^{1-2}(\ln t_*^{i=1} - \ln t_*^{i=2}) = 0. \quad (14)$$

З рівняння (14) за допомогою табл. 1 визначимо коефіцієнт m^{1-2} :

$$m^{1-2} = \frac{(\ln \sigma_*^i)^2 - (\ln \sigma_*^i)^1}{\ln t_*^1 - \ln t_*^2} = \frac{2,089 - 2,495}{11,563 - 11,724} = \frac{-0,406}{-0,161} = 2,52. \quad (15)$$

З рівняння (14) за допомогою табл. 1 визначимо й коефіцієнт m^{3-4} :

$$m^{3-4} = \frac{(\ln \sigma_*^{i=4}) - (\ln \sigma_*^{i=3})}{\ln t_*^{i=3} - \ln t_*^{i=4}} = \frac{2,089 - 2,495}{11,900 - 12,06} = \frac{-0,406}{-0,160} = 2,54. \quad (16)$$

Одержуємо середнє значення коефіцієнта для рівняння:

$$m_{\text{сеп}} = (m^{1-2} + m^{3-4})/2 = 2,53. \quad (17)$$

Визначимо середні значення $\ln B(I^{j=1})^{1-2}$ та $\ln B(I^{j=2})^{3-4}$ за рівнянням (4):

$$\ln B(I^{j=1})^{1-2} = \ln \sigma_*^{i=1} + m \ln t_*^{i=1} = 31,865, \quad (18)$$

$$\ln B(I^{j=2})^{3-4} = \ln \sigma_*^{i=2} + m \ln t_*^{i=2} = 32,721. \quad (19)$$

Визначимо коефіцієнт k :

$$\ln B(I^{j=1})^{1-2} = \ln \beta_0 + kI^{j=1}, \quad (20)$$

$$\ln B(I^{j=2})^{3-4} = \ln \beta_0 + kI^{j=2}, \quad (21)$$

де β_0 і k — коефіцієнти.

Для коефіцієнта k за умов, що ще невідомий коефіцієнт $\beta_0 = \text{const}$, одержуємо формулу і значення

$$k = \frac{\ln B(I^{j=1})^{1-2} - \ln B(I^{j=2})^{3-4}}{I^{j=1} - I^{j=2}} = \frac{31,986 - 32,840}{0,3} = -2,85. \quad (22)$$

З рівняння (20) визначимо коефіцієнт β_0 :

$$\ln B(I) = \ln \beta_0 + kI. \quad (23)$$

За умови, що $\ln \beta_0$ визначений для показників будь-якого рядка,

$$\ln \beta_0 = \ln B(I^{j=1}) - (kI^{j=1}) = 31,865 - (-2,85) \cdot 1,3 = 35,57 \quad (24)$$

або

$$\beta_0 = \exp(35,57) = 2,81 \cdot 10^{15}. \quad (25)$$

Таким чином, запишемо формулу (5) у вигляді

$$\sigma_*^i t_*^{2,53} = 2,81 \cdot 10^{15} \exp(-2,85I^j) \quad (26)$$

або

$$t_* = \sqrt[2,53]{2,81 \cdot 10^{15} \exp(-2,85I^j) / \sigma_*^i}, \quad (27)$$

де $j=1$ відповідає КД за відсутності гасіння коливань, що дорівнює $I=1,3$, а $j=2$ відповідає КД за застосування гасіння коливань, що дорівнює $I=1,0$; $i=1$ відповідає напруженню в поперечному перерізі конструкційного елемента для першого випадку випробувань $\sigma_* = 12,12$ МПа, а $i=2$ — напруженню в поперечному перерізі конструкційного елемента $\sigma_* = 8,08$ МПа. Таким чином, на основі визначення коефіцієнтів до (11) одержали рівняння (27) для визначення МЧЕ.

3. РЕЗУЛЬТАТИ Й ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Результати розрахунку МЧЕ стрілових кранів за зміни I в інтервалі $1,0 < I < 1,3$, а σ_* — в інтервалі $8,08 \text{ МПа} < \sigma_* < 12,12 \text{ МПа}$ за ТН з урахуванням кількості циклів

У таблиці 3 наведено параметри, які необхідно враховувати під час розрахунку міжремонтного часу експлуатації конструкційного матеріалу стріли з криці ВСтЗсп5 за ТН. За рівняннями (1) і (2) було визначено тривалість R МЧЕ за ТН згідно з показниками конструкційного матеріалу (механічних властивостей КМ стрілового крана). Результати розрахунків наведено у табл. 4. Таким чином, одержали чисельні значення МЧЕ за ТН для порівняння їхніх значень зі значеннями показників МЧЕ, розрахованих за ТКП.

3.2. Перевірка адекватності рівняння (27) відносно рівняння (2) за рівних умов навантаження, швидкості руху вантажу та кількості циклів його підйому

Для перевірки адекватності рівняння (27) щодо точності розрахунку показників МЧЕ за зміни I в інтервалі від $1,0$ до $1,3$ зробимо наступне. В таблиці 5 порівняємо показники МЧЕ, одержані за рівняннями ТН і ТКП для зміни КД в інтервалі $1,0 < I < 1,3$, а σ_* в інте-

ТАБЛИЦЯ 3. Параметри, які необхідно враховувати під час розрахунку міжремонтного часу експлуатації конструкційного матеріалу стріли з криці ВСтЗсп5 за ТН.

TABLE 3. Parameters, which must be taken into account, when calculating the service life of the structural material of the boom made of steel VSt3sp5 according to RT.

Показник	Величина
Матеріал з криці ВСтЗсп5	
Межа міцності σ_b , МПа	380–490
Межа плинності σ_m , МПа	230–250
Межа витривалості σ_{-1} , МПа	160
Базове число циклів N_6 , цикли	$2 \cdot 10^6$
Група режиму роботи	ЗК
Встановлений термін МЧЕ R , роки	12
Нормоване число циклів навантаження N_0	$2,5 \cdot 10^5$

ТАБЛИЦЯ 4. Результати визначення МЧЕ за базовими показниками які рекомендовані в ТН.

TABLE 4. Results of determining the IROT according to the basic indicators recommended in the RT.

Показники	Величина напруження в поперечному перерізі конструкційного матеріалу стріли		МЧЕ t^* [мотогодини (роки)]		Базова кількість циклів за ТН N_6
	σ_{max}^*	σ_{min}^*	$I = 1,3$	$I = 1,0$	
Орієнтовний МЧЕ R [мотогодини], розрахований за ТН-рівнянням (2)	12,12 МПа	–	105120 (12 років)	–	$2,50 \cdot 10^6$
	–	8,08 МПа	123534 (14,1 років)	–	$2,94 \cdot 10^6$
	12,12 МПа	–	–	147468 (16,8 років)	$3,51 \cdot 10^6$
	–	8,08 МПа	–	173570 (19,8 років)	$4,13 \cdot 10^6$
Орієнтовна довговічність R_p з урахуванням усіх факторів (із $K = 1,7$), [роки]	12,12 МПа	8,08 МПа	12,0	19,8	$3,51 \cdot 10^6$

рвалі $8,08 \text{ МПа} < \sigma_* < 12,12 \text{ МПа}$.

З таблиці 5 випливає, що визначення МЧЕ за допомогою рівняння (27), що ґрунтується на ТКП, має похибку від 4,3% до 4,7% за визначення показників МЧЕ за рівняннями, що ґрунтуються на теорії на-

ТАБЛИЦЯ 5. Визначення похибки визначення МЧЕ за рівняннями (1), (2) та рівнянням (27).**TABLE 5.** Determination of the error in determining the IROT according to equations (1), (2) and equation (27).

Вихідні дані за ТН-рівняннями (1) та (2)					Визначено за ТКП-рівнянням (27)	
№ з/п	σ_* , МПа	Показники впливу на МЧЕ коефіцієнта динамічності I під час руху заготівки	I , м/с ²	t_* [години (роки)]	Розраховане значення t_* [години (роки)]	Похибка розрахунку за (27), %
1	12,12	без застосування гасителя коливань	1,3	105120 (12 років)	110101 (12,56)	4,7
2	8,08	коливань	1,3	123534 (14,1 років)	129534,3 (14,78)	4,6
3	12,12	із застосуванням гасителя коливань	1,0	147468 (16,8 років)	154314 (17,61)	4,6
4	8,08	коливань	1,0	173570 (19,8 років)	181137 (20,67)	4,3

дійності.

Таким чином, концепція щодо створення рівняння (27) для визначення МЧЕ для стрілових кранів не змінює суті проблеми щодо визначення МЧЕ, але зменшує кількість вихідних даних для розрахунку.

4. ВИСНОВКИ

В результаті проведення теоретичних і практичних експериментальних досліджень в даній статті було зроблено наступне:

- визначено тривалість МЧЕ за рівнянням (2) та (27) за умов піднімання вантажу стріловим краном, як без застосування гасителя коливань, так і з застосуванням гасителя коливань;
- для визначення адекватності рівняння (27) було здійснено порівняння значення показника МЧЕ, розрахованого за ТН-рівняннями (1) і (2);
- за результатами порівняння розрахунків показано, що МЧЕ за ТКП має похибку від 4,3% до 4,7% відносно розрахованих результатів МЧЕ за ТН.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. О.С. Подоляк, *Восточно-европейский журнал передовых технологий*, **1**, №5: 37 (2009).
2. С. В. Демідас, *Мінімізація динамічних навантажень в елементах башто-*

- вого крана на основі оптимізації режиму руху механізму підйому (Дис. канд. техн. наук) (Київ: 2000).
3. Н. Ю. Дорохов, *Динамическое гашение колебаний мостовых кранов с применением волновых цепных передач* (Дис. канд. техн. наук) (Краматорськ: 2006).
 4. О. С. Подоляк, Л. А. Родіонов, *Науковий вісник будівництва ХДТУБА ХОТВАБУ*, **56**: 58 (2010).
 5. О. С. Подоляк, Л. А. Родіонов, А. О. Павлова, *Вісник національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут»*, **28**: 88 (2009).
 6. А. Ф. Шевченко, М. П. Колісник, А. Л. Червоноштан, *Кранова демпфірувальна підвіска*: Пат. 10337 У Україна, В66С1/34 (№ 200503556; Заявл. 15.04.2005; Опубл. 15.11.2005, Бюл. № 11).
 7. *Теорія надійності*.
 8. О. С. Подоляк, *Збірник наукових праць УІПА*, **3**: 54 (2008).
 9. Л. Я. Будяков, *Многопараметрический анализ динамики грузоподъемных кранов мостового типа* (Луганск: СЧУ им. В. Даля: 2003).
 10. H. Dresig, *Hebezeuge und Fordermittel*, **8**: 234 (1976).
 11. D. V. Zakula and E. V. Van Gorp, *Hanger Chain—Sway Device for Gantry Crane*: Patent US. 7,150,366 B1 (2006).
 12. Н. М. Беляев, *Сопротивление материалов* (Главная редакция физико-математической литературы изд-во «Наука»: 1976).
 13. E. Orowan, *Fundamentals of Brittle Behavior of Metals, Fatigue and Fracture of Metals* (New York: Wiley: 1952).
 14. P. V. Bailey, L. F. Shampine, and P. E. Waltman, *Nonlinear Two-Point Boundary Value Problems* (New York: Academic Press: 1968).
 15. Л. М. Качанов, *О времени разрушения в условиях ползучести* (Москва: АН СССР: 1958).
 16. Ю. Н. Работнов, *О механизме длительного разрушения* (Москва: АН СССР: 1959).

REFERENCES

1. O. S. Podolyak, *East European Journal of Advanced Technologies*, **1**, No. 5: 37 (2009) (in Russian).
2. S. V. Demidas, *Minimizatsiya Dynamichnykh Navantazhen' v Ehlementakh Bashtovoho Kрана na Osnovi Optyimizatsiyi Rezhymu Rukhu Mekhanizmu Pidyomu* [Minimization of Dynamic Loads in Tower Crane Elements Based on Optimization of the Lifting Mechanism Motion Mode] (Thesis of the Dissert. for the Degree of Cand. Techn. Sci.) (Kyiv: 2000) (in Ukrainian).
3. N. Yu. Dorokhov, *Dinamicheskoye Gashenie Kolebaniy Mostovykh Kranov s Primeneniem Volnovykh Tsepnykh Peredach* [Dynamic Damping of Oscillating Bridge Cranes with the Use of Wave Chain Gears] (Thesis of the Dissert. for the Degree of Cand. Techn. Sci.) (Kramatorsk: 2006) (in Russian).
4. O. S. Podolyak and L. A. Rodionov, *Scientific Bulletin of Construction of the KhDTUBA KHOTV ABU*, **56**: 58 (2010) (in Ukrainian).
5. O. S. Podolyak, L. A. Rodionov, and A. O. Pavlova, *Bulletin of the National Technical University 'Kharkiv Polytechnic Institute'*, **28**: 88 (2009) (in Ukrainian).

- ian).
6. A. F. Shevchenko, M. P. Kolisnyk, and A. L. Chervonoshtan, *Kranova Dempfiruval'na Pidviska* [Crane Damping Suspension]: Pat. 10337 U Ukraine, V66S1/34 (№ 200503556; Appl. 15.04.2005; Publ. 15.11.2005, Bull. № 11) (in Ukrainian).
 7. [Reliability theory](#).
 8. O. S. Podolyak, *Collection of Scientific Papers of the UIPA*, **3**: 54 (2008) (in Russian).
 9. L. Ya. Budikov, *Mnogoparametricheskii Analiz Dinamiki Gruzopod'yomnykh Kranov Mostovogo Tipa* [Multiparameter Analysis of the Dynamics of Overhead Cranes] (Lugansk: SNU Named After V. Dal: 2003) (in Russian).
 10. H. Dresig, *Hebezeuge und Fordermittel*, **8**: 234 (1976).
 11. D. B. Zakula and E. B. Van Gorp, *Hanger Chain—Sway Device for Gantry Crane*: Patent US. 7,150,366 B1 (2006).
 12. N. M. Belyayev, *Soprotivlenie Materialov* [Strength of Materials] (Glavnaya Redaktsiya Fiziko-Matematicheskoy Literatury Izd-vo 'Nauka': 1976) (in Russian).
 13. E. Orowan, *Fundamentals of Brittle Behavior of Metals, Fatigue and Fracture of Metals* (New York: Wiley: 1952).
 14. P. B. Bailey, L. F. Shampine, and P. E. Waltman, *Nonlinear Two-Point Boundary Value Problems* (New York: Academic Press: 1968).
 15. L. M. Kachanov, *O Vremeni Razrusheniya v Usloviyakh Polzuchesti* [On the Time of Destruction Under Creep Conditions] (Moskva: AN USSR: 1958) (in Russian).
 16. Yu. N. Rabotnov, *O Mekhanizme Dlitel'nogo Razrusheniya* [On the Mechanism of Long-Term Destruction] (Moskva: AN USSR: 1959) (in Russian).