

A MONTHLY RESEARCH JOURNAL

METALLOPHYSICS AND ADVANCED TECHNOLOGIES

(Metallofizika i Noveishie Tekhnologii)

FOUNDED IN SEPTEMBER, 1979

Volume 47, No. 7; July 2025

CONTENTS

Editorial Announcements	Information for Foreign Subscribers	V
	Information for Contributors	VII
Electronic Structure and Properties	‘Orbital Glass’ Effects. 6. Alloy Decomposition <i>O. I. MITSEK and V. M. PUSHKAR</i>	667
Structure and Properties of Nanoscale and Mesoscopic Materials	Modelling of DC-Bias Stable Chokes Based on Nanocrystalline $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ Cores <i>B. S. BAITALIUK, V. K. NOSENKO, O. V. OLIINYK, and O. M. SEMYRGA</i>	675
Metallic Surfaces and Films	Helicon-Arc Ion-Plasma Synthesis of AlN-Based Film Coatings on the Steel 3 and Aluminium Substrates <i>E. M. RUDENKO, M. V. DYAKIN, I. V. KOROTASH, D. Yu. POLOTSKIY, and V. A. DEKHTYARENKO</i>	703
	Surface Properties of High-Strength Cast Iron Parts with Wear-Resistant Composite Coatings Synthesized by Electrospark Alloying Method. Pt. 2. Investigation of the Structure and Microhardness of the Treated Cast-Iron Surfaces <i>V. B. TARELNYK, O. P. HAPONOVA, N. V. TARELNYK, M. Yu. DUMANCHUK, M. M. MAIFAT, M. O. MIKULINA, and V. M. KOZIN</i>	717
Physics of Strength and Plasticity	Study of the Low-Carbon Steel Plasticity Life During Deformation with Intermediate Heat Treatment <i>O. L. HAYDAMAK and V. F. HRANIAK</i>	737
	Mechanical Stability and Brittleness of Metals and Alloys. Pt. 4. Mechanism of Failure Action of Stress Concentrators	

Phase Transformations	<i>Yu. Ya. MESHKOV, G. P. ZIMINA, K. F. SOROKA, and T. V. MELNYCHENKO</i>	753
	Cadmium Purification by Comprehensive-Distillation Method <i>O. P. SHCHERBAN, O. I. KONDRIK, and D. O. SOLOPIKHIN</i>	769

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 ‘Akadempriodyka’, 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.47.07>

МЕТАЛОФІЗИКА
ТА
НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ

ЩОМІСЯЧНИЙ НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ
ЗАСНОВАНИЙ У ВЕРЕСНІ 1979 р.

Том 47, № 7; липень, 2025

ЗМІСТ

Редакційні оголошення	Інформація для закордонних передплатників Інформація для авторів	V VII
Електронні структура та властивості	Ефекти «орбітального скла». 6. Розпад стопу <i>О. І. МІЦЕК, В. М. ПУШКАР</i>	667
Будова та властивості наномасштабних і мезоскопічних матеріалів	Моделювання дроселів зі стабільним струмом зміщення на основі нанокристалічних осердь $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ <i>Б. С. БАЙТАЛЮК, В. К. НОСЕНКО, О. В. ОЛІЙНИК, О. М. СЕМИРГА</i>	675
Металічні поверхні та плівки	Геліконно-дугова йонно-плазмова синтеза плівкових покриттів на основі AlN на підкладках з криці 3 та алюмінію <i>Е. М. РУДЕНКО, М. В. ДЯКІН, І. В. КОРОТАШ, Д. Ю. ПОЛОЦЬКИЙ, В. А. ДЕХТЯРЕНКО</i> Поверхневі властивості високоміцних чавунних деталей зі зносостійкими композитними покриттями, синтезованими методом електроіскрового легування. Ч. 2. Дослідження структури та мікротвердості оброблених поверхонь чавунів <i>В. Б. ТАРЕЛЬНИК, О. П. ГАПОНОВА, Н. В. ТАРЕЛЬНИК, М. Ю. ДУМАНЧУК, М. М. МАЙФАТ, М. О. МІКУЛІНА, В. М. КОЗІН</i>	703 717
Фізика міцності та пластичності	Дослідження пластичної довговічності низьковуглецевої криці під час деформації з проміжним термічним обробленням <i>О. Л. ГАЙДАМАК, В. Ф. ГРАНЯК</i> Механічна стабільність і крихкість металів і стопів. Ч. 4. Механізм руйнувальної дії концентраторів напружень <i>Ю. Я. МЄШКОВ, Г. П. ЗІМІНА, К. Ф. СОРОКА,</i>	737

Фазові перетворення	<i>Т. В. МЕЛЬНИЧЕНКО</i>	753
	Очищення кадмію методом комплексної дистиляції <i>О. П. ЩЕРБАНЬ, О. І. КОНДРИК, Д. О. СОЛОПІХІН</i>	769

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 31.07.2025 р. Формат 70×100/16.

Ум. друк. арк. 10,08. Обл.-вид. арк. 9,27.

Тираж 57 пр. Зам. № 7740 від 05.08.2025 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.47.07>

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: '*Metallfizika 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, *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 1: 127 (2022) (in Ukrainian). <https://doi.org/10.15407/mfint.44.01.0127>
2. V. B. Tarelnyk, 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 Vlastyivosti Zmishanykh Krystaliv* [Influence of Ordering of the Defect Structure on Transport Properties of the Mixed Crystals] (Thesis of Diss. 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 ДЛЯ 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 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 ґратки, 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. Викад матеріалу має бути чітким, структурованим (розділами, наприклад, «1. Вступ», «2. Експериментальна/Теоретична методика», «3. Результати та їх обговорення», «4. Висновки», «Цитована література»), стилем, 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**; англійською 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). Світліни мають бути чіткими та контрастними, а написи та позначення мають не закривати істотні деталі (для чого можна використовувати стрілки). Замість зазначення в підтекстовці 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 поспіль по всій статті.

11. Посилання на літературні джерела слід давати у вигляді порядкового номера, надрукованого в рядок у квадратних дужках. Список цитованої літератури складається почергово 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):

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: RVV 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 Vlastyosti 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>
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. Perekok, *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.slovyk.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: 64.60.De, 64.75.Op, 71.10.-w., 75.10.Dg, 75.10.Nr, 75.30.Et, 75.50.Lk

Ефекти «орбітального скла». 6. Розпад стопу

О. І. Міцек, В. М. Пушкар

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

Розпад стопу $A_{1-x}B_x$ виділяє структури з різним орбітальним склом (ОС). Число елементів у структурі — N_{GG} (група Галуа — GG). Це — сегрегація орбітальних моментів L_r йонів Со. Форма та величина структури залежить від L_r та їхньої взаємодії $\Gamma_r(L_r, L_{r+p})$. Виділення пласких GG($x0y$) періодичне. Період Δ_z розпаду залежить від твердості та $N_{GG}(z)$ пласких фаз і їхньої термострикції. Це описує експериментальні дані. Розпад FeC_x (булату) дає «кинджальчики», витягнуті паралельно осі Oz у м'якому Fe. Твердість «кинджальчика» зростає з ростом $[x, C_x]$, як (GG-3)-матеріалу ОС. Обертони «звучання» булату (частота ω звуку) визначаються домоною (GG-3) як фазою ОС. Розрахунок методом багатоелектронних операторних спінорів дає скінчене значення твердості виділень фази (площини $Si_{1-x}Co_x$, «кинджальчика» FeC_x та ін.) та її звучання (ω_n обертонів). Розпад ядер U^{232} й $U_{1-x}Pu_x$ пов'язуємо зі зменшенням числа нейтронів $N_n < 146$. Можливі 2 сценарії: відхід нейтронів n , порушення балансу Кулонової енергії N_p протонів і сегрегації орбітальних моментів L_r адронів; витіснення ($N_n \leq 146 - x$) збільшенням $N_p \geq (92 + x)$. Сценарії можливі за зближення півсфер стопу $U_{1-x}Pu_x$ до з'явлення умов ядерного вибуху.

Ключові слова: орбітальне скло, пластинчатий розпад, булатна криця, ядровий розпад U–Pu.

Corresponding author: Oleksandr Ivanovych Mitsek
E-mail: amitsek@gmail.com

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

Citation: O. I. Mitsek and V. M. Pushkar, 'Orbital Glass' Effects. 6. Alloy Decomposition, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 47, No. 7: 667–673 (2025).
DOI: 10.15407/mfint.47.07.0667

© Publisher PH 'Akademperiodyka' of the NAS of Ukraine, 2025. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

Decomposition of $A_{1-x}B_x$ alloy picks out structures with different orbital glasses (OG). Quantity of elements in structure is N_{GG} (Galois group—GG). That is segregation of orbital moments L_r of Co ions. Form and size of structure depend on L_r and their interaction $\Gamma_p(L_r, L_{r+p})$. The separation of flat $GG(x0y)$ is periodical. Decomposition period Δ_z depends on hardness and $N_{GG}(z)$ of flat phases and their thermostriktion. That describes experimental data. Decomposition of FeC_x (damask steel) gives ‘daggers’ stretched along Oz -axis in soft Fe. Daggers’ hardness increases with increase of $[x, C_x]$ as (GG-3) of OG material. Overtones of damask-steel sound are determined by domain (GG-3) as OG phase. Calculation by many-electron operator spinors method gives finite quantity of hardness of phase ($Cu_{1-x}Co_x$ plane, ‘dagger’ FeC_x and others) and their sound (ω_n of overtones). Nuclear decay of U^{232} and $U_{1-x}Pu_x$ is connected with decrease of neutron quality $N_n < 146$. Two versions are possible: going off n , breach of balance of Coulomb energy of N_p protons and segregation (OG) of hadron orbital moments L_r ; ousting ($N_n \leq 146 - x$) by increase of $N_p \geq (92 + x)$. These versions are possible under closing of semi-spheres of $U_{1-x}Pu_x$ alloy to appearance of nuclear explosion.

Key words: orbital glass, lamellar decomposition, damask steel, nuclear decay of U–Pu.

(Отримано 1 січня 2025 р.; остаточн. варіант — 13 березня 2025 р.)

1. ВСТУП

Упорядкування стопу (спінове [1], атомне [2]) аналогічне сегрегації орбітального скла (ОС) [3]. Розпади стопів також різноманітні. Найбільш важливим є поділ на домени з групами Галуа (GG) різної симетрії.

Сегрегація орбітальних моментів L_r приводить до нового матеріалу ОС з широким його застосуванням.

Спостережувані ефекти [4–11] розраховано методом багатоелектронних операторних співорів (БЕОС) [3].

Орбітальне скло найбільш яскраво спостерігається в розпаді легкого стопу [12] та булатної криці [13]. В обох випадках виділяється тверда фаза з легкого розтопу. Вона об’єднує йони Со або C^{12} дифузіїю через м’яку матрицю розтопу Со–Си або Fe– C^{12} . (Дифузію в домені GG-3 через сегрегацію ОС буде розраховано в іншому місці.)

Твердість фази Co_xCu_{1-x} ($x \rightarrow 1$), що випадає, підвищується енергією сегрегації L_r -моментів йонів Со, яка об’єднує їх у домену GG-3 фази, що випадає. Форма GG-3 спостерігається пластинчастою [12]. Періодичність пластин Co_xCu_{1-x} ($x \gg 0,1$) розглядалася в рамках теоретичних моделей. Тут ми вважаємо вирішальним чинником твердість фази (з $x \gg 0,1$), що випадає, у порівнянні з м’якістю фази Co_xCu_{1-x} (з $x \ll 0,1$).

Булатна криця [13] складається з твердих включень доменів C^{12} у формі кинджальчиків GG-3, витягнутих під тиском σ_{zz} .

2. ПЕРІОДИЧНІСТЬ РОЗПАДУ $\text{Cu}_{1-x}\text{Co}_x$ ($x < 0,1$)

Великий теоретичний інтерес викликало спостереження періодичності фази, що випадає, зі стопу $\text{Cu}_{1-x}\text{Co}_x$. Слабке розчинення Co в м'якій матриці Cu супроводжується розпадом. Частинки $\text{Cu}_{1-x}\text{Co}_x$ мають підвищену твердість U_g . Найбільш ймовірно зв'язати її з сегрегацією ОС. Твердість ОС збільшено енергією сегрегації моментів L_r йонів Co_x у частинках розпаду.

Розрахуємо домену ОС (у формі пласкої частинки, витягнутої вздовж осі $0z$):

$$H_{\text{OG}} = \sum_{r, \rho} \Gamma_{\rho} (\mathbf{L}_r \uparrow) \times (\mathbf{L}_{r+\rho} \downarrow), \sum_r (\mathbf{L}_r \downarrow) = \sum_R (\mathbf{L}_R \uparrow) = N_G. \quad (2.1)$$

Процес дифузії дає зростання домени Галуа (ДГ)

$$H = \sum_{r, \rho} \Gamma_{\rho} (\mathbf{L}_r \uparrow) + (\rightarrow) - \Gamma_{\rho} (\mathbf{L}_R \uparrow) \times (\mathbf{L}_R \downarrow), N_G \rightarrow N_G + 1. \quad (2.2)$$

Сегрегація збільшує розмір ДГ ($x_D, y_D, z_D \rightarrow z_D + 1$) в напрямку $0z$. Роста пласка ДГ ($y_D + 1, z_D + 1, x_D \cong \text{const}$).

Шукаємо період ДГ вздовж осі $0x$. Віддаль між ДГ — $L(x) = L_x$; товщина ДГ — $\Delta_x = D - L_x$. Варіюємо термодинамічний потенціал:

$$\Phi_D = -(D - L_x)\varepsilon_F - L_x\Gamma + \lambda L_x^2 / 2 \rightarrow 0, \quad (2.3)$$

звідки

$$D \cong \lambda L_x^2 / \varepsilon_F \quad (2.4)$$

з термострикцією $\lambda(T)$.

Розмір (площа $S_{xy}(T)$) включення Co (тобто ДГ) —

$$S_{xy}(T) \propto N_G(T) \propto (T_{\text{seg}} - T) \propto \Delta_x(T), L_x \propto N_G(T) \quad (2.5)$$

в наближенні «середнього поля» [8].

Період пластинчастости розпаду (виділення Co-частинок) —

$$(D - L_x)T = \Delta_x(T) \propto \lambda(T) \propto (N_G(T))^2 \propto (T_{\text{seg}} - T)^2. \quad (2.6)$$

Розміри Co-включень (пластин) $S_{xy}(T)$ та їхня періодичність сильно залежать від параметра сегрегації ОС, тобто від $N_G(T)$.

3. БУЛАТНА КРИЦЯ (РОЗПАД $\text{Fe}-\text{C}^{12}$)

Різноманітність булатів зумовлено різноманітністю методів лиття

та подальшого термострикційного оброблення криць Fe–C¹² [14].

Розчин Fe–C¹² розпадається на частинки Fe_{1-x}C_x у формі «кинджальчиків» вздовж осі Oz. Їхня твердість —

$$MH = (\sigma_0 + \Delta\sigma) / cC_{33}, \quad (3.1)$$

де c — швидкість звуку, C_{33} — модуль пружності. Він витягує «кинджальчики» вздовж осі Oz, створюючи клинок ($\mathbf{P}_z$); його твердість задається (3.1). М'який чистий Fe металізується внутрішнім тертям:

$$\sigma_0 \approx 1 \text{ eV} \ll \Delta\sigma. \quad (3.2)$$

Внутрішня енергія ОС (сегрегації $\mathbf{L}_r$ ДГ) задається умовами:

$$\Delta\sigma \ll H^{\text{OC}}, H^{\text{OC}} = \sum_{r, \rho} \Gamma_{\rho} \mathbf{L}_r \mathbf{L}_{r+\rho}, T \cong 10 \text{ eV} \cong \bar{\Delta\sigma}. \quad (3.3)$$

Перехід «кинджальчика» в ОС оцінюємо природою «середнього поля» [1]:

$$\Delta\sigma \cong \Gamma N_G(T), \quad (3.4)$$

де густина сегрегації

$$N_G \cong (10 - 10^3) < \mathbf{L}_r >, \quad (3.5)$$

тобто

$$\Delta\sigma \cong H^{\text{OC}} > \propto \Gamma, N_G \cong 10 \text{ eV} \rightarrow \sigma_0. \quad (3.6)$$

Звідси маємо

$$MH(\text{булат}) \cong MH(\text{алмаз}). \quad (3.7)$$

3.1. «Звучання булата» (обертони GG-3)

Гамільтоніян звуку (фононів b_k) —

$$H^b = \sum h \omega_k b_k b_k^+, [b_k, b_q^+]_- = \delta_{kq}; \quad (3.1.1)$$

його зв'язок з ОС —

$$H^{\text{in}} = - \sum \Gamma_{\rho} \mathbf{L}_r \mathbf{u}_z \mathbf{L}_{r+\rho} = - \Gamma_0 L_0^z I_0^z (b_r + b_r^+) + \sum_{kq} \Gamma_q^1 L_k^+ b_q^+ L_{k+q}^- + \text{c.c.}, \quad (3.1.2)$$

$$l = G_q^2 = \langle\langle b_q | b_q^+ \rangle\rangle, (E - \omega_q) G_q^b + \sum_k \Gamma_q G_{kq}^1, \quad (3.1.3)$$

де

$$\Gamma_q^1 = \Gamma_\rho(\mathbf{qk})\mathbf{a}_3, G_{kq}^1 = \langle\langle L_k^+ L_{k'+q}^- | b_q^+ \rangle\rangle. \quad (3.1.4)$$

Далі:

$$O = (E - \Gamma_k + \Gamma_{k+g})G_{k+g}^1 - \sum_q \Gamma_{q'} G_{q'}^2, \quad (3.1.5)$$

де

$$G_{q'}^2 = \langle\langle L_{k'}^+ b_{q'} \delta_{q', k+q} L_{k'+q'-q}^- | b_q^+ \rangle\rangle. \quad (3.1.6)$$

Використаємо апроксимацію

$$G_{q'kq}^2 \cong \langle\langle L_{k'}^+ L_{k'}^- \rangle G_q^0, G_{kq}^1 \cong \sum_q \Gamma_{q'} N_k^m G_q^0. \quad (3.1.7)$$

Густина сегрегонів —

$$N_k^m = \langle\langle L_k^+ L_k^- \rangle \cong (e^{q\Gamma_q} + \xi)^{-1}. \quad (3.1.8)$$

З перенормуванням фононів (звуку) $\omega_k^0 = \omega$ маємо:

$$\omega_k \rightarrow \omega_k^0 + \Delta\omega_k, \Delta\omega_k = \sum_{qq'} (\Gamma_q^1 \Gamma_{q'}^1 / (E - \Gamma_k + \Gamma_{k+q}) N_{q'}^m), E \rightarrow \omega\hbar. \quad (3.1.9)$$

Оцінюємо

$$\Delta\omega_k \cong |\Gamma^1| / \Gamma \cong \Gamma \quad (3.1.10)$$

та суму

$$\sum_{q'} N_{q'}^m \cong N_G Q_G(T), Q_G(T) \propto (T_{\text{seg}} - T). \quad (3.1.11)$$

Висота «обертону булату» визначається числом N_G елементів групи Галуа («кинджальчика»): $\Delta\omega \propto N_G$.

4. РОЗПАД ЯДЕР ($U_{1-x}Pu_x$)

Розпаду сприяє Кулонове відштовхування протонів (заряд $q^+ > 0$):

$$H^{\text{coul}} = \sum Q_p q_r q_{r+p}. \quad (4.1)$$

Їхня енергія для $N = 92$ (із зарядом ядра U) у Боровому моделі —

$$Q_p = Q_0 e^{\kappa_p/\rho} \quad (4.2)$$

оцінюється як

$$\langle H^{\text{coul}} \rangle = 92q^{-2} > 0. \quad (4.3)$$

Навпаки, сегрегація орбітальних моментів $L^{(p, n)}$, де N_n — число нейтронів (GG-3), стабілізує ядро U^{238} . Всього є $N_{\text{GG}} = 238$ елементів групи Галуа. Зменшення N_n до 140 (U^{232}) приводить до розпаду.

У стопі $U_{1-x}\text{Pu}_x$ зменшення N_n до $146 - x$ приводить до вибуху. Критичне число щодо вибуху ядра $U_{1-x}\text{Pu}_x$ — $c_{\text{cr}} \rightarrow 0,06$.

Оцінку енергії стабілізації нейтронами, —

$$H^{\text{st}} = \sum \Gamma_p L_r^n L_{r+p}^n < 0, — \quad (4.4)$$

бажано провести, використовуючи модель йонного зв'язку адронів, для обґрунтування якого потрібні спрямовані експерименти.

5. ВИСНОВКИ

1. Розпад $\text{Cu}_{1-x}\text{Co}_x$ дає пластини ОС (Co), періодичність яких залежить від термострикції твердих ОС-частинок.
2. Булат Fe–C народжується випаданням «кінджальчиків» високої твердості (за рахунок їхньої ОС-енергії), що також впливає на спектр їхнього «звучання».
3. Розпад ядер $U_{1-x}\text{Pu}_x$ ($x \ll 1$) пов'язаний зі зменшенням числа N_n сегрегації нейтронів, що утворюють групу Галуа (GG-3).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. С. В. Вонсовский, *Магнетизм* (Москва: Наука: 1971).
2. А. А. Смирнов, *Теория сплавов внедрения* (Москва: Наука: 1979).
3. О. І. Міцек, В. М. Пушкар, *Металофіз. новітні технол.*, **42**, № 9: 1315 (2020).
4. О. І. Міцек, В. М. Пушкар, *Металофіз. новітні технол.*, **44**, № 2: 141 (2022).
5. О. І. Міцек, В. М. Пушкар, *Металофіз. новітні технол.*, **45**, № 6: 737 (2023).
6. О. І. Міцек, В. М. Пушкар, *Металофіз. новітні технол.*, **45**, № 7: 877 (2023).
7. О. І. Міцек, В. М. Пушкар, *Металофіз. новітні технол.*, **46**, № 1: 15 (2024).
8. О. І. Міцек, В. М. Пушкар, *Металофіз. новітні технол.*, **46**, № 7: 615 (2024).
9. А. В. Дерягин, А. В. Андреев, *ЖЭТФ*, **71**, № 9: 1166 (1976).
10. О. І. Міцек, В. М. Пушкар, *Металофіз. новітні технол.*, **42**, № 6: 755 (2020).
11. О. І. Міцек, *Металофіз. новітні технол.*, **23**, № 9: 1149 (2001).
12. Б. И. Николин, *Многослойные структуры и полиптизм в металлических*

- сплавах* (Київ: Наукова думка: 1984).
13. П. П. Аносов, *О булатах* (1841).
14. С. В. Вонсовский, *Магнетизм микрочастиц* (Москва: Наука: 1973).

REFERENCES

1. S. V. Vonsovsky, *Magnetizm* [Magnetism] (Moskva: Nauka: 1971) (in Russian).
2. A. A. Smirnov, *Teoriya Splavov Vnedreniya* [Theory of Interstitial Alloy] (Moskva: Nauka: 1979) (in Russian).
3. O. I. Mitsek and V. M. Pushkar, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 9: 1315 (2020) (in Ukrainian).
4. O. I. Mitsek and V. M. Pushkar, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 2: 141 (2022) (in Ukrainian).
5. O. I. Mitsek and V. M. Pushkar, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 6: 717 (2023) (in Ukrainian).
6. O. I. Mitsek and V. M. Pushkar, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 7: 813 (2023) (in Ukrainian).
7. O. I. Mitsek and V. M. Pushkar, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 1: 15 (2024) (in Ukrainian).
8. O. I. Mitsek and V. M. Pushkar, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 7: 615 (2024) (in Ukrainian).
9. A. V. Deryagin and A. V. Andreev, *ZhETF*, **71**, No. 9: 1166 (1976) (in Russian).
10. O. I. Mitsek and V. M. Pushkar, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 6: 755 (2020) (in Russian).
11. O. I. Mitsek, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **23**, No. 9: 1149 (2001) (in Russian).
12. B. I. Nikolin, *Mnogosloynnye Struktury i Politipizm v Metallicheskih Splavakh* [Multilayer Structures and Polytypism in Metal Alloys] (Kyiv: Naukova Dumka: 1984) (in Russian).
13. P. P. Anosov, *O Bulatakh* [About Damask Steels] (1841) (in Russian).
14. S. V. Vonsovsky, *Magnetizm Mikrochastits* [Magnetism of Microparticles] (Moskva: Nauka: 1973) (in Russian).

PACS numbers: 07.05.Tp, 75.50.Bb, 75.50.Tt, 84.30.Bv, 84.30.Vn, 84.32.Hh, 85.70.Ay

Modelling of DC-Bias Stable Chokes Based on Nanocrystalline $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ Cores

B. S. Baitaliuk, V. K. Nosenko, O. V. Oliinyk, O. M. Semyrga

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

The application of the nanocrystalline $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ alloy for the fabrication of toroidal-core inductors (chokes) operating under DC-bias conditions is investigated. The influence of the $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ -alloy properties, particularly, its high magnetic permeability and thermal stability of magnetic properties, on the choke characteristics is studied. A novel calculation method for the dimensions and number of turns of toroidal chokes, considering specified parameters and operating modes, is proposed. This method incorporates the analytical and numerical techniques to determine the optimal core dimensions and number of wire turns, ensuring minimal losses and high choke efficiency. This efficiency manifests itself in reduced energy losses, improved size and weight characteristics, enhanced manufacturability, and ensuring stable choke operation under various operating modes. A software algorithm for automated calculation of choke parameters is developed, enabling rapid and accurate calculations, considering all key parameters such as inductance, operating flux density, and wire cross-section. An analysis of the influence of the number of wire turns and the magnetic permeability of the $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ alloy on the geometrical dimensions, weight, and electromagnetic losses of the chokes is performed. The proposed method allows for optimizing the choke design, reducing their weight and cost that is crucial for industrial applications, especially, in areas, where compact and efficient inductive components with low losses are required.

Corresponding author: Bohdan Serhiyovych Baitaliuk
E-mail: baytalyuk@ukr.net

Citation: B. S. Baitaliuk, V. K. Nosenko, O. V. Oliinyk, and O. M. Semyrga, Modelling of DC-Bias Stable Chokes Based on Nanocrystalline $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ Cores, *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 7: 675–701 (2025), DOI: 10.15407/mfint.47.07.0675

© Publisher PH “Akadempriodyka” of the NAS of Ukraine, 2025. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

Key words: nanocrystalline alloy, inductors/chokes, DC bias, magnetic permeability, toroidal core.

Досліджено застосування нанокристалічного стопу $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ для виготовлення котушок індуктивності (дроселів) з тороїдальним магнетопроводом, що працюють в умовах підмагнетування постійним струмом. Вивчено вплив властивостей стопу $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$, зокрема його високої магнетної проникності та термічної стабільності магнетних властивостей, на характеристики дроселів. Запропоновано нову методику розрахунку габаритів і кількості витків тороїдальних дроселів, яка враховує задані параметри та робочі режими. Ця методика включає аналітичні та чисельні методи для визначення оптимальних розмірів осердя та кількості витків проводу, забезпечуючи мінімальні втрати та високу ефективність дроселів, яка полягає у пониженні енергетичних втрат, поліпшенні масогабаритних характеристик, підвищенні технологічності виробництва та забезпеченні стабільності роботи дроселів під час різних робочих режимів. Розроблено програмний алгоритм для автоматизованого розрахунку параметрів дроселів, що дає змогу швидко та точно проводити розрахунки, враховуючи всі ключові параметри, такі як індуктивність, робоча індукція та переріз проводу. Проведено аналізу впливу кількості витків проводу та магнетної проникності стопу $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ на геометричні розміри, масу й електромагнетні втрати дроселів. Запропонований метод уможливорює оптимізувати конструкцію дроселів, зменшити їхню вагу та вартість, що є критично важливим для промислового застосування, особливо у сферах, де потрібні компактні й ефективні індуктивні компоненти з низькими втратами.

Ключові слова: нанокристалічний стоп, котушка індуктивності, дросель, підмагнетування, магнетна проникність, тороїдальне осердя, магнетопровід.

(Received 16 January, 2025; in final version, 7 April, 2025)

1. INTRODUCTION

Modern electronic and electrical devices cannot function without inductive components such as chokes, filters, transformers, and sensors [1–9]. Considering current trends towards miniaturization and high efficiency in electronics and microelectronics, the magnetic cores for these components are predominantly made of magnetodielectrics.

Along with traditional materials for magnetodielectric production, which have been actively used for a long time (composites based on iron powders, AlSiFe, permalloys, Fe–Si system alloys and their mixtures) [10–18], composites based on amorphous and nanocrystalline alloy powders are becoming increasingly widespread [19–24]. Amorphous alloys, due to their unique properties, such as high electrical resistivity and low eddy-current losses, are ideal for the production of inductive components operating in high-frequency modes [25–28].

Nanocrystalline alloys are particularly promising due to their exceptional soft magnetic properties, including high magnetic permeability, low core losses (losses on remagnetisation), and high saturation induction [29–32]. One such alloy is $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ (of the ‘FINE-MET’ type [33]), which is obtained by special heat treatment of the initial amorphous ribbon [34, 35]. This alloy exhibits high magnetic permeability, low core losses, and temperature stability of magnetic properties [36–40], making it an ideal material for inductive components operating under DC bias conditions.

For effective ripple smoothing at the output of a rectifier in switching power supplies, chokes with high AC resistance and low DC resistance are used. Chokes using the $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ alloy have significant potential for application in various promising fields. In particular, they can be used in electric vehicles for effective electric motor control and reduction of electromagnetic interference. In renewable energy, such chokes can be integrated into energy conversion systems, such as wind and solar inverters, where high stability and low losses are critical. They can also find application in telecommunication systems for signal stabilization and equipment protection from interference. The inductance stability of a linear choke throughout the entire operating range of the direct current passing through its winding is a key requirement, which can be easily achieved using nanocrystalline alloys, allowing the creation of compact and efficient inductive components that meet the high demands of modern technologies.

At the current stage of development in electronics and electrical engineering, numerous works on the calculation methods for transformers and chokes in various operating modes have emerged. Thus, the authors [8, 41, 42] present a calculation method for so-called shell-type and core-type coils, but pay little attention to toroidal chokes. The formulas and calculation methods they use rely on correction factors and graphical-analytical calculation methods. Furthermore, the lack of powerful computing complexes at that time did not allow the authors to perform computer simulations to solve the problems. The authors calculate inductance depending on voltage, current, and frequency, and also pay attention to the quality factor of inductors and losses in the core and wire material.

In studies [43, 44], the dimensions of the magnetic core are assessed differently for transformers and inductors (chokes). For a transformer, this is $S_c \times S_o$ —the product of the core cross-sectional area (S_c) and the window area with the winding (S_o), while, for an inductor, it is the core volume $S_c \times l_c$ —the product of the core cross-sectional area and the mean magnetic path length (l_c). This approach complicates the comparative assessment of the dimensions of different electromagnetic components.

In study [45], a method for calculating the inductor for a Class-E

power amplifier with zero-voltage switching (ZVS) is proposed. The methodology encompasses the design of the inductor inductance and a theoretical assessment of power losses. The authors employed the Area-Product (A_p) method for inductor design and a calculation algorithm comprising the following steps.

1) Determining the maximum energy, which the inductor can store:

$$W_{Lf} = \frac{1}{2} L_f I_{Lf(\max)}^2,$$

where L_f is the specified inductance, and $I_{Lf(\max)}$ is the peak value of the operating current.

2) Determining the core area product, which is defined as the product of the core cross-sectional area (core area) and the window area, through which the winding passes:

$$A_p = W_a A_c = \frac{4W_{Lf}}{K_u J_m B_{\text{sat}}},$$

where W_a is the window area of the core, A_c is the cross-sectional area, K_u is the fill factor of the wire, W_{Lf} is the energy stored by the inductor, J_m is the current density flowing through the inductor winding, and B_s is the saturation flux density of the core material.

3) Determining the number of turns of the wire:

$$N = \max \left\{ \frac{W_a K_u}{2A_{w(\text{sol})}}, \sqrt{\frac{L_f}{\mu_0 A_c} \left(l_g + \frac{l_c}{\mu_{rc}} \right)} \right\},$$

where μ_0 is the permeability of free space, μ_{rc} is the relative permeability of the core material, N is the number of turns of the wire, l_g is the mean length of the magnetic flux path, l_c is the effective length of the air gap, and $A_{w(\text{sol})}$ is the cross-sectional area of one turn of the wire.

4) Determining the operating flux density of the inductor:

$$B_{pk} = \frac{\mu_{rc} \mu_0 N I_{Lf(\max)}}{l_c \left(1 + \frac{\mu_{rc} l_g}{l_c} \right)}.$$

5) Determining the losses, which include hysteresis losses, core losses, and winding losses:

$$P_{\text{tot}} = P_c + P_w + P_{\text{wac}}.$$

While this approach allows for the efficient calculation of the number of turns, operating flux density, and accurate estimation of power

losses, it has certain drawbacks. In particular, this method does not provide a precise calculation of the inductor geometry, as the geometry is determined based on catalogues according to the calculated product area values. Furthermore, the calculation of the number of turns is ambiguous, as one value is chosen based on the results of calculations using two separate formulas. The inductor calculation methodology does not consider all necessary parameters, and each value is calculated separately, which requires the use of successive iterations. This complicates the automation of the process and leads to the necessity of using a trial-and-error method.

Paper [2] investigates the relationship between inductance and operating current of electromagnetic devices used in automotive systems. The authors conducted measurements of inductance and direct current for various automotive electromagnetic devices, such as relay coils, starter motors, fuel pumps, and others. The specificity of the described work lies in establishing a quantitative relationship that allows predicting the inductance of a device, knowing its operating current. The authors proposed an empirical formula to express this relationship:

$$L = \frac{8.62}{I^{1.3}},$$

where L is the inductance [mH], I is the current [A]. This formula was obtained through regression analysis of the measured data and demonstrates fairly accurate agreement with experimental results that allows it to be used for estimating the inductance of typical automotive electromagnetic devices.

The methodology proposed by the authors has several distinct advantages. First, it provides the ability to estimate quickly and accurately the inductance of automotive electromagnetic devices based on simple current measurements, which is crucial for practical applications, such as predicting spark formation in automotive electrical systems. Second, the proposed formula accurately describes general trends for a wide range of devices, including both low-power relays and high-power starters.

However, the methodology also has limitations. In particular, it exhibits some inaccuracy, especially, for devices with very low or very high inductance values, where deviations from the empirical formula are observed. The study also notes that the structure of the magnetic circuits of different devices can vary significantly, which can affect the accuracy of the predictions.

Overall, the study is of practical interest to the automotive industry, as it provides a simple and effective tool for estimating the inductance of electromagnetic devices based on their operating current, which can be beneficial in the context of designing and ensuring the

safety of automotive electrical systems.

In William McLyman's book [46], two key parameters for transformer and inductor design are examined in detail: the geometry coefficient K_g and the area product A_p . These parameters are fundamental for the calculation and design of these devices. The K_g coefficient relates to the ability of the core to transfer effectively energy, while A_p characterizes the core volume required for transferring a specific power and is closely related to the current density in the windings.

Geometry Coefficient (K_g). The geometry coefficient K_g defines the relationship between the physical dimensions of the core and its ability to maintain a stable output power under varying loads. The K_g value considers both the core window area W_a and its cross-sectional area A_c , as well as the mean length per turn (MLT). The formula for determining the K_g coefficient is as follows:

$$K_g = \frac{W_a A_c^2 K_u}{MLT} [\text{cm}^5],$$

where W_a is the core window area, A_c is the core cross-sectional area, K_u is the fill factor (or winding factor), and MLT is the mean length per turn of the wire.

This parameter allows designers to consider not only the core dimensions, but also its power handling capability based on its geometrical characteristics.

After determining the K_g value from calculations, a core from a catalogue that most closely matches this value must be selected. Since the exact K_g value for a specific core is not always available, the core selection process is often performed by trial and error. This means that the core dimensions, such as inner and outer diameter and height, cannot be calculated directly but are selected from standard options in the catalogue. This approach requires careful analysis and does not immediately yield optimal core dimensions, as it is limited by the available models in the catalogue.

Area Product (A_p). The area product A_p is another important parameter described by the author for calculating inductors operating under DC-bias conditions. It is defined as the product of the core window area W_a and the core cross-sectional area A_c :

$$A_p = W_a A_c = \frac{4W}{K_u J_m B_{\text{sat}}},$$

where K_u is the winding factor, W is the energy stored by the inductor, J_m is the current density flowing through the inductor winding, and B_s is the saturation flux density of the core material.

The A_p -based methodology is more straightforward but requires pre-setting the current density, which may lead to the need for additional

iterations to achieve an optimal result. In addition, after calculating A_p , it is necessary to consult catalogues to select a core that matches the calculated parameters, which complicates the design process. Despite these drawbacks, the A_p -based approach allows for a quick assessment of the core dimensions and its compliance with power requirements.

The aim of this paper is to investigate the influence of geometrical dimensions (inner and outer diameters, height, cross-sectional area) and magnetic properties of cores made of nanocrystalline $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ alloy on the electrical losses (core losses) and efficiency of inductors. This alloy is characterized by high magnetic permeability, low hysteresis and eddy current losses, and high saturation flux density, making it promising for applications in inductive components. The proposed method for optimizing inductor design aims to reduce their weight and cost, which is crucial for industrial applications, especially in areas where compact and efficient inductive components with low losses and high stability are required (*e.g.*, switched-mode power supplies, electromagnetic interference filters, inverters). The main focus is on developing a new methodology for calculating the dimensions and number of turns of toroidal inductors, which takes into account specified parameters and operating modes.

An important aspect of the research is the influence of the magnetic permeability of magnetic cores based on the $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ alloy on the inductor characteristics, including their weight, dimensions, and electrical losses. Higher magnetic permeability allows achieving the required inductance with fewer turns, which leads to a reduction in winding losses and inductor size. The development of new calculation methodologies for such components will not only increase their efficiency and stability, but also reduce production costs. Thus, studying the application of nanocrystalline alloys for creating inductive components is relevant from a scientific and practical point of view, which allows solving a number of problems associated with reducing losses and increasing the operational stability of inductive components in electronic circuits, contributing to increased efficiency and reduced dimensions of electronic devices.

2. INDUCTOR DESIGN UNDER DC-BIAS CONDITIONS

2.1. Requirements for Inductors under DC-Bias Conditions

For effective ripple smoothing at the rectifier output in switching power supplies, inductors with high AC impedance and low DC resistance are used. These inductors are also used to protect the power line from impulse noise that can originate from the load. In switching power supplies operating on the principle of a forward converter, line-

ar energy-storage inductors are used. They smooth DC current ripple by storing energy during current flow and maintaining current flow in the load circuit during off-times.

A key requirement is the inductance stability of a linear inductor over the entire operating current range flowing through its winding. This can be easily achieved by using cores made of nanocrystalline alloys with high saturation flux density.

For smoothing filters, which most often use such inductors, high-inductance inductors are required. Higher inductance provides greater AC impedance of the inductor, which allows reducing the size of the filter itself. Typically, such inductors are manufactured with cores made of ferromagnetic materials, such as iron, as well as various alloys, for example, permalloy, AlSiFe (Alfenol), Sendust [17].

However, the use of such cores causes a non-linear dependence of induction on field strength, as well as on the magnitude of the DC current flowing in the winding. The presence of a bias current reduces the magnetic permeability of the core and, consequently, the inductor performance. To mitigate this effect, a non-magnetic gap is introduced into the core material, using gapped or powdered cores (magnetic dielectrics).

With a non-magnetic gap, the magnetization curve becomes flatter, the core permeability decreases, and saturation occurs at significantly higher current values [8]. Both of these factors affect the inductor efficiency. Therefore, the task arises to calculate the optimal values of the core materials' magnetic permeability and the number of turns at given operating current values to obtain an inductor with minimal weight or cost.

2.2. Toroidal Core Inductor Design: Objectives and Methods

The design of toroidal inductors is a complex task requiring the consideration of numerous factors, such as core geometry, magnetic material properties, and operating conditions, including the effects of DC bias. Traditional design methods for these inductors are typically based on trial and error. Engineers select parameters through numerous experiments, which is not only time-consuming but also often leads to material waste and increased weight of the final product.

One of the main challenges is automating the design process of toroidal inductors. Existing calculation algorithms often do not account for all operating parameters and do not provide the necessary flexibility and accuracy, which complicates their use in a wide range of applications [47]. Weight optimization and material savings are also critical aspects, especially in modern manufacturing, where cost-effectiveness and maximum performance are key factors.

To solve these problems, it is necessary to develop a methodology

that would allow calculations to be performed automatically with high accuracy. Such a methodology should consider all key parameters and their influence on the final inductance characteristics. This includes optimizing core geometry, selecting materials with the necessary magnetic properties, such as magnetic permeability, operating flux density, losses, and stability of magnetic properties over a wide temperature range. It is also necessary to consider the non-linear characteristics of the magnetic material at different bias current levels.

The proposed method of optimized design of inductors with toroidal gapped or powdered cores based on the $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ alloy allows automating this process and simplifying the calculation algorithm. Using specified parameters, such as required inductance, maximum current, and allowable bias current, the method allows automatically calculating the optimal dimensions and number of turns for the inductor. This ensures significant material savings and weight reduction of the product, which are important factors in many industrial applications.

The use of such a method avoids lengthy and costly experimental processes, reducing the development and implementation time of new inductors. In addition, it contributes to increasing the reliability and stability of inductor operation under harsh DC-bias conditions, ensuring high quality of the final product.

3. THEORETICAL ANALYSIS AND CALCULATION

A mathematical approach to selecting the optimal parameters of an inductor is based on the fundamental laws of electromagnetism. This method is based on Ampère's circuital law and Faraday's law of induction [48]:

$$\oint \mathbf{H} d\mathbf{l} = \sum_k i_k, \quad (1)$$

which states that the circulation of the magnetic field intensity vector around a closed loop is equal to the algebraic sum of the microscopic currents enclosed by that loop;

$$E_U = -\omega \frac{d\Phi_M}{dt} = -\omega S_e \frac{dB}{dt}, \quad (2)$$

where Φ_M is the magnetic flux of induction B through surface S , S_e is the effective cross-sectional area of the magnetic core, B is the magnetic flux density (magnetic induction) in the core.

Figure 1 shows a schematic cross-sectional view of the core, demonstrating the main parameters used for the calculation.

The input data for the inductor calculation should be the following

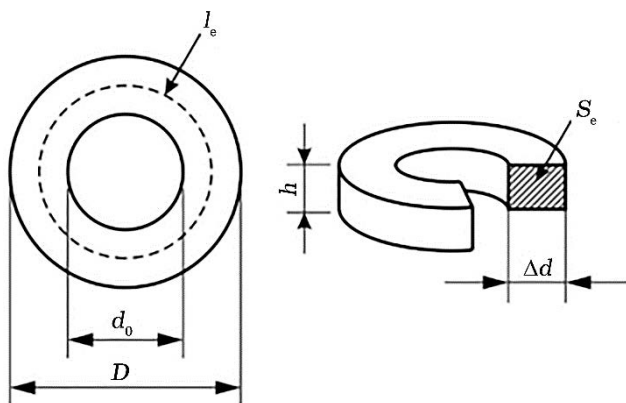


Fig. 1. Schematic cross-sectional view of the core.

parameters: I —the current, at which the inductor should operate [A], L —the required inductance of the inductor [H], J —the maximum allowable current density in the inductor winding [A/mm²], B —the maximum operating flux density (magnetic induction) of the inductor [T].

The magnetic flux density of a toroidal inductor with a ferromagnetic core is described by the following formula [49]:

$$B = \mu\mu_0 \frac{NI}{l_e}, \quad (3)$$

where μ is the relative permeability of the core, μ_0 is the permeability of vacuum, N is the number of turns of the winding, I is the current, l_e is the mean magnetic path length (effective path length) of the toroidal core.

Based on formula (3) and the fact that, for the $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ alloy, the saturation flux density (B_s) is limited to 1.1 T [50] (the core material enters saturation), it is important not to exceed this value to avoid core saturation. Therefore, it is necessary to select the number of turns, the mean magnetic path length, and the magnetic permeability, such that the following condition is met:

$$\mu\mu_0 \frac{NI}{l_e} \leq B_s. \quad (4)$$

On the other hand, the inductance of a toroidal coil also depends on both the number of turns of the wire and the effective cross-sectional area [51]:

$$L = \frac{S_e\mu\mu_0 N^2}{l_e}. \quad (5)$$

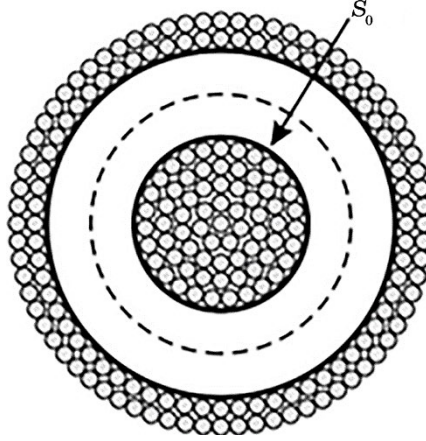


Fig. 2. Schematic cross-section showing maximum wire packing in the coil.

Another important constraint is that all the wires must fit within the core window, the area of which is S_0 (Fig. 2). The wire thickness is chosen based on the allowable current density. In most cases, it is attempted to be not exceeding a current density of 5 A/mm^2 . This constraint is taken into account to ensure reliable operation of the inductive element and to prevent overheating of the wire during operation.

3.1. Core Weight Calculation Based on Permeability

The core weight can be expressed in terms of the mean path length and effective cross-sectional area as follows:

$$S_e l_e = V_e = \frac{m}{\rho} \Rightarrow m = S_e l_e \rho, \quad (6)$$

where S_e is effective cross-sectional area, l_e is effective path length of the core (Fig. 1), V_e is effective volume of the core, m is weight of the core [kg], ρ is density of the core material. According to Eq. (5),

$$S_e = \frac{L l_e}{\mu \mu_0 N^2}. \quad (7)$$

According to Eq. (3),

$$l_e = \frac{N I \mu \mu_0}{B}, \quad (8)$$

$$m = \frac{L}{\mu \mu_0 N^2} \frac{N I \mu \mu_0}{B} \frac{N I \mu \mu_0}{B} \rho_{\text{core}} = \frac{L I^2 \mu \mu_0}{B} \rho_{\text{core}}. \quad (9)$$

Therefore, based on Eq. (9), it is established that, for identical values of current and inductance, the core weight, apart from density, depends solely on the magnetic permeability of the core material. This dependence is linear, as illustrated in Fig. 3.

According to expression (9) and as seen in Fig. 3, the core weight required to manufacture an inductor with identical input requirements increases linearly with increasing core magnetic permeability. This observation allows to estimate immediately how the minimum required core weight will change, when selecting different values of core material permeability, as well as operating induction, and to account for the necessary non-magnetic gap in the core during inductor design.

This dependence can be explained as follows: with increasing magnetic permeability of the core material, it is necessary to reduce the number of wire turns to prevent material saturation. However, to ensure the required specified inductance, it is necessary to increase the cross-sectional area of the core, and therefore its weight. This can be formally expressed through the dependence of inductance on the geometrical parameters and magnetic properties of the core. When reducing the number of wire turns (N) to maintain constant inductance (L), it is necessary to increase the effective cross-sectional area (S_e) of the core. Therefore, with increasing magnetic permeability (μ), it is necessary to compensate for the decrease in the number of turns by increasing the cross-sectional area of the core. This leads to an increase in the volume (V) and, consequently, the weight (m) of the core.

This approach ensures balanced design of inductive components,

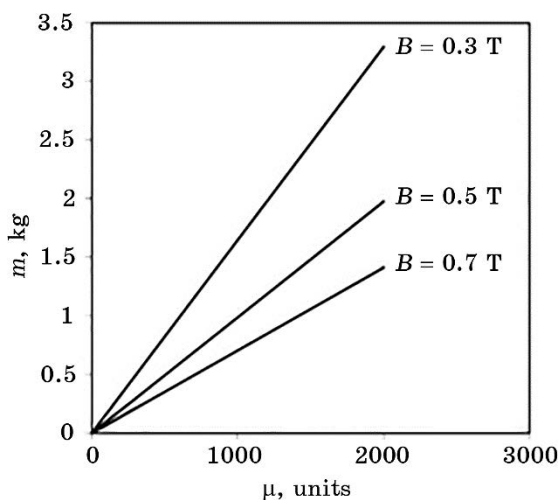


Fig. 3. Core weight *vs.* permeability of nanocrystalline $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ alloy for various operating inductions (for input data given in Table 1).

TABLE 1. Initial parameters for inductor design.

Parameter	Symbol	Value	Unit
Operating current	I	1	A
Target inductance	L	0.05	H
Operating magnetic flux density	B	0.7	T
Max. allowable current density	J	5	A/mm ²
Winding fill factor	K_f	0.3	–
Effective core permeability	μ_e	200	units
Core height	h	30	mm
Core material composition	–	Fe ₇₃ Si ₁₆ B ₇ Cu ₁ Nb ₃	–
Wire material	–	Cu	–
Core price	–	200	\$/kg
Wire price	–	50	\$/kg

where the linear dependence of the core weight on magnetic permeability allows for precise prediction and adjustment of parameters to achieve optimal characteristics. This method is crucial for creating efficient and reliable inductors in various applications, from electronics to power systems; however, it does not consider other important parameters such as the number and thickness of wire turns, as well as whether this wire will fit within the core window (Fig. 2). This adds complexity to the design and requires additional calculations and optimization to ensure all necessary inductor characteristics.

3.2. Calculation of the Number of Wire Turns

It is necessary to find the number of turns that satisfies the following conditions, based on Eq. (4)

$$B_{\max} = \mu\mu_0 \frac{NI}{l_e}$$

and Eq. (5)

$$L = \frac{S_e\mu\mu_0 N^2}{l_e},$$

in addition, considering that the wires must fit within the available core window:

$$S_e = f(N) = h \times \Delta d, \tag{10}$$

where h is core height, Δd is core thickness (Fig. 1),

$$\Delta d = \frac{l_e}{\pi} - d_0,$$

d_0 is core inner diameter:

$$d_0 = \sqrt{\frac{4S_0}{\pi}}.$$

To ensure that all wire turns fit within the available core window, the optimal number of turns must be calculated to satisfy these geometrical constraints. This implies that the total cross-sectional area of the wire windings must not exceed the core window area. Therefore, the sum of the cross-sectional areas of all wire turns should be less than or equal to the core window area. This can be formally expressed as follows:

$$NA_w \leq S_0 = \frac{A_w N}{K_w}.$$

Then,

$$d_0 = \sqrt{\frac{4A_w N}{K_w \pi}}. \quad (11)$$

So, the final formula for the effective cross-sectional area S_e is expressed as

$$S_e = h \left(\frac{l_e}{\pi} - 2 \sqrt{\frac{A_w N}{K_w \pi}} \right), \quad (12)$$

where S_0 is core window area, A_w is cross-sectional area of one wire turn, K_w is wire fill factor.

Equating expressions (12) and (7), we obtain:

$$h \left(\frac{l_e}{\pi} - 2 \sqrt{\frac{A_w N}{K_w \pi}} \right) = \frac{L l_e}{\mu \mu_0 N^2}. \quad (13)$$

By performing the substitution of l_e with the value given by Eq. (8), we obtain:

$$\frac{h \mu \mu_0 N I}{B \pi} - 2h \sqrt{\frac{A_w N}{K_w \pi}} = \frac{L I}{B N}.$$

Multiplying both sides of the equation by

$$\frac{B}{Ih},$$

we obtain:

$$\frac{\mu\mu_0 N}{\pi} - \frac{2B}{I} \sqrt{\frac{A_w N}{K_w \pi}} = \frac{L}{hN}. \quad (14)$$

Thus, we obtain the fundamental equation for the determination of the number of turns of an inductive coil, which considers inductance, operating current, the magnetic flux density of the core material, the thickness of the wire, the wire fill factor, as well as the required height of the core. For the purpose of simplification, we shall replace the input parameters with coefficients:

$$a = \frac{\mu\mu_0}{\pi}, \quad b = \frac{2B}{I} \sqrt{\frac{A_w}{K_w \pi}}, \quad c = \frac{L}{h};$$

therefore, the equation will become the final form:

$$aN - b\sqrt{N} - \frac{c}{N} = 0. \quad (15)$$

This equation form provides a convenient way to determine the number of turns using the given coefficients a , b , and c , which take into account the physical and geometrical parameters of the core and its operating regimes.

3.3. Effect of DC Bias on Magnetic Permeability

The magnetic permeability of a core material is one of the key parameters determining its ability to conduct effectively a magnetic field. However, magnetic permeability is not a constant value and can vary under the influence of a DC-bias current. This dependence is crucial for the design of inductive components, such as chokes and transformers, which operate under DC-bias conditions.

As the DC-bias current increases, the magnetic permeability of the core material typically goes through several stages. At initial bias levels, the magnetic permeability may remain relatively stable. This is explained by the fact that the magnetic domains within the core material are easily oriented along the applied magnetic field, which maintains high magnetic permeability.

However, as the DC-bias current increases to a certain critical level, the magnetic permeability begins to decrease. This process is known as core saturation. In the saturation stage, most magnetic domains are

already oriented, and further increases in current do not lead to a significant increase in magnetic flux density. Instead, the magnetic permeability begins to decrease gradually, and with further increases in the DC current, a gradual drop in permeability occurs.

This nonlinear dependence is of significant importance for the design of inductive components. For example, in soft magnetic composite (SMC) cores, this dependence determines the operating characteristics of the components at various DC-bias current levels. Taking this dependence into account allows engineers to predict accurately the change in inductance and the performance of the components under various operating conditions.

The dependence of magnetic permeability on DC-bias current is determined experimentally for each individual core material. This dependence is unique to each material type and strongly depends on its physical properties, as well as the value of the effective magnetic permeability. Due to the complexity and variability of the physical processes occurring in the core material under the influence of DC-bias current, modelling this dependence is a rather complex task.

In our formula, we do not include the effect of DC-bias current. Instead, we use experimental data showing how the effective magnetic permeability changes with DC bias, since accurately predicting this is hard and not part of this work.

As an illustration, the relationship between magnetic permeability and DC-bias current for the $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ alloy is depicted in Fig. 4 with curves shown for effective permeabilities of 30 and 60 units.

The graph demonstrates the change in magnetic permeability with increasing DC-bias current, illustrating characteristic stages: initial stability, gradual decrease, and a sharp drop in permeability. The pre-

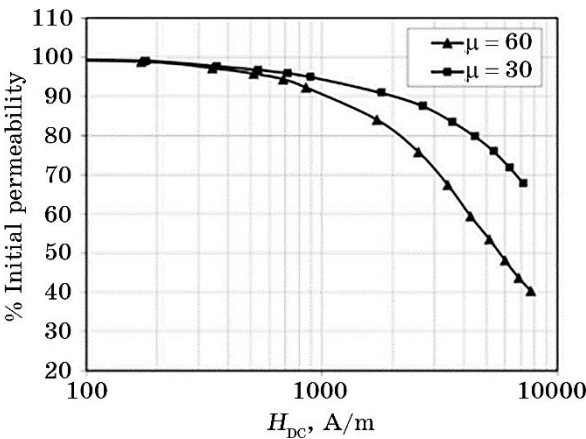


Fig. 4. Effective permeability as a function of DC bias current for the nano-crystalline $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ core with an air gap.

sented data are crucial for understanding the materials' behaviour under real operating conditions and are used for accurate modelling and optimization of inductive components.

3.4. Application of the Proposed Inductor Calculation Approach for Nanocrystalline $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ Cores: a Worked Example

The formula (15) we derived for calculating the number of turns is a non-linear equation of the form

$$ax - b\sqrt{x} - \frac{c}{x} = 0.$$

However, this equation does not always yield a result. To obtain a result, the function

$$f(x) = ax - b\sqrt{x} - \frac{c}{x} \quad (16)$$

must intersect the x -axis at least once. This depends on the specific values of the constants a , b , and c . Graphical analysis of the function can reveal the presence or absence of such intersection points. If the curve does not intersect the x -axis, then, the equation has no solutions.

The x -intercept of the graph of the function defined by Eq. (16) corresponds to a root of Eq. (15). The term c/x in both equations becomes undefined at $x = 0$. Furthermore, due to the presence of $\sqrt{x}$, the domain of both equations is restricted to $x > 0$. Given the complexity of analytical solutions, the graphical method is a valuable tool for visualizing the behaviour of the function $f(x)$ in the domain $x > 0$ and for approximating its real roots.

Based on the foregoing, we will consider an example of determining the number of turns of an inductor using a graphical method, utilizing the input data presented in Table 1.

The cross-sectional area of the wire is calculated based on the maximum allowable current density J :

$$A_w = \frac{I}{J} = \frac{1}{5} = 0.2 \text{ [mm}^2\text{]}.$$

As we know, the equation for determining the number of turns of the inductor takes the form (15), where a , b , and c are constants that depend on the inductor-design parameters (including the inductance L , magnetic flux density B , effective core permeability μ_e , and core geometry).

To solve this equation, we will use the graphical method. This method involves plotting the function (16), where x represents the number

of turns (N) of the inductor coil. The points, where the graph intersects the x -axis (where $f(x) = 0$), correspond to the solutions of the equation, *i.e.*, the values of N , for which the equality holds. The graphical representation for the given parameters, with the number of turns (N) plotted on the x -axis and the values of the function $f(x)$ on the y -axis, is shown in Fig. 5.

The graph illustrates the relationship between the function $f(N)$ and the number of turns (N) for a toroidal inductor. The x -axis represents N on a logarithmic scale ($\log_{10}$), and the y -axis represents the value of $f(N)$.

The graph demonstrates that, at a small number of turns, $f(N)$ decreases sharply (becomes more negative), indicating a significant influence of N on the equation result, which is indirectly related to inductance. As N increases, $f(N)$ gradually increases (becomes less negative) and asymptotically approaches zero, indicating a diminishing influence of further increases in N .

Three distinct regions can be observed:
sharp decrease from 1 to approximately 10 turns, when $f(N)$ shows a steep drop (increase in absolute value);
gradual increase from 10 to 100 turns, when $f(N)$ continues to increase (approaching zero), but more gradually;
approaching zero with more than 100 turns, when $f(N)$ almost stabilizes asymptotically approaching zero.

This curve shape allows determining the optimal number of turns to achieve the desired electrical characteristics. In this case, the optimal number of turns corresponds to the point, where the graph most closely approaches the x -axis (where $f(N) \cong 0$), which represents a solution of

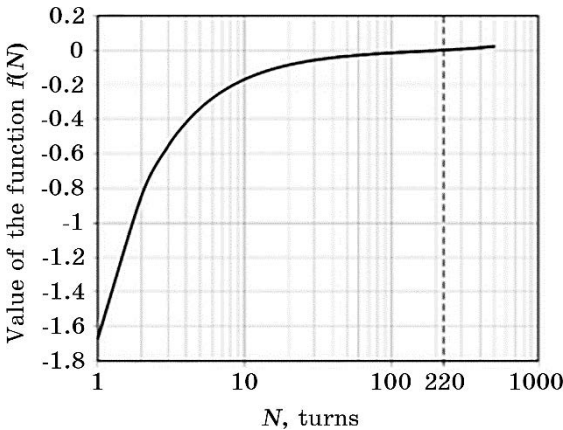


Fig. 5. Graphical solution of Eq. (16) for determining the number of turns of a toroidal inductor with the $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ core (based on input data presented in Table 1).

the equation for the given parameters. The graph does not intersect the x -axis, but $f(N)$ is closest to zero at $N \cong 220$ (Fig. 5).

Knowing the number of turns, the cores' physical dimensions can now be calculated, taking into account the relevant parameters and its geometry. The following calculations determine the inner, mean, and outer diameters, as well as the mean path length of the core. The inner diameter is determined based on the required winding area within the core window, using Eq. (11), assuming all wire turns fit within this space:

$$d_0 = \sqrt{\frac{4A_w N}{K_w \pi}} = 13.51 \text{ [mm]}.$$

The mean path length of the core, according to Eq. (8), is determined as

$$l_e = \frac{NI\mu\mu_0}{B} = 77.19 \text{ [mm]}.$$

Radial thickness of the core (see Fig. 1) is

$$\Delta d = \frac{l_e}{\pi} - d_0 = 11.06 \text{ [mm]}.$$

The core outer diameter can now be calculated using the following expression, given its inner diameter and radial thickness:

$$D = d_0 + 2\Delta d = 35.63 \text{ [mm]}.$$

3.5. Calculation of Electrical Power Losses

In inductors operating under DC-bias conditions, various types of losses exist. The main ones are winding losses, hysteresis losses, and eddy current losses [51].

Total losses (P_{total}) can be expressed as the sum of different types of losses:

$$P_{\text{total}} = P_h + P_e + P_{\text{exc}},$$

where P_h represents hysteresis losses, P_e represents eddy current losses, and P_{exc} represents excess losses. The nature of excess losses is not yet fully understood; these losses depend on mechanical stresses within the material and resonance losses. They become significant at very low induction levels and very high frequencies; therefore, these losses are usually ignored. Other types of losses, such as winding losses or losses related to other mechanisms affecting the efficiency of magnetic de-

vices, can also be included.

Hysteresis and eddy current losses can be significant in some cases, but for inductors operating under DC-bias conditions, their magnitude is usually small (except when the core operates near saturation).

Hysteresis losses are caused by the remagnetisation of the core and depend on the area of the hysteresis loop. Furthermore, these losses are linearly dependent on frequency, since an increase in frequency leads to a greater number of remagnetisation cycles per unit of time, which results in an increase in total hysteresis losses.

Hysteresis losses can be described by the following empirical relationship:

$$P_h = K_h B_m^x f,$$

where K_h and x are parameters, which depend on the material and its structural aspects, B_m is the peak magnetic flux density, and f is the frequency [29].

Eddy currents, in turn, are induced in the conductive core material by the alternating magnetic field and have a non-linear dependence on the frequency and amplitude of this field [29–32]. The empirical value of such losses can be expressed as

$$P_e = \frac{(\pi d_e B_m)^2 f}{\beta \rho_b R_b},$$

where d_e is the effective diameter of the ferromagnetic material particles, ρ_b is the density of these material particles, R_b is the specific electrical resistivity, and β is a geometrical coefficient [32].

To reduce eddy current losses, cores are typically made of thin insulated laminations or materials with high specific resistivity.

It is important to note that both eddy current and hysteresis losses are significantly reduced when operating at low frequencies, which is characteristic of DC-bias conditions. However, as the frequency increases, hysteresis losses can become more significant, even with small eddy current magnitudes.

Therefore, the losses in an inductor operating under DC-bias conditions primarily consist of winding losses, which are most often due to the copper wire. All other types of losses are of negligible magnitude and can therefore be neglected in this analysis (if the core is not operating near saturation).

The winding losses of the inductor are caused by the ohmic resistance of the copper wire. To calculate these losses, it is necessary to know the resistivity of copper ($\rho_{Cu} = 0.017 \cdot 10^{-6}$ Ohm·m) and the geometrical parameters of the winding. The resistance of the copper wire can be calculated based on its length and cross-sectional area:

$$l_w = pN ,$$

where p is the perimeter of the cross-section of the toroidal core, and

$$p = D - d_0 + 2h .$$

The resistance of a wire is calculated using the following formula:

$$R_w = \rho \frac{l_w}{A_w} = \rho N \frac{(D - d_0 + 2h)}{A_w} = 0.96 \text{ [Ohm]}.$$

Copper wire losses are determined by the formula

$$P_w = I^2 R_w = 0.96 \text{ [W]}.$$

In inductors operating under DC-bias conditions, the main losses occur in the winding and are largely determined by its ohmic resistance. These losses, referred to as winding losses (or I^2R losses), can be calculated based on the resistivity of copper and the geometrical parameters of the winding, including the length and cross-sectional area of the wire. Hysteresis and eddy-current losses in the core are also present, but winding losses are often dominant, especially at low frequencies. Other types of losses, such as radiation losses, are usually negligible and can be ignored in the analysis (unless the core is operating near saturation).

3.6. Cost-Based Optimization of Inductor Design

The cost of an inductor is a key factor in its design. According to the methodology described above, the inductor cost depends on a set of interrelated parameters, among which the key ones are the relative permeability of the core material (μ_r), the core height (h), and the number of turns (N). These parameters are interconnected and affect the core dimensions (inner and outer diameters, mean length of the magnetic path), the amount of wire required, and therefore the overall cost of the product. Therefore, it is important to find the optimal balance between μ_r , h , and N , which ensures minimum cost for given requirements for weight, losses, and manufacturability. It is known that

$$h = \frac{D - d_0}{2}$$

ensures the minimum wire length, and

$$h = \frac{2}{3} \frac{D - d_0}{2}$$

ensures better manufacturability and a smaller inductor area.

To analyse the inductor parameters, Table 2 was constructed, in which the number of turns required to achieve a given inductance was calculated for each value of the core-materials' relative permeability and core height from the specified range. The input data for the calculations, such as the inductor geometrical dimensions (inner and outer diameters), inductance, wire and core material, and their cost, are presented in Table 1.

To determine the optimal inductor parameters for a given inductance, the cost of the finished product was calculated for each combination of relative permeability, core height, and number of turns in Table 2. To represent visually the results, a gray-scale gradient was used to illustrate the cost dependence on these parameters. (Specifically, white (unfilled) cells correspond to a price exceeding 120% of the minimum cost, light grey shading indicates a price in the range of 110–120% of the minimum cost, dark grey shading corresponds to a price up to 110% of the minimum cost, black shading represents the minimum inductor cost.)

Thus, by varying the core height, it is possible to construct a table that clearly shows the cost of the finished product depending on the relative permeability, core height, and number of turns. Analysis of the obtained data allows selecting a combination of these parameters that ensures the minimum cost of the finished product. This approach, by balancing manufacturability, cost, weight, or other necessary characteristics, enables the determination of optimal parameters for inductor manufacturing under specific conditions.

TABLE 2. Inductor turns as a function of relative permeability and core height.

$\mu \backslash h, \text{ mm}$	5	10	20	30	40	50	100
19	7600	7400	7300	7300	7300	7300	7300
26	4300	4100	4000	4000	4000	3900	3900
40	2200	2000	1800	1800	1800	1700	1700
60	1300	1100	940	880	850	830	780
90	850	680	550	500	460	440	390
125	640	490	390	340	310	290	250
147	570	430	330	290	260	250	200
160	530	400	310	270	240	230	180
175	500	380	290	250	220	210	170
200	450	340	260	220	200	180	150

3.7. Software Algorithm for Inductor Parameter Calculation

For ease of practical application, a program has been developed, the algorithm of which can be represented by the following flowchart (Fig. 6).

The program contains three nested loops that provide a sequential iteration through all variable parameters included in the calculation. At the highest level, the loop iterates through all values of the relative permeability array (μ), for example, 14, 19, 26, 40, 60, *etc.* At the middle level, the values of the core height (h) are iterated, which are also taken from a data array (for example, 5, 10, 15, 20 mm). At the lowest level, all possible values of the number of turns (N) are iterated (from $N = 1$ to the maximum specified value $N_{\max}$), and the main condition is checked—the toroidal core window area (S_0) must be greater than or equal to the wire cross-sectional area (A_w) (taking into account the fill factor).

The automated calculation begins with the input of initial data, where the initial values of relative permeability (μ), core height (h), and number of turns (N) are set. The loop condition check starts with verifying whether the current value of μ exceeds the maximum allowable value from the specified range ($\mu_{\max}$). If the condition is met, the

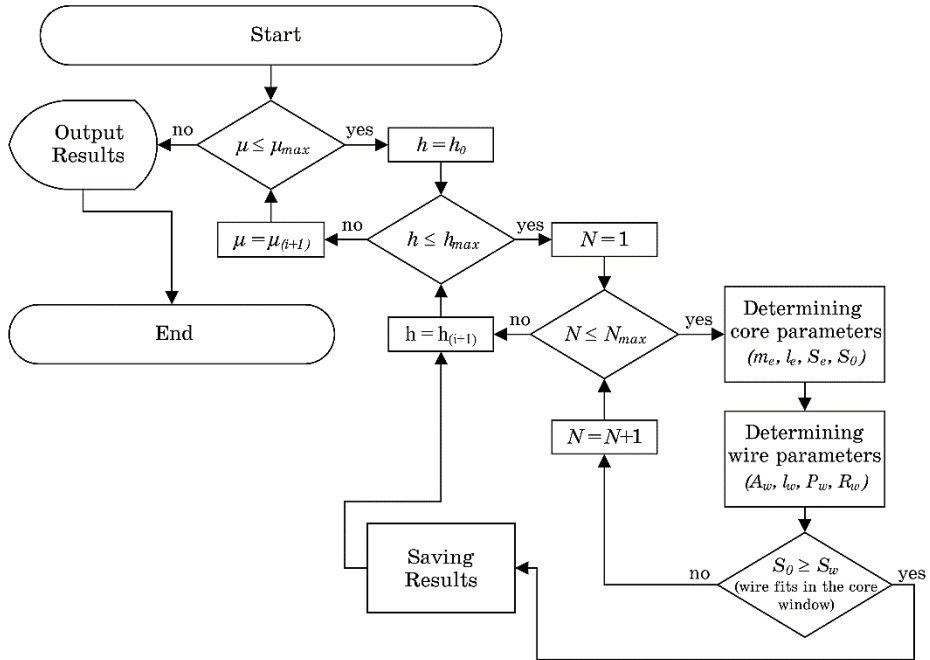


Fig. 6. Algorithm flowchart for inductor design.

loop proceeds to the next value of μ . Similarly, the condition for the core height (h) is checked, and if the current value does not exceed the maximum allowable value from the specified range ($h_{\max}$), the loop proceeds to the next value of h . Next, the condition for the number of turns (N) is checked, and if the current value does not exceed the maximum allowable value from the specified range ($N_{\max}$), the loop proceeds to the next value of N .

After the condition checks are performed, the program proceeds to calculate the core parameters, such as the effective volume (V_e), mean path length (l_e), effective cross-sectional area (S_e), core weight (m_e), and others. Then, the wire parameters are calculated, such as the cross-sectional area (A_w), length (l_w), resistance (R_w), and winding losses (P_w). The main condition is checked by comparing the toroidal core window area (S_0) with the wire cross-sectional area (S_w). If the condition $S_0 \geq A_w$ is met (*i.e.*, the wire fits within the core window considering the fill factor), the calculated parameters are stored, and the program proceeds to the next iteration of the core height loop (h).

This approach significantly reduces the development and implementation time of new inductors due to calculation automation, ensuring high accuracy and compliance with technical requirements. The automated calculation program takes into account all key parameters affecting the inductor operation and allows determining the optimal values of relative permeability, core height, and number of turns to achieve the best results in terms of weight, losses, and product cost. The use of such a program contributes to increased design efficiency, optimization of material usage, and reduction of inductive component manufacturing costs. In addition, the proposed program allows rapid adaptation of calculations to various technical requirements and parameters, which is important in today's rapidly developing technologies.

4. CONCLUSIONS

A novel methodology, based on a developed analytical formula, has been created for calculating the parameters of linear chokes based on specified operational requirements. This methodology enables the calculation of the dimensions, weight, losses, and cost of both the nanocrystalline $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ core, considering its unique properties under DC bias conditions, and the resulting linear choke. Examples of tabular and graphical representations of the calculation results are provided, facilitating the selection of an optimal choke design based on cost and/or dimensions.

The universality and novelty of the proposed method lie in its applicability to the calculation of toroidal cores made of not only of nanocrystalline $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ alloy, but also of any other alloys and

their composites, such as tape-wound or powder cores based on iron, Sendust, permalloy, or ferrites. This allows for unified calculations based on the required operating characteristics of the choke, independent of the product catalogues of various manufacturers. This adaptability makes the methodology highly valuable for a wide range of applications and simplifies the design process by providing a single, comprehensive calculation framework.

A promising area for the application of the developed methodology is the automotive, aviation, and aerospace industries, where the weight and dimensions of dozens of inductive components play a crucial role. The high efficiency, reliability, and weight reduction achieved by using nanocrystalline toroidal cores made of $\text{Fe}_{73}\text{Si}_{16}\text{B}_7\text{Cu}_1\text{Nb}_3$ alloy make this material highly attractive for use in these high-tech sectors. The ability to optimize choke design using the proposed methodology directly contributes to improving the performance and efficiency of systems in these demanding applications.

In addition to the analytical calculations, a software implementation of the proposed methodology has been developed. This software tool automates the design process, allowing for rapid and accurate calculation of choke parameters based on user-defined inputs. This automation significantly reduces design time and the potential for human error.

REFERENCES

1. X. Zheng, T. Ishimine, S. Yamamoto, T. Tokuoka, S. Ohashi, K. Matsunuma, H. Fujikawa, and T. Hayasaki, *SEI Technical Review*, **75**: 55 (2012).
2. H. S. Silvas and R. E. White, *SAE Transactions*, **111**: 37 (2002).
3. C. Sullivan and A. Muetze, *IEEE Trans. Ind. Appl.*, **46**, Iss. 2: 884 (2010).
4. O. Coşkun, R. Eken, Ö. Çevik, and G. Yılmaz, *Analog Integr. Circ. Sig. Process.*, **113**: 197 (2022).
5. V. Gurevich, *Electr. Eng. Electromech.*, **2**: 71 (2016).
6. M. Thian, V. Fusco, and P. Gardner, *IEEE TCAS-I*, **58**, No. 3: 451 (2011).
7. H. W. Ott, *Electromagnetic Compatibility Engineering (Rev. Ed.)* (Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc.: 2009).
8. A. M. Bamdas and Yu. A. Savinovskiy, *Drosseli Fil'trov Radioapparatury* [Chokes of Radio Equipment Filters] (Moskva: Sovetskoye Radio: 1962) (in Russian).
9. V. S. Rudenko, V. Ya. Romashko, and V. V. Tryfoniuk, *Promyslova Ehlektronika: Pidruchnyk* [Industrial Electronics: Textbook] (Kyiv: Lybid': 1993) (in Ukrainian).
10. B. S. Baitalyuk, V. A. Maslyuk, S. B. Kotlyar, and Ya. A. Sytnyk, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **55**: 496 (2016).
11. Z. Zheng, S. Li, and K. Peng, *J. Magn. Magn. Mater.*, **568**: 170423 (2023).
12. G. E. Fish, *Proc. IEEE*, **78**, No. 6: 947 (1990).
13. J. L. Ni, F. Duan, S. J. Feng, F. Hu, X. C. Kan, and X. S. Liu, *J. Alloys Compd.*,

- 897: 163191** (2022).
14. B. D. Cullity and C. D. Graham, *Introduction to Magnetic Materials. Second Edition* (Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc.: 2009).
 15. F. Fiorillo, *Characterization and Measurement of Magnetic Materials. 1st Edition* (Eds. I. D. Mayergoyz) (Academic Press: 2004).
 16. Z. Y. Wu, Z. Jiang, X. A. Fan, L. J. Zhou, W. L. Wang, and K. Xu, *J. Alloys Compd.*, **742**: 90 (2018).
 17. G. Ouyang, X. Chen, Y. Liang, C. Macziewski, and J. Cui, *J. Magn. Magn. Mater.*, **481**: 234 (2019).
 18. W. Li, Y. Zheng, Y. Kang, A. Masood, Y. Ying, J. Yu, J. Zheng, L. Qiao, J. Li, and S. Che, *J. Alloys Compd.*, **819**: 153028 (2020).
 19. D. Azuma, N. Ito, and M. Ohta, *J. Magn. Magn. Mater.*, **501**: 166373 (2019).
 20. R. Hasegawa, *J. Magn. Magn. Mater.*, **324**, No. 21: 3555 (2012).
 21. S. Lu, M. Wang, and Z. Zhao, *J. Non-Cryst. Solids*, **616**: 122440 (2023).
 22. X. Wang, Z. Lu, C. Lu, G. Li, and D. Li, *J. Iron Steel Res. Int.*, **21**, No. 11: 1055 (2014).
 23. C. Chang, J. Guo, Q. Li, S. Zhou, M. Liu, and Y. Dong, *J. Alloys Compd.*, **788**: 1177 (2019).
 24. R. Ma and P. Yu, *Mater. Res. Bull.*, **139**: 111256 (2021).
 25. H. Shokrollahi and K. Janghorban, *J. Mater. Process. Technol.*, **189**, Nos. 1–3: 1 (2007).
 26. K. L. Alvarez, H. A. Baghbaderani, J. M. Martín, N. Burgos, M. Ipatov, Z. Pavlovic, and J. Gonzalez, *J. Magn. Magn. Mater.*, **501**: 166457 (2020).
 27. Y. Yoshizawa, S. Fujii, D. H. Ping, M. Ohnuma, and K. Hono, *Scr. Mater.*, **48**, No. 7: 863 (2003).
 28. A. Krings, A. Boglietti, A. Cavagnino, and S. Sprague, *IEEE Trans. Ind. Electron.*, **64**, No. 3: 2405 (2017).
 29. P. Kollár, Z. Birčáková, J. Füzér, R. Bureš, and M. Fáberová, *J. Magn. Magn. Mater.*, **327**: 146 (2013).
 30. L. O. Hultman and A. G. Jack, *Proc. of IEEE International Electric Machines and Drives Conference, 2003. IEMDC'03. (Madison, WI, USA: 2003)*, vol. 1, p. 516.
 31. M. Polak, J. Kvitkovic, P. Mozola, E. Usak, P. N. Barnes, and G. A. Levin, *Supercond. Sci. Technol.*, **20**, No. 9: 293 (2007).
 32. M. Lauda, J. Füzér, P. Kollár, M. Strečková, R. Bureš, J. Kováč, M. Baťková, and I. Baťko, *J. Magn. Magn. Mater.*, **411**: 12 (2016).
 33. *Handbook of Magnetic Materials* (Eds. K. H. J. Buschow). *Elsevier Science B.V. Vol. 10* (Netherlands: North-Holland: 1997).
 34. V. K. Nosenko, *Visnyk Natsionalnoi Akademii Nauk Ukrainy*, **4**: 68 (2015) (in Ukrainian).
 35. V. V. Maslov, V. K. Nosenko, L. E. Taranenko, and A. P. Brovko, *Fiz. Met. Metalloved.*, **91**, No. 5: 47 (2001).
 36. A.-L. Adenot-Engelvin, C. Dudek, F. Bertin, and O. Acher, *J. Magn. Magn. Mater.*, **316**: e831 (2007).
 37. M. Manivel Raja, K. Chattopadhyay, B. Majumdar, and A. Narayanasamy, *J. Alloys Compd.*, **297**: 199 (2000).
 38. J. A. Moya, *J. Alloys Compd.*, **622**: 635 (2015).
 39. N. Shen, Z. Dou, Y. Li, K. Lv, Y. Wu, F. Li, and X. Hui, *Mater. Lett.*, **305**: 130759 (2021).

40. K. Takenaka, A. D. Setyawan, Y. Zhang, P. Sharma, N. Nishiyama, and A. Makino, *Mater. Trans.*, **56**, Iss. 3: 372 (2015).
41. I. I. Leopol'skiy and L. G. Pikalova, *Raschyot Transformatorov i Drossiley Maloy Moshchnosti* [Calculation of Low-Power Transformers and Chokes] (Moskva–Leningrad: Gosehnergoizdat: 1963) (in Russian).
42. I. N. Sidorov, V. V. Ukoseyev, and A. A. Khristinin, *Malogabaritnyye Transformatory i Drosseli: Spravochnik* [Small-Sized Transformers and Chokes: Handbook] (Moskva: Radio i Svyaz': 1985) (in Russian).
43. *Istochniki Ehlektropitaniya Radioehlektronnay Apparatury: Spravochnik* [Power Sources of Radioelectronic Equipment: Handbook] (Ed. G. S. Nayvelt) (Moskva: Radio i Svyaz': 1986) (in Russian).
44. K. B. Mazel', *Vypriamiteli i Stabilizatory Napryazheniya* [Rectifiers and Voltage Stabilizers] (Moskva–Leningrad: Gosehnergoizdat: 1951) (in Russian).
45. A. Ayachit, D. K. Saini, M. K. Kazimierczuk, and A. Reatti, *Proc. of IECON 2016—42nd Annual Conference of the IEEE Industrial Electronics Society (Florence, Italy: 2016)*, p. 5621–5626.
46. Wm. T. McLyman, *Transformer and Inductor Design Handbook (4th Ed.)* (Boca Raton, FL, USA: CRC Press: 2011).
47. A. E. Da Silva Bento, *Toroid Inductor Development for a SIC DC–DC Converter up to 150 kW, Based on Finite Element Method* (Lisboa: Instituto Superior De Engenharia De Lisboa: 2015).
48. L. D. Didukh, *Ehlektryka ta Magnetyzm: Pidruchnyk* [Electricity and Magnetism: Textbook] (Ternopil: Pidruchnyky i Posibnyky: 2020) (in Ukrainian).
49. F. Cardarelli, *Magnetic Materials. Materials Handbook* (Cham: Springer: 2018).
50. A. Nosenko, T. Mika, O. Rudenko, Y. Yarmoshchuk, and V. Nosenko, *Nanoscale Res. Lett.*, **10**: 136 (2015).
51. W. G. Hurley and W. H. Wölfe, *Transformers and Inductors for Power Electronics: Theory, Design and Applications* (John Wiley & Sons Ltd: 2013).

PACS numbers: 52.50.Qt, 61.72.Ff, 65.80.-g, 68.37.Hk, 68.55.J-, 68.60.Dv, 81.15.Gh

Helicon-Arc Ion-Plasma Synthesis of AlN-Based Film Coatings on the Steel 3 and Aluminium Substrates

E. M. Rudenko, M. V. Dyakin, I. V. Korotash, D. Yu. Polotskiy,
V. A. Dekhtyarenko

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

Using a hybrid helicon-arc ion-plasma reactor, a coating based on aluminium nitride (AlN) is deposited on the steel 3 and aluminium substrates. Regardless of the substrate, it is found that a coating with a thickness of $\approx 2.0 \mu\text{m}$ is formed during 30 minutes of deposition; increasing the process time to 45 minutes allows to obtain a coating two and a half times thicker ($\approx 5 \mu\text{m}$). As determined, the selected deposition time does not allow obtaining a coating of stoichiometric composition of AlN on the substrates used. As a rule, a compound with Al excess is formed. As shown, in cases where a plastic material (for example, aluminium) is used as a substrate, the formation of the coating can only be the last technological operation.

Key words: film coatings, microstructure, stoichiometric composition, aluminium, aluminium nitride.

За допомогою гібридного геліконно-дугового йонно-плазмового реактора було сформовано плівкові покриття на основі нітриду Алюмінію (AlN) на підкладинці із криці 3 й алюмінію. Встановлено, що, незалежно від використаної підкладинки, за 30 хвилин технологічного процесу було сформовано покриття товщиною $y \approx 2,0 \mu\text{м}$; збільшення часу процесу до 45 хвилин уможливило одержати покриття в два з половиною рази більше

Corresponding author: Eduard Mykhailovych Rudenko
E-mail: rudenko@imp.kiev.ua

Citation: E. M. Rudenko, M. V. Dyakin, I. V. Korotash, D. Yu. Polotskiy, and V. A. Dekhtyarenko, Helicon-Arc Ion-Plasma Synthesis of AlN-Based Film Coatings on the Steel 3 and Aluminium Substrates, *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 7: 703–715 (2025), DOI: 10.15407/mfint.47.07.0703

© Publisher PH “Akadempriodyka” of the NAS of Ukraine, 2025. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

($\cong 5$ мкм). З'ясовано, що обраний час технологічного процесу не дав змоги одержати покриття стехіометричного складу AlN на використаних у роботі підкладках. Як правило, утворювалася сполука з надлишком металеві складової. Показано, що у тих випадках, коли у якості підкладки використовується «м'який» пластичний матеріал (наприклад алюміній), формування покриття може бути тільки останньою технологічною операцією.

Ключові слова: плівкові покриття, мікроструктура, формульний склад, алюміній, нітрид Алюмінію.

(Received 16 January, 2025; in final version, 7 April, 2025)

1. INTRODUCTION

To date, there are three main methods of protecting metallic materials from the negative effects of external factors [1]. The first one is changing the composition of the material surface by high-energy methods [2, 3]. The second one is the influence on the phase and/or structural state of the material, due to additional alloying [4, 5]. Moreover, the third one is the deposition of a protective coating on the surface of the material, which differs in chemical composition from the base [6]. Although all these techniques have already found their application in industry, the method of forming protective coatings is considered the most effective [7].

Protective coatings are already widely used in industry, and their use gives a huge economic effect [6, 8]. The methods of their production are very diverse: electrolytic deposition of metals and alloys, vacuum evaporation with subsequent condensation on the cathode substrate, the method of gas transport reactions, ion implantation, chemical-thermal treatment, *etc.* [1]. The compositions of protective coatings are also extremely diverse: oxides, borides, nitrides, carbides, silicides and so on [9, 10].

Among the existing variety of protective layers, coatings based on aluminium nitride (AlN) occupy a special place due to their physical [11–13] and optical properties [14, 15]. As noted in Refs. [16, 17], aluminium nitride is a wide-band-gap semiconductor with a wide band gap (of 6–6.2 eV) and sufficient dielectric strength (high relative permittivity of 8–9). AlN also has a rather high hardness and a coefficient of thermal expansion close to silicon.

The above properties and one of the highest thermal conductivity coefficients (for high-quality AlN layers, the thermal conductivity coefficient reaches $120 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ at room temperature) allow AlN to be used to remove excess heat from powerful electronic devices. AlN can also be an effective thermal interface material (TIM) [12, 18–21].

AlN coatings on flexible polymer substrates are promising for the

manufacture of multiband blocking filters in the infrared spectral range [13, 22].

In addition, due to its piezoelectric properties, AlN is used in microwave acoustic resonators [23, 24]. AlN has been widely used in packaging electronic devices and circuits, including those of RF and microwave electronics [25]. Moving up to mm-wave, the relatively high dielectric constant (k) of AlN compared to that of quartz, glasses or polymers can be turned into an advantage in reducing the interconnect size in microwave monolithically integrated circuits (MMICs), which are necessary for high-density phased arrays.

In addition, aluminium nitride has proven itself well as a protective barrier layer to reduce hydrogen permeability (for example, on titanium), especially, when operating under low-pressure conditions [5, 26]. The above properties make it an ideal candidate for practical application in many industries, so, further research into the synthesis of coatings based on AlN is needed.

The aim of the present study was to determine the features of the formation of aluminium nitride-based coatings on substrates with similar or different chemical compositions, which were deposited in a hybrid helicon-arc ion-plasma reactor with the aluminium-based consumable cathode.

2. EXPERIMENTAL/THEORETICAL DETAILS

Aluminium and steel 3 were used as substrates. Rectangular 25×15×2 mm samples were used. Aluminium and AMG-6 alloy were selected as consumable cathode materials. AMG-6 alloy was selected based on previous studies [27], according to which the addition of a certain amount of magnesium to aluminium expanded the range of the residual radiation band (Reststrahlen band).

For the formation of AlN-based coatings, unique vacuum-technological equipment based on a hybrid helicon-arc ion-plasma reactor [28–31] was used that has been developed at the G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine. It contains high-frequency helicon and magnetically activated plasma-arc plasma sources, which allows low-temperature ion-plasma synthesis of coatings. This equipment provides unique technological characteristics, in particular, low temperatures of the substrate (30–300°C) and the formation of a flow of ions of the working gas of the helicon source with a plasma density in the substrate region of 5–10 mA/cm², and energies up to 100–150 eV. A magnetically activated vacuum-arc source (plasma-arc accelerator) provides the generation of an accelerated plasma flow of consumable cathode materials with a density of up to 10–20 mA/cm², and ion energies of up to 100–150 eV.

The technology of depositing a layer based on aluminium nitride on

rectangular samples in a hybrid helicon-arc ion-plasma reactor also provided preliminary plasma cleaning of the sample surface. First of all, the working volume was evacuated to a pressure of $\approx 1 \cdot 10^{-7}$ MPa. Further, in an argon atmosphere, the surface of the working chamber and samples was cleaned of contaminants, and the surface of the samples was activated to provide the adhesion of the coatings when supplying HF power of 450 W. The cleaning lasted about 15 minutes, after which the argon was pumped out and nitrogen was introduced into the chamber to a pressure of $2.7 \cdot 10^{-6}$ MPa. After that, using a plasma arc accelerator, the ion plasma component of the cathode material was transferred to the surface of the substrate at an arc current of 40 A. To achieve uniformity of coating, the substrate was rotated in a horizontal plane during deposition. The time of the technological process of 30 and 45 minutes was chosen to determine the correlation between the deposition time and the thickness of the coating. After the deposition was completed, the sample was cooled in the chamber in a nitrogen atmosphere.

Metallographic studies were performed by scanning electron microscopy at a VEGA3 TESCAN microscope equipped with an EDX XFlash610M detector (Bruker).

The coated samples were cut in half by the electrical discharge technique. At the same time, it was revealed that, in order to use this technique, the samples required mechanical indentation (it was necessary for the wire to have contact with the base). The samples were polished with Cr_2O_3 suspension using Struers LaboPol-21 and LECO Spectrum System 1000 units.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Using scanning electron microscopy, the peculiarities of the formation of a nitride coating based on the AMG-6 alloy on aluminium were determined, depending on the time of the technological process (Fig. 1). From the presented microstructure (Fig. 1, *a*), it can be seen that thirty minutes of the process allowed forming a coating with a thickness of ≈ 2.0 μm . Increasing the time of the technological process to 45 minutes (by 1/2) made it possible to deposit a coating two and a half times thicker up to 5 μm (Fig. 1, *b*).

This indicates, however, that the coating did not grow linearly with the time of deposition. In the first 30 minutes, the average rate of coating growth was ≈ 0.06 $\mu\text{m}/\text{min}$, and in the period of 30–45 minutes, it was already ≈ 0.2 $\mu\text{m}/\text{min}$. It can be assumed that, during the formation of the coating, there was a certain period of time (most likely, the very beginning of synthesis), during which its thickness did not increase.

In addition, there is a transition zone (dark layer) between the coat-

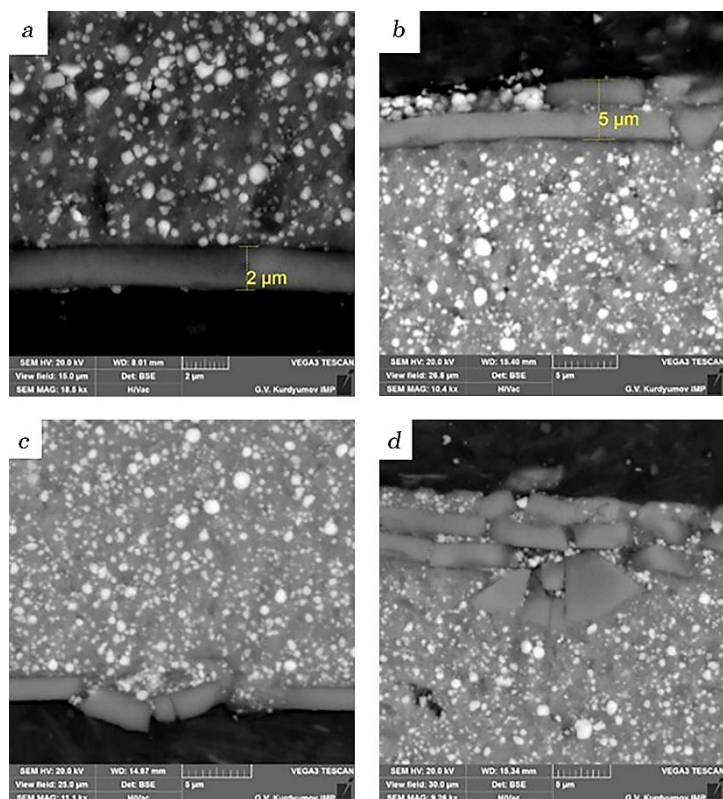


Fig. 1. Microstructure of an aluminium sample with a nitride layer based on the AMG-6 alloy deposited for: *a, c*—30 minutes; *b, d*—45 minutes.

ing and the substrate (Fig. 1). This, to a certain extent, allows us to state that at the initial stage of coating growth, there was some interaction between the substrate and the layer being formed. The obtained result well correlates with the data presented in Ref. [19]. According to these data, the size of the transition layer can reach $\approx 11.5\%$, when an aluminium nitride coating with a thickness of $\approx 2.0 \mu\text{m}$ is deposited.

It was also found that during mechanical processing of the samples (cutting, grinding and polishing), there was a certain failure of the formed coating (Fig. 1, *c, d*). Moreover, as can be seen in the presented microstructures (Fig. 1, *c, d*), an increase in the thickness of the coating led to its more significant failure. It can be assumed that this phenomenon is associated with a significant difference in hardness between the substrate (the hardness of aluminium by the Mohs hardness scale is of 2.75) [32] and the coating.

As can be seen in the presented microstructure (Fig. 1, *c*), during mechanical processing of the sample, plastic deformation occurred in

the substrate; as a result, cracking and failure of the coating occurred. However, delamination of the deposited layer from the substrate was not observed. This indicates a fairly high adhesion between the coating and the substrate. It should be noted that, before making the sections, the samples were cast in a bakelite mould to prevent their deformation (since rather thin samples were used in the study) and changes in the angle of inclination during mechanical processing.

In addition, this mould also performed the function of a holder, which made it possible to preserve the coating to a certain extent. It can be assumed that mechanical processing of such a sample, without a holder, will lead to a fairly rapid fracture of the coating. That is, in cases, where the coating is deposited to aluminium, such samples cannot be subjected to mechanical processing.

To clarify the above, a nitride coating based on AMG-6 alloy was deposited on steel 3 (Fig. 2) with the same parameters used for the aluminium substrate for their correct comparison.

The technological process of 30 minutes allowed depositing a coating with a thickness of $\approx 2 \mu\text{m}$ (Fig. 2, *a*). Increasing the time to 45 minutes allowed obtaining a coating with a thickness of $\approx 5 \mu\text{m}$ (Fig. 2, *b*), which completely coincides with the data obtained, when forming a coating on aluminium. Determination of certain regularity between the technological process time and the thickness of the formed layer will allow in the future depositing a coating of the required thickness, focusing on the application time. In addition, it can be stated that, when forming a coating, its thickness is mainly influenced by deposition time, and is practically not affected by the substrate used. In addition, it was established from the microstructures presented in Fig. 2 that, during mechanical processing of the samples (which was carried out under identical conditions with Al substrate samples), no failure of the coat-

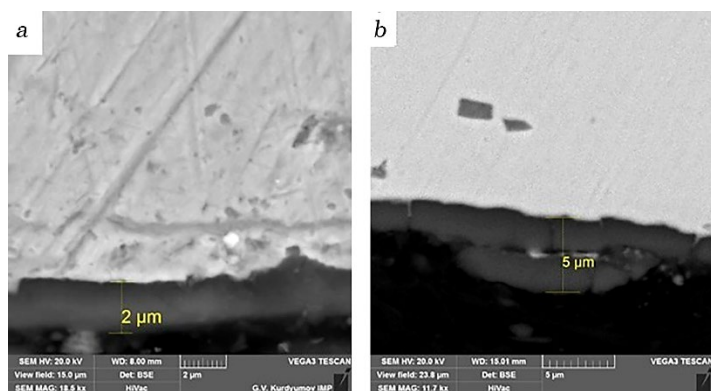


Fig. 2. Microstructure of a steel 3 sample with a nitride layer based on the AMG-6 alloy deposited for: *a*—30 minutes; *b*—45 minutes.

ing was observed. One of the reasons for this phenomenon is most likely a smaller difference in hardness between the coating and the substrate. In these samples, at the boundary of the coating-base distribution, a certain layer was also observed, which differed from them in colour. It can be considered an intermediate layer or substrate. Most likely, this layer also in some way reduces the difference in mechanical properties at the substrate-coating boundary. Unfortunately, to date, it has not been possible to establish with certainty the product, of which reaction the layer formed between the surface of the substrate (which was cleaned before the formation of the coating) and nitrogen in the chamber or the base and the AMG-6 alloy. The result obtained, regarding the absence of failure of the protective layer during mechanical processing, is an excellent confirmation that in the case of using ductile substrates (for example, aluminium), the formation of the coating can only be the last operation.

In addition to all above mentioned, it was important to determine whether the exposure time and/or the substrate affected the chemical composition of the formed coating. Using scanning electron microscopy (Figs. 1 and 2) and EDX analysis, the chemical compositions of the obtained coatings were determined (Table 1).

From the presented data, it was established (Table 1) that the chemical composition of the coatings is primarily influenced by the exposure time. In addition, regardless of the time of the technological process and the substrate used, it has not yet been possible to obtain a phase of stoichiometric composition in the coating. In 30 minutes, a phase was formed with the stoichiometric composition $(\text{Al}_{0.94}\text{Mg}_{0.06})(\text{N}_{0.73}\text{O}_{0.27})_{1.15}$ on an aluminium substrate and $(\text{Al}_{0.92}\text{Mg}_{0.08})_{1.83}(\text{N}_{0.58}\text{O}_{0.42})_{3.17}$ on steel 3. From the obtained data, it can be stated that, during the formation of the coating, within 30 minutes on an aluminium base, a phase based on the AlN compound with some excess of the non-metallic component was formed, while on steel 3, over the same period of time, a phase based on the Al_2O_3 compound was formed also with some excess of the non-metallic component. Because of such a significant difference in the chemical compositions of the formed coatings obtained over the

TABLE 1. Chemical compositions of the formed coatings.

Basis	Process time, min.	Elements, ± 0.03 at.%			
		Al	Mg	N	O
Aluminium	30	43.54	2.93	39.06	14.47
	45	51.80	3.92	31.30	12.98
Steel	30	33.67	2.87	36.92	26.54
	45	50.87	4.21	32.22	12.70

same period of time, but on different substrates, they will have different physical and mechanical properties. One of the reasons for such a difference in the chemical composition of the obtained layers may be that, in the case of using an aluminium substrate, it also makes a certain contribution to the formation of the coating. Although in reality, there can be quite a lot of reasons for such a discrepancy in the chemical composition of the formed coating: the purity of the atmosphere used; the degree of contamination of the cathode used and its wear; the total time of contact of the sample with the atmosphere used, *etc.*

Increasing the process time to 45 minutes led to a significant change in the chemical composition of the resulting coatings. When using steel 3 as a substrate, the type of compound formed also changed. The stoichiometric composition $(\text{Al}_{0.93}\text{Mg}_{0.07})(\text{N}_{0.71}\text{O}_{0.29})_{0.8}$ was obtained on an aluminium base and $(\text{Al}_{0.92}\text{Mg}_{0.08})(\text{N}_{0.72}\text{O}_{0.28})_{0.82}$ on steel 3 base. The obtained almost identical composition of the applied layer indicates that the substrate no longer affected the formation of the coating, and the formation process was stabilized.

Regardless of the substrate used, a phase based on the AlN compound with an excess of the metal component was formed. Most likely, there might be several reasons for such a rather significant difference in the chemical composition of the coatings obtained only in an additional 15 minutes of the technological process, namely, a decrease in the volume fraction of nitrogen in the atmosphere used, as well as an increase in the flow of the metal component.

In order to confirm or refute the established patterns, aluminium and steel 3 were coated with aluminium nitride using a consumable aluminium cathode. Figure 3 shows the AlN coating formed on aluminium depending on the time of the technological process. It was established (Fig. 3) that, regardless of the time of the technological process, plastic deformation of the substrate occurred during mechanical processing of the sample and, accordingly, the coating fractured. That is why, unfortunately, it was not possible to determine accurately the thickness of the formed layer. However, the obtained result fully confirms the above conclusions that it is undesirable to carry out mechanical processing of the sample with the coating. In addition, the failure of the coating occurred in the places of plastic deformation of the substrate (Fig. 3, *a*), and not by delamination from it. The obtained result confirms the above data on relatively high adhesion between the substrate and the coating.

Figure 4 shows the microstructures of samples with AlN coatings on steel 3. During mechanical processing of these samples, regardless of the thickness of the formed layer, no failure of the protective coating was observed. This somewhat confirms the assumptions made that, in cases of a small difference in hardness between the coating and the substrate, samples with a protective layer applied can be subjected to

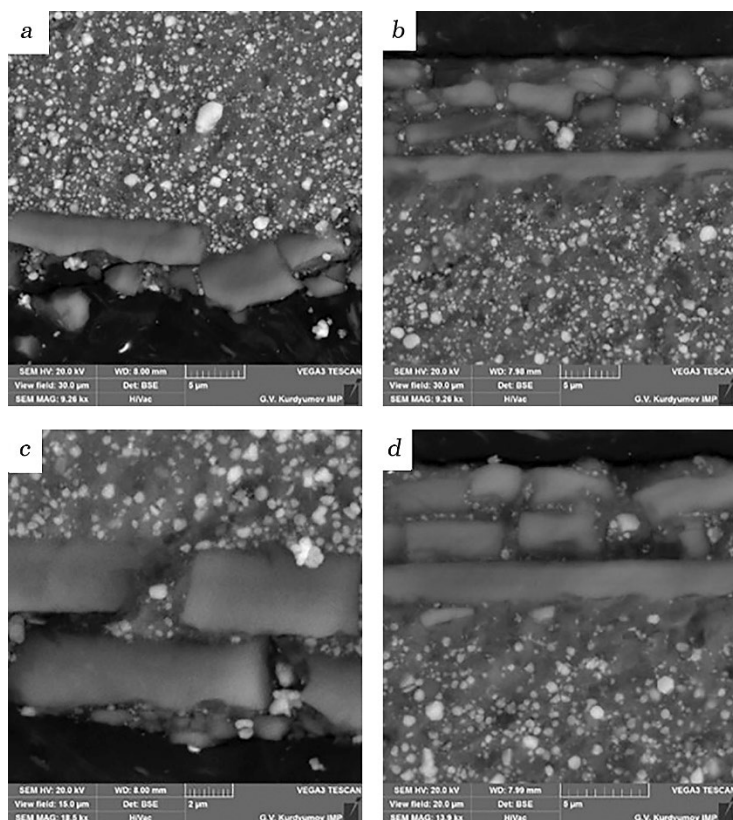


Fig. 3. Microstructure of an aluminium sample with an AlN layer deposited for: *a, c*—30 minutes; *b, d*—45 minutes.

mechanical processing. From the presented microstructures (Fig. 4), it can be seen that, in thirty minutes, it was possible to form a coating with a thickness of $\approx 2.168 \mu\text{m}$; increasing the time of the technological process to 45 minutes allowed obtaining a coating thickness of $\approx 6 \mu\text{m}$. The obtained data confirm the above-mentioned regularity, regarding the fact that, in the first 30 minutes, the average rate of coating formation is relatively low, and, in the interval 30–45 minutes, it increases almost by an order of magnitude. In addition, in the presented microstructures (Fig. 4, *b*), a transition zone is visible between the coating and the substrate (this zone was also observed, when forming a nitride coating on the AMG-6 alloy).

It was also important to confirm the data obtained above that the exposure time and/or the substrate affects the chemical composition of the formed coating (Table 2).

As shown above, the chemical composition of the coating was significantly influenced by the atmosphere, in which it was applied. The sub-

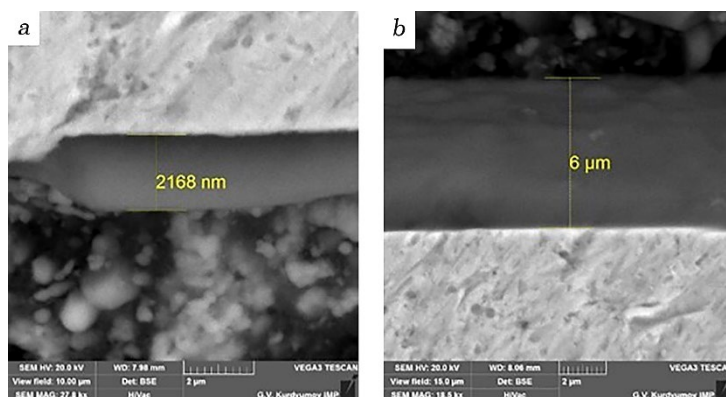


Fig. 4. Microstructure of a sample of steel 3 with an AlN layer deposited for: *a*—30 minutes; *b*—45 minutes.

TABLE 2. Chemical composition of the formed coatings.

Basis	Process time, min.	Elements, ± 0.03 at. %			
		Al	Mg	N	Al
Aluminium	30	61.64	—	32.82	5.54
	45	60.93	—	32.69	6.38
Steel	30	39.29	—	38.59	22.12
	45	56.73	—	36.29	6.98

strate, on which the coating was formed, also has an effect. In addition, the regularity was confirmed that, regardless of the time of the technological process and the substrate used, it was not possible to form a stoichiometric phase in the coating. In 30 minutes, a layer was formed with the stoichiometric composition $\text{Al}(\text{N}_{0.86}\text{O}_{0.14})_{0.62}$ on an aluminium substrate and $\text{Al}_{1.96}(\text{N}_{0.64}\text{O}_{0.36})_{3.04}$ on steel 3 substrate. The obtained data coincide with the above: when the coating was applied for 30 minutes, a phase based on the AlN compound was formed on the aluminium substrate, while, on steel 3, a phase based on the compound Al_2O_3 was formed. It turned out to be interesting that increasing the technological process time on an aluminium substrate to 45 minutes had practically no effect on the change in the chemical composition of the coating, which had the stoichiometric composition $\text{Al}(\text{N}_{0.84}\text{O}_{0.16})_{0.64}$.

In the case of using steel 3 as a substrate, increasing the technological process time, on the contrary, led to significant changes in the chemical composition of the coating. At the same time, it was possible to obtain a layer with the stoichiometric composition $\text{Al}(\text{N}_{0.84}\text{O}_{0.16})_{0.76}$, which already corresponds to the phase based on the AlN compound,

with some excess of the metal component. This is confirmation that the chemical composition of the coating is influenced by various factors throughout the technological process. In addition, from the presented data on the chemical composition of the coating applied to steel 3, it can be assumed that the coating formed in 45 minutes may not be homogeneous.

From the presented data (Table 1 and Table 2), it was found that, regardless of the substrate and cathode material used, the obtained coatings contained a rather large percentage of oxygen (up to 26.5 at.%). To date, it has not been possible to establish accurately the nature of this oxygen. It can only be assumed that part of the oxygen in the coating gets from the cathode material, and the other from the used atmosphere. A certain confirmation of this assumption may be the decrease in the proportion of oxygen in the coating with an increase in the time of the technological process (Table 1 and Table 2). Depending on the operating conditions of these coatings, the presence of oxygen in them can have both a positive and a negative effect.

According to data [33–36], with an increase in the oxygen content in the AlN compound, the magnitude and activation energy of high-temperature electrical conductivity increase, and, accordingly, the dielectric properties decrease. The authors of Ref. [36] note that, with the dominance of oxygen in the AlN compound, two main thermally activated contributions to electromechanical losses were observed, namely, inelastic relaxation of point defects at temperatures of 400–800 K, and electrical conductivity at $T > 800$ K.

Comparing the obtained data on the chemical composition of coatings, when using a cathode of AMG-6 alloy and pure aluminium, the following facts can be noted. First, in cases, where the substrate has a chemical composition that is identical or close to the cathode used, in some way, it participates in the formation of the coating. Second, in the case of a completely different chemical composition between the substrate and the cathode used, an increase in the process time from 30 to 45 minutes leads to a significant change in the type of coating formed.

4. CONCLUSIONS

1. It was shown that, when using ductile substrates, such as aluminium, for the deposition of aluminium nitride, to prevent the integrity of the formed layer from being compromised, the coating formation operation can only be the last one.
2. The chemical composition of the coating was primarily determined by the gaseous environment, in which it was formed. In those cases, when the chemical compositions of the substrate and the used consumable cathode were similar, the simultaneous action of the substrate and

the gas environment on the resulting coating could occur.

ACKNOWLEDGEMENT

The research was partially supported by project No. 4.2/25-P of the budget program of the N.A.S. of Ukraine (КПКБК 6541230).

REFERENCES

1. V. A. Dekhtyarenko, T. V. Pryadko, O. I. Boshko, V. V. Kirilchuk, H. Yu. Mykhailova, and V. I. Bondarchuk, *Progr. Phys. Met.*, **25**, No. 2: 276 (2024).
2. Q. Xu and J. Zhang, *Sci. Rep.*, **7**: 16927 (2017).
3. T. V. Pryadko, V. A. Dekhtyarenko, and A. A. Shkola, *Mater. Sci.*, **56**: 75 (2020).
4. T. V. Pryadko, V. A. Dekhtyarenko, V. I. Bondarchuk, M. A. Vasilyev, and S. M. Voloshko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 10: 1419 (2020).
5. O. M. Ivasyshyn, D. H. Savvakina, V. A. Dekhtyarenko, and O. O. Stasyuk, *Mater. Sci.*, **54**: 266 (2018).
6. D. I. Cherkez, A. V. Spitsyn, A. V. Golubeva, O. I. Obrezkov, S. S. Ananyev, N. P. Bobyr, and V. M. Chernov, *Phys. Atom. Nuclei*, **82**: 1010 (2019).
7. M. Wetegrove, M. J. Duarte, K. Taube, M. Rohloff, H. Gopalan, C. Scheu, G. Dehm, and A. Kruth, *Hydrogen*, **4**, No. 2: 307 (2023).
8. N.-E. Laadel, M. El. Mansori, N. Kang, S. Marlin, and Y. Boussant-Roux, *Int. J. Hydrogen Energy*, **47**: 37707 (2022).
9. R. G. Song, *Surf. Coat. Technol.*, **168**: 191 (2003).
10. Y. Su, L. Wang, L. Luo, X. Jiang, and H. Fu, *Int. J. Hydrogen Energy*, **34**: 8958 (2009).
11. T. Nieminen, T. Koskinen, V. Kornienko, G. Ross, and M. Paulasto-Kröckel, *ACS Appl. Electron. Mater.*, **6**, No. 4: 2413 (2024).
12. O. Ye. Pogorelov, O. V. Filatov, E. M. Rudenko, I. V. Korotash, and M. V. Dyakin, *Progr. Phys. Met.*, **24**, No. 2: 239 (2023).
13. E. Rudenko, Z. Tsybrii, F. Sizov, I. Korotash, D. Polotskiy, M. Skoryk, M. Vuichyk, and K. Svezhentsova, *J. Appl. Phys.*, **121**, No. 13: 135304 (2017).
14. R. Rachbauer, J. J. Gengler, A. A. Voevodin, K. Resch, and P. H. Mayrhofer, *Acta Mater.*, **60**: 2091 (2012).
15. J. T. Gaskins, P. E. Hopkins, D. R. Merrill, S. R. Bauers, E. Hadland, D. C. Johnson, D. Koh, J. H. Yum, S. Banerjee, B. J. Nordell, M. M. Paquette, A. N. Caruso, W. A. Lanford, P. Henry, L. Ross, H. Li, L. Li, M. French, A. M. Rudolph, and S. W. King, *ECS J. Solid State Sci. Technol.*, **6**: 189 (2017).
16. A. W. Weimer, G. A. Cochran, G. A. Eisman, J. P. Henley, B. D. Hook, L. K. Mills, T. A. Guiton, A. K. Knudsen, N. R. Nicholas, J. E. Volmering, and W. G. Moore, *J. Am. Ceram. Soc.*, **77**: 3 (1994).
17. V. M. Uvarov, E. M. Rudenko, Yu. V. Kudryavtsev, M. V. Uvarov, I. V. Korotash, and M. V. Dyakin, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 3: 199 (2024).
18. A. Jacquot, B. Lenoir, A. Dauscher, P. Verardi, F. Craciun, M. Stölzer,

- M. Gartner, and M. Dinescu, *Appl. Surf. Sci.*, **186**: 507 (2002).
19. E. M. Rudenko, A. O. Krakovnyy, M. V. Dyakin, I. V. Korotash, D. Yu. Polots'kyy, and M. A. Skoryk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 8: 989 (2022) (in Ukrainian).
20. R. L. Xu, M. M. Rojo, S. M. Islam, A. Sood, B. Vareskic, A. Katre, N. Mingo, K. E. Goodson, H. G. Xing, D. Jena, and E. Pop, *J. Appl. Phys.*, **126**: 185105 (2019).
21. C. Perez, A. J. McLeod, M. E. Chen, Su-In Yi, S. Vaziri, R. Hood, S. T. Ueda, X. Bao, M. Asheghi, W. Park, A. A. Talin, S. Kumar, E. Pop, A. C. Kummel, and K. E. Goodson, *ACS Nano*, **17**, No.21: 21240 (2023).
22. F. Sizov, Z. Tsybrii, E. Rudenko, I. Korotash, M. Vuichyk, K. Svezhentsova, and D. Polotskiy, *Vacuum*, **225**: 113248 (2024).
23. G. R. Kline and K. M. Lakin, *Appl. Phys. Lett.*, **43**: 750 (1983).
24. I. Kogut, C. Hartmann, I. Gamov, Y. Suhak, M. Schulz, S. Schröder, J. Wollweber, A. Dittmar, K. Irmscher, T. Straubinger, M. Bickermann, and H. Fritze, *Solid State Ionics*, **343**: 115072 (2019).
25. A. L. Hickman, R. Chaudhuri, S. J. Bader, K. Nomoto, L. Li, J. C. M. Hwang, H. G. Xing, and D. Jena, *Semicond. Sci. Technol.*, **36**: 044001 (2021).
26. D. Oryshych, V. Dekhtyarenko, T. Pryadko, V. Bondarchuk, and D. Polotskiy, *Machines Technologies Materials*, **13**, No.12: 561 (2019).
27. Z. Tsybrii, F. Sizov, M. Vuichyk, I. Korotash, and E. Rudenko, *Infrared Phys. Technol.*, **107**: 103323 (2020).
28. A. Shpak, E. Rudenko, I. Korotash, V. Semenyuk, V. Odynokov, G. Pavlov, and V. Sologub, *Nanoindustriya* [Nanoindustry], **4**: 12 (2009) (in Russian).
29. V. F. Semenyuk, V. F. Virko, I. V. Korotash, L. S. Osipov, D. Yu. Polotsky, E. M. Rudenko, V. M. Slobodyan, and K. P. Shamrai, *Problems Atomic Science and Technology*, **4**: 179 (2013).
30. V. F. Semenyuk, E. M. Rudenko, I. V. Korotash, L. S. Osipov, D. Yu. Polotskiy, K. P. Shamray, V. V. Odynokov, G. Ya. Pavlov, V. A. Sologub, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**, No. 2: 223 (2013) (in Russian).
31. E. M. Rudenko, V. Ye. Panarin, P. O. Kyrychok, M. Ye. Svavilnyi, I. V. Korotash, O. O. Palyukh, D. Yu. Polotskyi, and R. L. Trishchuk, *Progr. Phys. Met.*, **20**, No. 3: 485 (2019).
32. G. E. Totten and D. S. Mackenzie, *Handbook of Aluminum: Physical Metallurgy and Processes* (CRC Press: 2003).
33. T. Mattila and R. M. Nieminen, *Phys. Rev. B*, **54**, No.23: 16676 (1996).
34. O. Elmazria, M. B. Assouar, P. Renard, and P. Alnot, *Phys. Status Solidi A*, **196**, No.2: 416 (2003).
35. A. Y. Polyakov, N. B. Smirnov, A. V. Govorkov, T. G. Yugova, K. D. Scherbachev, O. A. Avdeev, T. Yu. Chemekova, E. N. Mokhov, S. S. Nagalyuk, H. Helava, and Yu. N. Makarov, *Physica B*, **404**: 4939 (2009).
36. H.-K. Lee, H. M. Lee, and D. K. Kim, *J. Am. Ceram. Soc.*, **97**, No. 3: 805 (2014).

PACS numbers: 62.20.Qp, 68.35.Ct, 68.35.Gy, 68.55.J-, 68.55.Ln, 81.15.Rs, 81.40.Pq

Поверхневі властивості високоміцних чавунних деталей зі зносостійкими композитними покриттями, синтезованими методом електроіскрового легування. Ч. 2. Дослідження структури та мікротвердості оброблених поверхонь чавунів

В. Б. Тарельник*, О. П. Гапонова**,***, Н. В. Тарельник*,
М. Ю. Думанчук*, М. М. Майфат*, М. О. Мікуліна*, В. М. Козін*

*Сумський національний аграрний університет,
вул. Г. Кондратьєва, 160,
40021 Суми, Україна

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

***Інститут фундаментальних технологічних досліджень
Польської академії наук,
5B Pawińskiego,
02-016 Варшава, Польща

В статті описано методику та представлено результати металографічних досліджень і визначення розподілу елементів покриття по глибині шару

Corresponding author: Viacheslav Borysovych Tarelnyk
E-mail: tarelnik@i.ua

*Sumy National Agrarian University,
160 Herasyma Kondratieva Str., UA-40021 Sumy, Ukraine

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

***Institute of Fundamental Technological Research, Polish Academy of Sciences,
5B Pawińskiego, 02-016 Warsaw, Poland

Citation: V. B. Tarelnyk, O. P. Haponova, N. V. Tarelnyk, M. Yu. Dumanchuk, M. M. Maifat, M. A. Mikulina, and V. M. Kozin, Surface Properties of High-Strength Cast Iron Parts with Wear-Resistant Composite Coatings Synthesized by Electrospark Alloying Method. Pt. 2. Investigation of the Structure and Microhardness of the Treated Cast-Iron Surfaces, *Metallofiz. Novitni Tekhnol.*, **47**, No. 7: 717–736 (2025). DOI: 10.15407/mfint.47.07.0717

© Publisher PH “Akademperiodyka” of the NAS of Ukraine, 2025. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

зразків з високоміцного чавуну марки ВЧ50, на які методом електроіскрового легування (ЕІЛ) наносили покриття компактними електродами-інструментами (ЕІ) складів (90%ВК6+10%1М) і 1М, виготовленими шляхом спікання методом порошкової металургії (ПМ), а також з використанням спеціальних технологічних насичуючих середовищ (СТНС). В результаті металографічних досліджень встановлено, що структура поверхневого шару складається з трьох ділянок: «білого» та перехідного шарів товщиною у 15–75 і 10–20 мкм відповідно й основного металу. Дюрометричними дослідженнями встановлено, що мікротвердість «білого» шару і перехідної зони знаходяться в межах 6200–13360 і 4290–4900 МПа відповідно. Мікротвердість від максимальної на поверхні покриття поступово зменшується у міру поглиблення. Найбільшу мікротвердість, відповідно, 13260 і 12800 МПа, одержано з використанням компактних електрод-інструментів з твердого стопу ВК6 і ніхромового дроту Х20Н80 та з використанням СТНС 0,5% Si+0,5% В+2% Cr+7% Ni+90% вазелін і 5% Si+5% В+90% вазелін відповідно. Водночас товщина їхнього шару підвищеної твердості сягає 50 і 90 мкм відповідно. Дослідження топографії поверхні показали, що поверхневий шар усіх зразків складається з трьох характерних ділянок: гладкої поверхні, шерсткої поверхні, пори. На зразку після ЕІЛ електродами, виготовленими методом ПМ з матеріалу 90%ВК6+10%1М, іноді проглядаються мікротріщини та пори розмірами до 1 мкм і 1–3 мкм відповідно. Спектральна аналіза показала, що поверхневий шар усіх зразків у всіх характерних точках складається з елементів основи та легувального матеріалу.

Ключові слова: електроіскрове легування, електрода-інструмент, металографічна аналіза, рентгеноспектральна аналіза, поверхневий шар, покриття, структура, мікротвердість, тріщини, пори, суцільність.

The article discloses the method and the results of the metallographic studies and investigation of distribution of the coating elements along the depth of the layers of the high-strength ВЧ50 (VCh50) cast-iron samples, which have been coated by the electrospark alloying (ESA) method with the use of the compact electrode-tools (ETs) having a composition of (90% ВК6 (VK6)+10% 1М) and 1М, while the ETs having been manufactured by powder metallurgy (PM) sintering method, as well as applying special technological saturating media (STSM). The metallographic studies have established that the structure of the surface layer consists of three areas, namely, the 'white' and transition layers having the thicknesses of 15–75 and 10–20 microns, respectively, and the base metal. The durometric studies have established that the microhardnesses of the 'white' layer and the transition zone are within the ranges 6200–13360 and 4290–4900 MPa, respectively. While deepening, the microhardness value is gradually decreasing from the maximum one on the surface of the coating. The highest microhardness values of 13260 and 12800 MPa were obtained, when using the compact electrode-tools made of hard alloy ВК6 (VK6) and the nichrome wire of Х20Н80 (Kh20N80), respectively, and applying the STNS of 0.5% Si+0.5% В+2% Cr+7% Ni+90% petroleum jelly and 5% Si+5% В+90% petroleum jelly, respectively. At the same time, the thickness values of their layers of increased hardness achieve 50 and 90 microns, respectively. The studies of the surface topography have

shown that the surface layers of all the samples consist of three characteristic areas, namely, a smooth surface, a rough surface, and a pore. The microcracks and pores having sizes up to $1\text{ }\mu\text{m}$ and $1\text{--}3\text{ }\mu\text{m}$, respectively, may sometimes be seen on the sample after the ESA process with the use of the electrodes made of the material of 90%BK6 (VK6)+10%1M by the PM method. The x-ray spectral analysis has shown that the surface layers of all the samples consist of the base elements and alloying material at all the characteristic points.

Key words: electrospark alloying, electrode-tool, metallographic analysis, x-ray spectral analysis, surface layer, coating, structure, microhardness, cracks, pores, continuity.

(Отримано 25 січня 2024 р.; остаточн. варіант — 27 червня 2024 р.)

1. ВСТУП

В статті [1] було описано результати досліджень особливостей масоперенесення за електроіскрового легування (ЕІЛ) зразків з високоміцного чавуну марки ВЧ50. ЕІЛ здійснювалося компактними електродами-інструментами (ЕІ), виготовленими методом порошкової металургії, складу (90%BK6 + 10%1M) і 1M, де 1M — 70%Ni, 20%Cr, 5%Si, 5%B, а також ЕІ з твердого стопу BK6 і ніхромового дроту марки Х20Н80, за використання яких на зразки попередньо наносили спеціальні технологічні насичуючі середовища (СТНС) складів $0,5\%\text{Si}+0,5\%\text{B}+2\%\text{Cr}+7\%\text{Ni}+90\%$ вазелін і $5\%\text{Si}+5\%\text{B}+90\%$ вазелін відповідно. ЕІЛ зразків проводили циклічним легуванням (1 цикл = $0,5\text{ хв.}$) на установці мод. «Елітрон-52А» впродовж до $2,5\text{ хв.}$ Зразки і ЕІ зважували до ЕІЛ і потім через кожні $0,5\text{ хв.}$ на аналітичних вагах марки «ВЛА-200» з точністю до 10^{-4} знаку. ЕІЛ проводили за енергій розряду у $0,55, 1,3, 2,6$ і $3,4\text{ Дж.}$

В результаті дослідження масоперенесення зі збільшенням часу ЕІЛ збільшується кількість перенесеного матеріалу з аноди (Δm_a) на катоду (Δm_k), а шерсткість і суцільність покриття практично не змінюється. Найбільша кількість матеріалу переноситься з початку процесу ЕІЛ; потім процес масоперенесення поступово гальмується, зовсім припиняється та може змінитися руйнуванням нанесеного шару, тобто Δm_k стає від'ємним. Зі збільшенням енергії розряду W_p процес масоперенесення збільшується, але процес руйнування нанесеного шару покриття розпочинається раніше; водночас збільшується шерсткість покриття та зменшується його суцільність.

ЕІЛ ЕІ, виготовленими методом ПМ складів (90%BK6+10%1M) і 1M (з 70%Ni, 20%Cr, 5%Si, 5%B, та ЕІ з твердого стопу BK6 і ніхромового дроту марки Х20Н80 з використанням СТНС складів $0,5\%\text{Si}+0,5\%\text{B}+2\%\text{Cr}+7\%\text{Ni}+90\%$ вазелін і $5\%\text{Si}+5\%\text{B}+90\%$ вазелін

відповідно зразків з ВЧ50 із $W_p = 0,55$ Дж і продуктивністю $Q = 0,67$ см²/хв. супроводжується пониженням межі плинності (σ_p) і межі міцності (σ_b), а відносне подовження (δ) зростає. Шерсткість поверхневого шару збільшується, а суцільність покриття (S) зменшується. Після безабразивного ультразвукового оброблення (БУФО) σ_p і σ_b збільшуються, а δ зменшується. Шерсткість поверхні зменшується, а S збільшується.

По мірі зростання W_p від 0,55 до 1,3 і 3,4 Дж та Q від 0,67 до 1,0 і 2,0 см²/хв. із використанням тих самих ЕІ σ_p і σ_b зменшуються, а δ збільшується, шерсткість покриття збільшується, а суцільність зменшується. Після наступного БУФО σ_p і σ_b збільшуються, а δ зменшується. Шерсткість поверхні зменшується, а суцільність збільшується.

2. АНАЛІЗ ОСТАННІХ ДОСЛІДЖЕНЬ І ПУБЛІКАЦІЙ

В статті [1] було проведено аналізу літературних джерел, що стосуються зміцнення матеріалів висококонцентрованими джерелами нагріву (ВКДН), які використовуються щодо деталей з високоміцного чавуну під час плазмового модифікування без отоплення поверхні [2], модифікування шлікерним способом, шляхом нанесення суміші у вигляді стружки білого чавуну [3], фрикційним обробленням [4], введенням у структуру домішок-модифікаторів [5, 6], шляхом регулювання умов кристалізації виробів [7–9], попереднім підігріванням форми у газовій печі [10] до необхідних температур. Також досліджували літературні та патентні джерела, в яких представлено прогресивні технології зміцнення поверхневих шарів металевих поверхонь за рахунок нанесення міцних і зносостійких покриттів [11–13], натоплення [14, 15], армування карбідом Вольфраму [16], нанесення покриттів з оксиду Алюмінію [17–19], хромування [20] електролітичним методом [21, 22] тощо. Запропоновано й методи дослідження [23].

Багато уваги було приділено технологіям, яких сформовано на основі методу електроіскрового легування (ЕІЛ), застосування яких уможливорює в широких межах управляти параметрами якості поверхонь деталей на нанорівні [24, 25].

Слід відмітити, що технологіями ЕІЛ можливо формувати покриття на любых струмопровідних металах, використовуючи в якості електроди-інструменту чисті метали [26–28], криці різного ступеня легування [29, 30], стопи [31], графіт [32] тощо. Також було відмічено, що потенційно можуть бути корисними багатошарові покриття [33, 34] або ті, які складаються з твердих зносостійких і м'яких антифрикційних металів [35–37], а також покриття, сформовані комбінацією декількох технологій: ЕІЛ + поверхнева пластична деформація (ППД) [38], ЕІЛ + лазерне оброблення (ЛО) + на-

несення металополімерних матеріалів (МПМ) [39], ЕІЛ + конденса- ване йонне бомбардування (метод КІБ) [40], ЕІЛ + йонне азотування (ІА) [41], ЕІЛ+МПМ+ППД (обкаткою кулькою) [42]. Деякі техноло- гії ЕІЛ є альтернативними щодо технологій ХТО: цементації [43], нітроцементації [44, 45], азотування [46] тощо.

З метою вибору кращих технологій для ремонту чавунних дета- лів сільськогосподарської техніки автори [47] аналізували методи газотермічного напорошення [48,49], ЛО [50–53] й ЕІЛ. Перевагу було віддано методу ЕІЛ, який переважає більшість традиційних методів, а серед матеріалів електрод-інструментів було запропоно- вано прутки з ніхрому Х20Н80 [47].

В попередніх дослідженнях для оброблення деталей із криці нами використовувалися компактні ЕІ, виготовлені методом порошкової металургії, які складаються з тонкодисперсної суміші 1М і твердос- топної суміші ВК6. Серед цих досліджених матеріалів у різних співвідношеннях найбільшого використання отримали матеріали: 90%ВК6+10%1М, де 1М має в своєму складі 70%Ni, 20%Cr, 5%Si, 5%B. Вони дають змогу формувати поверхневі шари на крицевих поверхнях з мікротвердістю до 14200 МПа, а складу 1М — 11500 МПа [54]. В роботах [55, 56] покриття вищезначеного складу (90%ВК6+10%1М) наносили компактними електродами з ніхромо- вого дроту Х20Н80 і твердого стопу ВК6 з використанням спеціаль- них технологічних насичуючих середовищ (СТНС), у склад яких входять відсутні легувальні елементи.

Метою даної роботи є удосконалення технології захисту деталей з високоміцного чавуну від зношування шляхом дослідження масо- перенесення, топографії, структури, елементного складу та механі- чних властивостей комбінованих покриттів (90%ВК6+10%1М) та 1М, сформованих на їхніх поверхнях методом ЕІЛ як компактними ЕІ, виготовленими методом порошкової металургії (ПМ), так і з ви- користанням СТНС.

3. МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

В роботі для проведення досліджень виготовляли зразки з високо- міцного чавуну марки ВЧ50 (ГОСТ 7293-85) розміром 10×10×8 мм, на які методом ЕІЛ наносили покриття компактними ЕІ складу (90%ВК6+10%1М) та 1М, сформовані на їхніх поверхнях як компак- тними ЕІ, виготовленими спіканням методом ПМ, так і з викорис- танням СТНС.

Після оброблення вимірювалася шерсткість поверхні на приладі профілограф-профілометр мод. 201 заводу «Калібр». Результати фіксували за допомогою спеціальної приставки. Топографію повер- хні після оброблення вивчали за допомогою растрового електронно- го мікроскопа РЕМ-106 І.

Металографічну аналізу зразків проводили за стандартною методикою на оптичному мікроскопі «Неофот-2» та растровому електронному мікроскопі «РЕММА-102» виробництва ВАТ «SELMІ», за допомогою якого проводилася оцінка якості шару, його суцільності, товщини та будови зон підшару — дифузійної зони. Також за допомогою електронного мікроскопа проводилася якісна та кількісна спектральна аналіза щодо визначення хемічного складу покриттів. Мікрофотографії ділянок поверхні зразків одержано в режимі формування зображення струмом вторинних електронів за пришивидшувальної напруги на електронній гарматі мікроскопа у 20 кВ і струму зонду (пучка) у 200 пА. Водночас на поверхні покриття вибирали 3 зони (гладку поверхню, шерстку поверхню й пору) та в кожній точці з них визначався елементний склад нанесеного покриття.

Також проводилася дюрметрична аналіза на розподіл мікротвердості у поверхневому шарі й по глибині шліфа від поверхні. Мірювання мікротвердості проводили на мікротвердомірі ПМТ-3 вдавлюванням діамантової піраміди під навантаженням у 0,05 Н, згідно з ГОСТ 9450-76.

4. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

На рисунках 1–4 показано структуру (а) та розподіл мікротвердості по глибині шару (б) за ЕІЛ чавуну марки ВЧ50 компактними ЕІ складів (90%BK6+10%1M) й 1М, виготовленими методом ПМ, (рис.

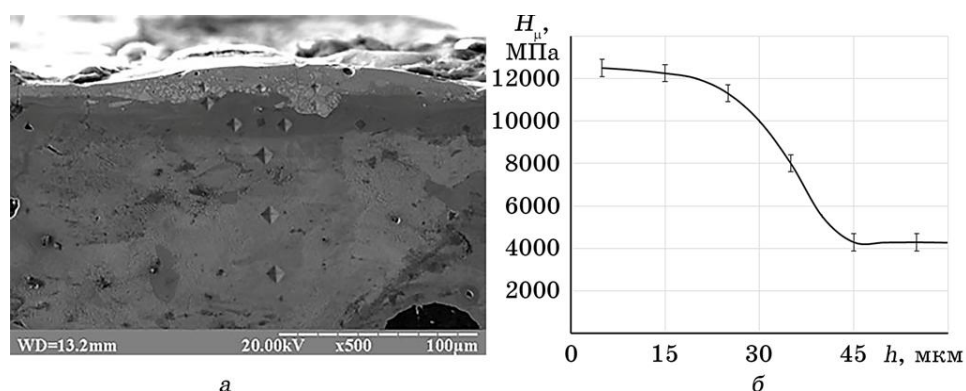


Рис. 1. Мікроструктура (а) та розподіл мікротвердості по глибині шару (б) за ЕІЛ ВЧ50 компактною електродою-інструментом 90%BK6+10%1M.

Fig. 1. Microstructure (a) and microhardness distribution along the depth of the layer (b) in the course of ESA processing high-strength VCh50 (VCh50) cast iron by the compact electrode-tool of 90%BK6 (VK6)+10%1M composition.

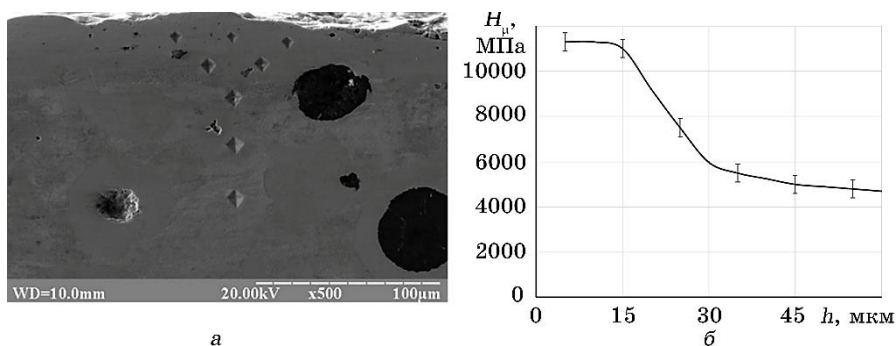


Рис. 2. Мікроструктура (а) та розподіл мікротвердості по глибині шару (б) за ЕІЛ ВЧ50 компактною електродою-інструментом 1М.

Fig. 2. Microstructure (a) and microhardness distribution along the depth of the layer (b) in the course of ESA processing high-strength ВЧ50 (VCh50) cast iron by the compact electrode-tool of 1M composition.

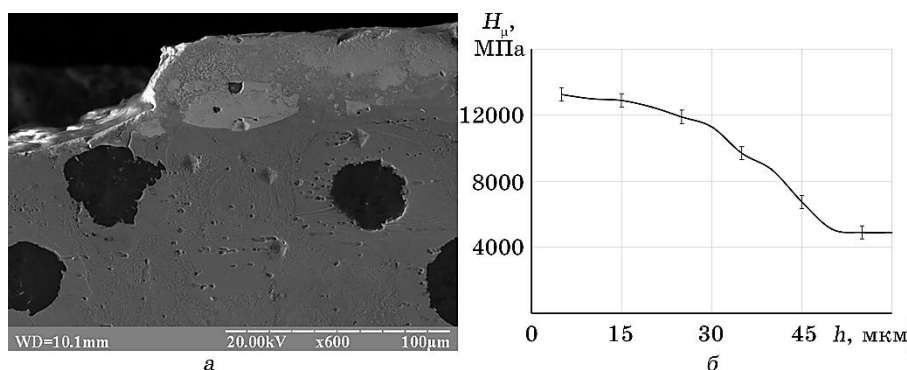


Рис. 3. Мікроструктура (а) та розподіл мікротвердості по глибині шару (б) за ЕІЛ ВЧ50 електродою-інструментом з твердого сплаву ВК6 з використанням СТНС складу 0,5%Si+0,5%B+2%Cr+7%Ni+90% вазелін.

Fig. 3. Microstructure (a) and microhardness distribution along the depth of the layer (b) in the course of ESA processing high-strength ВЧ50 (VCh50) cast iron by the compact electrode-tool made of BK6 (VK6) hard alloy with the use of the STSM having the composition of 0.5%Si+0.5%B+2%Cr+7%Ni+90% petroleum jelly.

1 і 2 відповідно) та компактними ЕІ з твердого сплаву ВК6 (рис. 3) і ніхромового дроту марки Х20Н80 (рис. 4) з використанням СТНС складів 0,5%Si+0,5%B+2%Cr+7%Ni+90 вазелін і 5%Si+5%B+90% вазелін відповідно.

Параметри якості поверхневих шарів покриттів, сформованих на зразках з високоміцного чавуну ВЧ50, наведено в табл. 1.

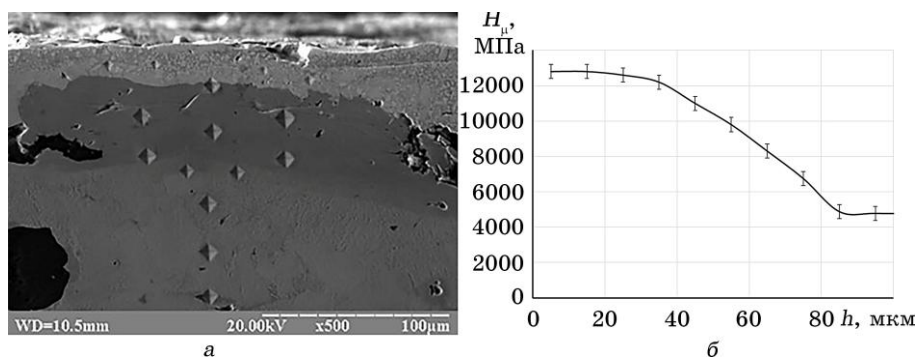


Рис. 4. Мікроструктура (а) та розподіл мікротвердості по глибині шару (б) за ЕІЛ ВЧ50 ЕІ з ніхромового дроту Х20Н80 та використання СТНС складу 5%Si+5%B+90% вазелін.

Fig. 4. Microstructure (a) and microhardness distribution along the depth of the layer (b) in the course of ESA processing high-strength ВЧ50 (VCh50) cast iron by the compact electrode-tool made of nichrome wire of Х20Н80 (Kh20N80) grade with the use of the STSM having the composition of 5% Si+5% B+90% petroleum jelly.

ТАБЛИЦЯ 1. Результати металографічних досліджень зразків ВЧ50 після ЕІЛ компактними ЕІ складу (90%BK6+10%1M) й 1M та ЕІ з твердого стопу BK6 і ніхромового дроту марки Х20Н80 за використання СТНС.

TABLE 1. The results of metallographic studies of the high-strength ВЧ50 (VCh50) cast iron samples after ESA processing by the compact electrode-tools of the compositions of 90%BK6 (VK6)+10%1M and of 1M, and by the electrode-tools made of BK6 (VK6) hard alloy and of nichrome wire of Х20Н80 (Kh20N80) grade with the use of the STSM.

Матеріал електроди	Склад СТНС, %	Товщина, мкм		Мікротвердість, МПа	
		Білого шару	Перехідної зони	Білого шару	Перехідної зони
90%BK6+10%1M	—	25–30	15	6200–12500	4290
1M	—	25–30	15	5970–11300	4800
BK6	0,5Si+0,5B+2Cr+7Ni+90 вазелін	15–40	10	9540–13260	4900
Ніхром Х20Н80	5%Si+5%B+90% вазелін	45–75	20	8200–12800	4780

В результаті аналізу рис. 1–4 та табл. 1 встановлено, що за нане-

сення методом ЕІЛ покриттів на чавун марки ВЧ50 структура поверхневого шару складається з трьох ділянок: «білого» та перехідного шарів товщиною у 15–75 і 10–20 мкм відповідно й основного металу.

Мікротвердості «білого» шару й перехідної зони знаходяться в межах 6200–13260 і 4290–4900 МПа відповідно. Вони від максимальних значень на поверхні поступово зменшуються вглиб підкладинки.

Найбільші мікротвердості у 13260 і 12800 МПа відповідно одержано з використанням компактних ЕІ з твердого стопу ВК6 і ніхромового дроту Х20Н80 та СТНС 0,5%Si+0,5%B+2%Cr+7%Ni+90% вазелін і 5%Si+5%B+90% вазелін відповідно. Водночас товщини їхніх шарів підвищеної твердості сягають 50 і 90 мкм (рис. 3 й 4) відповідно.

4.1. Дослідження на растровому електронному мікроскопі «РЕМ-106 І»

На рисунку 5, *а* і *б* представлено топографію поверхні зразків за ЕІЛ чавуну марки ВЧ50 компактними ЕІ 90%ВК6+10%1М і 1М відповідно.

Для одержання результатів щодо наявності та кількості хемічних елементів на поверхні покриття обирали три характерні зони: 1 — шерстку поверхню, 2 — пору, 3 — гладку поверхню. З кожної ділянки в точці фіксували спектер, що характеризує наявність хемічних елементів, а також знімали загальний спектер з усієї ділянки поверхні (Σ).

Кількісний склад хемічних елементів, як в характерних точках покриттів, нанесених методом ЕІЛ компактними ЕІ складів 90%ВК6+10%1М і 1М на чавуні марки ВЧ50, так і з усієї досліджуваної поверхні, представлено в табл. 2.

Аналіза рис. 5 і табл. 2 показала, що на поверхні сформованих покриттів, коли в якості ЕІ використовували компактні електроди 90%ВК6+10%1М і 1М, присутні хемічні елементи, що входять до їхнього складу, і незначна кількість Феруму, що входить до складу основи зразків. Водночас найбільша кількість Феруму знаходиться в порах — 8,09 і 3,98% та покриттях складів 90%ВК6+10%1М і 1М відповідно.

На рисунку 6 представлено результати електронно-мікроскопічних досліджень топографії поверхні зразків після ЕІЛ чавуну марки ВЧ50 компактними ЕІ з твердого стопу ВК6 (рис. 6, *а*) і ніхромового дроту марки Х20Н80 (рис. 6, *б*) за використання СТНС складів 0,5%Si+0,5%B+2%Cr+7%Ni+90% вазелін і 5%Si+5%B+90% вазелін відповідно.

Кількісний склад хемічних елементів, як у характерних точках покриттів, нанесених методом ЕІЛ компактними ЕІ з твердого стопу ВК6 (*а*) і ніхромового дроту марки Х20Н80 (*б*) з використанням СТНС 0,5%Si+0,5%B+2%Cr+7%Ni+90% вазелін і 5%Si+5%B+90% вазелін відповідно на чавуні марки ВЧ50, так і з усієї досліджуваної поверхні, представлено в табл. 3.

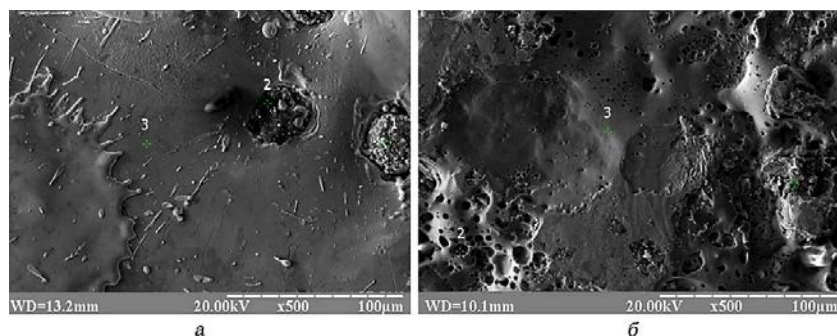


Рис. 5. Топографія ділянки поверхні зразків за ЕІЛ чавуну марки ВЧ50 компактними ЕІ (а) 90%ВК6+10%1М і (б) 1М (1 — шерстка поверхня, 2 — пора, 3 — гладка поверхня).

Fig. 5. Topography of the surface area of the high-strength BCh50 (VCh50) cast iron samples in the course of ESA processing by the compact electrode-tools of the compositions (a) 90%ВК6 (VK6)+10%1М and (b) 1М (1—rough surface, 2—pore, 3—smooth surface).

ТАБЛИЦЯ 2. Елементний склад покриттів у характерних точках і зі всієї досліджуваної поверхні*.

TABLE 2. The elemental compositions of the coatings at the characteristic points and over the entire surface* being investigated.

Досліджувана точка й ділянка (Σ) поверхні	Елементи, %							
	C	W	Co	B	Si	Cr	Ni	Fe
90%BK6+10%1M								
1	2,48	87,15	3,81	–	1,50	0,20	0,70	4,16
2	2,97	83,12	3,14	–	1,70	0,17	0,81	8,09
3	2,54	86,42	3,57	–	1,10	0,19	0,69	5,49
Σ	2,61	85,91	3,12	–	0,89	0,19	0,68	6,60
1M: 70%Ni, 20%Cr, 5%Si, 5%B								
1	3,16	–	–	4,17	4,71	17,41	69,23	1,32
2	3,27	–	–	4,01	4,53	16,29	67,92	3,98
3	3,41	–	–	4,20	4,71	16,97	68,20	2,51
Σ	3,31	–	–	4,28	4,32	17,07	69,05	1,97

*1 — шерстка поверхня, 2 — пора, 3 — гладка поверхня.

Аналіза рисунку 6 і табл. 3 показала, що на поверхні сформованих покриттів, коли використовували компактні ЕІ з твердого ступу ВК6 і ніхромового дроту марки Х20Н80 з використанням СТНС 0,5%Si+0,5%B+2%Cr+7%Ni+90% вазелін і 5%Si+5%B+90% вазелін відповідно присутні хемічні елементи, що входять до їхнього скла-

ду, і незначна кількість Феруму, що входить до складу зразків.

Водночас найбільша кількість Феруму знаходиться у порах —

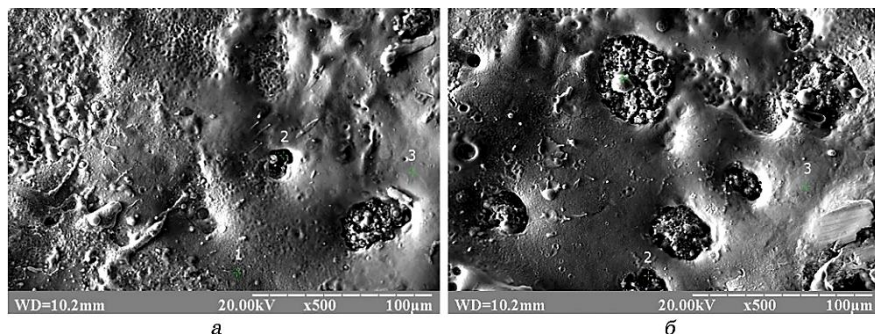


Рис. 6. Топографія ділянки поверхні зразків за ЕІЛ чавуну марки ВЧ50 ЕІ з твердого стопу ВК6 (а) і ніхромового дроту марки Х20Н80 (б) з використанням СТНС 0,5%Si+0,5%B+2%Cr+7%Ni+90 вазелін і 5%Si+5%B+90% вазелін відповідно (1 — шерстка поверхня, 2 — пора, 3 — гладка поверхня).

Fig. 6. Topography of the surface areas of the high-strength BCh50 (VCh50) cast iron samples in the course of ESA processing by the electrode-tools made of BK6 (VK6) hard alloy (a) and of nichrome wire of X20H80 (Kh20N80) grade (b) with the use of the STSM 0.5%Si+0.5%B+2%Cr+7%Ni+90 petroleum jelly and 5%Si+5%B+90% petroleum jelly, respectively (1—rough surface, 2—pore, 3—smooth surface).

ТАБЛИЦЯ 3. Елементний склад покриттів у характерних точках і зі всієї досліджуваної поверхні*.

TABLE 3. The elemental compositions of the coatings at the characteristic points and over the entire surface* being investigated.

Досліджувана точка й ділянка (Σ) поверхні	Елементи, %							
	C	W	Co	B	Si	Cr	Ni	Fe
Компактний ЕІ ВК6								
і СТНС складу 0,5%Si+0,5%B+2%Cr+7%Ni+90% вазелін								
1	2,51	84,16	3,91	0,39	0,41	1,59	6,27	0,76
2	2,85	82,23	3,74	0,27	1,20	1,61	5,93	2,17
3	2,59	83,91	3,63	0,28	0,41	1,84	6,42	0,92
Σ	2,71	83,71	3,71	0,49	0,49	1,86	6,79	0,73
Компактний ЕІ марки Х20Н80 і СТНС складу 5%Si+5%B+90% вазелін								
1	3,24	—	—	4,17	4,71	17,13	68,31	2,44
2	3,85	—	—	4,01	4,53	16,21	63,79	7,61
3	3,43	—	—	4,20	4,71	17,82	66,41	3,43
Σ	3,37	—	—	4,28	4,32	17,98	66,89	3,16

*1 — шерстка поверхня, 2 — пора, 3 — гладка поверхня.

7,61 і 2,17% та покриттях, сформованих компактними ЕІ з ніхромового дроту марки Х20Н80 і твердого ступу ВК6 відповідно.

Найбільша кількість хемічних елементів у покриттях відповідає хемічним елементам, що входять до складу компактних електрод. Це — Вольфрам і Кобальт, що входять до складу твердого ступу ВК6, та Нікель і Хром, з яких складаються ЕІ з ніхромового дроту

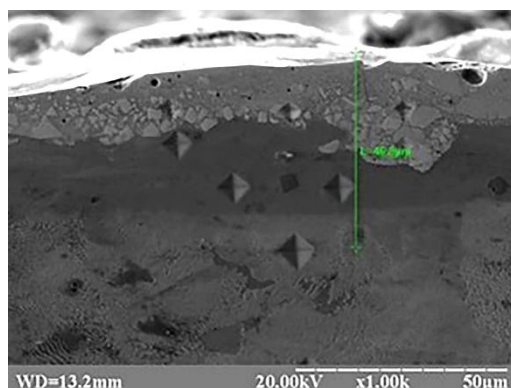


Рис. 7. Лінія сканування та розподіл мікротвердості по глибині шару за ЕІЛ ВЧ50 компактним ЕІ складу 90%ВК6+10%1М.

Fig. 7. The scanning line and the microhardness distribution along the depth of the layer in the course of ESA processing the high-strength ВЧ50 (VCh50) cast iron samples by the compact electrode-tool of the composition of 90%ВК6 (VK6)+10%1М.

ТАБЛИЦЯ 4. Результати локальної енергодисперсійної аналізи покриття, сформованого на зразку з чавуну марки ВЧ50 після ЕІЛ компактним ЕІ складу 90%ВК6+10%1М.

TABLE 4. The results of local energy dispersive analysis of the coating formed on the high-strength ВЧ50 (VCh50) cast iron sample due to ESA processing by the compact electrode-tool of the composition of 90%ВК6 (VK6)+10%1М.

Покриття: 90%ВК6+10%1М; крок сканування — 10 мкм									
С	W	Co	B	Si	Cr	Ni	Mn	Fe	Σ, %
2,37	85,23	3,76	—	1,48	0,21	0,67	—	6,28	100
2,57	84,16	3,72	—	1,32	0,18	0,61	—	7,44	100
2,62	76,17	3,12	—	1,38	0,14	0,43	0,11	16,03	100
2,91	41,14	1,91	—	1,46	0,16	0,21	0,24	51,97	100
3,51	17,21	0,73	—	1,39	0,13	0,08	0,41	76,54	100
3,63	0,78	0,13	—	1,58	0,12	0,02	0,49	93,25	100
3,58	—	—	—	1,92	0,15	—	0,53	93,82	100
3,43	—	—	—	1,32	0,14	—	0,46	94,65	100

марки Х20Н80.

На рисунку 7 показано лінію сканування хемічних елементів по глибині поверхневого шару зразка з чавуну марки ВЧ50 після легування компактим ЕІ 90%ВК6+10%1М, а в табл. 4 наведено результати локальної енергодисперсійної аналізи сформованого покриття.

Аналіза табл. 4 показує, що Вольфрам і Кобальт, максимальна кількість яких на поверхні складає 85,23 і 3,76% відповідно, а також Нікель (0,67%) у міру віддалення від поверхні поступово зникають і на віддалі у $\cong 50$ мкм не виявляються. Кількість Феруму, що є основним елементом чавуну, від мінімальної кількості на поверхні у 6,28%, навпаки, поступово збільшується і на віддалі у $\cong 50$ мкм від поверхні відповідає кількості, що знаходиться у чавуні марки ВЧ50. На глибині у $\cong 20$ мкм з'являється Манган (0,11%), який у міру віддалення від поверхні поступово збільшується до кількості, що є у чавуні марки ВЧ50, — $\cong 0,3-0,7\%$. Силіцій і Хром входять до складу чавуну ВЧ50 і тому також виявляються аналізою у кількості, що відповідає марочному складу основи.

Аналіза таблиці 5 показує, що Нікель і Хром, максимальна кількість яких на поверхні складає 68,03 і 17,67% відповідно, а також Силіцій (4,55%) і Бор (4,11%) у міру віддалення від обробленої поверхні вглиб підкладинки поступово зникають і на глибині у $\cong 60$ мкм зовсім зникають, крім Силіцію, який входить до складу ВЧ50. Ферум, що є основним елементом чавуну, від мінімальної кількості на поверхні у 2,28%, навпаки, поступово збільшується і на глибині у $\cong 60$ мкм відповідає марочному вмісту ВЧ50. На глибині у $\cong 20$ мкм з'являється Манган (0,17%), який у міру заглиблення пос-

ТАБЛИЦЯ 5. Результати локальної енергодисперсійної аналізи покриття, сформованого на зразку з чавуну марки ВЧ50 після ЕІЛ компактим ЕІ складу 1М: 70%Ni, 20%Cr, 5%Si, 5%B.

TABLE 5. The results of local energy dispersive analysis of the coating formed on the high-strength ВЧ50 (VCh50) cast iron sample due to ESA processing by the compact electrode-tool of the composition of 1M: 70%Ni, 20%Cr, 5%Si, 5%B.

Покриття 1М: 70% Ni, 20% Cr, 5% Si, 5% B; крок сканування — 10 мкм							
С	В	Si	Cr	Ni	Mn	Fe	$\Sigma, \%$
3,36	4,11	4,55	17,67	68,03	—	2,28	100
3,21	4,01	4,07	14,31	61,15	—	13,25	100
3,51	3,34	3,58	10,28	43,14	0,17	35,98	100
3,64	2,23	2,14	4,72	23,54	0,23	63,50	100
3,52	0,72	1,89	1,12	8,95	0,31	83,49	100
3,67	0,01	1,61	0,43	0,73	0,38	93,17	100
3,70	—	1,91	0,13	—	0,52	93,73	100
2,93	—	1,33	0,12	—	0,47	95,14	100

тупово збільшується до марочного вмісту чавуну $\cong 0,3-0,7\%$.

На рисунках 8 і 9 показано лінії сканування хемічних елементів по глибині поверхневого шару зразка з чавуну ВЧ50 за легування компактным ЕІ ВК6 і СТНС складу $0,5\%\text{Si}+0,5\%\text{B}+2\%\text{Cr}+7\%\text{Ni}+90\%$ вазелін, а в табл. 6 наведено результати локальної енергодисперсійної аналізи сформованого покриття.

Аналіза таблиці 6 показує, що Вольфрам і Кобальт, максимальна

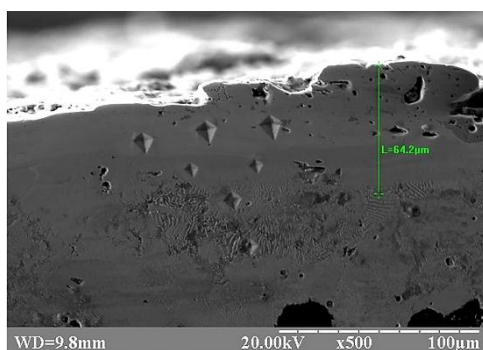


Рис. 8. Лінія сканування та розподіл мікротвердості по глибині шару за ЕІЛ ВЧ50 компактным ЕІ складу 1М.

Fig. 8. The scanning line and the microhardness distribution along the depth of the layer in the course of ESA processing the high-strength ВЧ50 (VCh50) cast iron samples by the compact electrode-tool of the composition of 1М.

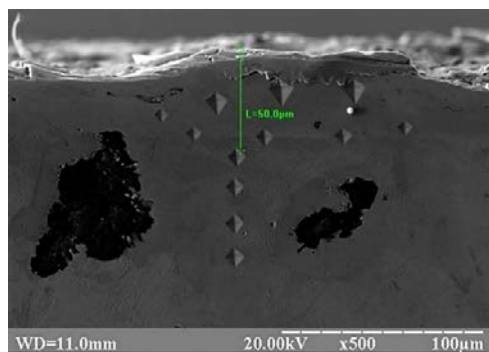


Рис. 9. Лінія сканування та розподіл мікротвердості по глибині шару за ЕІЛ зразків з чавуну марки ВЧ50 ЕІ з твердого стопу ВК6 з використанням СТНС.

Fig. 9. The scanning line and the microhardness distribution along the depth of the layer in the course of ESA processing the high-strength ВЧ50 (VCh50) cast iron samples by the electrode-tool of the BK6 (VK6) hard alloy and with the use of the STSM.

ТАБЛИЦЯ 6. Дані локальної енергодисперсійної аналізи покриття, сформованого на зразку з чавуну марки ВЧ50 після ЕІЛ компактним ЕІ з твердого стопу ВК6 з використанням СТНС 0,5%Si+0,5%B+2%Cr+7%Ni+90% вазелін.

TABLE 6. The results of local energy dispersive analysis of the coating formed on the high-strength ВЧ50 (VCh50) cast iron sample due to ESA processing by the compact electrode-tool of the ВК6 (VK6) hard alloy with the use of the STSM of the composition of 0.5%Si+0.5%B+2%Cr+7%Ni+90% petroleum jelly.

Покриття з твердого стопу ВК6 з СТНС 0,5%Si+0,5%B+2%Cr+7%Ni+90% вазелін; крок сканування — 10 мкм									
С	W	Co	B	Si	Cr	Ni	Mn	Fe	Σ, %
2,61	84,17	3,91	0,39	1,22	1,51	2,53	—	3,66	100
2,79	79,14	2,76	0,37	1,25	1,32	2,14	—	10,23	100
2,91	51,67	1,15	0,32	1,38	1,14	1,37	—	40,06	100
2,73	11,17	0,73	0,27	1,42	0,23	0,75	0,12	82,58	100
3,10	0,95	0,07	0,08	1,72	0,15	0,33	0,32	93,28	100
3,43	0,06	0,01	—	1,63	0,14	0,02	0,44	94,27	100
3,58	—	—	—	1,81	0,15	—	0,53	93,93	100
3,39	—	—	—	1,34	0,13	—	0,45	94,69	100

кількість яких на поверхні складає 84,17 і 3,91% відповідно, а також Нікель (2,53%), Хром (1,51%) і Бор (0,39%) у міру заглиблення поступово понижуються і на глибині у $\cong 50$ мкм, окрім Хрому, який входить до складу чавуну, не виявляються. Ферум, що є основним елементом чавуну, від мінімальної кількості на поверхні у 3,66%, навпаки, поступово збільшується і на глибині у $\cong 50$ мкм відповідає марочному складу ВЧ50. На глибині у $\cong 30$ мкм з'являється Манган (0,12%), який з віддаленням від поверхні поступово збільшується до кількості, що міститься в чавуні марки ВЧ50, — $\cong 0,3-0,7\%$. Силіцій і Хром входять до складу чавуну ВЧ50 і тому також виявляються аналізою у кількості, що відповідає марочному складу основи.

На рисунку 10 показано лінію сканування хемічних елементів по глибині поверхневого шару зразка з чавуну марки ВЧ50 після легування компактним ЕІ марки Х20Н80 і СТНС складу 5%Si+5%B+90% вазелін, а в табл. 7 наведено результати локальної енергодисперсійної аналізи сформованого покриття.

Аналіза табл. 7 показує, що кількість Нікелю та Хрому, максимальний вміст яких на поверхні складає 68,81 і 17,11% відповідно, а також Силіцій (4,56%) і Бор (4,27%) у міру віддалення від обробленої поверхні поступово зникають і на глибині у $\cong 70$ мкм не виявляються, крім Силіцію та Хрому, які входять до марочного складу ВЧ50.

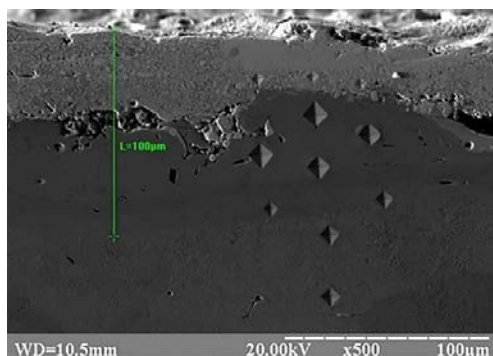


Рис. 10. Лінія сканування та розподіл мікротвердості по глибині шару за ЕІЛ зразків з чавуну марки ВЧ50 ЕІ марки Х20Н80 і СТНС складу 5%Si+5%B+90% вазелін.

Fig. 10. The scanning line and the microhardness distribution along the depth of the layer in the course of ESA processing the high-strength ВЧ50 (VCh50) cast iron samples by the electrode-tool of the Х20Н80 (Kh20N80) grade and with the use of the STSM of the composition of 5%Si+5%B+90% petroleum jelly.

ТАБЛИЦЯ 7. Результати локальної енергодисперсійної аналізи покриття, сформованого на зразку з чавуну марки ВЧ50 після ЕІЛ компактним ЕІ марки Х20Н80 із СТНС складу 5%Si+5%B+90% вазелін.

TABLE 7. The results of local energy dispersive analysis of the coating formed on the high-strength ВЧ50 (VCh50) cast iron sample due to ESA processing by the compact electrode-tool of the Х20Н80 (Kh20N80) grade and with the use of the STSM of the composition of 5%Si+5%B+90% petroleum jelly.

Покриття з твердого стопу ВК6							
з СТНС: 0,5%Si+0,5%B+2%Cr+7%Ni+90% вазелін; крок сканування — 10 мкм							
С	В	Si	Cr	Ni	Mn	Fe	Σ, %
3,15	4,27	4,56	17,11	68,81	—	2,10	100
2,91	4,15	4,34	17,43	67,14	—	4,03	100
2,95	4,04	4,13	16,38	65,63	—	6,87	100
2,79	3,41	3,45	16,89	59,12	0,21	14,13	100
2,76	2,77	2,43	14,21	55,18	0,17	22,48	100
3,41	0,17	1,98	6,32	21,23	0,14	66,75	100
3,52	0,11	1,64	0,72	0,93	0,31	92,77	100
3,43	—	1,90	0,27	0,04	0,27	94,09	100
3,29	—	1,45	0,19	—	0,43	94,64	100
3,62	—	1,63	0,14	—	0,47	94,14	100
3,58	—	1,41	0,15	—	0,51	94,35	100
2,95	—	1,38	0,13	—	0,32	95,22	100

Ферум, що є основним елементом чавуну, від мінімальної кількості на поверхні у 2,10%, навпаки, поступово збільшується і на глибині у $\cong 70$ мкм відповідає кількості, що знаходиться в чавуні марки ВЧ50. На глибині у $\cong 30$ мкм виявляється Манган (0,21%), який у міру віддалення від поверхні в основу поступово збільшується до $\cong 0,3-0,7\%$, що відповідає марці ВЧ50.

5. ВИСНОВКИ

1. З нанесенням методом ЕІЛ на чавун марки ВЧ50 покриттів як компактними ЕІ складу 90%ВК6+10%1М і 1М, так і ЕІ з твердого стопу ВК6 і ніхромового дроту Х20Н80 з використанням СТНС складу 0,5%Si+0,5%B+2%Cr+7%Ni+90% вазелін і 5%Si+5%B+90% вазелін відповідно структура поверхневого шару складається з трьох ділянок: «білого» та перехідного шарів товщиною у 15–75 і 10–20 мкм відповідно та основного металу.
2. Найбільшу мікротвердість зразків у 13260 і 12800 МПа одержано з використанням компактних ЕІ з твердого стопу ВК6 і ніхромового дроту Х20Н80 відповідно із використанням СТНС, а товщина їхнього шару підвищеної твердості сягає 50 і 90 мкм відповідно.
3. Поверхня покриттів, одержаних компактними ЕІ із використанням СТНС, складається з їхніх хемічних елементів і незначної кількості Феруму, що входить до складу матеріалу основи — чавуну. Водночас найбільша кількість Феруму виявляється у порах.
4. Легувальні елементи покриття у міру віддалення від обробленої поверхні в основу поступово зникають і на віддалі у $\cong 50$ мкм для покриттів складу 90%ВК6+10%1М і твердого стопу ВК6 з СТНС та на віддаль у 60 і 70 мкм для покриттів складу 1М і ніхромового дроту Х20Н80 відповідно з СТНС не виявляються, а кількість Феруму збільшується.

ПОДЯКИ

Частину наукових результатів одержано в рамках науково-дослідного проєкту «Розробка екологічно безпечних технологій модифікації поверхні деталей обладнання електростанцій комбінованими методами, заснованими на електроіскровому легуванні» (державний реєстраційний № 0124U000539) за виконання Сумським державним університетом, що фінансується МОН України.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. V. B. Tarel'nyk, O. P. Gaponova, N. V. Tarel'nyk, M. Y. Dumanchuk, M. M. Maifat, and V. A. Gerasimenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**,

- No. 4: 427 (2025) (in Ukrainian).
2. Yu. S. Samotugina, B. A. Lyashenko, and O. O. Bezumova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 8: 1105 (2021) (in Ukrainian).
3. O. P. Shylyna, *Visnyk Mashynobuduvannia ta Transportu*, **2**:115 (2017) (in Ukrainian).
4. T. A. Hurei, *Vestnyk KhNADU*, **74**: 48 (2016) (in Russian).
5. T. S. Skoblo, O. I. Sidashenko, and O. V. Saichuk, *Korpusni Detali z Chavuniv ta Yikh Yakisni Pokaznyky: Monohrafiya* [Cast Iron Body Parts and Their Quality Indicators: Monograph] (Kharkiv: Disa Plius: 2019).
6. T. S. Skoblo, O. Yu. Marchenko, and I. M. Rybalko, *Metodyka Otsinky Stupenyu Degradatsiyi Metaliv Vyrobiv u Protsesi Ekspluatatsiyi* [Method for Assessing the Degree of Metal Degradation of Products During Operation], Patent 95287 UA (publ. 25.06.15., Bull. No. 12) (in Ukrainian).
7. T. S. Skoblo, S. H. Kartashov, and N. S. Hrankina, *Visnyk Kharkivs'kogo Natsional'noho Tekhnichnogo Universytetu Sil'skogo Hospodarstva im. P. Vasylenka*, **122**: 143 (2012) (in Ukrainian).
8. O. I. Sidashenko, T. S. Skoblo, O. V. Tikhonov, A. K. Avtukhov, O. V. Saychuk, V. A. Bantkovsky, O. D. Martynenko, I. G. Sherzhukov, and O. O. Goncharenko, *Tekhnologichni Systemy Remontnoho Vyrobnytstva. Ch. 3. Proektuvannya Resursozberihayuchykh Tekhnologichnykh Protsesiv Remontu Mashyn* [Technological Systems of Repair Production. Pt. 3. Design of Resource-Saving Technological Processes for Machine Repair] (Kharkiv: KhNTUSG: 2012).
9. T. S. Skoblo, A. K. Avtukhov, O. I. Sidashenko, O. Iu. Klochko, Yu. L. Belkin, and R. H. Sokolov, *Sposib Vyrobnytstva Prokatnykh Valkiv* [Method of Manufacturing Rolling Rolls], Patent 105761UA (opubl. 11.04.2016) (in Ukrainian).
10. T. S. Skoblo and V. M. Vlasovets, *Materials Science*, **47**, No. 5:644 (2012).
11. I. P. Shatskyi, V. V. Perepichka, and L. Ya. Ropyak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 1: 69 (2020) (in Ukrainian).
12. M. S. Storozhenko, A. P. Umanskii, A. E. Terentiev, and I. M. Zakiev, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **56**, Nos. 1–2: 60 (2017).
13. 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).
14. M. Bembenek, P. Prysyazhnyuk, T. Shihab, R. Machnik, O. Ivanov, and L. Ropyak, *Materials*, **15**, No. 14: 5074 (2022).
15. 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).
16. L. Ropyak, I. Schuliar, and O. Bohachenko, *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, **1**, Iss. 5: 53 (2016) (in Ukrainian).
17. I. Ivasenko, V. Posuvailo, H. Veselivska, and V. Vynar, *International Scientific and Technical Conference on Computer Sciences and Information Technologies (2020)*, vol. **2**, p. 9321900.
18. M. Bembenek, M. Makoviichuk, I. Shatskyi, L. Ropyak, I. Pritula, L. Gryn, and V. Belyakovskyi, *Sensors*, **22**, Iss. 21: 8105 (2022).
19. M. M. Student, V. M. Dovhnyuk, V. M. Posuvailo, I. V. Koval'chuk, and V. M. Hvozdet's'kyi, *Materials Science*, **53**, Iss. 3: 359 (2017).
20. O. Bazaluk, O. Dubei, L. Ropyak, M. Shovkopliias, T. Pryhorovska, and V. Lozynskyi, *Energies*, **15**, Iss. 1: 83 (2022).

21. T. S. Skoblo, A. A. Goncharenko, N. V. Firsova, and A. N. Legkobytt, *Materialy Nauchno-Prakticheskoy Konferentsii Studentov i Magistrantov BGATU* [Proc. of the Scientific and Practical Conference of Students and Masters of BGATU] (2019) [in Russian].
22. A. V. Karakurkchi, *Functional Materials*, **22**, Iss. 2: 181 (2015).
23. V. A. Tatarenko and T. M. Radchenko, *Uspehi Fiziki Metallov*, **3**, Iss. 2: 111 (2002) (in Ukrainian).
24. A. D. Pogrebnjak, A. A. Bagdasaryan, P. Horodek, V. Tarelnyk, V. V. Buranich, H. Amekura, N. Okubo, N. Ishikawa, and V. M. Beresnev, *Materials Letters*, **303**: 130548 (2021).
25. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, Ye. V. Konoplyanchenko, N. S. Yevtushenko, and V. O. Herasymenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 6: 795 (2018) (in Russian).
26. O. Gaponova, Cz. Kundera, G. Kirik, V. Tarelnyk, V. Martsynkovskyy, Ie. Konoplianchenko, M. Dovzhyk, A. Belous, and O. Vasilenko, *Estimating Qualitative Parameters of Aluminized Coating Obtained by Electric Spark Alloying Method* (Eds. A. D. Pogrebnjak and V. Novosad). *Advances in Thin Films, Nanostructured Materials, and Coatings. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (Singapore: Springer: 2019).
27. O. P. Gaponova, B. Antoszewski, V. B. Tarelnyk, P. Kurp, O. M. Myslyvchenko, and N. V. Tarelnyk, *Materials*, **14**: 6332 (2021).
28. N. V. Tarelnyk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 8: 1037 (2022) (in Ukrainian).
29. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, Ye. V. Konoplyanchenko, N. S. Yevtushenko, and V. O. Herasymenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 6: 795 (2018) (in Ukrainian).
30. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, G. V. Kirik, N. V. Tarelnyk, and M. O. Mikulina, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 5: 655 (2020) (in Ukrainian).
31. O. P. Gaponova, V. B. Tarelnyk, V. S. Martsynkovskyy, G. V. Kirik, and A. B. Batalova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 8: 1121 (2021) (in Ukrainian).
32. O. P. Gaponova, V. B. Tarelnyk, V. S. Martsynkovskyy, Y. I. Semirnenko, and O. V. Rysnaya, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 9: 1155 (2021) (in Ukrainian).
33. V. B. Tarelnyk, I. V. Konoplianchenko, O. P. Gaponova, O. A. Sarzhanov, and B. Antoszewski, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **58**, Nos. 11–12: 703 (2020).
34. V. Martsinkovsky, V. Yurko, V. Tarelnik, and Yu. Filonenko, *Procedia Engineering*, **39**: 148 (2012).
35. V. Martsinkovsky, V. Yurko, V. Tarelnik, and Yu. Filonenko, *Procedia Engineering*, **39**: 157 (2012).
36. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, Ye. V. Konoplianchenko, N. V. Tarelnyk, and O. O. Vasylenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 2: 173 (2019) (in Ukrainian).
37. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, Ye. V. Konoplianchenko, V. S. Martsynkovskyy, N. V. Tarelnyk, and O. O. Vasylenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 3: 313 (2019) (in Ukrainian).
38. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, Ie. V. Konoplianchenko, N. V. Tarelnyk, M. Y. Dumanchuk, M. O. Mikulina, V. O. Pirogov, S. O. Gorovoy, and

- N. K. Medvedchuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 11: 1475 (2022) (in Ukrainian).
39. V. Tarelnyk, I. Konoplianchenko, N. Tarelnyk, and A. Kozachenko, *Materials Science Forum*, **968**: 131 (2019).
40. B. Antoszewski, O. P. Gaponova, V. B. Tarelnyk, O. M. Myslyvchenko, P. Kurp, T. I. Zhylenko, and I. Konoplianchenko, *Materials*, **14**: 739 (2021).
41. V. Martsynkovskyy, V. Tarelnyk, V. Martsynkovskyy, P. Furmańczyk, and N. Tarelnyk, *AIP Conference Proceedings*, **2017**, No. 1: 020017 (2018).
42. V. Tarelnyk, A. Kozachenko, V. Martsynkovskyy, C. Kundera, and O. Gaponova, *Proc. of the 2018 IEEE 8th International Conference on Nanomaterials: Applications and Properties–NAP 2018*, p. 8915077.
43. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, V. B. Loboda, M. A. Mikulina, and B. A. Sarzhanov, *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, **57**, No. 2: 173 (2021).
44. V. Tarelnyk, I. Konoplianchenko, O. Gaponova, B. Sarzhanov, and A. Polyvanyi, *Proc. of the 2022 IEEE 12th International Conference “Nanomaterials: Applications and Properties”–NAP 2022*.
45. V. Tarelnyk, O. Gaponova, V. Martsynkovskyy, T. Voloshko, and O. Semernya, *Proc. of the 2020 IEEE 10th International Conference “Nanomaterials: Applications and Properties”–NAP 2020*, p. 9309618.
46. O. M. Myslyvchenko, O. P. Gaponova, V. B. Tarelnyk, and M. O. Krapivka, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **59**, Nos. 3–4: 201 (2020).
47. O. P. Gaponova, V. B. Tarelnyk, B. Antoszewski, O. M. Myslyvchenko, and J. Hoffman, *Materials*, **15**, No. 17: 6085 (2022).
48. O. V. Ivankova, O. V. Garashchuk, V. I. Kutsenko, V. V. Shcherbyna, D. V. Chizhevsky, Ya. V. Babych, and M. O. Tikhonov, *Visnyk PDAA*, **4**: 283 (2020) (in Ukrainian).
49. M. M. Student, V. M. Hvozdetyskyi, T. R. Stupnytskyi, and Y. V. Dzioba, *Science and Innovation*, **13**, No. 6: 34 (2017).
50. V. M. Gvozdecki, *Visnyk Natsional'noi Akademii Nauk Ukrainy*, **3**: 79 (2018) (in Ukrainian).
51. B. A. Lyashenko, Ye. K. Solovykh, and V. I. Mirnenko, *Optimizatsiya Tekhnologii Nanoseniya Pokrytiy po Kriteriyam Prochnosti i Iznosostoykosti* [Optimization of Coating Application Technology According to Durability and Wear Resistance Criteria] (Kyiv: IPP NAN: 2010) (in Russian).
52. T. S. Skoblo, N. N. Rybalko, A. V. Tykhonov, and A. D. Martynenko, *Tekhnichnyy Servis Ahropromyslovoho, Lisovoho ta Transportnoho Kompleksiv*, **15**: 60 (2019) (in Ukrainian).
53. B. Carcel, J. Sampedro, A. Ruescas, and X. Toneu, *Physics Procedia*, **12**: 353 (2011).
54. A. Guzanova, M. Džupon, D. Draganovská, J. Brezinová, J. Viňáš, D. Cmorej, E. Janoško, and P. Maruschak, *Acta Metallurgica Slovaca*, **26**, No. 2: 37 (2020).
55. V. B. Tarelnyk, A. V. Paustovskii, Y. G. Tkachenko, V. S. Martsynkovskii, E. V. Konoplyanchenko, and K. Antoshevskii, *Surf. Engin. Appl. Electrochem.*, **53**: 285 (2017).
56. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, V. I. Melnyk, N. V. Tarelnyk, V. M. Zubko, V. M. Vlasovets, Ie. V. Konoplianchenko, S. G. Bondarev, O. V. Radionov, M. M. Mayfat, V. O. Okhrimenko, and A. V. Tkachenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**: 683 (2023) (in Ukrainian).

PACS numbers: 46.35.+z, 62.20.F-, 81.10.Jt, 81.40.Ef, 81.40.Lm, 81.70.Bt, 83.50.Uv

Study of the Low-Carbon Steel Plasticity Life During Deformation with Intermediate Heat Treatment

O. L. Haydamak, V. F. Hraniak

*Vinnytsia National Agrarian University,
3 Sonyachna Str.,
UA-21008 Vinnytsia, Ukraine*

Cold plastic deformation of metals leads to work hardening of the material, which increases its hardness, raises the tensile strength, and reduces significantly its plasticity and plastic viscosity. To expand the technological capabilities of cold plastic deformation of metals, such processes as wire production by drawing through multiple passes, gradually reducing the wire diameter, can utilize deformation in several stages with intermediate heat treatments (annealing). These treatments allow for recrystallization and healing of microdefects generated during the previous deformation stage. This study examines the recovery of plasticity after cold plastic deformation in two passes of low-carbon steel 08, with heating of the deformed work piece after the first pass to temperatures above the recrystallization temperature for different types of deformation. Based on the research results, a graph of the relationship between the degree of deformation and the stress-state indicator for different deformation types is constructed. A plasticity diagram for steel 08 is plotted for both the initial state and the state after intermediate heat treatment under the conditions of annealing at 690°C for one hour. Samples for compression, tension, torsion, and combined tension and torsion are prepared to implement various types of deformation. A graph is plotted showing the relationship between the utilized plasticity resource at the second deformation stage and the plasticity resource used at the first deformation stage. Patterns of recovery of the utilized plasticity resource during intermediate annealing for the simple and complex deformation types of different work

Corresponding author: Oleg Haydamak
E-mail: vntu111@gmail.com

Citation: O. L. Haydamak and V. F. Hraniak, Study of the Low-Carbon Steel Plasticity Life During Deformation with Intermediate Heat Treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 47, No. 7: 737–752 (2025), DOI: 10.15407/mfint.47.07.0737

© Publisher PH “Akademperiodyka” of the NAS of Ukraine, 2025. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

pieces made of steel 08 are established. As found, the deformation history has no significant effect on the recovery patterns of plasticity reserves during deformation with intermediate heat treatment of low-carbon steel 08.

Key words: low-carbon steel, plasticity, recrystallization, annealing, deformation.

Холодна пластична деформація металів приводить до наклепу матеріалу заготовки, який підвищує твердість матеріалу останньої, збільшує межу міцності, а також значно знижує пластичність і пластичну в'язкість. Для розширення технологічних можливостей холодного пластичного деформування металів для таких процесів як виготовлення дротів шляхом волочіння, за багато переходів поступово зменшуючи діаметр дроту, можна застосувати деформування за декілька етапів з проміжними термообробленнями (відпалами), завдяки яким відбувається рекристалізація та заліковування мікродфектів, що були згенеровані на попередньому етапі деформування. В статті досліджено відновлення ресурсу пластичності після холодної пластичної деформації за два переходи маловуглецевої криці 08 під час нагрівання zdeформованої заготовки після першого переходу до температур вище температури рекристалізації для різних видів деформування. За результатами досліджень побудовано графік залежності ступеня деформації від показника напруженого стану для різних видів деформування. Побудовано діаграму пластичності для криці 08 у вихідному стані та після проміжного термооброблення за режимами проміжного відпалювання за 690°C упродовж однієї години. Для реалізації різних видів деформування було виготовлено зразки для осаджування, розтягування, кручення й одночасного розтягування з крученням. Побудовано графік залежності використаного ресурсу пластичності на другому етапі деформування в залежності від використаного ресурсу пластичності на першому етапі деформування. Встановлено закономірності відновлення використаного ресурсу пластичності під час проміжного відпалювання для простих і складних видів деформування різних видів заготовок із криці 08. З'ясовано, що історія деформування не має значного впливу на закономірності відновлення запасу пластичності під час деформування з проміжним термічним обробленням маловуглецевої криці 08.

Ключові слова: маловуглецева криця, пластичність, рекристалізація, відпал, деформація.

(Received 3 March, 2025; in final version, 13 May, 2025)

1. INTRODUCTION

Examples of implementation of volumetric deformation processes show that the search for rational modes of preliminary heat treatment and plastic deformation, as well as the use of efficient lubricants allow achieving a stable course of parts treatment process [1, 2], particularly, the materials being difficult to deform and having low plasticity [3].

Of interest is the study of heat treatment influence on restoration of

deformed metal plasticity in the process of radial extrusion, which is characterized by the most rigid pattern of stress-strain state and a low value of ultimate deformation degree [4, 5]. Analysis of pre-annealing influence by used plasticity resource amount and by successive annealing on the amount of the metal plasticity reserve recovery was performed during radial extrusion of work pieces made from steel 08.

In industry, cold working of metals by pressure is widely used, because such treatment allows obtaining high-quality parts with accurate dimensions, which does not require their further treatment [6]. In addition, cold working of metals can be the only way to obtain some parts, for example, wires [7]. Wire can only be obtained by using such a cold deformation process as dragging (Fig. 1). In this process, wire 5 under the action of force P is pulled through hole 2, which has an inlet cone at angle α . Thus, wire diameter decreases from diameter D to d , and its length increases significantly. This wire is made of low-carbon steel grades such as steel 05kp, 08, 10, as per DSTU B V.2.6-2:2009 standard.

It is known that cold plastic deformation of metals is characterized by increase in hardness, strength, and decrease in ductility and viscosity [8–10]. During the deformation process, intensive hardening occurs at its initial stage, and such characteristics as tensile strength σ_b and yield strength $\sigma_{0.2}$ increase. The yield strength increases faster than the tensile strength, and with large deformations, tensile strength and yield strength equalize each other, while metal plasticity

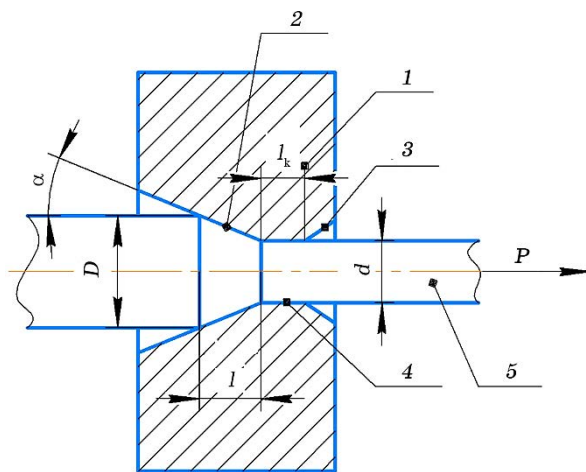


Fig. 1. Schematic representation of the process of wire production by dragging: 1—drag, 2—input cone, 3—output loosening, 4—calibration belt, 5—wire. P —dragging force, D —initial wire diameter, d —post-dragging wire diameter, α —semi-angle of the input cone of the drag, l —length of the deformation centre section, l_k —length of the calibration belt.

drops to zero [11, 12]. Such a state of deformed material is called as the limit state, and its further deformation leads to its fracture [13, 14]. The effect of metal strengthening under the influence of cold deformation is called as hardening. Due to hardening, cold plastic deformation can increase the hardness and strength of deformed metal by 1.5 to 3 times [16, 17]. At the same time, hardening significantly reduces metals' plastic properties, which in many cases does not allow achieving the desired degree of metal deformation without exceeding its tensile strength, *i.e.*, without fracture [18]. At the same time, metal cold plastic deformation converts it into a thermodynamically unstable state, which persists indefinitely at a room temperature. Metal conversion into a more stable state is only possible by applying thermal effects to the deformed work piece [2]. Such thermal effect is called as annealing, during which the process of deformed metal recrystallization occurs. When a deformed work piece is heated, as temperature increases, there occurs increase in plasticity and decrease in strength, *i.e.*, the effect of hardening in deformed work piece disappears [19, 20]. During the recrystallization process, new grains with fewer structural defects and an equiaxed shape are formed and enlarged.

For the recrystallization to occur, certain conditions must be met, and in particular, the deformation degree must be at least 2% in low-carbon steels, 5% in iron and copper, and 6% in nickel. Moreover, for each of the above materials there exists own minimum temperature for recrystallization process T_{recr} to be started, which depends on melting temperature T_{melt} and is calculated using formula as follows [2]:

$$T_{\text{recr}} = \alpha T_{\text{melt}}, \quad (1)$$

where α is proportionality coefficient ($\alpha = 0.2$ for chemically pure metals, $\alpha = 0.4$ for technically pure alloys and metals, $\alpha = 0.8$ for complex alloys).

The recrystallization process can be described in the following sequence [21]. As the pre-treatment degree of preliminary deformation grows, the number of recrystallization centres, the so-called primary recrystallization occurs, which leads to formation of small equiaxed grains. Because of new grains' formation, hardening disappears and deformed metal plasticity of the increases. Such being the case, metal properties approach the ones existed prior to its deformation. With further heating, neighbouring grains merge and a new coarse-grained structure may appear that worsens the mechanical properties, especially, impact toughness.

Recrystallization annealing is usually used for interoperation softening of metal in the course cold dragging, rolling and other forming operations of cold pressure treatment. At enterprises, to reduce the heat treatment time, recrystallization-annealing temperature is in-

creased by 100...200°C above the recrystallization temperature.

Deformation of work pieces in several runs with annealing between runs can significantly expand technological capabilities of such processes as radial compression extrusion to obtain three and four-sided cavities, pressing, dragging and many other processes.

Heat treatment 'cures' microdefects that occur in the course of cold deformation and eliminates the hardening formed during plastic deformation. This allows for greater degrees of deformation. However, despite researchers' close attention of two studying the effect of intermediate heat treatment on plasticity, known literary sources lack data on recovery of low-carbon steels' plasticity reserve in the course of annealing and data on deformation history influence on the patterns of plasticity reserve recovery. The methodology for calculation of limit deformations during deformation with intermediate heat treatment is insufficiently substantiated.

To address these problems, experimental studies of processes of cold plastic deformation of low-carbon steel work pieces used in wire manufacture for the needs of building structures were conducted in accordance with DSTU B V.2.6-2:2009 standard. Steel 08 was chosen for the study. Specimens were prepared from steel 08 and subjected to step-wise deformation with intermediate heat treatment.

2. EXPERIMENTAL/THEORETICAL DETAILS

An important issue in development of the methodology lies in studying the influence of deformation history on recovery of work-pieces' plasticity reserve during cold deformation with intermediate annealing and, in fact, the choice of test programs. Since we are talking about plasticity under complex loading, it is necessary to implement different deformation paths. According to the linear theory of damage accumulation, the rate of damage accumulation during plastic deformation at a given time is determined by the magnitude of limiting deformation e_p . Such being the case, the rate of damage accumulation during complex deformation depends not only on the limiting deformation, but also on the 'deformation direction', which is determined by derivative $d\eta/de_u$, where η is the stress indicator and e_u is the deformation degree [6].

In order to identify this dependence influence on the regularities in plasticity reserve recovery during cold deformation with intermediate heat treatment, the basic series of experiments was carried out according to the programs corresponding to the rays emanating from ($\eta = 0$, $e_u = 0$) and ($\eta = -1$, $e_u = 0$) points. Such being the case, in the deformation vector space, the deformation path is depicted by trajectories of small curvature.

When studying the deformation history influence on recovery of

plasticity reserve of work pieces deformed with intermediate annealing, the comparison of the results of studies was carried out under simple and complex deformation.

A simple deformation will hereinafter be understood as the deformation, in which the stress state index remains unchanged throughout the deformation $\eta = \text{const}$. Complex deformation is understood as the deformation, in which the stress state index changes with the increasing deformation degree e_u [22]. Such being the case, the ratio between principal stresses and strains changes. The deformation is active (deformation with no intermediate unloading). All specimens were made of steel 08. The work pieces for the specimens were taken from one batch of metal. The specimens were brought to different stages of preliminary deformation (three specimens per stage), then annealed in an electric furnace at the temperature of 690°C with a holding time of 1 hour (cooling with the furnace) and further deformed to fracture.

To implement simple deformation, specimens were used for deposition, torsion and tension. Specimens for deposition tests had the diameter of 10 mm and the height of 16 mm (Fig. 2, *c*). The co-ordinate grid was applied to the equator of specimens' cylindrical surface using a hardness tester. The grid size was 1 mm along the equator and 2 mm along the height. Deformation was carried out on PMM-125 press. Lead foil together with graphite grease was placed under the ends of the specimens. The change in coordinate grid dimensions was measured using the instrumental microscope with the accuracy of ± 0.005 mm. The moment of fracture was recorded with the appearance of the first crack with the width of 0.05 to 0.1 mm. The stress state indicator for this type of test was $\eta = -1$. The total of 12 specimens was tested.

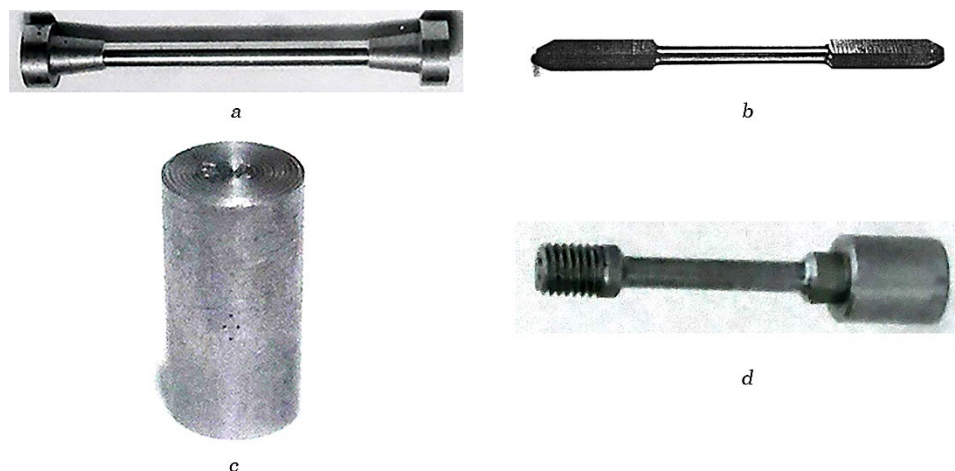


Fig. 2. General view of samples for tests on tension (*a*), torsion (*b*), deposition (*c*), and torsion with tension (*d*).

The specimens intended for testing under torsion conditions had the working part length $b = 100$ mm and diameter $d = 10$ mm (Fig. 2, *b*). A scratch was made on the working part of the specimens parallel to the generator of the working part cylinder. After the fracture, the angle of this scratch inclination relative to its initial position was measured using the instrumental microscope. The torsion test was carried out on KM-50 testing machine. The stress state indicator for this test type was $\eta = 0$. The total of 25 specimens was tested.

Specimens intended for testing under tensile conditions had working part length $L = 100$ mm and diameter $d = 10$ mm (Fig. 2, *a*). Tensile tests were carried out on P-20 testing machine. After the specimen fractured, the working part elongation and diameter were measured. The stress state index for this type of test was $\eta = 1 = \text{const}$. The total of 20 specimens was tested.

Under complex deformation conditions, deposition specimens with height $H = 16$ mm and diameter $d = 10$ mm were used (Fig. 2, *c*). Deformation was carried out without butt end lubrication. At the same time, the specimen had a convex shape on the side surface, which caused a change in the stress state index with the degree of deformation increase. The methodology of deposition tests without butt end lubrication is similar to the deposition tests with butt end lubrication, which is described above. The total of 10 specimens was tested. In addition to the specified tests, the specimens having a working part length of 30 mm and a diameter of 6 mm (Fig. 2, *d*) were deformed under conditions of joint tension and torsion. The specimens' deformation was carried out according to a given program on ZDMU-30 testing machine by smoothly increasing the twist angles and axial elongations. In this process, required elongations were controlled using a micrometer, and the twist angle was controlled using a limb installed on the testing machine.

The deformation paths under tension with torsion were defined by straight lines in $h = ke_u$ form. According to for these deformation types, the test program was calculated using formula as follows:

$$\text{tg} \alpha = z^{-1.5} \sqrt{3} \int_1^z \sqrt{z} \sqrt{\frac{1}{k^2} \left(\frac{2}{k} \ln z \right)^{-1} - 1} dz, \quad (2)$$

where z is the specimen dimensionless parameter:

$$\ln z = \ln \frac{l}{l_0}, \quad (3)$$

where l and l_0 are the specimen current and initial lengths, α is the twist angle of the initial generator on the surface of the specimen working part cylinder.

The rotation angle of one specimen end relative to the other is de-

torsion (Fig. 3, where $K = 0.2, 0.5, 0.66, 1.0$) were used, which had working part length $L = 30$ mm and diameter $d = 6$ mm. A scratch was made on the specimen working part parallel to the generator of the working part cylinder. After fracture, the angle of this scratch inclination relative to its initial position and the specimen elongation were measured using an instrumental microscope. Test programs were calculated for these specimens, which are presented in the form of diagrams in Fig. 3. The total of 37 specimens was tested.

To assess the plasticity resource used, one should have a plasticity diagram. The plasticity diagram was constructed according to the results obtained using the following approximating expression proposed by G. D. Del [6], which includes the values of limiting deformations in torsion $e_{p(\eta=0)}$ and compression $e_{p(\eta=-1)}$ as coefficients:

$$e_p = \frac{e_{p(\eta=-1)} e_{p(\eta=0)} \exp(-\eta)}{e_{p(\eta=-1)} + \eta [e_{p(\eta=-1)} - e^* e_{p(\eta=0)}]}, \quad (5)$$

where e^* is the basis of the natural logarithm.

To these tests similarly, the tests were also conducted for annealed material in the mode corresponding to an intermediate heat treatment. Hence, two plasticity diagrams were obtained: a diagram for the material in the initial condition and the same material, but annealed in the modes corresponding to intermediate heat treatment modes.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Obtained experimental results were processed according to the method described in Ref. [6]. During specimen deposition, the deformation degree was calculated using formula as follows:

$$e_u = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{e_z^2 + e_z e_\varphi + e_\varphi^2}, \quad (6)$$

and the stress-state index was determined using relation as follows:

$$\eta = \sqrt{3} \frac{e_z + e_\varphi}{\sqrt{e_z^2 + e_z e_\varphi + e_\varphi^2}}, \quad (7)$$

where

$$e_z = \ln \frac{z}{z_0}, \quad e_\varphi = \ln \frac{\varphi}{\varphi_0},$$

where z_0 and φ_0 are the distances between the markers in the original specimen middle zone (Fig. 2, c) vertically and horizontally ($z_0 = 2$ mm

and $\varphi_0 = 1$ mm, respectively); z and φ_0 are the distances between the deformed specimen same markers, vertically and horizontally, respectively.

The deformation path calculated according to these relations is shown in Fig. 3, where sign ($\circ$) indicates the annealing place and sign ($\times$) indicates the place of the specimen fracture. The deformation path corresponding to line *A* was obtained during specimens' deposition with an intensive lubrication of the specimens' butt ends. The deformation path corresponding to line *H* was obtained, when the specimens were deposited without lubrication of the specimens' butt ends, which is described as follows:

$$\eta = -1 + 1.2e_u. \quad (8)$$

The degree of the specimen deformation (Fig. 2, *b*) under torsion was calculated under angle α of scratch inclination on the generating cylindrical surface to its initial position, which is parallel to the specimen axis, as follows:

$$e_{u(\eta=0)} = \frac{\operatorname{tg} \alpha}{\sqrt{3}}. \quad (9)$$

The deformation path is shown in Fig. 3 (line *B*).

The deformation degree under tension was determined as follows:

$$e_{p(\eta=1)} = 2 \ln \frac{d_0}{d}, \quad (10)$$

where d_0 , d are specimen diameters before and after deformation. This deformation path is shown in Fig. 3 (line *F*).

For torsion with stretching, deformation paths were constructed according to relation (1) for different values of $K = 0.2, 0.5, 0.66$ and 1.0 . In Figure 3, they are marked with letter *K*.

To assess the deformation history influence on the plasticity resource recovery during annealing, one should calculate the plasticity resource used before and after annealing. For example, under torsion, tension and deposition with butt end lubrication, the resource used prior to annealing is $\Psi_1 = e_{u1}/e_{p1}$ and also after annealing $\Psi_2 = e_{u2}/e_{p2}$, where e_{p1} is the deformation degree corresponding to the fracture during the specimen deformation in the initial state before annealing, e_{p2} is the same but for the one annealed in the same conditions as during intermediate annealing. If the specimens in the initial state have no hardening, then, $e_{p1} = e_{p2}$.

When calculating Ψ_1 , Ψ_2 for complex deformation (which are indicated in Fig. 3 by letters *H* and *K*), these values were determined using formula as follows [6]:

$$\Psi = \int_0^{e_u} \left(1 + 0.2 \operatorname{arctg} \frac{d\eta}{de_u} \right) \frac{e_u^{0.2 \operatorname{arctg} \frac{d\eta}{de_u}}}{\left[e_p^*(e_u) \right]^{1 + 0.2 \operatorname{arctg} \frac{d\eta}{de_u}}} de_u. \quad (11)$$

In that process, the calculation was carried out similarly to the one given for simple deformation types: Ψ_1 was calculated in relation to the plasticity diagram of the material in the initial state (curve *D* in Fig. 3), and Ψ_2 was calculated in relation to the plasticity diagram of the annealed material (curve *C* in Fig. 4).

Obtained results were plotted on the graph of dependence of the plasticity resource used before and after annealing $\Psi_2 = f(\Psi_1)$ (Fig. 5). Upon processing of the results, using the least squares method and ‘Trend Line’ function of MS Excel program, the following expression was obtained, which approximates $\Psi_2 = f(\Psi_1)$ dependence for simple deformation types:

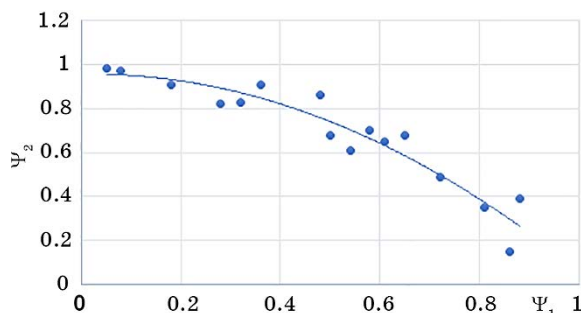


Fig. 4. Graph of dependence $\Psi_2 = f(\Psi_1)$ for simple deformation types. The following deformation types are simple: stretching where $\eta = 1 = \text{const}$, deposition where $\eta = -1 = \text{const}$, and torsion where $\eta = 0 = \text{const}$.

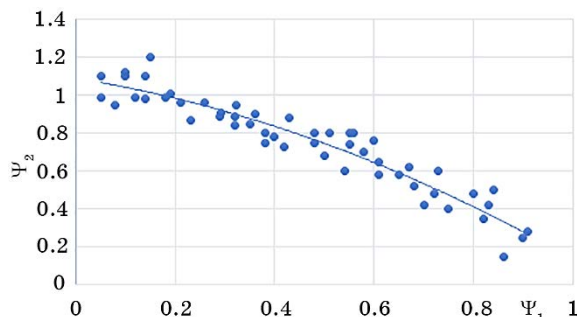


Fig. 5. Graph of dependence $\Psi_2 = f(\Psi_1)$ for complex deformation types (tension with torsion and deposition without lubrication of butt ends, where $\eta = f(e_u)$).

$$\Psi_2 = 0.9858 - 0.1169\Psi_1 - 0.8366\Psi_1^2. \quad (12)$$

The reliability of obtained approximation is $R^2 = 0.904$.

The approximation of simple deformation types is shown in Fig. 4.

The results obtained for complex deformation types were plotted on the graph of dependence of the plasticity resource used before and after annealing $\Psi_2 = f(\Psi_1)$ (Fig. 5). Upon processing of the results, using the least squares method and 'Trend Line' function of MS Excel program, the following expression was obtained, which approximates $\Psi_2 = f(\Psi_1)$ dependence for complex deformation types:

$$\Psi_2 = 1.0886 - 0.4177\Psi_1 - 0.5355\Psi_1^2. \quad (13)$$

The reliability of obtained approximation is $R^2 = 0.9082$.

To assess the deformation history influence on the process of plasticity resource recovery by intermediate annealing, let us compare the recovery results for complex and simple deformation types. To do so, using obtained approximations (12) and (13), we calculated possible plasticity resource at the second, post-annealing, deformation stage, and compared the obtained results presented in Table 1.

As can be seen from the approximations obtained for simple and complex deformation types, there are slight differences in the plasticity resource recovery Ψ_2 in the range of $0.7 \leq \Psi_1 \leq 0.95$ within 6.64%. At the same time, in the range of $0.2 \leq \Psi_1 \leq 0.7$, the results almost coincide. Hence, it can be concluded that deformation history has no significant impact on the regularities of plasticity resource recovery during deformation with intermediate annealing for simple and complex deformation types for low-carbon steel 08. Obtained results correlate well with the results obtained in the study of deformation process with intermediate annealing for high-carbon alloy steel P6M5 [6].

When designing the technological process for pressure treatment of metal with intermediate heat treatment, one should know, at what deformation stage it is advisable to perform annealing in order to achieve the desired deformation degree with no fracture. In this connection,

TABLE 1. Comparison of the results of calculation of used plasticity resource Ψ_2 for simple (by approximation (12)) and complex (by approximation (13)) deformation types with intermediate annealing.

Ψ_1	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8	0.9
$\Psi_2(12)$	1.064	0.9929	0.913	0.8252	0.7288	0.6242	0.5112	0.3899	0.26
$\Psi_2(13)$	1.0414	0.9836	0.915	0.8358	0.7458	0.6452	0.5338	0.411	0.27
Difference	-0.022	-0.009	0.001	0.0106	0.017	0.0209	0.0225	0.021	0.01
%of deviation	-2.2	-0.9495	0.201	1.2705	2.2792	3.2517	4.2261	5.280	6.64

the method for calculation of maximum permissible deformations during deformation with intermediate heat treatment was proposed. It is known that the deformation degree that corresponds to the work-piece material fracture for different deformation types is different, while the plasticity resource used at the time of fracture for any deformation types will be the same: $\Psi = 1$.

Proceeding from these ideas, it is possible to construct a new plasticity diagram that takes into account the plasticity recovery depending on the previous deformation and annealing. For a better idea of the method for a new plasticity diagram construction, a three-dimensional diagram was used, which is shown in Fig. 7, where pre-annealing deformation degree e_{u1} is plotted on Ox -axis; the deformation degree corresponding to the fracture during post-annealing deformation e_{u2} is plotted on Oy -axis; the stress state indicator η being plotted on Oz -axis. This diagram shows the experimental values obtained under tension, compression and torsion, through which their approximating lines A, B, C are drawn. In plane (e_{u1}, η) , diagram N of the initial material plasticity in the initial state is drawn. In plane (e_{u2}, η) , diagram M of the initial annealed material plasticity is drawn under intermediate annealing modes.

The method for construction of a new plasticity diagram will be explained by the following example.

To do this, we will use dependence diagrams $\Psi_2 = f(\Psi_1)$ (Figs. 4, 5) and their approximations (12) and (13), which are the most accurate for simple and complex deformation types, respectively.

Knowing the plasticity resource used at the first stage, for example $\Psi_1 = 0.5$, we can, for example, determine $\Psi_2 = 0.75$ from approximation (13). The new coefficients of plasticity diagram (5) are determined from the following equation:

$$E_{p3(\eta=i)} = \Psi_1 e_{p1(\eta=i)} + \Psi_2 e_{p2(\eta=i)}; \quad (14)$$

for our example, the following values will be as follow:

$$\begin{aligned} e_{p3(\eta=1)} &= 0.5 \cdot 0.6 + 0.75 \cdot 0.7 = 0.82, \\ e_{p3(\eta=0)} &= 0.5 \cdot 1 + 0.75 \cdot 1.3 = 1.475, \\ e_{p3(\eta=-1)} &= 0.5 \cdot 2 + 0.75 \cdot 2.8 = 3.1. \end{aligned} \quad (15)$$

The discrepancy between calculation results according to the methodologies under consideration does not exceed 10%.

After the first deformation stage, the unaccounted part of used plasticity resource will be as follows:

$$\Delta\Psi_1 = 1 - \Psi_2 = 1 - 0.75 = 0.25. \quad (16)$$

During further deformation, calculation of used plasticity resource must be performed according to new plasticity diagram, which reflects the increase in plasticity as a result of annealing after cold deformation, *i.e.*, according to the diagram constructed according to coefficients (18). Let us assume that, at the second, post-annealing deformation stage, used plasticity resource will be $\Psi'_1 = 0.7$, and, from approximation (13), we find $\Psi'_2 = 0.53$. Then, the new coefficients of the plasticity diagram will be determined from the following equations:

$$e_{p4(\eta=i)} = e_{p2(\eta=i)} \Psi'_1 + e_{p3(\eta=i)} \Psi'_2; \quad (17)$$

$$e_{p4(\eta=1)} = 0.7 \cdot 0.7 + 0.7 \cdot 0.53 = 0.861, \quad (18)$$

$$e_{p4(\eta=0)} = 1.3 \cdot 0.7 + 1.3 \cdot 0.53 = 1.005, \quad (19)$$

$$e_{p4(\eta=-1)} = 2.8 \cdot 0.7 + 2.8 \cdot 0.53 = 2.135. \quad (20)$$

Hence, the algorithm for calculation of maximum allowable deformation degree f for several runs with intermediate annealing consists of the following stages.

1. Construction of plasticity diagrams for the work piece material in the initial state and after its annealing under the temperature modes of intermediate annealing using formula (5).
2. Construction of the deformation path for the work piece zones with the greatest deformation degree.
3. Calculation of plasticity resource Ψ_1 used at the first deformation stage.
4. Determination of possible resource Ψ_1 at the next deformation stage by approximation (12) for simple deformation paths or by approximation (13) for complex deformation types.
5. If the sum is $\Sigma(1 - \Psi_2) < 1$, it is possible to continue deformation.
6. Calculation of the plasticity-diagram new coefficients using formula (5), whose coefficients take into account plasticity recovery due to annealing. Further, the calculation takes place in a similar sequence according to paragraphs 1, 2, 3, 4.
7. If the sum is $\Sigma(1 - \Psi_2) > 1$, it is impossible to continue deformation without work piece material fracture.

This algorithm provides for the possibility of deformation in several runs until the total used plasticity resource reaches 1 and exceeds this value.

The distinctive feature of this method as compared to the method presented in paper is that the calculation of used plasticity resource is carried out taking into account the pre-annealing deformation history, while the degree of recovery of the plasticity resource used in the course of annealing is taken into account due to the rise in the plasticity diagram under the calculation method proposed. At the same time, the calculation of the plasticity resource used, as set forth in paper [4],

is performed with no regard to pre-annealing deformation history, because the deformation degree at each deformation stage is calculated from zero to the value preceding the next annealing.

4. CONCLUSION

An experimental study of the recovery of the used plasticity resource during annealing after cold plastic deformation of low-carbon steel 08 was conducted, and the results are in good agreement with the generally accepted theory of deformation. Patterns of recovery of the used plasticity resource during annealing for simple and complex deformation types of low-carbon steel were established. It was found that the type of deformation in the studied area does not significantly affect the patterns of recovery of plasticity reserves during intermediate annealing. A methodology for calculating the limiting degree of deformation in multipass deformation with intermediate annealing was developed, allowing for the consideration of the deformation history preceding each pass. It was demonstrated that the used plasticity resource, according to this methodology, was determined by considering the limiting values of the plasticity of the deformed metal, which continuously change as a result of deformations and annealing, more fully reflecting the essence of the investigated processes. The results of these studies can be applied in the development of various technological processes, such as wire production by drawing, extrusion of three- and four-cornered cavities by radial compression, axial open and closed extrusion, semi-closed extrusion, and other processes where deformation does not allow achieving the required degree of deformation in a single pass without destroying the work piece.

REFERENCES

1. S. Smirnov, *Frattura ed Integrità Strutturale*, **7**, No. 24: 7 (2013) (in Ukrainian).
2. L. M. Sokolov, I. S. Aliyev, O. Y. Markov, and L. I. Alieva, *Tekhnolohiya Kuvannya: Pidruchnyk* [Forging Technology: Textbook] (Kramatorsk: DSMA: 2011) (in Ukrainian).
3. Z. Chang and J. Chen, *Journal of Materials Processing Technology*, **276**: 116396 (2020).
4. A. A. Bogatov, C. V. Kolmogorov, and C. V. Smirnov, *Izvestiya Universiteta. Ferrous Metallurgy*, **36**, No. 2: 62 (1978) (in Ukrainian).
5. V. Borysov, A. Lytvynov, N. Braginet, A. Petryshchev, S. Artemev, B. Tsymbal, M. Poliakov, A. Bratishko, V. Kuzmenko, and O. Kholodiuk, *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, **10**, No. 105: 48 (2020) (in Ukrainian).
6. O. L. Haydamak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 10: 1189 (2023) (in

- Ukrainian).
7. M. Ionescu, T. Chandra, C. Sommitsch, and R. Shabadi, *Metallurgy of Steel* (Trans. Tech. Publications Ltd.: 2023).
8. E. Posviatenko, R. Posviatenko, L. Budyak, Y. Shvets, P. Paladiichuk, I. Aksom, B. Rybak, B. Sabadash, and V. Hryhoryshen, *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, **12**, No. 95: 48 (2018) (in Ukrainian).
9. O. L. Haydamak and V. F. Hraniak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 12: 1485 (2023).
10. V. Hraniak, *Revue Roumaine des Sciences Techniques. Serie Electrotechnique et Energetique*, **68**, No. 4: 357 (2023) (in Ukrainian).
11. M. Ivanov, O. Pereyaslavskiy, S. Shargorodskiy, and R. Hrechko, *Journal of Physics: Conference Series*, **1741**: 012051 (2021) (in Ukrainian).
12. M. Ivanov, O. Motorna, O. Pereyaslavskyy, S. Shargorodskiy, K. Gromaszek, M. Junisbekov, A. Kalizhanova, and S. Smailova, *Mechatronic Systems. Applications in Transport, Logistics, Diagnostics, and Control* (London: Routledge: 2021).
13. V. F. Hraniak, V. V. Kukharchuk, V. V. Bilichenko, V. V. Bogachuk, S. Sh. Katsyv, S. V. Tsymbal, W. Wycik, and M. Kalimoldayev, *Proc. of SPIE-International Society for Optical Engineering*, **11176**: 1117663 (2019).
14. V. F. Hraniak, V. V. Kukharchuk, V. V. Bogachuk, Y. G. Vedmitskiy, I. V. Vishtak, P. Popiel, and G. Yerkeldessova, *Proc. of SPIE-International society for Optical Engineering*, **10808**: 1080866 (2018).
15. N. M. Ismail, N. A. Khatif, M. A. K. Kecik, and M. A. H. Shaharudin, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, **114**: 012108 (2016).
16. K. K. Alaneme and E. A. Okotete, *Journal of Science: Advanced Materials and Devices*, **4**, No. 1: 19 (2019).
17. S. Arafin, R. N. Singh, and A. K. George, *Phys. B: Condensed Matter*, **419**: 40 (2013).
18. I. Z. Awan and A. Q. Khan, *Journal of the Chemical Society of Pakistan*, **41**, No. 6: 1 (2019).
19. D. Arsić, V. Lazić, A. Sedmak, J. Živković, M. Djordjević, G. Mladenović *Transactions of FAMENA*, **44**, No. 2: 71 (2020) (in Croatian).
20. V. Turych, N. Weselowskaya, V. Rutkevych, and S. Shargorodskiy, *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, **6**, No. 90: 60 (2017).
21. M. Pulupec and L. Shvets, *Proc. of the ICCPT-2019 Current Problems of Transport (28–29.05.2019, Ternopil, Ukraine)*, p. 195 (in Ukrainian).
22. Y. G. Vedmitskiy, V. V. Kukharchuk, V. F. Hraniak, I. V. Vishtak, P. Kacejko, and A. Abenov, *Proc. of SPIE - International Society for Optical Engineering*, **10808**: 1080801 (2018).
23. I. Kyrytsya, *Herald of Khmelnytskyi National University Technical Sciences*, **311**, No. 4: 100 (2022) (in Ukrainian).

PACS numbers: 62.20.fk, 62.20.fq, 62.20.M-, 62.20.mj, 62.20.mm, 62.20.mt, 81.40.Np

Механічна стабільність і крихкість металів і сплавів.

Ч. 4. Механізм руйнівальної дії концентраторів напружень

Ю. Я. Мешков, Г. П. Зіміна, К. Ф. Сорока, Т. В. Мельниченко

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

В циклі робіт «Механічна стабільність і крихкість металів і сплавів» (частини 1–3) представлено систематичний розгляд проблеми руйнування металевих матеріалів в умовах окрихчення їх під дією концентраторів напружень (КН). В основу моделю руйнування закладено уявлення про руйнування як втрату механічної стабільності (МС) твердого тіла (ТТ), що знаходиться під дією прикладених сил. В заключній, 4-й частині циклу викладено основи уявлень про особливості механізму руйнування металевих тіл в умовах неоднорідних силових полів у зонах дії КН або за вигину навантажених зразків. Розглядається оригінальний енергосиловий модель руйнування металевих матеріалів, у яких завдяки пластичності з'являється особлива механічна властивість — резерв механічної стабільності (РМС) (або «зламостійкість») B_r . Руйнівальна сила КН проявляється в локальному вичерпанні РМС (B_r) у зоні пластичності КН, відповідно до величини ефективного коефіцієнта перенапружень α_{ef} . Критична величина α_{ef}^N визначається як руйнівальна сила КН, що повністю вичерпує РМС металу B_{rc} за критичної температури крихкості T_c в момент руйнування на межі плинності металу σ_{NF} . За визначенням $\alpha_{ef}^N = B_{rc}$ для $T = T_c$. В роботі наведено приклади застосування вказаних параметрів моделю

Corresponding author: Yuriy Yakovych Meshkov
E-mail: meshkov305@gmail.com

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

Citation: Yu. Ya. Meshkov, G. P. Zimina, K. F. Soroka, and T. V. Melnychenko, Mechanical Stability and Brittleness of Metals and Alloys. Pt. 4. Mechanism of Failure Action of Stress Concentrators, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 7: 753–768 (2025), DOI: 10.15407/mfint.47.07.0769

© Publisher PH “Akademperiodyka” of the NAS of Ukraine, 2025. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

α_{ef}^N і B_r на експериментальних даних з опублікованих робіт, які обіймають широкий спектр конструкційних криць ($\sigma_{0.2} = 140\text{--}2200$ МПа, $\psi_K = 10\text{--}85\%$) і різні види КН (тріщини, кільцеві надрізи).

Ключові слова: металеві стопи, резерв механічної стабільності, зламостійкість, ефективність руйнувальної дії КН, нормативна окрихчувальна сила концентраторів напружень.

The series of works ‘Mechanical Stability and Brittleness of Metals and Alloys’ (parts 1–3) presents a systematic review of the problem of failure of metal materials under conditions of their embrittlement due to the stress raisers (SRs). The failure model is based on the concept of fracture as the mechanical instability of a solid due to applied forces. The final, 4-th, part outlines the fundamentals of ideas concerning the specific features of the failure mechanism for metal solids under the non-uniform force fields inside the regions of SR action or during bending of loaded specimens. An original energy–force model of failure of metal materials is considered, in which, due to ductility, a special mechanical property manifests itself, namely, mechanical-stability margin (MSM) (so called ‘break resistance’) B_r . The SR destructive force manifests itself in local ‘exhaustion’ of MSM (B_r) within the SR plasticity zone according to the value of the effective stress-raising coefficient α_{ef} . The critical value of α_{ef}^N is defined as the SR destructive force, which completely ‘exhausts’ the MSM of metal, B_{rc} , at the critical brittleness temperature T_c at the moment of fracture at the yield point of the metal $\sigma_{0.2}$. By definition, $\alpha_{ef}^N = B_{rc}$ at $T = T_c$. This work provides examples of application of the specified model parameters, α_{ef}^N and B_r , to experimental evidence from published works covering a wide range of structural steels ($\sigma_{0.2} = 140\text{--}2200$ МПа, $\psi_K = 10\text{--}85\%$) and various types of CF (cracks, annular notches).

Key words: metal alloys, mechanical-stability margin, break resistance, destructive force of stress raiser, normative embrittlement force of stress raiser.

(Отримано 21 січня 2025 р.; остаточн. варіант — 7 квітня 2025 р.)

1. ВСТУП. ПОСТАНОВКА ЗАДАЧІ

Шкідлива роль різного роду концентраторів напружень (КН), — надрізів, тріщин тощо, — для міцності елементів конструкцій і деталей машин є загальновідомою. Для оцінки міри руйнувальної дії КН у ідеально крихких матеріалах (скло, граніт тощо) є численні довідники стосовно коефіцієнтів концентрації напружень α_σ для КН різної конфігурації та гостроти [1, 2]. Для металевих матеріалів з притаманною їм пластичністю коефіцієнти α_σ втрачають свою придатність через зміну чисто пружного напружено-деформованого стану (НДС) матеріалу на змішаний пружньо-пластичний. Але під дією КН металеві вироби, особливо з високоміцного класу стопів, не лише виявляють певні ознаки окрихчення в місцях зламу зразків, але нерідко втрачають міцність виробу σ_{NF}

до рівня нижче межі плинності ($\sigma_{0,2}$) металу, що свідчить про те, що присутність КН може призвести до крихкості виробу навіть з достатньо пластичного металевго стопу. Звідси виникла потреба визначати критичні параметри в'язко-крихкого переходу в металевих стопах шляхом руйнування спеціальних зразків з надрізами (типу *KCV*, *KCU*) в області низьких температур, де визначається критична температура в'язко-крихкого переходу T_c за умовним критерієм критичного показника роботи руйнування зразка — ударної в'язкості [3]. Параметер T_c достатньо простий і зручний для практичного інженерного застосування і тому впродовж кількох десятиліть успішно використовується в методиках атестації металевих стопів на крихкість. Але надати параметру T_c обґрунтоване фізичне трактування в модель механізму руйнівальної дії КН з відомим фактором α_σ через зв'язок з механічними властивостями металу ($\sigma_{0,2}$ — міцність, ψ_K — пластичність) є достатньо проблематичною справою.

В роботах [4–6] окрихчення та крихкість металів розглядалися з позицій концепції механічної стабільності, в якій для аналізу умов руйнування використовується спеціальний параметер механічних властивостей — пластичний резерв механічної стабільності (РМС) $B_r = S_K / \sigma_{0,2}$ (S_K — істинне напруження руйнування в шийці зразка), названий авторами зламостійкістю.

Зламостійкість B_r об'єднує в собі дію чинників пластичності та деформаційного зміцнення, тобто комплексно відображає роль пластичності в процесі руйнування металу, причому не в форматі показників пластичності (ψ_K), а в форматі показників міцності — S_K і $\sigma_{0,2}$, що уможлиблює розвинути принципово новий підхід до аналізу явища руйнування металів у рамках застосування нових параметрів дослідження.

Тому в заключній частині вказаного циклу робіт [4–6] поставлено задачу розглянути механізм руйнівальної дії концентратора напружень у конкретному зв'язку з руйнівною силою КН для крихких матеріалів α_σ . Слід відмітити, що поставлену задачу буде розглянуто в рамках феноменологічного підходу з використанням лише глобальних макроскопічних (інженерних) показників механічних властивостей ($\sigma_{0,2}$, S_K , σ_{NF}), не вдаючись до аналізу локальних показників НДС в зоні дії КН.

2. ПАРАМЕТРИ ВИМІРУ ОКРИХЧУВАЛЬНОЇ ДІЇ КОНЦЕНТРАТОРА НАПРУЖЕНЬ

Окрихчення металу під дією КН полягає в зменшенні вимірюваної пластичності зразка з КН — ψ_N у порівнянні з пластичністю гладкого зразка ψ_K (рис. 1).

Крихкість гладкого зразка означає $\psi_K \rightarrow 0$, що збігається зі збігом

напруження руйнування S_K з початком плинності металу $\sigma_{0,2}$ за температури T_{br} (рис. 1):

$$\sigma_{0,2} \approx S_K = R_{br}; \quad (1)$$

R_{br} — крихка міцність металу за температури крихкості за умови (1).

Збільшення температури T приводить до появи пластичності $\psi_K > 0$, що супроводжується розділенням напружень межі плинності $\sigma_{0,2}$ і руйнування S_K з появою стабільного пластичного деформаційного процесу в металі з утворенням силового інтервалу розміром

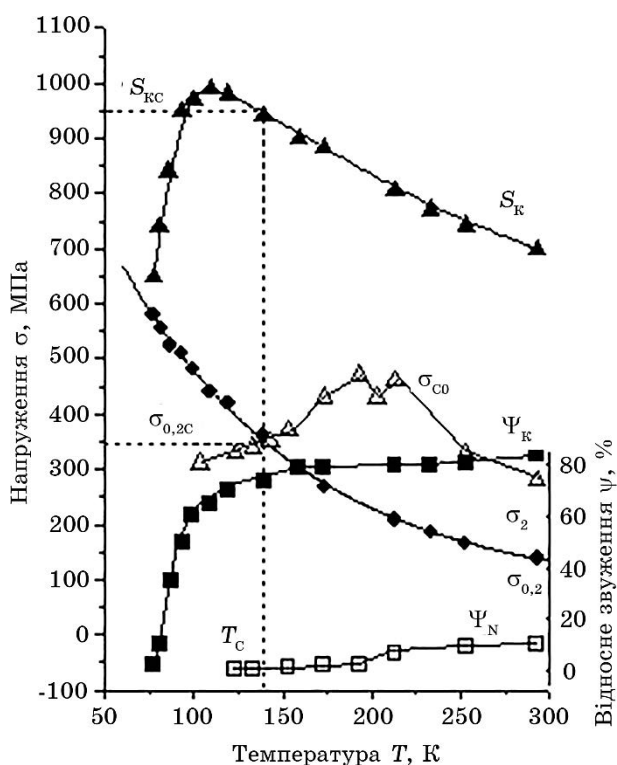


Рис. 1. Температурні залежності механічних властивостей α -Fe для гладких зразків ($\sigma_{0,2}$ — межа плинності, S_K — істинне напруження руйнування, ψ_K — відносне звуження під час розриву в шийці) та зразків з тріщиною втоми під час триточкового вигину (σ_{C0} — середнє номінальне напруження руйнування, ψ_N — відносне звуження в нетто перерізі зразка) [4].

Fig. 1. Temperature dependence of the mechanical properties of α -Fe for unnotched specimens ($\sigma_{0,2}$ is yield strength, S_K is true fracture stress, ψ_K is reduction in area, when breaking) and specimens with a fatigue crack under three-point loading (σ_{C0} is the average nominal fracture stress of specimen, ψ_N is reduction in area of the specimen net cross-section) by [4].

ΔS , який можна назвати пластичним резервом механічної стабільності (РМС):

$$\Delta S = S_K - \sigma_{0,2}. \quad (2)$$

Тобто феноменологічно сутність руйнування за напруження S_K полягає в тому, що металевий матеріал у принципі не має жодної можливості дійти до стану руйнування, як не здолати інтервал пластичного РМС ΔS хоча б у мінімальному розмірі $\Delta S \rightarrow 0$ за $T = T_{br}$ (рис. 1).

У зразках з КН у зоні локальної пластичності інтервал $\Delta S \gg 0$ долається за номінального (середнього) напруження руйнування $\sigma_{NF} > \sigma_{0,2}$ або $\sigma_{NF} < \sigma_{0,2}$, причому умова

$$\sigma_{NF} = \sigma_{0,2} \quad (3)$$

означає критичний стан крихкості зразка з КН, аналогічної умові (1); тому її позначають як $\sigma_{NFc} = \sigma_{0,2c}$ (рис. 2).

В роботах [5–7] резерв механічної стабільності (2) визначався у вигляді безрозмірного коефіцієнта B_r :

$$B_r = \frac{S_K}{\sigma_{0,2}}, \quad (4)$$

який відображає міру особливої механічної властивості металу та названий у [4–6] зламостійкістю металу B_r .

Аналогічно, для зразка з КН маємо:

$$B_{rN} = \frac{\sigma_{NF}}{\sigma_{0,2}}, \quad (5)$$

B_{rN} — показник залишкової зламостійкості зразка з КН*.

Відзначимо критичні значення параметрів зламостійкості B_r і B_{rN} під час в'язко-крихкого переходу в руйнуванні зразка з КН (3) ($T = T_c$; рис. 2) для гладкого зразка

$$B_{rc} = \frac{S_{Kc}}{\sigma_{0,2c}} \quad (6)$$

і для зразка з КН

$$B_{rNc} = \frac{\sigma_{NFc}}{\sigma_{0,2c}} = 1. \quad (7)$$

Співвідношення параметрів B_r і B_{rc} відображає температурну від-

*Примітка: В роботі [6] для параметрів зламостійкості використовувався показник b_r на одиницю менше: $b_r = B_r - 1$, що відображав нормований резерв міцності $b_r = \Delta S / \sigma_{0,2}$.

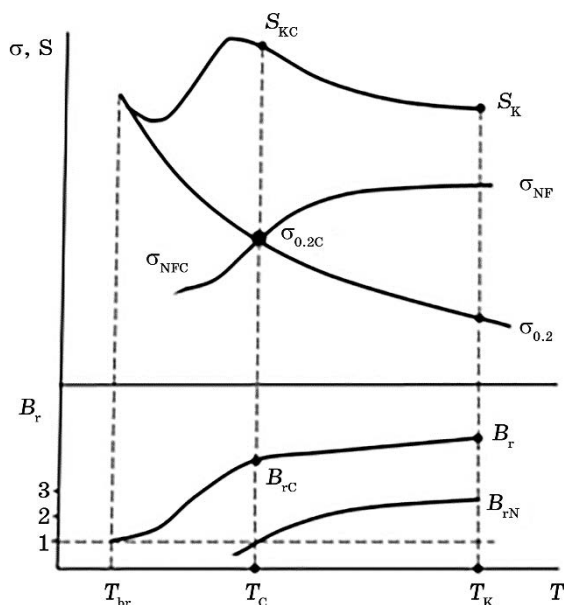


Рис. 2. Температурна залежність базових механічних характеристик $\sigma_{0.2}$, S_K і зламостійкостей для гладких зразків (B_r) і зразків з КН (B_{rN}) (схема).

Fig. 2. Temperature dependence of basic mechanical characteristics $\sigma_{0.2}$, S_K and break resistances for smooth specimens (B_r) and specimens with SR (B_{rN}) (scheme).

даленість зразка з КН від переходу у крихкий стан безпосередньо у показниках механічної властивості зламостійкості, а величина B_{rN} кількісно відображає міру захисту від крихкості ($B_{rN} > 1$) або, навпаки, міру переокрихнення ($B_{rN} < 1$) даного металу в умовах дії КН.

Друге важливе співвідношення параметрів B_r (4) і B_{rN} (5) відображає ефективність руйнівальної дії КН α_{ef} як співвідношення напружень руйнування гладкого зразка (S_K) і зразка з КН (σ_{NF}):

$$\alpha_{ef} = \frac{B_r}{B_{rN}} = \frac{S_K}{\sigma_{NF}} \quad (8)$$

і, відповідно, критичну (нормовану) ефективність α_{ef}^N за T_c :

$$\alpha_{ef}^N = \frac{B_{rc}}{B_{rNc}} = \frac{S_{Kc}}{\sigma_{0.2c}} = B_{rN}, \quad (9)$$

оскільки B_{rNc} за T_c дорівнює 1 згідно з (7).

Саме такі співвідношення запропонованих параметрів було використано в роботах [6, 7] для кількісної аналізи окрихчувальної дії КН у конструкційних металевих стопах.

3. МЕХАНІЗМ РУЙНУВАЛЬНОЇ ДІЇ КОНЦЕНТРАТОРІВ

В зразках з КН захисний від руйнування резерв механічної стабільності ΔS (або зона зламостійкості B_r ; рис. 1, 2) вичерпується локально повністю або частково в зоні пластичності (ЗП), що виникає біля вістря КН, в якій формується локальне перенапруження з певною величиною коефіцієнта перенапруження K_σ :

$$K_\sigma = \frac{\sigma_{\text{loc}}}{\sigma_{0,2c}}. \quad (10)$$

Хоча істинне значення величини локального напруження σ_{loc} залишається невідомим, проте в макроскопічному вимірі для *критичного* руйнування за $T = T_c$ достовірно відомо, що в момент руйнування за середнього напруження σ_{NFC} в зоні дії КН притаманний металу РМС (ΔS) було так чи інакше вичерпано; тому у виразі (10) замість σ_{loc} можна використати відому величину S_{Kc} (рис. 2), а отже, і критичне значення зламостійкості B_{rc} по (6). Тобто виключно для руйнування за T_c в умовах співвідношення (3) $\sigma_{\text{NFC}} = \sigma_{0,2c}$ фактичне фізичне співвідношення для K_σ по (8) можна еквівалентно відобразити певним ефективним параметром α_{ef}^N як ефективним коефіцієнтом локального перенапруження (КЛП) в зоні пластичності КН. Очевидно, що

$$\alpha_{\text{ef}}^N = B_{rc}. \quad (11)$$

Локальне перенапруження K_σ над межею пластичності $\sigma_{0,2}$ по (10) може складатися з двох незалежних чинників.

Перший чинник деформаційного зміцнення — $\sigma_e/\sigma_{0,2}$, який за Холомоном [8] визначається для деформації e , як

$$\frac{\sigma_e}{\sigma_{0,2}} = \left(\frac{e}{e_{0,2}} \right)^n, \quad (12)$$

де $e_{0,2} = 0,002$ (0,2%) — остаточна деформація на умовній межі плинності $\sigma_{0,2}$, n — показник деформаційного зміцнення ($n \ll 1$). Введемо коефіцієнт *деформаційного* перенапруження B_e :

$$B_e = \frac{\sigma_e}{\sigma_{0,2}}. \quad (13)$$

З (12) і (13) матимемо

$$B_e = (500e)^n. \quad (14)$$

Другий чинник перенапруження в зоні дії КН — пружне перена-

пруження над межею плинності $\sigma_{0,2}$, що виникає за рахунок жорсткості НДС в умовах тривісного розтягу ($\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 > 0$, гідростатичне розтягнення, складний вид НДС (СНС)). Коефіцієнт пружнього перенапруження j [9] —

$$j = \frac{\sigma_1}{\sigma_{0,2}}. \quad (15)$$

В умовах лінійного розтягу (з простим типом НДС (ПНС)) $j = 1$; в умовах СНС $j > 1$. В зоні пластичності КН тип НДС змінюється від контуру надрізу у глибину металу так, що на кінчику тріщини має місце практично простий тип НДС (ПНС), де $j \approx 1,15$, який у тонкостінних пластинах залишається таким для всієї зони пластичності. В товстих пластинах (брусах) внаслідок ефекту стиснення плинності в зоні пластичності поступово формується локальна зона СНС, де коефіцієнт j сягає максимальної величини порядку 2,7–3,0 [9].

Фактори B_e по (14) і j по (15) діють синергійно, підсилюючи один одного; тому α_{ef}^N по (11) виражається добутком

$$\alpha_{ef}^N = jB_e. \quad (16)$$

Фактори перезміцнення j і B_e змінюються по полю зони пластичності невідомим для нашої аналізи чином, але якщо у певній точці ЗП локальне напруження σ_{loc} по (10) досягне рівня енергетичної нестійкості даної деградованої пластичністю структури металу, то звідси почнеться процес автокаталітичного визволення пружної енергії за Гріффітом [10], тобто процес руйнування твердого тіла (ТТ) за номінального напруження $\sigma_{NF} \ll \sigma_{loc}$.

Подія руйнування ТТ макроскопічно фіксується за температури T з відповідною величиною B_r (B_{rc} по (11)), яка відображає руйнівальну силу КН в термінах чисто *деформаційного* показника B_e (16), відомого з умов лінійного розтягування зразка металу як зламостійкості B_r (4).

Отже, кожне руйнування зразка з КН знаходиться під контролем показників $\sigma_{0,2}$ і S_K (тобто B_r по (4)) від базових (стандартних) випробувань механічних властивостей металу, що, власне, й складало основу задачі даної роботи.

Далі буде показано приклади застосування показників зламостійкості B_r у дослідженнях закономірностей окрихчувальної та руйнівальної дії різних типів КН і типів НДС.

4. ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ АНАЛІЗИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДАНИХ

Аналізуємо вплив типу НДС і гостроти КН на руйнівальну силу концентратора напружень. В опублікованих раніше роботах [5–8,

12] параметер зламостійкості B_r по (4) було практично застосовано в аналізі експериментальних даних з руйнування зразків із КН на широкому наборі конструкційних криць з міцністю $\sigma_{0,2} = 140\text{--}2200$ МПа і пластичністю $\psi_K \cong 10\text{--}87\%$. Набутих результатів експерименту достатньо для ілюстрації механізму руйнівальної дії КН в металах і стопах, представленою в розд. 3.

В роботі [4] виконувалися систематичні дослідження руйнування зразків з надрізами різної геометричної конфігурації, а також тріщинами втоми на тонких пластинах (в умовах ПНС в зоні пластичності) та зразків з кільцевими надрізами різної гостроти (в умовах СНС в зоні пластичності КН), а також на брусах товщиною у 18 мм з наведеною тріщиною втоми. Визначалися показники $\sigma_{0,2}$, S_K , ψ_K на гладких зразках і σ_{NF} на зразках з КН для двох модельних матеріалів — високопластичного армко-заліза ($\alpha\text{-Fe}$, $\sigma_{0,2} = 140$ МПа, $\psi_K = 85\%$) (рис. 1) і низькопластичної відпаленої криці У8 ($\sigma_{0,2} = 340$ МПа, $\psi_K = 13\%$), а також криць кількох конструкційних марок. Дослідження проводилися в широкому інтервалі температур $300\text{--}77$ К з визначенням критичної температури T_c за умовою $\sigma_{NF} = \sigma_{0,2}$.

Наявні експериментальні дані з роботи [4] дали змогу визначити потрібні для даної аналізи показники зламостійкості B_r (для $T_c = 293$ К) і B_{rc} для відповідних температур T_c з метою узагальнення результатів експерименту. Нагадаємо, що головна задача нашої роботи полягала в тому, щоб перевести аналізу ефективності руйнівальної дії КН з *температурного* відліку через показники T_c до відповідних показників *механічної властивості* зламостійкості (B_r , B_{rc}), що уособлює собою антикрихчувальну роль пластичності в умовах дії КН у вигляді коефіцієнта *холодостійкості* K_{cr} (табл. 1):

$$K_{cr} = \frac{B_r}{B_{rc}}. \quad (17)$$

На підсумковому графіку рис. 3 представлено зміну ефективного коефіцієнта перенапруження α_{ef}^N по (9) для різних типів КН в умовах ПНС (тонкі пластини) і СНС (брус товщиною у 18 мм і кільцеві надрізи різної гостроти; див. табл. 1) в залежності від початкової зламостійкості металу B_r для $T = 293$ К за даними роботи [4], в якій, окрім вказаних модельних матеріалів ($\alpha\text{-Fe}$ і криці У8) досліджувалися низка різноманітних конструкційних криць і зразки, вирізані зі зварних швів на товстих брусах (18 мм) з наведеною тріщиною втоми (табл. 2). Додатково в табл. 2 було використано експериментальні дані довідникового характеру з роботи [13], в якій досліджувалися зразки з кільцевими надрізами (СНС) переважно з конструкційних загартовано-відпущених криць.

На рисунку 3 діагональна лінія $B_r = B_{rc}(\alpha_{ef}^N)$ розділяє поле рисунка на дві половини, з яких нижня частина (А) містить точки за умовою $B_r > B_{rc}$, а верхня (В) — $B_r < B_{rc}$. Тобто поле А означає, що руйну-

ТАБЛИЦЯ 1. Вплив сили КН (α_σ) і типу НДС (ПНС, тонкі пластини, СНС, кільцеві надрізи, тріщини) на критичні показники руйнування для T_c модельних стопів α -Fe ($\sigma_{0,2} = 140$ МПа, $B_r = 4,0$) та евтектоїдної криці У8 ($\sigma_{0,2} = 340$ МПа, $B_r = 1,7$) (K_{cr} для $T = 293$ К); α_σ — Нейберів коефіцієнт концентрації напружень [12].

TABLE 1. The effect of SR type (α_σ) and the type of SSS (biaxial thin plates, triaxial annular notches, cracks) at T_c on the critical characteristics of fracture of model α -Fe alloys ($\sigma_{0,2} = 140$ МПа, $B_r = 4.0$) and eutectoid steel U8 ($\sigma_{0,2} = 340$ МПа, $B_r = 1.7$) (K_{cr} for $T = 293$ К); α_σ is the Neiber's stress-raising coefficient [12].

№	Криця	КН (<i>r</i> , мм)	α_σ	$\sigma_{0.2}$, МПа	Ψ_K , %	T_c , К	$\sigma_{0.2c}$, МПа	$B_{rc}(\alpha_{ef}^N)$	$\frac{K_{cr}}{B_r/B_{rc}}$
Вид НДС: ПНС (тонкі пластини)									
1	α -Fe	К3	2,8	140	83	100	500	1,9	2,63
2	У8	(0,25)		350	13	200	500	2,0	1,35
3	α -Fe	К4	5,3	140	83	100	445	2,2	2,27
4	У8	(0,05)		350	13	240	440	2,2	1,23
5	α -Fe	К1	10,1	140	83	130	350	2,7	1,85
6	У8	(тріщина)		350	13	293	340	2,7	1,00
Вид НДС: СНС (п.п. 7–10 — кільцеві надрізи, п.п. 11–12 — тріщини в томи)									
7	α -Fe	К3	2,8	140	83	110	470	2,0	2,5
8	У8	(0,25)		350	13	125	825	1,1	2,45
9	α -Fe	К4	3,9	140	83	120	420	2,3	2,17
10	У8	(0,05)		350	13	150	650	1,5	1,8
11	α -Fe	К1	10,1	140	83	140	370	2,7	1,85
12	У8	(тріщина)		350	13	220	460	2,2	1,23

вання за T_c відбувається в умовах надлишкової пластичності (точніше — зламостійкості B_r) і, отже, це — руйнування в'язкого типу, де КН не здолав опір окрихченню даного стопу, а в полі В, навпаки, руйнівальна дія КН (α_{ef}^N) перевищила опір окрихченню B_r і руйнування під дією КН крихке, оскільки $\sigma_{NF} < \sigma_{0,2}$.

В таблиці 1 представлено дані лише для двох модельних стопів: α -Fe ($\sigma_{0,2} = 140$ МПа, $\psi_K = 83\%$, $B_r = 5,0$) і криці У8 ($\sigma_{0,2} = 340$ МПа, $\psi_K = 13\%$, $B_r = 2,7$). Досліджувалися зразки з КН у простому НДС (тонкі пластини, $t = 1$ мм — ПНС, поз. 1–6) і у СНС (кільцеві надрізи, поз. 7–10, брус, $t = 18$ мм з тріщиною в томи, $l = 20$ мм з руйнуванням за триточковому вигині, поз. 11–12). Показники концентрації напружень α_σ визначалися для зразків з надрізами відомої гостроти (поз. 1–4, 7–10) $r = 0,05$ мм і $r = 0,25$ мм) згідно з довідником [2]. Для зразків з тріщиною (поз. 5–6, 11–12) α_σ не визначається.

З позицій 1–6 (ПНС, табл. 1) видно, що показник критичних температур T_c істотно залежить від пластичності ψ_K стопу, тоді як критичні значення зламостійкості B_{rc} зростають зі збільшенням

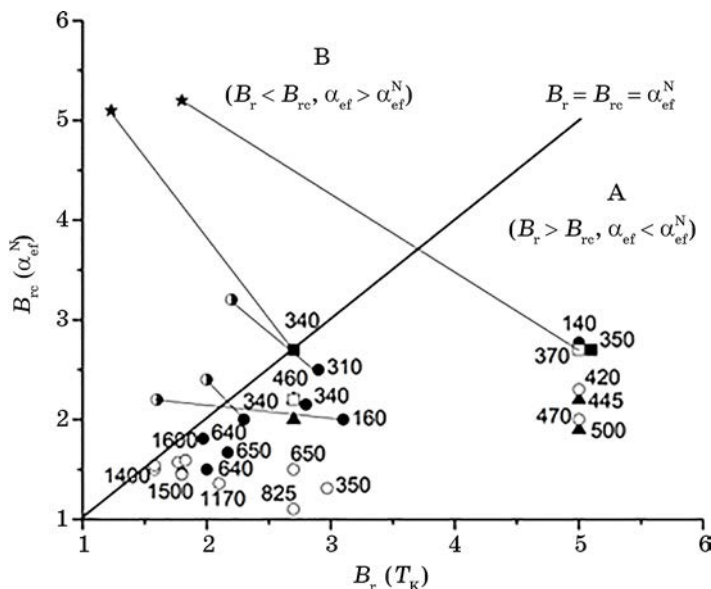


Рис. 3. Залежність ефективного коефіцієнта перенапружень α_{ef}^N різних видів КН від резерву механічної стабільності B_r криць ($\alpha_{ef}^N = B_{rc}$ для температури T_c): $\blacktriangle$ — тонкостінні пластини з надрізами (ПНС) (табл. 1, поз. 1–4); $\blacksquare$ — тонкостінні пластини з тріщинами (ПНС) (табл. 1, поз. 5–6); $\square$ — тріщина втоми (СНС) (табл. 1, поз. 11–12); $\circ$ — кільцеві надрізи (СНС) (табл. 2, поз. 1–7, табл. 1, поз. 7–10); $\bullet$ — брус (18 мм) з тріщиною, вигин (СНС) (табл. 2, поз. 8–16); Δ — α_{ef} для відповідних криць за $T < T_c$. Цифри біля точок — критична міцність криць $\sigma_{0,2c}$ для T_c (табл. 1, 2).

Fig. 3. Dependence of the effective overstress coefficient α_{ef}^N for different SR types on the mechanical-stability margin B_r of steels ($\alpha_{ef}^N = B_{rc}$ at T_c): $\blacktriangle$ are thin-walled plates with notches (biaxial stress state) (Table 1, rows 1–4); $\blacksquare$ are thin-walled plates with cracks (biaxial stress state) (Table 1, rows 5–6); $\square$ are fatigue crack (triaxial stress state) (Table 1, rows 11–12); $\circ$ are annular notches (triaxial stress state) (Table 2, rows 1–7, Table 1, rows 7–10); $\bullet$ is beam (18 mm) with crack, bending (triaxial stress state) (Table 2, rows 8–16); Δ — α_{ef} for the corresponding steels at $T < T_c$. Numbers near the points are critical strength of steels, $\sigma_{0,2c}$, at T_c (Tables 1, 2).

гостроти надрізу, але є однаковими для даного виду КН.

Цей результат приводить до важливого висновку, що чинник пластичності металу (ψ_K і B_r) впливає на критичну температуру крихкості T_c , але не впливає на руйнівальну силу КН у вимірі критичної зламостійкості B_{rc} (поз. 1–2, 3–4, 5–6), яка залежить від гостроти надрізу r , тобто від α_σ . Це означає, що руйнівальна сила КН у вигляді нормованого ефективного коефіцієнта концентрації перенапружень α_{ef}^N для критичного руйнування за $\sigma_{NF} = \sigma_{0,2}$ має своє стає, нормативне значення, але різне для кожного виду КН в за-

лежності від α_σ , дещо зростаючи з гостротою надрізу (поз. 1–6, в умовах ПНС).

Такий факт можна трактувати, як доказ того, що в умовах ПНС (тонкі пластини), де відсутнє стиснення j в зоні пластичності КН; вся руйнівальна сила КН зосереджена в факторі деформаційного пере-зміцнення B_e по (13), тобто $K_\sigma = B_e$. Більш того, є певне обмеження можливої ефективності $\alpha_{ef}^N(B_{rc})$ для кожного КН даної сили α_σ ; так, для $r = 0,25$ мм $B_{rc} \cong 2,0$, для $r = 0,05$ мм $B_{rc} = 2,2$; для тріщини $B_{rc} = 2,7$ незалежно від рівня пластичності металу ($\psi_K = 13\text{--}83\%$). Але для надмірно високих зламостійкостей металу (наприклад, $B_r = 5,0$ у $\alpha\text{-Fe}$) руйнівальна сила тріщини $\alpha_{ef}^N(B_{rc}) = 2,7$ є недостатньою для локального вичерпання всієї зламостійкості $B_r = 5$; тому надлишок B_r відпрацьовується за рахунок загальної плинності по всій довжині тонкої пластини.

В умовах СНС (поз. 7–12) у величину B_{rc} додається фактор пружного пере-зміцнення j , який локально піднімає рівень межі плинності, чим локально зменшує ресурс зламостійкості B_e , потрібний для чисто деформаційного вичерпання резерву механічної стабільності, в результаті чого знижується доля деформаційного пере-зміцнення в акті руйнування, що відзначається зменшенням критичного резерву міцності B_{rc} і, отже, й пониженням T_c в порівнянні з КН такої ж гостроти в умовах ПНС (по поз. 2, 4, 5 з поз. 8, 10, 12 для криці У8; табл. 1). Але це можливе лише для стопів з порівняно невисокою пластичністю; для високопластичного армко-заліза ($\alpha\text{-Fe}$) фактор жорсткості j через свою обмеженість величиною $j \leq 3,0$ [9] не здатний обмежити повноцінний прояв руйнівальної дії деформаційного пере-зміцнення B_e , і тому навіть в умовах СНС такі стопи зберігають такі ж критичні показники $B_{rc}(\alpha_{ef}^N)$, які властиві для відповідного КН в умовах ПНС (див. поз. 1–7, 3–9, 5–11).

В полі В рисунку 3 знаходяться фігуративні точки для руйнування у переокрихченому стані для $T < T_c$ ($\sigma_{NF} < \sigma_{0,2}$) зразків з КН для досліджених в роботі [4] криць марок ст. 3сп, 10ХСНД, АК-35 (табл. 2), звідки видно, що за низькотемпературного руйнування зразків з тріщинами втоми наявного рівня РМС B_r у стопів недостатньо для повного вичерпання руйнівальної сили КН; тому цей дефіцит доповнюється за рахунок пружної частини базової міцності металу нижче $\sigma_{0,2}$, від чого напруження руйнування тіла з КН σ_{NF} катастрофічно спадає: $\sigma_{NF} \ll \sigma_{0,2}$, що свідчить про конструкційну ненадійність або непридатність стопу для застосування за $T < T_c$. В полі В рисунку 3 ефективна руйнівальна сила КН α_{ef} перевищує критичний нормативний показник α_{ef}^N відповідно до величини $\sigma_{NF} < \sigma_{0,2}$.

На рисунку 3 відображено також дані дослідження руйнування криць в інтервалі температур на зразках з кільцевими надрізами (СНС), оброблені нами з результатів роботи [13] (табл. 2).

ТАБЛИЦЯ 2. Критичні параметри крихкості криць B_{rc} і K_{cr} для КН різного типу: група 1 — надріз ($D=8$ мм) [13], група 2 — тріщина втоми [4] в залежності від базової зламостійкості B_r .

TABLE 2. Critical parameters of brittleness of steels B_{rc} and K_{cr} for SR of different types (group 1 is notch $D=8$ mm [13], group 2 is fatigue crack [4]) depending on the basic break resistance B_r .

№	Криця, оброблення	Тип КН	$\sigma_{0.2}$, МПа	$\sigma_{0.2c}$, МПа	B_r	B_{rc} (α_{ef}^N)	K_{cr}
1	Ст.30	Група 1. К1 [16] кільцевий надріз розтягнення	350	800	2,97	1,31	2,27
2	30ХГСА (з.в., 200°C)		1400	1600	1,58	1,5	1,05
3	30ХГСА (ізот.з., 300°C)		1500	1600	1,8	1,45	1,24
4	30ХГСНА (ізот.з., 200°C)		1450	1700	1,77	1,57	1,13
5	30ХГСНА (ізот.з., 300°C)		1170	1400	2,1	1,36	1,54
6	10Х2СВА		1600	1700	1,83	1,59	1,15
7	У8 (з.а., 400°C)		1180	1300	1,58	1,54	1,03
8	α -Fe	Група 2. К2 [12] вигин з тріщиною	140	350	5,0	2,77	1,85
9	У8 (відпал)		340	450	2,8	2,15	1,30
10	ст. 3сп		160	400	3,1	2	1,55
11	10ХСНД		310	420	2,9	2,5	1,16
12	АК35		1027	1100	2,3	2	1,15
13	ЗШ 12ХН2МДФ (легув. Бором, $B=0,0$)		640	700	1,97	1,81	1,09
14	ЗШ 12ХН2МДФ ($B=0,001$)		640	820	1,8	1,46	1,23
15	ЗШ 12ХН2МДФ ($B=0,0022$)		640	977	2,0	1,5	1,33
16	ЗШ 12ХН2МДФ ($B=0,004$)		650	968	2,17	1,67	1,30

З даних на рисунку 3 випливає загальний висновок про те, що будь-яке руйнування в умовах дії КН може бути однозначно описано в рамках двох показників зламостійкості — початкового B_r (який відповідає за ресурс опору окрихченню власне металу) і критичного B_{rc} (що характеризує окрихчувальну силу КН — ефективний коефіцієнт концентрації перенапружень у пружньо-пластичній області НДС α_{ef}^N). Умова $B_r = B_{rc}$ є критичною для переходу від в'язкого до крихкого руйнування за $T = T_c$ ($\sigma_{NF} = \sigma_{0.2}$), що відповідає умові, коли під час руйнування весь наявний резерв міцності B_r без залишку повністю вичерпується в локальній зоні пластичності КН. Тому ефективний показник α_{ef}^N для $B_r = B_{rc}$ можна назвати нормативним α_{ef}^N для даного виду КН, який відмічає норму резерву міцності B_r , необхідну й достатню для даного КН, щоб перевести вид

руйнування від надкритичного (в'язкого, $\sigma_{NF} > \sigma_{0,2}$) до субкритичного (крихкого, $\sigma_{NF} < \sigma_{0,2}$).

Нормативний α_{ef}^N відіграє для руйнування пластичних матеріалів під дією КН роль, подібну до Нейберового коефіцієнта концентрації α_σ у ідеально крихких ТТ, оскільки відчутно змінюється від конфігурації надрізу (довжини тріщини l) і малочутливий до величини B_r у надкритичній (в'язкій) області руйнування А (рис. 3).

Руйнування у в'язкій зоні А означає, що нормативною руйнівальною дії сили КН α_{ef}^N , забезпеченою двома факторами перезміцнення j і B_e , по (16) недостатньо для повного вичерпання всього резерву міцності металу B_r в локальній зоні пластичності КН, і для руйнування потрібне додаткове деформаційне зміцнення від загальної плинності зразка, що є ознакою гарантованої конструкційної надійності металу для даного виду КН, тому що $\sigma_{NF} > \sigma_{0,2}$.

В зоні В нормативний показник КН перевищує обмежені захисні можливості пластичності через малу величину B_r ($\alpha_{ef}^N > B_r$); тому локальна нестача пружного чинника в зоні дії КН компенсується за рахунок базової пружності металу нижче $\sigma_{0,2}$ в результаті субкритичного руйнування за $\sigma_{NF} < \sigma_{0,2}$ для $T < T_c$, коли $B_{rc} < \alpha_{ef}^N$ (рис. 1).

Власне в цьому полягає специфічний механізм руйнівальної дії КН у пластичних металевих стопах на відміну від руйнування крихких ТТ, де в зонах дії КН енергетична нестабільність НДС повністю забезпечується локальною концентрацією напружень α_σ [1, 2].

В цілому, експериментальні дані на рис. 3 приводять до принципово важливого фундаментального висновку про те, що в критичних умовах для T_c в'язко-крихкого переходу криць під дією КН лише наявний запас пластичності криць (виражений через показник РМС B_{rc}), незалежно від марки, виду та міцності ($\sigma_{0,2}$) криці, регулює критичний параметер переходу B_{rc} у відповідності з силою руйнівальної дії КН, закладеною в геометричних параметрах КН через α_σ і проявленою у відповідній величині α_{ef}^N . Тобто головну (провідну) роль у руйнуванні металевих тіл з КН відіграє ресурс пластичності матеріалу (через РМС B_{rc}) у співставленні з локальними параметрами НДС (K_σ по (10), j по (15)), що формують ефективний коефіцієнт перенапружень КН α_{ef}^N по (16). Отже, силова надійність виробів і деталей машин з КН забезпечується достатнім резервом механічної стабільності стопу $B_r > \alpha_{ef}^N$.

5. ЗАКІНЧЕННЯ

Властивість пластичності надає металам і стопам здатність чинити силовий опір швидкому руйнуванню, якого немає у природньо крихких матеріалів (скло, граніт тощо). Силовий опір пластичності формується в результаті ефекту деформаційного зміцнення ме-

талу, який за Холомоном [9] має вимір у коефіцієнті зміцнення B_e (14). Тим самим властивість пластичності закладає в металі резерв механічної пластичності B_r (4), що забезпечує йому зламостійкість — властивість, що є мірою сили опору руйнуванню, тобто захисний ресурс пластичності.

Таким чином, феноменологічно модель руйнування металу є примітивно простим — напруження навантаження ТТ σ має обов'язково досягнути рівня межі плинності $\sigma_{0,2}$, а за потреби — в тій чи іншій мірі перевищити $\sigma_{0,2}$, щоб здолати весь РМС (B_r).

Механізм руйнування тіла з КН є точно таким же, але з єдиною особливістю, що деформаційне проходження РМС B_r відбувається локально в зоні пластичності КН за номінального напруження в ТТ $\sigma_{NF} > \sigma_{0,2}$ або $\sigma_{NF} < \sigma_{0,2}$.

Особливе значення для характеристики руйнувальної сили КН має температура випробування T_c , за якої $\sigma_{NF} = \sigma_{0,2}$, де проявляється руйнувальна сила КН у чистому вимірі B_{rc} , без додаткового внеску фактора загальної пластичної деформації тіла чи фактора втрати частини базової міцності металу $\sigma_{0,2}$.

Критична зламостійкість B_{rc} для $T = T_c$ є нормативним показником для виміру ефективності руйнувальної дії КН для пластичних матеріалів у вигляді ефективного коефіцієнта концентрації перенапруження $\alpha_{ef}^N = B_{rc}$, що є аналогом ідеального коефіцієнта концентрації напружень α_σ для ідеально крихких тіл, але істотно меншим за свою величиною: $\alpha_{ef}^N < \alpha_\sigma$.

Вказане співвідношення ($\alpha_{ef}^N < \alpha_\sigma$) виявляє причини, чому пластичні металеві матеріали значно менше чутливі до руйнувальної дії КН, тріщин і взагалі до будь-яких дефектів у структурі матеріалу чи в технічному виробі в порівнянні з природньо крихкими матеріалами.

Автори виносять щиру подяку чл.-кор. НАН України С. Котречку за плідні дискусії і зауваження стосовно матеріалів даної роботи.

Роботу виконано за фінансової підтримки НАН України (реєстраційний номер теми 0121U107569).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Р. Петерсон, *Коэффициенты концентрации напряжений* (Москва: Мир: 1977) (пер. з англ.).
2. Г. Н. Савин, В. И. Тульчин, *Справочник по концентрации напряжений* (Київ: Вища школа: 1976).
3. ГОСТ 9454-78. *Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах* (Москва: Издательство стандартов: 1978).
4. А. В. Шиян, *Физическая природа локального напряжения хрупкого разрушения сталей и сварных швов* (Автореф. дис. канд. физ.-мат. наук) (Київ:

- Институт металлофизики АН УССР: 1990).
5. Ю. Я. Мешков, Г. П. Зіміна, *Металофіз. новітні технол.*, **45**, № 8: 1029 (2023).
 6. Ю. Я. Мешков, Г. П. Зіміна, *Металофіз. новітні технол.*, **46**, № 4: 355 (2024).
 7. Ю. Я. Мешков, Г. П. Зіміна, *Металофіз. новітні технол.*, **46**, № 10: 1031 (2024).
 8. Ю. Я. Мешков, К. Ф. Сорока, *Металофіз. новітні технол.*, **44**, № 10: 1377 (2022).
 9. J. H. Hollomon, *Trans. AIME. Iron Steel Div.*, **162**: 268 (1945).
 10. Л. А. Копельман, *Сопротивляемость сварных узлов хрупкому разрушению* (Ленинград: Машиностроение: 1978).
 11. A. A. Griffith, *Philosophical Transactions: Royal Society of London. Series A*, **221**: 163 (1920).
 12. A. V. Shiyan, Yu. Ya. Meshkov, and Yu. A. Polushkin, *Steel Transl.*, **49**, No. 6: 414 (2019).
 13. П. Ф. Кошелев, С. Е. Беляев, *Прочность и пластичность конструкционных материалов при низких температурах* (Москва: Машиностроение: 1967).

REFERENCES

1. R. Peterson, *Koeffitsienty Kontsentratsii Napryazheniy* [Stress Concentration Factors] (Moskva: Mir: 1977) (Russian translation).
2. G.N. Savin and V.I. Tul'chin, *Spravochnik po Kontsentratsii Napryazheniy* [Handbook of Stress Concentration] (Kiev: Vyshcha Shkola: 1976) (in Russian).
3. *GOST 9454-78. Metally. Metody Ispytaniya na Udarnyy Izgib pri Ponizhen-nykh, Komnatnoy i Povyshennykh Temperaturakh* [Metals. Impact Test Method at Low, Room and High Temperatures] (Moskva: Izdatel'stvo Standartov: 1978) (in Russian).
4. A.V. Shiyan, *Fizicheskaya Priroda Lokal'nogo Napryazheniya Khrupkogo Razrusheniya Staley i Svarnykh Shvov* [The Physical Nature of the Local Stress of Brittle Fracture of Steels and Welds] (Thesis of Disser. for Cand. Phys.-Math. Sci.) (Kiev: Institute for Metal Physics, Academy of Sciences of Ukr.SSR: 1990) (in Russian).
5. Yu. Ya. Meshkov and G. P. Zimina, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 8: 1029 (2023) (in Ukrainian).
6. Yu. Ya. Meshkov and G. P. Zimina, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 4: 355 (2024) (in Ukrainian).
7. Yu. Ya. Meshkov and G. P. Zimina, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 10: 1031 (2024) (in Ukrainian).
8. Yu. Ya. Meshkov and K. F. Soroka, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 10: 1377 (2022).
9. J. H. Hollomon, *Trans. AIME. Iron Steel Div.*, **162**: 268 (1945).
10. L. A. Kopel'man, *Soprotivlyaemost' Svarnykh Uzlov Khrupkomu Razrusheniyu* [Resistance of Welded Knots to Brittle Fracture] (Leningrad: Mashinostroenie: 1978) (in Russian).
11. A. A. Griffith, *Philosophical Transactions: Royal Society of London. Series A*, **221**: 163 (1920).
12. A. V. Shiyan, Yu. Ya. Meshkov, and Yu. A. Polushkin, *Steel Transl.*, **49**, No. 6: 414 (2019).
13. P. F. Koshelev and S. E. Belyaev, *Prochnost' i Plastichnost' Konstruktsionnykh*

Materialov pri Nizkikh Temperaturakh [Strength and Plasticity of Structural Materials at Low Temperatures] (Moskva: Mashinostroenie: 1967) (in Russian).

PACS numbers: 61.72.Yx, 64.75.Bc, 81.05.Bx, 81.20.Ym, 81.65.Tx, 81.70.Jb, 82.60.Hc

Cadmium Purification by Comprehensive-Distillation Method

O. P. Shcherban, O. I. Kondrik, D. O. Solopikhin

*National Science Centre ‘Kharkiv Institute of Physics and Technology’,
N.A.S. of Ukraine,
1 Akademichna Str.,
UA-61108 Kharkiv, Ukraine*

An analysis of literature data for oxidative refining of cadmium is presented. A thermodynamic analysis of the oxidation reactions of Cd and the impurities Zn, Pb, Fe, Cu, Tl, Ni, Sn, As, Sb, *etc.* present in it during melting under standard conditions, as well as during distillation of cadmium in vacuum, is performed. The strength of oxide compounds of impurities in cadmium is evaluated by the absolute value of the change in Gibbs free energy in the condensed (liquid) state and in the vapour (vacuum) phase. A comprehensive method for Cd purification, including oxidizing refining and subsequent removal of non-volatile and volatile impurities in a single refining cycle is investigated.

Key words: cadmium, oxides of cadmium and impurities, Gibbs energy, oxidizing refining, filtration, distillation.

Представлено аналізу літературних даних стосовно окисного рафінування кадмію. Виконано термодинамічну аналізу реакцій окиснення Cd та присутніх у ньому домішок Zn, Pb, Fe, Cu, Tl, Ni, Sn, As, Sb та ін. за розтоплення у стандартних умовах, а також за дистиляції кадмію у вакуумі. Міцність окисних сполук домішок у кадмії оцінювали за абсолютною величиною зміни Гіббсової вільної енергії у конденсованому (рідкому) стані та паровій (у вакуумі) фазі. Досліджено комплексний метод очистки Cd з окисним рафінуванням і наступним видаленням важко- та легколетких

Corresponding author: Olexii Petrovych Shcherban
E-mail: shcherban@kipt.kharkov.ua

Citation: O. P. Shcherban, O. I. Kondrik, and D. O. Solopikhin, Cadmium Purification by Comprehensive-Distillation Method, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 7: 769–781 (2025), DOI:10.15407/mfint.47.07.0769

© Publisher PH “Akademperiodyka” of the NAS of Ukraine, 2025. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

домішок в одному циклі рафінування.

Ключові слова: кадмій, оксиди Кадмію і домішок, Гіббсова енергія, окисне рафінування, фільтрація, дистиляція.

(Received 13 February, 2025; in final version, 7 April, 2025)

1. INTRODUCTION

High-purity cadmium (> 99.999 wt.%) is used in microelectronics, optoelectronics, and other fields of electronic engineering as a constituent component for the synthesis and growth of semiconductor compounds Cd_3As_2 , CdAs_2 , CdSb , CdTe . For that, various equipment and devices are manufactured [1]. The purity of the source elements determines the quality and reliability of such products.

Grown crystals of Cd chalcogenides are successfully used for the production of windows and lenses of continuous CO_2 lasers with a power up to 5 kW at the power density up to 100 kW/cm^2 ; various optical elements of devices within the visible and IR ranges (CdSe , CdS , CdTe); IR radiation polarisers (CdSe); oriented crystalline substrates for the creation of epitaxial structures (CdSe , CdTe) [2].

The important task is development of efficient and reliable solid-state semiconductor detectors for dosimetry of ionizing α - and γ -radiation in nuclear and future thermonuclear power. Semiconductor compounds CdTe and $\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x\text{Te}$ (CZT) with a molar fraction $x = 0.1$ – 0.4 have advantages when used as the materials for the efficient ionizing radiation detectors owing to their unique combination of a number of electrophysical parameters.

Solid semiconductor solutions $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ (CHT) having a molar fraction of $x = 0.2$ – 0.3 are principal materials for manufacturing photodetectors in the IR range (8 – $12 \mu\text{m}$) [4]. As the requirements to epitaxial CHT structures increase, so do the demands to the purity of the source components, including gas impurities [4].

The synthesis of semiconductor compounds for microelectronics requires source elements having the purity $> 5\text{N}$, where the content of the electrically active majority impurities should be at $< 1 \cdot 10^{-5}$ wt.% [5–7]. Achieving this cadmium quality is not a trivial task and requires the development of special refining technological processes. Various aspects of this problem permanently attract the attention of researchers.

The developed Cd refining technologies are multistage and use a complex of methods [1, 8–15]. One of the radical means to increase the efficiency of metal purification is to successive use a number of refining methods that have different mechanisms for separating impurities. In this case, more efficient separation of impurities is expected

than with repeated use of the single method, even a very effective that.

The increasing needs for high-purity cadmium and higher requirements for its purity determine the importance and relevance of carrying out research to establish the regularities of behaviour of impurity elements in various refining methods and to develop effective processes for obtaining high-purity Cd. This is the subject of the research in the present work.

1.1. Relevance of the Problem and Formulation of the Task

From experiments on the melting of cadmium both under an inert gas atmosphere and in a vacuum, it is known that oxide films form on the surface of the molten metal. These films are formed as a result of chemical reactions of residual oxygen in the surrounding atmosphere with both the atoms of the base metal and the atoms of impurity elements.

To make useful application of the presence of oxide films on the surface of molten metal refined and to use the effect of their formation, the authors of a number of papers have described a technique such as filtration of liquid metal to remove oxide films. This approach can be conventionally classified as a method of oxidizing refining of metals. Oxidizing refining of metals is based on the difference in oxygen affinity between the base metal and impurities. If the impurity oxide is not soluble in the base metal, it floats to the surface and is removed from the crucible.

One of the options for oxidizing refining of cadmium is distillation in a stream of overheated water vapour [16]. The interaction of cadmium with water vapour can be called hydrothermal oxidation. Authors determined the coefficient of cadmium purification of zinc during its distillation with water vapour. During the distillation of cadmium, the temperature in the evaporation zone was maintained at about 920 K, and in the condensation zone at $\cong 590$ K. The total vapour pressure of cadmium and water was equal to atmospheric that.

The purification coefficient was calculated using the approximate formula: $\alpha = x/y$, where x and y are the impurity contents in the original and purified distillate, respectively. The results of experiments to determine the separation coefficient of zinc α during the distillation of cadmium with hydrothermal oxidation showed that the value of α in this case is equal to 235. Thus, during distilling cadmium with hydrothermal oxidation, it is possible to increase the efficiency of cadmium purification of zinc.

The issue of the effect of the presence of cadmium oxide on the degree of cadmium purification of impurities during the distillation process was considered in Ref. [14]. The study of the cadmium distillation process was carried out using quartz crucible of the horizontal type

under the conditions of static and dynamic vacuum. The temperature of the evaporation zone was 820–870 K, the condensation temperature was 600–620 K. In all experiments, a loading with a mass of $G_0 \cong 1$ kg was used.

The content of impurities in cadmium at different stages of purification was monitored by the spectral method. The purification degree (N_d) was determined at the fraction of cadmium distillation $\varphi = 0.94$ – 0.96 . $N_d = C_0/C_d$ is the ratio of the impurity content in the initial sample and the distillate. It was established that the presence of cadmium oxide, which is a collector of impurities, leads to an increase in the purification degree. This conclusion is confirmed by model experiments at the addition of cadmium oxide in the amount of 0.10–0.12% of the initial substance loading G_0 . At the same time, the degree of purification achieved is lower than the values corresponding to the ideal separation coefficients. This fact can be explained by the influence of non-equilibrium processes, where non-volatile impurities are captured by the steam flow of the base metal, and by their concentration in the near-surface layer.

The results presented in Ref. [14] indicate the moderate efficiency of the cadmium distillation purification of impurities in the presence of Cd oxide, which can be considered as one of the stages of a complex technological scheme for obtaining high-purity cadmium.

In the paper [17], the thermodynamic equilibrium of cadmium in the condensed and vapour phase and impurities is considered: each in a binary alloy with cadmium, each of the impurities in the vapour phase above a binary alloy with cadmium. When plotting partial pressure diagrams, the following assumptions were made: the activities of cadmium and impurities in the resulting condensed phases are equal to unity; impurities in cadmium do not interact with each other and their activities in the polymetallic alloy are equal to those in binary solutions based on cadmium. Due to the fact that cadmium distillation processes are carried out at 673–873 K (400–600°C), the temperature range for the study was chosen within 400–900 K.

The metal may interact with residual gases at high temperatures during refining cadmium by vacuum distillation. The gas phase may contain significant amounts of the main components of the atmosphere (nitrogen and oxygen), as well as water vapour and carbon dioxide. Cadmium is passive towards normal nitrogen N_2 , but reacts with active nitrogen N. Cadmium nitride Cd_3N_2 is unstable and decomposes by oxygen at standard temperature.

The following results emerge from the studies performed in Ref. [17] on the interaction of cadmium and its impurities with gas phase components under the distillation process conditions. Cd and impurities Tl, Zn, Pb, Cu, Ni, Ag and As, dissolved in cadmium and in the vapour phase above cadmium, under cadmium distillation conditions at

700–900 K, are not oxidized by water vapour and CO_2 . Such an interaction is possible only at pressure greater than atmospheric.

Under distillation refining conditions, cadmium interacts with residual oxygen to form a volatile oxide; refractory impurities nickel, copper, and silver, dissolved in cadmium, do not interact with oxygen under distillation conditions. Nickel in the vapour phase reacts with residual oxygen to form a lower oxide, and copper does to do a higher oxide. Silver remains in elemental form under these conditions.

Fusible impurities of lead and thallium in cadmium interact with residual oxygen and in the vacuum form oxides including higher those. Moreover, if lead oxides are non-volatile and do not affect the quality of refined cadmium, then univalent thallium oxide has a vapour pressure comparable to that of cadmium, that is, its transition to the vapour phase and into the refined metal is possible, which can cause a deterioration in metal quality. Volatile impurities (zinc and arsenic) form oxides: in the first case, non-volatile one, that does not affect the refining process, in the second case, very volatile that, which turns into the vapour phase.

In the presented article, a thermodynamic analysis of the oxidation reactions of impurities in the cadmium melt and the surrounding atmosphere was performed, the relationship between the affinity and redox processes of impurity oxides and cadmium oxide was revealed, oxidizing refining of cadmium was applied, *etc.*

The purpose of this paper was to calculate the oxygen potentials of impurity oxidation reactions during melting of cadmium in an atmosphere of inert argon gas with oxygen present in it and during distillation in vacuum, as well as to study the complex process of cadmium purification using oxidizing refining.

2. THEORETICAL AND EXPERIMENTAL RESEARCH

2.1. Thermodynamic Analysis of Impurity Oxidation Reactions during Cadmium Melting and Distillation

The removal of impurities can be carried out by the method of oxidizing fusion of cadmium which, in turn, forms with oxygen a stable oxide CdO . The efficiency of metal impurity removal from cadmium in the form of oxides can be assessed by the strength value of the oxide compounds in certain ranges of change in temperature and ambient pressure. The strength of an oxidizing compound is characterized by the value of the oxygen potential or the absolute value of the change (decrease) in the Gibbs free energy $|\Delta G_{\text{MeO}}|$.

A simple model described in Ref. [18] was used to calculate the dependences of the change in Gibbs free energy ΔG on temperature during the formation of impurity oxides in the liquid and vapour phases of

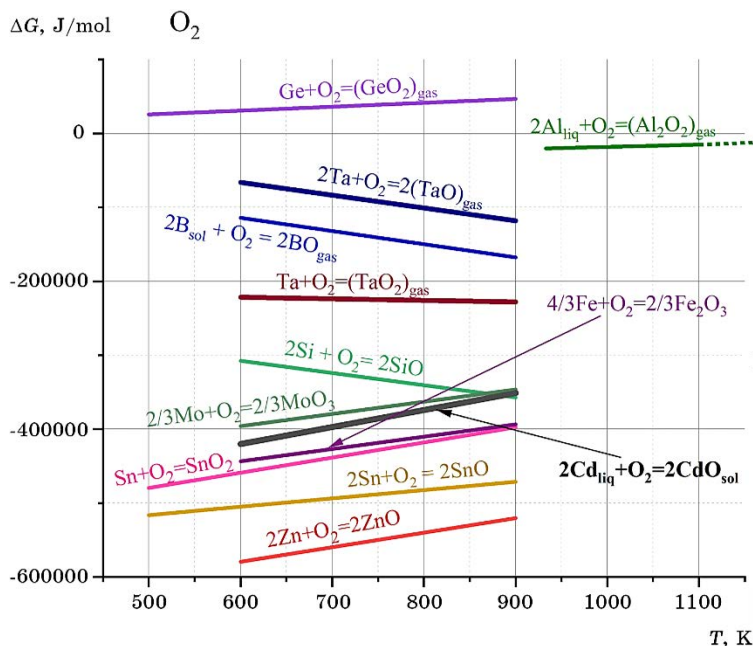


Fig. 1. Change in Gibbs potential at the formation of oxides of impurities Zn, Sn, Fe, Mo, Si, Ta, B, Ta, Ge in the liquid phase of cadmium during melting in an argon atmosphere.

cadmium. Figure 1 shows the temperature dependences of the oxygen potentials of the majority impurities in the liquid phase of cadmium during its melting in an argon atmosphere.

Analysis of the obtained dependences shows that impurities Zn, Sn, Fe, which the change in the Gibbs potential of oxide formation in absolute value is high, will form oxides, releasing Cd and the elements Mo, Si, Ta, B, Ta, Ge from their less stable oxides. All oxides are removed by filtering the molten cadmium, and impurities introduced into the melt during deoxidation are removed during the distillation process.

Figure 2 shows the dependences of the oxygen potentials of the majority impurities in cadmium within the studied temperature range and under the gas pressure of 0.5 Pa. The indicated curves in Fig. 2 were drawn by extrapolating the ΔG dependences obtained at the formation of oxides in the vapour phase of the high-temperature region to the studied temperature range of 600–900 K. It was assumed that all the considered impurities can transfer into the vapour phase due to the entrainment of these impurities by volatile cadmium atoms, which evaporate intensively.

In the vapour phase, the impurities such as Sn, Zn, Sb, As, and Cu form oxides that are more stable than CdO and have low vapour pres-

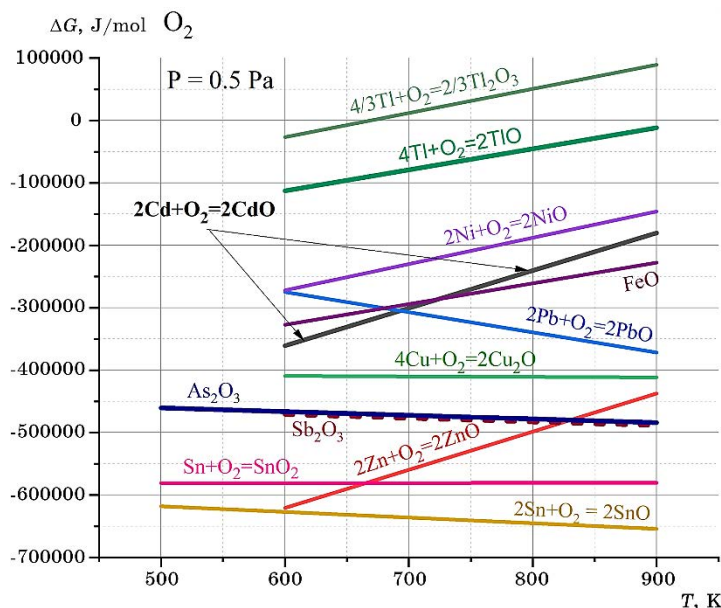


Fig. 2. Change in Gibbs potential during the formation of oxides of impurities Zn, Pb, Fe, Cu, Tl, Ni, As, Sn, Sb in the vapour phase of cadmium in the vacuum of 0.5 Pa.

sure. They remain as a residue in the crucible during the distillation process. Volatile arsenic oxide transfers into condensate, which can restrict the quality of the final product.

For impurities Pb, Fe, Ni, Tl, the Gibbs potential during the formation of their oxides is, in absolute value, less than the free energy of formation of cadmium oxide and metal oxides shown on the graph. The elements Pb, Fe, Ni, Tl will remain in the cadmium melt, releasing oxygen to form non-volatile oxides of cadmium and impurity attending in it. Volatile thallium oxides will enter the cadmium condensate, making fine cleaning of thallium difficult. One way to additionally remove volatile As_2O_3 and TlO may be using a hot condenser during the Cd distillation process, which was applied in this work.

To remove oxides formed in the cadmium condensate during its purification, the resulting distillate was melted and filtered in an environment of inert argon gas, which increases the purity of the final product.

2.2. Cadmium Purification Process Using a Complex Method

Analysis of literature data [13, 14, 19] shows that a simple scheme of single or multiple distillation gives a small yield (< 60%) of a suitable

product, without providing high degrees of purification ($> 5N$). Higher purity materials are obtained by improving distillation processes, for example, the application of getter filters [4], the use of gettering impurity [14], preliminary filtration of the melt and distillation of volatile impurities [15, 20], the use of a barrier oxide layer [19], heating the surface of the condenser [21].

Crystallization refining methods (oriented crystallization, growth crystals from a melt, zone melting) are used mainly at the final stage of purification when removing small amounts of impurities from the melt. These methods can produce metals with a purity up to 99.99998 wt.% [10, 13, 21], but they can be combined with other refining methods in most cases.

In this work, the complex distillation process is investigated, including such stages as melting of the original metal and filtration in an environment of inert argon gas (a component of oxidizing refining) followed by distillation of cadmium in a vacuum from a crucible to a hot condenser (purification of non-volatile and volatile impurities).

The availability of volatile and non-volatile impurities in cadmium was determined by calculating the values of ideal impurity separation coefficients α_i during molecular evaporation [23] according to the formula

$$\alpha_i = \frac{p_{Cd}^0 \sqrt{M_B}}{p_B^0 \sqrt{M_{Cd}}}, \quad (1)$$

where p_{Cd}^0 , p_B^0 —vapour pressures of cadmium and impurity B ; M_{Cd} , M_B —molecular weights of cadmium and impurity B , respectively.

Table 1 shows the calculated values of the ideal impurity separation coefficients α_i during molecular evaporation of cadmium in vacuum. The vapour pressures of the elements at specified temperatures were taken from Ref. [24]. The impurities in Table 1 above the row with Cd are classified as volatile, and below as non-volatile. Therefore, simple distillation does not provide optimal conditions for cadmium refining due to the transition of highly volatile impurities into condensate. In this regard, the processes of removing volatile impurities and purification of non-volatile impurities must be separated and carried out in a single refining cycle.

When refined cadmium is melted, surface contaminants accumulate on the surface of the melt mirror in the form of oxides, suboxides, and metal compounds, based both on Cd and impurity elements, the volatility may differ from that of pure components. The presence of surface contaminants leads to the transfer of volatile components of the oxide film into the distillate and to significant reduction in the productivity of the refining process. That is exactly why the removal of oxide film and slag from the surface of the melt during cadmium distillation is an

TABLE 1. Calculated values of ideal impurity separation coefficients α_i during molecular evaporation of cadmium in vacuum.

Impurity	Temperature, K			
	600	700	800	900
Hg	$5.1 \cdot 10^{-5}$	—	—	—
P	$7.9 \cdot 10^{-4}$	$2.9 \cdot 10^{-3}$	—	—
S	$1.1 \cdot 10^{-4}$	$2.2 \cdot 10^{-3}$	—	—
Cs	$4.2 \cdot 10^{-3}$	$7.6 \cdot 10^{-2}$	$1.5 \cdot 10^{-1}$	$2.8 \cdot 10^{-1}$
K	$1.6 \cdot 10^{-2}$	$2.1 \cdot 10^{-1}$	$3.2 \cdot 10^{-1}$	$3.3 \cdot 10^{-1}$
Se	$2.5 \cdot 10^{-2}$	$1.8 \cdot 10^{-1}$	$1.9 \cdot 10^{-1}$	$2.5 \cdot 10^{-1}$
As	$1.8 \cdot 10^{-1}$	$5.3 \cdot 10^{-1}$	$2.9 \cdot 10^{-1}$	—
Cd	1	1	1	1
Zn	2.7	7.6	6.9	5.2
Te	$2.2 \cdot 10^1$	$3.2 \cdot 10^1$	$1.8 \cdot 10^1$	$1.4 \cdot 10^1$
Na	$2.3 \cdot 10^1$	$8.2 \cdot 10^1$	$4.7 \cdot 10^1$	$3.3 \cdot 10^1$
Mg	$7.2 \cdot 10^2$	$1.6 \cdot 10^2$	$6.4 \cdot 10^1$	$3.2 \cdot 10^1$
Li	$1.3 \cdot 10^3$	$6.5 \cdot 10^3$	$7.3 \cdot 10^2$	$3.2 \cdot 10^2$
Sr	$5.6 \cdot 10^3$	$7.8 \cdot 10^3$	$2.3 \cdot 10^3$	$9.1 \cdot 10^2$
Ca	$4.0 \cdot 10^4$	$3.9 \cdot 10^4$	$9.3 \cdot 10^3$	$6.1 \cdot 10^3$
Sb	$4.0 \cdot 10^5$	$2.2 \cdot 10^4$	$3.1 \cdot 10^4$	$7.5 \cdot 10^2$
Bi	$1.0 \cdot 10^5$	$7.9 \cdot 10^5$	$4.7 \cdot 10^3$	$1.7 \cdot 10^1$
Ba	$1.4 \cdot 10^5$	$1.6 \cdot 10^5$	$3.9 \cdot 10^4$	$1.3 \cdot 10^3$
Tl	$1.3 \cdot 10^5$	$1.4 \cdot 10^5$	$3.0 \cdot 10^4$	$1.0 \cdot 10^4$
Pb	$7.6 \cdot 10^6$	$4.5 \cdot 10^6$	$7.3 \cdot 10^5$	$1.8 \cdot 10^5$
Mn	—	—	$4.3 \cdot 10^9$	$2.2 \cdot 10^8$

important point in increasing the efficiency of deep cleaning.

One of the technological methods to remove oxide contaminants is filtration of liquid metal [13, 15, 18, 20]. In this regard, the task was set to study the complex process of Cd distillation, which includes the step-by-step cadmium purification of impurity oxides by filtration (component of oxidizing refining) followed by purification of non-volatile and volatile impurities by distillation of the majority element on a hot condenser.

To implement the process of stepwise purification of Cd, a distillation device is proposed, the design is schematically shown in Fig. 3.

The distillation device is made of high-purity dense graphite, which is characterized by heat resistance, minimum impurity content and chemical inertness to cadmium. The concentration of impurities in it, such as Si, Fe, Al, Mg, B, Cu, Mn, is of 1.0–0.1 ppm. The quasi-closed type distillation device consists of two identical components: the lower part serves as a crucible (2), and the upper that (1) is a collector (D) for

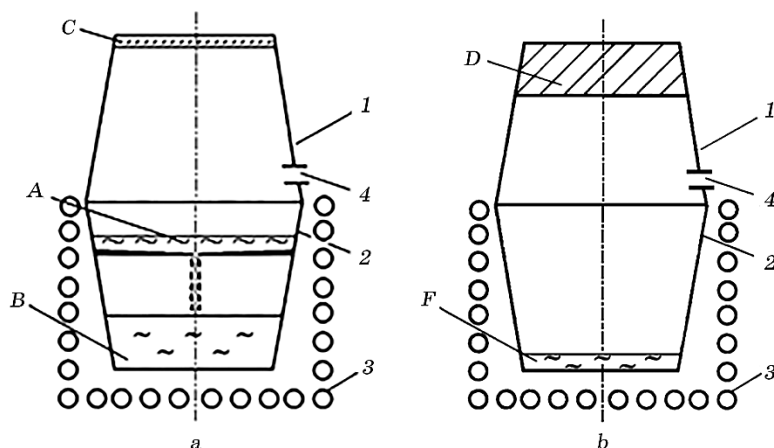


Fig. 3. Scheme of the device for cadmium distillation: *a*—filtration stage and partial removal of volatile impurities; *b*—stage of purification of non-volatile and volatile impurities by distillation of the metal onto a heated condenser. 1—condenser; 2—crucible; 3—heater; 4—outlet hole. A—source metal; B—filtered metal; C—a thin layer of condensate with volatile impurities; D—distillate; F—residue with non-volatile impurities in the crucible.

the Cd condensation. The volume of the crucible makes it possible loading from 1.8 to 2.3 kg of initial cadmium.

The purification process was carried out in two stages. At the first stage, the initial metal was melted in an environment of technical purity inert gas argon with a volume fraction of oxygen in it 0.002% under the pressure in the installation chamber of about 1 atm. The melted cadmium flowed down through a hole in the plate into the crucible (filtration process). At the same time, surface oxides and slags of the melt remained on the inclined surface of the plate, and volatile impurities (Na, K, S, P, Cl, Se, *etc.*) partially evaporated from the melt onto the inner surface of the condenser (C) (Fig. 3, *a*).

At the second stage, the removal of non-volatile impurities (Cu, Fe, Si, Ni, Co, V, Cr, Au, Ag, Al, Tl, Sb, Bi, Li, Sn, Mn, *etc.*) was carried out by distilling filtered metal, poured into the crucible, onto a heated condenser. During the evaporation process, the cadmium condensate is purified of non-volatile impurities that remain in the residue *F* at the bottom of the crucible (Fig. 3, *b*). In this case, volatile impurities are removed through the outlet because the condenser temperature is too high for volatile impurities to condense.

The temperature of the distillation process is higher than the melting point of Cd (594 K), and the condensation temperature is lower than that.

This combination of purification stages significantly increases the

TABLE 2. Content of majority impurities in initial cadmium, after filtration and vacuum distillation (distillate).

Impurity	Initial Cd	Cd after filtration	Distilled Cd
	Impurity, $\times 10^5$ wt. %		
Zn	20	6	3
Pb	440	110	4
Fe	20	4	3
Cu	420	80	5
Tl	180	45	12
Ni	200	60	2
As	60	20	5
Sn	120	40	8
Sb	100	20	4
Cd, wt. %	99.98	99.992	99.9995

purification efficiency, process productivity, and the yield of a suitable product, which is at least 95% of the initial mass.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Table 2 presents the results of the analysis of the impurity content in cadmium: initial, after filtration and vacuum distillation. The analysis was performed by high-resolution laser mass spectrometry. The random error of the analysis results is characterized by a relative standard deviation of 0.15–0.30.

The content of other impurities not listed in Table 2 is below the detection limit of the analysis technique— $(3-6) \cdot 10^{-6}$ – $(2-4) \cdot 10^{-7}$ wt. %.

After filtration (oxidizing refining), the purity of cadmium increases by almost one order of magnitude (from the initial 99.98 wt. % to 99.992 wt. %). The efficiency of this purification method is 3–5 times for all impurities listed in Table 2.

As can be seen from the data presented in Table 2, the comprehensive method of cadmium refining is effective for the entire range of impurity elements.

The concentration of most impurities is reduced by one or two orders of magnitude. For example, the concentration of lead and nickel is reduced by 100 times and copper by 84 times.

Analysis of the results shows that the comprehensive process of cadmium purification with oxidizing refining and single distillation in vacuum with simultaneous distillation of non-volatile and volatile impurities provides almost 100-fold purification of Cd in terms of the total content of impurities.

4. CONCLUSIONS

The literature review carried out shows that oxidizing refining for cadmium has been investigated to some extent, but further study of this process is required.

Stable and unstable impurity oxides in relation to the main cadmium oxide were determined. It has been shown that, during the distillation process, the impurities form both non-volatile and volatile oxides; the removal requires the use of special techniques. To remove non-volatile oxides, it is proposed to filter the cadmium melt in the argon atmosphere with oxygen present in it. Moreover, to remove volatile arsenic and thallium oxides in the vapour phase, cadmium should be condensed on a hot condenser.

The results of experimental studies of the comprehensive process of distillation refining of cadmium, which includes such stages as oxidizing refining and cadmium purification of non-volatile and volatile impurities by distillation of cadmium in a vacuum from a crucible on a hot condenser, are presented. Studies have shown that the efficiency of such a process is almost two orders of magnitude (from the initial 99.98 wt.% to 99.9995 wt.%).

REFERENCES

1. D. M. Chizhykov, *Kadmiy* [Cadmium] (Moskva: Nauka: 1967) (in Russian).
2. L. A. Niselson and Ch. V. Kopetskyi, *Vysokochistyye Veshchestva*, No. 2 (1998) (in Russian).
3. R. K. Sharma, P. K. Sharma, A. Dixit, R. Thakur, A. Dhaul, R. Pal, and P. K. Basu, *International Symposium on Ultrapure Metals* (Hyderabad, India: 2004).
4. A. I. Kondrik, D. A. Solopikhin, and A. P. Shcherban, *Tekhnologiya i Konstruktsirovanie v Ehlektronnoi Apparature*, No. 5: 31 (2013) (in Russian).
5. A. V. Kvit, Yu. V. Klevkov, S. A. Medvedev, V. S. Bagayev, A. N. Perestoronin, and A. F. Plotnikov, *Fizika i Tekhnika Poluprovodnikov*, **34**, No. 1:19 (2000) (in Russian).
6. S. H. Song, J. Wang, and M. Isshiki, *J. Crystal Growth*, **236**, Nos. 1–3: 165 (2002).
7. Yu. M. Ivanov, V. V. Artemov, V. M. Kanevsky, A. N. Polyakov, V. S. Chudakov, E. M. Pashaev, and R. A. Senin, *Eur. Phys. J. Appl. Phys.*, **27**, Nos. 1–3: 371 (2004).
8. S. V. Kovalevsky and I. R. Shelpakova, *Chemistry for Sustainable Development*, **8**, No. 12: 85 (2000).
9. S. T. Ali, J. V. Rao, K. S. Varma, and T. L. Prakash, *Bulletin of Materials Science*, **25**, No. 6: 479 (2000).
10. G. P. Kovtun and O. P. Shcherban, *The Journal of Kharkiv National University. No. 642. Physical Series 'Nuclei, Particles, Fields'*, Iss. 3/25: 27 (2004) (in Ukrainian).
11. V. N. Abryutin, N. A. Potolokov, I. I. Maronchuk, M. N. Brekhovskikh,

- T. K. Menshchikova, and V. A. Fedorov, *Inorganic Materials*, **58**: 983 (2022).
12. R. Nag, S. K. Chaudhuri, J. W. Kleppinger, O. F. Karadavut, and K. C. Mandal, *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.*, **32**, No. 22: 26740 (2021).
13. G. P. Kovtun, A. P. Shcherban, D. A. Solopikhin, V. D. Virich, V. I. Zelenskaja, R. S. Boiko, F. A. Danevich, V. M. Kudovbenko, and S. S. Nagorny, *Functional Materials*, **18**, No. 1: 121 (2011).
14. N. A. Potolokov and V. A. Fedorov, *Inorganic Materials*, **48**, No. 11: 1082 (2012).
15. A. P. Shcherban, G. P. Kovtun, Y. V. Gorbenko, D. A. Solopikhin, V. D. Virich, and L. A. Pirozhenko, *Tekhnologiya i Konstruirovanie v Ehlektronnoi Apparature*, Nos. 1–2: 55 (2017) (in Russian).
16. O. N. Kalashnik and N. A. Nisel'son, *Vysokochistyye Veshchestva*, No. 2: 74 (1987) (in Russian).
17. V. N. Volodin, *Fizicheskaya Khimiya i Tekhnologiya Rafinirovaniya Kadmiya* [Physical Chemistry and Technology of Cadmium Refining] (Almaty: 2011) (in Russian).
18. O. P. Shcherban, D. O. Solopikhin, and O.I. Kondrik, *Polish Journal of Science*, **1**, No. 80: 39 (2024).
19. L. F. Kozin, Ye. O. Berezhnoy, and K. L. Kozin, *Vysokochistyye Veshchestva*, No. 5: 11 (1996).
20. G. P. Kovtun and O. P. Shcherban, *Prystriy dlya Rafinuvannya Metaliv Dystylyatsiyeyu u Vakuumi* [Device for Refining Metals by Distillation in Vacuum]: Patent 1246, Ukraine: NSC KIPT, Bul. No. 5 (2002) (in Ukrainian).
21. B. N. Aleksandrov and I. G. D'yakov, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **14**, No. 4: 569 (1962) (in Russian).
22. V. Pfann, *Zonnaya Plavka* [Zone Melting] (Moskva: Metallurgizdat: 1960) (Russian translation).
23. V. A. Pazukhin and A.Ya. Fisher, *Razdelenie i Rafinirovanie Metallov v Vakuumi* [Separation and Refining of Metals in Vacuum] (Moskva: Metallurgizdat: 1969) (in Russian).
24. A. N. Nesmeyanov, *Davleniye Para Khimicheskikh Elementov* [Vapour Pressure of Chemical Elements] (Moskva: Izd-vo AN SSSR: 1961) (in Russian).