

AN INTERNATIONAL RESEARCH JOURNAL

METALLOPHYSICS AND ADVANCED TECHNOLOGIES

(Metallofizika i Noveishie Tekhnologii)

FOUNDED IN SEPTEMBER, 1979

Volume 47, No. 4; April 2025

CONTENTS

Editorial Announcements	Information for Foreign Subscribers	V
	Information for Contributors	VII
Phase Transformations	Steady State $\alpha \rightarrow \gamma$ -Recrystallization of Ferritic Iron Alloys with a Cellular Structure of the Interfacial Surface during Carburization <i>K. O. CHORNOIVANENKO and O. V. MOVCHAN</i>	347
	Structure and Phase Composition of Sintered Alloys of the Al–Fe–Ga System <i>D. A. HONCHARUK, O. V. KHOMENKO, G. A. BAHLIUK, O. M. HRIPACHEVSKYI, and V. M. NOVYCHENKO</i>	361
	Modern Methods of Neutralizing the Negative Effect of Iron Impurities on the Properties of Hypereutectic Al–Si Alloys <i>T. H. TSIR and K. L. SHENEVYD'KO</i>	377
Physics of Strength and Plasticity	On the Possibility to Manufacture Inconel-718 Alloy Products with Metal Injection Moulding Approach: Microstructure-Evolution Features and Main Characteristics <i>O. M. IVASISHIN, D. G. SAVVAKIN, O. D. RUD, D. V. ORYSHYCH, I. M. KIRIAN, A. M. LAKHNIK, V. I. BONDARCHUK, B. KRONOWETTER, Yu I. TORBA, and V. G. MANZHOS</i>	391
	Peculiarities of Atomic Migration in the Near-Surface Layers of the 2099 Al–Cu–Li Alloy during Ultrasonic Impact Treatment <i>O. V. FILATOV, V. F. MAZANKO, S. Ye. BOGDANOV, B. M. MORDYUK, Ye. I. BOGDANOV, S. P. VORONA,</i>	

Metallic Surfaces and Films	<i>L. KACZMAREK, and M. KLICH</i>	405
	Structure and Properties of Composite Nickel Coatings Obtained by Program-Controlled Current <i>V. V. TYTARENKO and V. O. ZABLUDOVSKYY</i>	415
	Surface Properties of High-Strength Cast-Iron Parts with Wear-Resistant Composite Coatings Synthesized by Electrospark Alloying Method. Pt. 1. Specific Aspects of Mass Transfer; Geometric, Topographic, and Mechanical Characteristic Features of Strengthened Surfaces <i>V. B. TARELNYK, O. P. HAPONOVA, N. V. TARELNYK, M. Yu. DUMANCHUK, M. M. MAIFAT, V. O. GERASIMENKO, M. O. MIKULINA, A. D. POLYVANYI, V. O. OKHRIMENKO, O. V. SEMERNYA, M. Yu. VASYLENKO, and V. M. KOZIN</i>	427

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

Executive Managing Editor—*O. S. Gatsenko*

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

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

Editorial Office Address:

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

36 Academician Vernadsky Boulevard, UA-03142 Kyiv, Ukraine

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

Media Identifier R30-03171

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

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

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

4 Tereshchenkivska 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.47.04>

МЕТАЛОФІЗИКА
ТА
НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ

МІЖНАРОДНИЙ НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ
ЗАСНОВАНИЙ У ВЕРЕСНІ 1979 р.

Том 47, № 4; квітень, 2025

ЗМІСТ

Редакційні оголошення	Інформація для закордонних передплатників	V
	Інформація для авторів	VII
Фазові перетворення	Стационарна $\alpha \rightarrow \gamma$ -рекристалізація феритних стопів заліза з комірчастою структурою міжфазної поверхні під час цементації <i>К. О. ЧОРНОІВАНЕНКО, О. В. МОВЧАН</i>	347
	Структура і фазовий склад спечених стопів системи Al–Fe–Ga <i>Д. А. ГОНЧАРУК, О. В. ХОМЕНКО, Г. А. БАГЛЮК, О. М. ГРІПАЧЕВСЬКИЙ, В. М. НОВИЧЕНКО</i>	361
	Сучасні методи нейтралізації негативного впливу домішок Феруму на властивості заевтектичних Al–Si-стопів <i>Т. Г. ЦІР, К. Л. ШЕНЕВИДЬКО</i>	377
Фізика міцності та пластичності	Про можливість виготовлення виробів зі стопу Inconel-718 методом лиття металу під тиском: особливості та основні характеристики еволюції мікроструктури <i>О. М. ІВАСИШИН, Д. Г. САВВАКІН, О. Д. РУДЬ, Д. В. ОРИШИЧ, І. М. КІРЬЯН, А. М. ЛАХНИК, В. І. БОНДАРЧУК, Б. КРОНОВЕТТЕР, Ю. І. ТОРБА, В. Г. МАНЖОС</i>	391
	Особливості міграції атомів у приповерхневих шарах стопу 2099 Al–Cu–Li під час ультразвукового ударного оброблення <i>О. В. ФІЛАТОВ, В. Ф. МАЗАНКО, С. Є. БОГДАНОВ, Б. М. МОРДЮК, Є. І. БОГДАНОВ, С. П. ВОРОНА, Л. КАЧМАРЕК, М. КЛІХ</i>	405
Металічні поверхні та плівки	Структура та властивості композиційних ніклевих покриттів, одержаних програмно-регульованим струмом	

	В. В. ТИТАРЕНКО, В. О. ЗАБЛУДОВСЬКИЙ	415
	Поверхневі властивості високоміцних чавунних деталей зі зносостійкими композитними покриттями, синтезованими методом електроіскрового легування. Ч. 1. Специфічні аспекти масообміну; геометричні, топографічні та механічні характерні особливості зміцнених поверхонь	
	В. Б. ТАРЕЛЬНИК, О. П. ГАПОНОВА, Н. В. ТАРЕЛЬНИК, М. Ю. ДУМАНЧУК, М. М. МАЙФАТ, В. О. ГЕРАСИМЕНКО, М. О. МІКУЛІНА, А. Д. ПОЛИВАНИЙ, В. О. ОХРІМЕНКО, О. В. СЕМЕРНЯ, М. Ю. ВАСИЛЕНКО, В. М. КОЗІН	427

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 27.03.2025 р. Формат 70×100/16.

Ум. друк. арк. 9,18. Обл.-вид. арк. 8,45.

Тираж 55 пр. Зам. № 7671 від 26.05.2025 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.47.04>

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 Vlastyvosti Zmishanykh Krystaliv* [Influence of Ordering of the Defect Structure on Transport Properties of the Mixed Crystals] (Thesis of Disser. for the Degree of Dr. Phys.-Math. Sci.) (Kyiv: G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.U.: 2015) (in Ukrainian). <https://doi.org/10.13140/RG.2.2.35430.22089>

ІНФОРМАЦІЯ 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 і сполук з металічними властивостями; рецензії на монографії; інформацію про конференції, семінари; відомості з історії металофізики; рекламу нових технологій, матеріалів, приладів. Журнал дотримується загальноприйнятих принципів, зазначених на його сайті в документах з публікаційної етики та щодо неприйнятних практик.

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

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

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

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

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

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

8. Написи на рисунках (особливо на півтонових) слід по можливості замінити літерними позначеннями (набраними на контрастному фоні), а криві позначити цифрами або різними типами ліній/маркерів, які мають бути роз'ясненими в підписах до рисунків або в тексті. На графіках усі лінії/маркери мають бути достатньої товщини/розміру для якісного відтворення їх у зменшеному в 2–3 рази вигляді (рекомендована початкова ширина рисунка — 12,7 см). Світлини мають бути чіткими та контрастними, а написи та позначення мають не закривати істотні деталі (для чого можна використовувати стрілки). Замість зазначення в 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 по чергові 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. 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. Eh. Krug, *Abstr. Int. Conf. Phys. Phenomena (Dec. 25–31, 1991, Alushta)* (Kharkiv: 1991), p. 12.
9. T. M. Radchenko, *Vplyv Uporyadkuvannya Defektnoyi Struktury na Transportni Vlastyvosti Zmishanykh Krystaliv* [Influence of Ordering of the Defect Structure on Transport Properties of the Mixed Crystals] (Thesis of 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>
10. E. M. Gololobov, V. B. Shipilo, N. I. Sedrenok, and A. I. Dudyak, *Sposob Polucheniya Karbonitridov Metallov* [Production Method of Metal Carbonitrides], Authors' Certificate 722341 SSSR (Publ. November 21, 1979) (in Russian).
11. V. G. Trubachev, K. V. Chuistov, V. N. Gorshkov, and A. E. Perekos, *Sposob Polucheniya Metallicheskikh Poroshkov* [The Technology of Metallic Powder Production]: Patent 1639892 SU. MKI, B22 F9/02, 9/14 (Otkrytiya i Izobreteniya, **34**, No. 13: 11) (1991) (in Russian).
12. Yu. M. Koval' and V. V. Nemoshkalenko, *O Prirode Martensitnykh Prevrashcheniy* [On the Nature of Martensitic Transformations] (Kyiv: 1998) (Prepr./N.A.S. of Ukraine. Inst. for Metal Physics. No. 1, 1998) (in Russian).

Слід використовувати загальноприйняті скорочення назв журналів:

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

Необхідною вимогою є також надання авторами додаткового списку цитованої літератури (**References**) в латинський 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: 05.70.Ce, 05.70.Np, 61.72.sh, 68.35.Md, 81.10.Aj, 81.10.Jt, 81.30.Bx

Steady State $\alpha \rightarrow \gamma$ -Recrystallization of Ferritic Iron Alloys with a Cellular Structure of the Interfacial Surface during Carburization

K. O. Chornoivanenko and O. V. Movchan

*Ukrainian State University of Science and Technologies,
2 Lazariana Str.,
UA-49010 Dnipro, Ukraine*

The mathematical model of single-phase cellular growth of the γ -phase layer during isothermal $\alpha \rightarrow \gamma$ -recrystallization of a carburized ferritic iron alloy is constructed based on the performed analysis. Diffusion transfer of carbon through the γ -phase to the interphase surface is the main factor that determines the kinetics of $\alpha \rightarrow \gamma$ -recrystallization during carburization. The expression for the distribution of carbon within the γ -phase in front of the flat phase interface (PI) during a steady-state process is obtained. The near-boundary concentration differences between the curved and flat PI are determined. The near-boundary mole fractions of the components inside the α - and γ -phases are calculated. Diffusion processes within the α -phase before PI are described. The expression relating diffusion processes within the α -phase in front of PI with the velocity of front advancement is obtained. Longitudinal sections of cells corresponding to limiting cases of surface-tension coefficient σ and microstructures during $\alpha \rightarrow \gamma$ -recrystallization are presented. As shown, the PI cells have a pronounced crystalline facet during solid-phase recrystallization. In this case, the morphology of the cells depends on the crystallographic direction of growth of the γ -phase.

Key words: recrystallization, phase interface, cellular growth, carburization, stationary process, *in situ* composite.

Corresponding author: Kateryna Oleksandrivna Chornoivanenko
E-mail: ekatmovchan@gmail.ua

Citation: K.O.Chornoivanenko and O.V.Movchan, Steady State $\alpha \rightarrow \gamma$ -Recrystallization of Ferritic Iron Alloys with a Cellular Structure of the Interfacial Surface during Carburization, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 4: 347–359 (2025). DOI: [10.15407/mfint.47.04.0347](https://doi.org/10.15407/mfint.47.04.0347)

© 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>)

Проведено аналізу й на підставі неї побудовано математичний модель однофазного коміркового зростання шару γ -фази під час ізотермічної $\alpha \rightarrow \gamma$ -перекристалізації феритного стопу заліза за науглецювання. Встановлено, що основним чинником, що визначає кінетику $\alpha \rightarrow \gamma$ -перекристалізації за науглецювання, є дифузійна доставляння Карбону через γ -фазу до міжфазної поверхні. Було одержано вираз для розподілу Карбону в γ -фазі перед плоскою фазовою поверхнею за стаціонарного процесу. Визначено різниці примежових концентрацій між викривленою та плоскою фазовою поверхнею. Було розраховано примежові мольні частки компонентів у α - й γ -фазах. Описано дифузійні процеси у α -фазі перед фазовою поверхнею. Одержано вираз, що зв'язує дифузійні процеси у α -фазі перед фазовою поверхнею зі швидкістю просування фронту. Представлено поздовжні перерізи комірок, що відповідають граничним випадкам значень коефіцієнта поверхневого натягу σ та мікроструктурам під час $\alpha \rightarrow \gamma$ -перекристалізації. Показано, що комірки фазової поверхні мають виражене кристалічне огранування за твердофазної перекристалізації. Водночас морфологія комірок залежить від кристалографічного напрямку зростання γ -фази.

Ключові слова: перекристалізація, фронт перетворення, коміркове зростання, науглецювання, стаціонарний процес, *in situ*-композит.

(Received 26 September, 2023; in final version, 25 September, 2024)

1. INTRODUCTION

The development of diffusion structures in multiphase, multicomponent alloys presents many features of metallurgical interest for study [1]. One of these features is the morphology of interfaces between diffusion layers. Interfaces can be planar or non-planar and affect not only the growth of layers but also the evolution of diffusion structure.

The paper [2] analysed theoretical information about morphological stability of the transformation front during phase reactions. The theory of concentration supercooling is considered, the basis of which is diffusion redistribution of alloy components in a melt near crystallization boundary. The authors [3–8] have established that the cellular structure of the interphase boundary arises in the case when the interphase surface becomes unstable to wave distortions. It is also found that transformation of a conversion front is carried out under the action of concentration gradients.

Many researchers consider that the main reason for front curvature and appearance of periodic structures is instability of the interphase boundary in the process of phase transition. There are many theoretical calculations that give qualitative correspondences of one or another mathematical model of directional crystallization with observable structures since the classical paper [3].

The authors of Refs. [9, 10] observed the phenomenon of flat front

transformation into cellular front at $\alpha \rightarrow \gamma$ -recrystallization of carburized Fe-Si alloys. The effect of concentration supersaturation of ferrite by carbon explained that. It was analogous to concentration supercooling during crystallization of alloys.

Many articles related to phase and structural transformations of ferritic Fe-Me alloys during carburization have been published to date [11–20]. Some of these articles [18–20] show that under certain conditions of the carburization process, the flat front of the $\alpha \rightarrow \gamma$ -polymorphic transformation (PI—phase interface) becomes unstable. It transforms first into cellular PI (Fig. 1, *a, b*), and then into dendritic PI (Fig. 1, *c*). The stability of the planar PI was analysed using the well-known perturbation method of Mullins and Sekerka [3]. The results generally correspond to the results obtained by studying the crystalli-

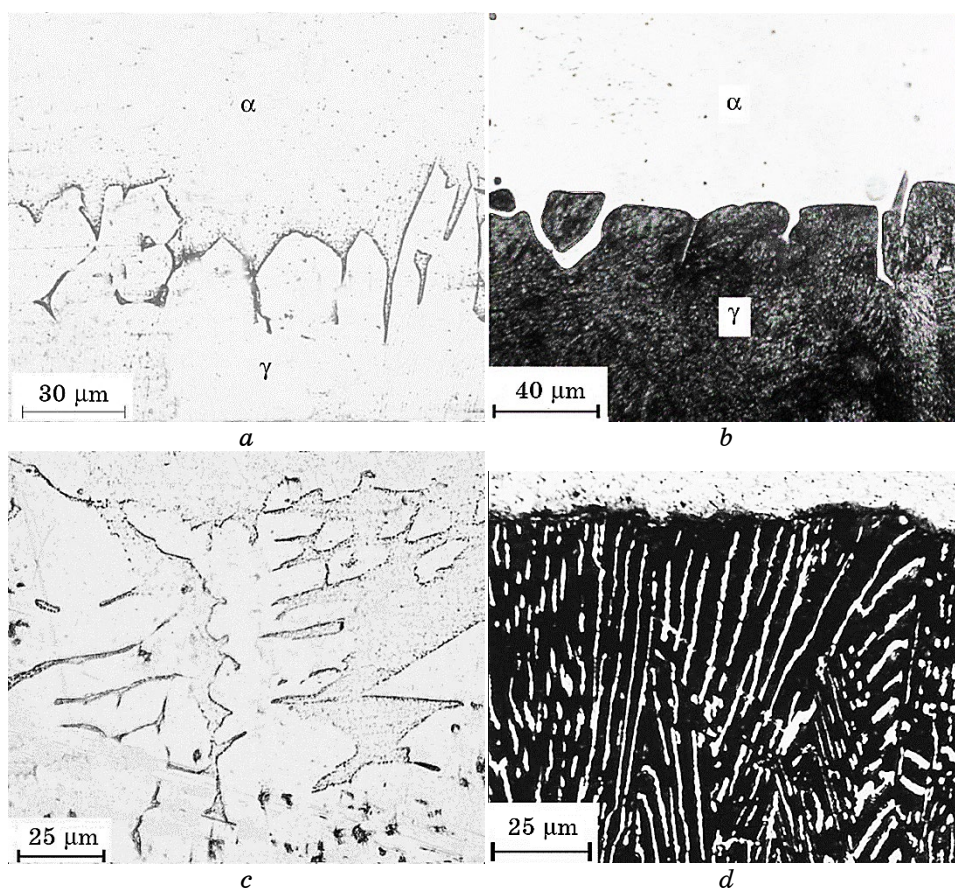


Fig. 1. Structure of the PI of Fe-25% Cr-0.027% Si alloy during carburization.

zation of various alloys. The most significant factors affecting the stability of a flat front are the speed of its advance, the concentration (mole fraction) of the α -stabilizer, as well as the difference between the equilibrium concentrations of components in ferrite and austenite [20].

Carburization of iron alloys with a carbide-forming α -stabilizer makes it possible to obtain materials with *in situ* composite structure in the surface layer. The composite is an austenitic (martensitic) matrix reinforced with fibres or plates of special carbides (Fig. 1, *d*). The plates or fibres are oriented along the carbon flow. This structure of the carburized layer corresponds to a special set of performance properties, in particular, high wear resistance. Violation of the unidirectionality of the reinforcing carbide phase due to the development of a cellular structure leads to a decrease or loss of the required characteristics.

The aim of this work is to analyse and construct a mathematical model of single-phase cellular growth of a γ -phase layer of a carburized ferritic iron alloy during isothermal $\alpha \rightarrow \gamma$ -recrystallization.

2. THEORETICAL DETAILS

2.1. Research of Concentration on the PI

The following assumptions were made for subsequent calculations: 1) the mole fractions of components at the interphase boundaries correspond to the equality of the chemical potentials of these components (taking into account the curvature of the boundaries); 2) the mole fraction of carbon in the initial α -phase corresponds to its maximum solubility at a given temperature and the mole fraction of the α -stabilizer. This is observed in most real systems; 3) the space in front of PI was considered semi-infinite.

The isothermal section of the Fe-*Me*-C phase diagram was used to calculate near-surface concentrations (where *Me* is an α -stabilizer). In Figure 2, it is shown a diagram of a section of the Fe-*Me*-C phase diagram at a temperature above the temperature of α - γ -iron polymorphism. The following designations are accepted: $\min X_k^{f_1/f_2}$ is minimum mole fraction of component *k* in phase f_1 at the interface boundary with phase f_2 , $\max X_k^{f_1/f_2}$ is maximum mole fraction of component *k* in phase f_1 at the interface boundary with phase f_2 , $^p X_k^{f_1/f_2}$ is mole fraction of component *k* in phase f_1 on flat PI; $^\infty X_k^f$ is mole fraction of component *k* in the *f*-phase at an infinite distance from PI.

The fractions of components on both sides of the interface boundary can be determined from the phase diagram using a simple relationship with a known value of the mole fraction of one of their components (e.g., $X_k^{f_1/f_2}$):

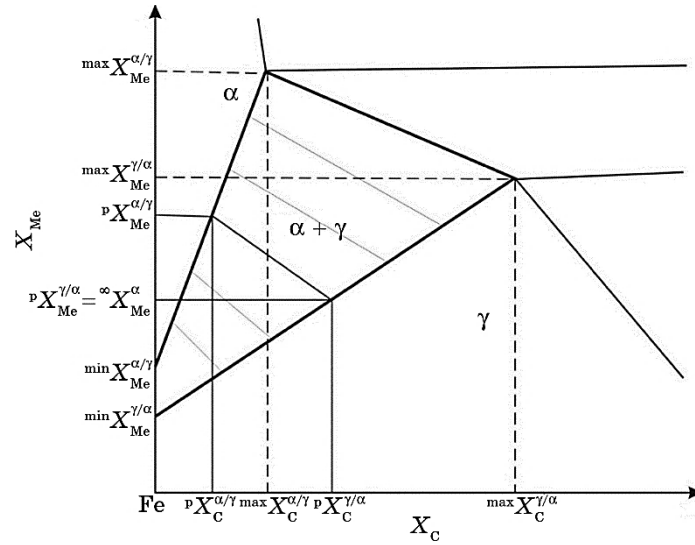


Fig. 2. Scheme of the isothermal section of the Fe-Me-C phase diagram.

$$K = \frac{X_{k_1}^{f_1/f_2} - \min X_{k_1}^{f_1/f_2}}{\max X_{k_1}^{f_1/f_2} - \min X_{k_1}^{f_1/f_2}}. \quad (1)$$

The K ratios for Me and C in both phases will be equal to each other if the chemical potentials of the components in the α - and γ -phases on the interphase surface are equal.

Diffusion carbon transfer through the γ -phase to the PI is the main factor that determines the kinetics of $\alpha \rightarrow \gamma$ -recrystallization during carburization.

Boundary-line concentrations were calculated using this factor. Further, the rate of advance of the interface during solid-phase diffusion changes slowly. The phase transformation was represented as a set of successive stationary states.

The scheme of a PI cell is shown in Fig. 3. The coordinate system moves with the surface. The process was considered in a two-dimensional approximation, assuming the axial symmetry of the cell. The distribution of carbon in the γ -phase ahead the flat PI in a stationary process is described by the expression:

$${}^p X_C^\gamma(z) = {}^\infty X_C^\alpha + ({}^p X_C^{\gamma/\alpha} - {}^\infty X_C^\alpha) \exp(-\nu z / D_C^\gamma), \quad (2)$$

where ${}^\infty X_C^\alpha$ is the mole fraction of carbon in the α -phase at an infinite distance from PI is equal to the maximum solubility, ${}^p X_C^{\gamma/\alpha}$ is mole fraction of carbon in the γ -phase on planar PI, ν is PI advancement speed, D_C^γ is carbon diffusion coefficient in the γ -phase.

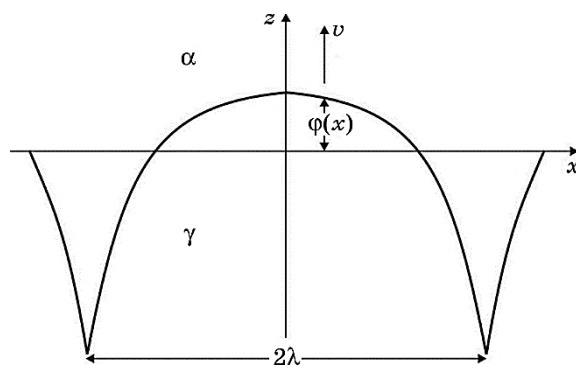


Fig. 3. Scheme of a cell at the $\alpha \rightarrow \gamma$ -recrystallization front.

The mole fraction of Me in the γ -phase on flat PI is equal to its fraction in the initial alloy (at an infinite distance from PI), or ${}^p X_{Me}^{\gamma/\alpha} = {}^\infty X_{Me}^\alpha$. This follows from the stationarity condition. Therefore, the mole fraction of C in the γ -phase on flat PI is equal to:

$${}^p X_C^{\gamma/\alpha} = \frac{({}^\infty X_{Me}^\alpha - \min X_{Me}^{\gamma/\alpha}) \max X_C^{\gamma/\alpha}}{\max X_{Me}^{\gamma/\alpha} - \min X_{Me}^{\gamma/\alpha}}. \quad (3)$$

The fractions of components on the curved (cellular) PI do not correspond to the equilibrium phase diagram. This discrepancy is caused by the surface tension of the interphase boundary and, as a consequence, the appearance of capillary pressure (Laplace pressure) in one of the phases. Its value can be calculated using the formula:

$$\Delta P = \frac{2\sigma}{r}, \quad (4)$$

where σ is interfacial α/γ -tension coefficient, r is average radius of curvature of the interfacial surface.

M. Hillert's calculation [21] was used to determine the difference in the boundary concentrations between curved and flat PI. This approach was extended to a three-component system. The calculation consists of constructing a common tangent plane to the surfaces of the thermodynamic potentials G_α and G_γ for flat and curved PI. It is assumed that the concentration dependences of G_α and G_γ are known. As a result, we get the following ratio:

$$V^\gamma \Delta P^\gamma = h^f (X_C^{f_1/f_2} - {}^0 X_C^{f_1/f_2}) + q^f (X_{Me}^{f_1/f_2} - {}^0 X_{Me}^{f_1/f_2}), \quad (5)$$

where V^γ is molar volume of the γ -phase, ΔP^γ is pressure difference in the γ -phase on flat and curved PI,

$$\Delta P^\gamma = \frac{2\sigma\varphi''(x)}{((1 + (\varphi'(x))^2)^{3/2})},$$

σ is surface tension coefficient, ${}^0X_{h_i}^{f_1/f_2}$ is mole fraction at the interfacial surface without taking into account surface tension ($\sigma = 0$),

$$h^f = ({}^0X_C^{\gamma/\alpha} - {}^0X_C^{\alpha/\gamma}) \frac{\partial^2 G^f}{\partial X_C^2}, \quad g^f = ({}^0X_{Me}^{\gamma/\alpha} - {}^0X_{Me}^{\alpha/\gamma}) \frac{\partial^2 G^f}{\partial X_{Me}^2}.$$

The equilibrium mole fractions at the curved interphase boundary in both phases shift towards increasing $X_C^{f_1/f_2}$ and decreasing $X_{Me}^{f_1/f_2}$ when capillary pressure occurs in the γ -phase according to the obtained relation (5). The magnitude of the displacement depends on the magnitude of the Laplace pressure, which in turn depends on the magnitude of surface tension PI. The surface tension PI and, consequently, the capillary pressure depend on the mutual crystallographic orientation of the initial and growing phases during solid-phase recrystallization. The displacement $X_C^{\gamma/\alpha} - {}^0X_C^{\gamma/\alpha}$ will be different at different pressures in the γ -phase at the top of the cell. Thus, the geometric parameters of the cells, as well as their configuration, differ at constant values of other factors (Fig. 1, *a, b*).

Borderline mole fractions of components in the α - and γ -phases were calculated using relations (1), (2) and (5). The phase compositions shift along the α - γ -conduits under the influence of capillary pressure (Fig. 4). The inclination of the conode to the X_C axis is equal to $m = ({}^0X_{Me}^{\gamma/\alpha} - {}^0X_{Me}^{\alpha/\gamma}) / ({}^0X_C^{\gamma/\alpha} - {}^0X_C^{\alpha/\gamma})$. We assume that the curvature of PI does not distort the concentration field X_C^γ due to the diffusion influx of carbon to PI determines the kinetic processes on it and is an in-

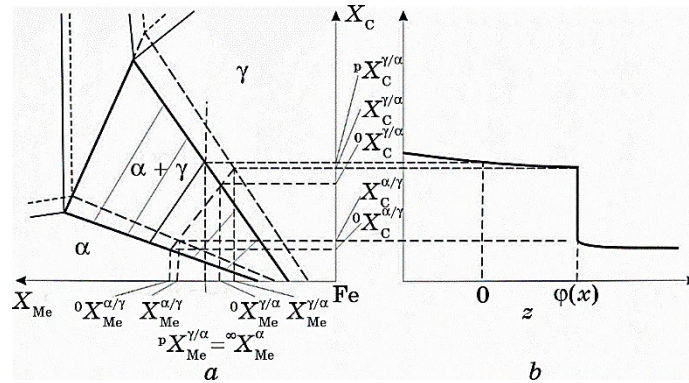


Fig. 4. Shift of equilibrium concentrations on PI: scheme of the isothermal section of the phase diagram (*a*), distribution of X_C along the depth of the carburized layer (*b*).

dependent external factor. The value $X_C^{\gamma/\alpha}$ was calculated using formula (2). As a result, we got:

$$K = \frac{{}^\infty X_C^\alpha + ({}^p X_C^{\gamma/\alpha} - {}^\infty X_C^\alpha) \exp(-v\varphi(x) / D_C^\gamma)}{\max X_C^{\gamma/\alpha}}, \quad (6)$$

where

$$\max X_C^{\gamma/\alpha} = \max_0 X_C^{\gamma/\alpha} + \frac{V^\gamma \Delta P^\gamma}{(h^\gamma + q^\gamma m)^{\max_0} X}.$$

The other values of concentrations on PI were determined from relations (1):

$$\frac{X_C^{\alpha/\gamma}}{\max X_C^{\alpha/\gamma}} = \frac{X_{Me}^{\gamma/\alpha} - \min X_{Me}^{\gamma/\alpha}}{\max X_{Me}^{\gamma/\alpha} - \min X_{Me}^{\gamma/\alpha}} = \frac{X_{Me}^{\alpha/\gamma} - \min X_{Me}^{\alpha/\gamma}}{\max X_{Me}^{\alpha/\gamma} - \min X_{Me}^{\alpha/\gamma}} = K, \quad (7)$$

where

$$\begin{aligned} \max X_C^{\alpha/\gamma} &= \max_0 X_C^{\alpha/\gamma} + \frac{V^\gamma \Delta P^\gamma}{(h^\alpha + q^\alpha m)^{\max_0} X}, \\ \max X_{Me}^{\gamma/\alpha} &= \max_0 X_{Me}^{\gamma/\alpha} + \frac{V^\gamma \Delta P^\gamma}{(h^\gamma / m + q^\gamma)^{\max_0} X}, \quad \min X_{Me}^{\gamma/\alpha} = \min_0 X_{Me}^{\gamma/\alpha} + \frac{V^\gamma \Delta P^\gamma}{q^\gamma \min_0 X}, \\ \max X_{Me}^{\alpha/\gamma} &= \max_0 X_{Me}^{\alpha/\gamma} + \frac{V^\gamma \Delta P^\gamma}{(h^\alpha / m + q^\alpha)^{\max_0} X}, \quad \min X_{Me}^{\alpha/\gamma} = \min_0 X_{Me}^{\alpha/\gamma} + \frac{V^\gamma \Delta P^\gamma}{q^\alpha \min_0 X}. \end{aligned}$$

2.2. Mass Transfer on the Interphase Surface

The following conditions are observed during a stationary recrystallization process: the moving speed of each PI element is constant; the average content of Me in the growing γ -phase is equal to its content in the initial ferritic alloy ${}^\infty X_{Me}^\alpha$.

The rate of advancement of PI depends on the rate of carbon supply to it through the growing γ -phase and removal into the initial α -phase. The initial α -phase has a narrow range of carbon homogeneity. Therefore, as we have already stated above, in most real cases, the mole fraction of carbon in the original ferrite is equal to its maximum solubility. Consequently, the rate of PI movement is determined only by the diffusion of carbon through the growing γ -phase. The rate of PI movement is conforming the formula:

$$v = - \frac{D_C^\gamma}{\Delta X_C^{\gamma-\alpha}} \frac{\partial X_C^\gamma}{\partial z} \Big|_\varphi, \quad (8)$$

where $\Delta X_C^{\gamma-\alpha} = X_C^{\gamma/\alpha} - X_C^{\alpha/\gamma} = X_C^{\gamma/\alpha} (1 - \max X_C^{\alpha/\gamma} / \max X_C^{\gamma/\alpha})$.

If the boundary compositions of the phases shift along the cones under the influence of Laplace pressure, and the concentration field $^p X_C^\gamma(z)$ (2) is not distorted when PI is bent, then,

$$\Delta X_C^{\gamma-\alpha} \approx X_C^{\gamma/\alpha} (1 - \max^0 X_C^{\alpha/\gamma} / \max^0 X_C^{\gamma/\alpha}). \quad (9)$$

Thus, the speed of each PI element will be the same. The PI configuration is determined by the diffusion redistribution of Me between phases.

The average boundary concentration of the α -stabilizer in the α -phase is higher than in the growing γ -phase. Therefore, the diffusion redistribution of a certain amount of Me , which was pushed into the α -phase at the initial stage of recrystallization, occurs ahead PI. This quantity is constant during a steady-state process. Diffusion processes in the α -phase ahead PI are related to the velocity v by the following expression:

$$v \cos \alpha \Delta X_C^{\gamma-\alpha} = -D_{Me}^\alpha \left(\frac{\partial X_{Me}^\alpha}{\partial x} + \frac{\partial X_{Me}^\alpha}{\partial z} \right) \Big|_\phi n, \quad (10)$$

where α is corner between the advancing direction (z -axis) and the normal to PI, $\cos \alpha = 1 / (1 + (\partial \phi / \partial x)^2)^{1/2}$, n is unit vector normal to PI.

Using (1) and (7), we obtain the expression:

$$\begin{aligned} v \cos \alpha \left(\frac{X_C^{\gamma/\alpha} (\Delta^{\max^0} X_{Me}^{\alpha-\gamma} - \Delta^{\min^0} X_{Me}^{\alpha-\gamma})}{\max^0 X_C^{\gamma/\alpha}} + \Delta^{\min} X_{Me}^{\alpha-\gamma} \right) = \\ = -D_{Me}^\alpha \left(\frac{\partial X_{Me}^\alpha}{\partial x} + \frac{\partial X_{Me}^\alpha}{\partial z} \right) \Big|_\phi n. \end{aligned} \quad (11)$$

The distribution of Me in the γ -phase along PI was represented by a Fourier series in order for it to satisfy the stationarity condition:

$$X_{Me}^{\gamma/\alpha}(x) = {}^\infty X_{Me}^\alpha + \sum A_n^{\gamma/\alpha} \cos(\pi n x / \lambda), \quad (12)$$

where $A_n^{\gamma/\alpha} = \frac{2}{\lambda} \int_0^\lambda dx \left(\frac{X_C^{\gamma/\alpha}(x) (\max X_{Me}^{\gamma/\alpha} - \min X_{Me}^{\gamma/\alpha})}{\max X_C^{\gamma/\alpha}} + \min^0 X_{Me}^{\gamma/\alpha} + \frac{V^\gamma \Delta P^\gamma}{q^\gamma \min^0 x} \right)$.

$X_{Me}^{\gamma/\alpha} \Big|_{\phi \max} < {}^\infty X_{Me}^\alpha$ at the top of the cell, and *vice versa*,

$X_{Me}^{\gamma/\alpha} \Big|_{\phi \min} > {}^\infty X_{Me}^\alpha$ at the base. Therefore, the diffusive transfer of Me

occurs in the x -axis direction upstream of PI. The material balance during this transfer can be represented as:

$$v \int_0^{\xi} dx (\infty X_{Me}^{\alpha} - X_{Me}^{\gamma/\alpha}) = -D_{Me}^{\alpha} \int_0^{\infty} dz \frac{\partial X_{Me}^{\alpha}}{\partial x} \Big|_{x=\xi}, \quad (13)$$

where ξ is value x , at which $X_{Me}^{\gamma/\alpha} = \infty X_{Me}^{\alpha}$.

$X_{Me}^{\gamma/\alpha}$ decreases at the cell top at a constant value $X_C^{\gamma/\alpha}$ under the influence of Laplace pressure. In case of excess pressure occurs in the α -phase and $X_{Me}^{\gamma/\alpha}$ increases at the base of the cell. This creates the need to transfer more Me in a direction perpendicular to the direction of growth. However, at the same time, the average gradient $\partial X_{Me}^{\alpha} / \partial x$ decreases in the α -phase, which complicates this transfer. The growth of the disturbance amplitude stabilizes according to the mechanism [20] with a more flat-topped configuration of cells at high values of σ and; therefore, higher values of ΔP^f . In this case, the value $X_{Me}^{\gamma/\alpha}$ is close to ${}^p X_{Me}^{\gamma/\alpha}$ at the cell top, and the diffusion flux perpendicular to the growth direction at the cell top is minimized.

Longitudinal sections of the cells are shown in Fig. 5. They correspond to the limiting cases of surface tension coefficient values and microstructures in Fig. 1, *a*, *b*. The results of the estimated calculations $X_{Me}^{\gamma/\alpha}$ are shown in Fig. 5. The disturbance amplitude $\phi(x)$ was approximated by a piecewise continuous function during these calculations. The function consists of fragments of second-order curves and straight lines. The values of σ varied relative to the value $\sigma_{av} = 10^{-2} \text{ J/m}^2$ used in Ref. [20].

As can be seen from the data presented, diffusion mass transfer in the direction of the x -axis is localized at the periphery of the cell at high values of σ . This localization brings the value $D_{Me}^{\alpha} \int_0^{\infty} dz \partial X_{Me}^{\alpha} / \partial x \Big|_{x=\xi}$ to the value required for mass transfer.

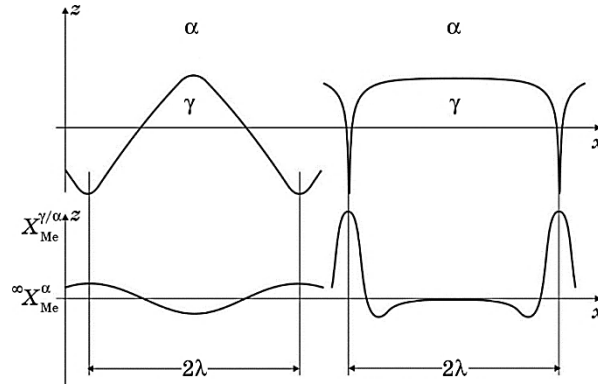


Fig. 5. PI patterns and corresponding distributions of Me concentrations along PI.

3. RESULTS AND DISCUSSION

PI cells have a pronounced crystalline facet upon solid-phase recrystallization. This was shown by a detailed examination of the microstructures shown in Fig. 1, *a*, *b*. The growing γ -phase has an f.c.c. lattice with a family of close-packed planes of the $\{111\}$ type. They have minimal surface energy. Analysis of the traces of the faceting planes lying in the polished section showed that the octahedral $\{111\}$ planes preferentially facet the PI cells.

The morphology of the cells depends on the crystallographic direction of growth of the γ phase. Usually this is one of the simple directions, coinciding with the axial structure of the carburized layer. If this direction is close to $\langle 100 \rangle$, then, the shape of the cell approaches a quadrangular pyramid with a $\{100\}$ plane at the base. The side faces coincide with the $\{111\}$ planes of the f.c.c. lattice of the γ -phase. Thus, the angle at the cell apex changes from $\cong 70^\circ$ (the angle between the $\{111\}$ planes) to $\cong 90^\circ$ (if the section passes through the side ribs of the $\langle 110 \rangle$ pyramid) in the plane of the section. The corresponding microstructure is shown in Fig. 1, *a*. The volumetric structure of cells of this type was studied in detail in Ref. [22].

The $\{111\}$ plane is oriented predominantly parallel to PI in the case where the growth direction is close to $\langle 111 \rangle$. Then the cell has a flat-topped morphology. Otherwise, the capillary pressure in the γ -phase at the top of the cell increases sharply. This leads to a decrease in the equilibrium concentration of Me at PI and the need for diffusion transfer of Me along the front. The lateral surfaces of the cells are also faceted by $\{111\}$ planes, and the cells are an inclined prism (Fig. 1, *b*).

Two or more columnar crystals of the γ -phase can grow from one grain of the α -phase. Therefore, the crystal lattices of the initial α - and growing γ -phases are randomly oriented relative to each other. The $\{110\}$ set of planes are the planes of lowest energy in the b.c.c. lattice of the initial α -phase. If one of the $\{111\}$ faceting planes of the growing γ -phase turns out to be parallel to the $\{110\}$ α -phase, the total PI energy decreases sharply. At the same time, the growth rate of this face increases. If $\{111\}\gamma$ and $\{110\}\alpha$ are mutually oriented according to one of the variants of the Kurdjumov–Sachs orientation relation, for example, $(111)\gamma \parallel (011)\alpha$, $[10\bar{1}]\gamma \parallel [1\bar{1}1]\alpha$; then, the growth of the faceting plane occurs at maximum speed. An increase in the growth rate of one of the boundary planes leads to the fact that the PI structure becomes similar to Widmanstätten one.

4. CONCLUSION

Studies of steady-state $\alpha \rightarrow \gamma$ -recrystallization during isothermal carburization of a ferritic iron alloy with a cellular structure of the inter-

phase boundary have been carried out.

Diffusion transfer of carbon through the γ -phase to the interphase surface is the main factor that determines the kinetics of $\alpha \rightarrow \gamma$ -recrystallization during carburization.

The $\alpha \rightarrow \gamma$ -phase transformation was represented as a set of successive stationary states. The $\alpha \rightarrow \gamma$ -transformation process was considered in a two-dimensional approximation, assuming axial symmetry of the cell. An expression for the distribution of carbon in the γ -phase upstream of the flat PI during a steady-state process was derived.

The mole fractions of components on cellular PI do not correspond to the equilibrium phase diagram due to the surface tension of the α/γ -interface and, as a consequence, the appearance of capillary pressure in one of the phases.

The boundary concentration differences between curved and flat PI were determined by constructing a common tangent plane to the surfaces of thermodynamic potentials G_α and G_γ for flat and curved PI.

The boundary mole fractions of the components in the α - and γ -phases were calculated. It was assumed that the phase compositions shift along the α - γ -conduits under the influence of capillary pressure.

Diffusion processes in the α -phase before PI have been described. The average boundary concentration of the α -stabilizer in the α -phase is higher than in the growing γ -phase. An expression connecting diffusion processes in the α -phase before PI with the speed of front advancement was obtained.

Longitudinal sections of cells corresponding to limiting cases of surface tension coefficient σ and microstructures during $\alpha \rightarrow \gamma$ -recrystallization are presented. The disturbance amplitude $\varphi(x)$ was approximated by a piecewise continuous function consisting of fragments of second-order curves and straight lines when performing these calculations.

A detailed study of the microstructures of the transformation front shows that PI cells have a pronounced crystalline facet during solid-phase recrystallization. The growing γ -phase has an f.c.c. lattice with a set of close-packed planes of the $\{111\}$ type, which have minimal surface energy. The morphology of the cells depends on the crystallographic direction of growth of the γ -phase. Usually, this is one of the simple directions, coinciding with the axial structure of the carburized layer.

Two or more columnar crystals of the γ -phase can grow from one grain of the α -phase. The growth of the boundary plane occurs at the maximum speed if $\{111\} \gamma$ and $\{110\} \alpha$ are mutually oriented according to one of the variants of the Kurdjumov-Sachs orientation relationship.

The resulting model can be used as a base model for studying the growth of a natural austenite-carbide composite.

REFERENCES

1. R. D. Sisson, J. R. Dayananda, and M. A. Dayananda, *Metal. Trans.*, **3**: 647 (1972).
2. O. V. Movchan and K. O. Chornoivanenko, *Usp. Fiz. Met.*, **19**, No. 2: 185 (2018).
3. W. W. Mullins and R. F. Sekerka, *J. Appl. Phys.*, **35**: 444 (1964).
4. R. F. Sekerka, *J. Appl. Phys.*, **36**: 264 (1965).
5. S. R. Coriell and R. F. Sekerka, *Rapid Solidification Processing: Principles and Technologies* (Eds. R. Mehrabian, B. H. Kear, and M. Cohen) (Louisiana: Claitor's, Baton Rouge: 1980), p. 35.
6. S. R. Coriell, G. B. McFadden, and R. F. Sekerka, *Ann. Rev. Mater. Sci.*, **15**: 119 (1985).
7. S. R. Coriell and G. B. McFadden, *Handbook of Crystal Growth* (Ed. D. T. J. Hurl) (Amsterdam: Elsevier, 1993), vol. 1a, p. 785.
8. S. H. Davis, *Theory of Solidification* (Cambridge: Cambridge University Press: 2001).
9. K. P. Bunin, V. Y. Movchan, and V. V. Nikiforova, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, **2**: 106 (1977) (in Russian).
10. V. Y. Movchan and V. V. Vladimirova, *Izvestiya AN SSSR. Metally*, **6**: 52 (1988) (in Russian).
11. K. P. Bunin, V. I. Movchan, and L. G. Pedan, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, **2**: 123 (1973) (in Russian).
12. K. P. Bunin, V. I. Movchan, and L. G. Pedan, *Izvestiya AN SSSR. Metally*, **3**: 164 (1975) (in Russian).
13. V. I. Movchan, L. G. Pedan, and V. P. Gerasimenko, *MiTOM*, No. 9: 19 (1983) (in Russian).
14. V. I. Movchan, L. G. Pedan, and V. I. Ivanitsa, *MiTOM*, No. 8: 12 (1990) (in Russian).
15. V. M. Gavrilenko, V. P. Gerasimenko, and V. I. Movchan, *Izvestiya AN SSSR. Metally*, **3**: 71 (1984) (in Russian).
16. A. V. Movchan, S. I. Gubenko, A. P. Bachurin, and E. A. Chornoivanenko, *Stroitel'stvo, Materialovedenie, Mashinostroenie*, **64**: 262 (2012) (in Russian).
17. O. V. Movchan and K. O. Chornoivanenko, *Metallurgical and Ore Mining Industry*, **5–6**: 76 (2019) (in Ukrainian).
18. K. P. Bunin, V. Y. Movchan, and V. V. Nikiforova, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, **10**: 121 (1974) (in Russian).
19. K. P. Bunin, V. Y. Movchan, and V. V. Nikiforova, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, **10**: 103 (1976) (in Russian).
20. O. V. Movchan and K. O. Chornoivanenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 1: 13 (2019).
21. M. Hillert, *Phase Equilibria, Phase Diagrams and Phase Transformations* (Cambridge: Cambridge University Press: 2007).
22. V. Y. Movchan, V. P. Gerasimenko, and T. N. Odyuchenko, *Izvestiya AN SSSR. Metally*, **4**: 116 (1981).

PACS numbers: 62.20.Qp, 64.70.kd, 64.75.Nx, 64.75.Op, 81.05.Bx, 81.20.Ev, 81.40.Cd

Structure and Phase Composition of Sintered Alloys of the Al–Fe–Ga System

D. A. Honcharuk*, O. V. Khomenko*, G. A. Bahliuk*,
O. M. Hripachevskiy**, V. M. Novychenko***

**I. M. Frantsevykh Institute for Problems of Materials Science, N.A.S. of Ukraine,
3 Omeljan Pritsak Str.,
UA-03142 Kyiv, Ukraine*

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

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

Peculiarities of phase transformations in the Al–Fe–Ga system at temperatures of 800, 1000, and 1200°C are investigated. The objects of research are samples obtained from mixtures of Al powders and Fe–Ga ligatures of equiatomic composition. The proportion of Al in the mixture is of 90, 70, and 50% by mass. Sintering of the compressed samples is carried out in an Ar environment under a pressure of 0.2 MPa with isothermal holding at the sintering temperature for 1 hour. The structure of the samples is studied depending on the material composition and sintering temperature by x-ray phase analysis and x-ray spectral microanalysis and microdurometry. As established, the base of the structure of all samples is an Al-based solid solution and ternary intermetallic inclusions mainly of the $\text{Al}_x(\text{Fe,Ga})_{(100-x)}$ type ($x=2\ldots3.6$). As found, the structure of the material with 90% mass. Al changes little with temperature. Phase composition becomes increasingly dependent on the temperature with increasing amounts of Al in the samples.

Corresponding author: Olena Victorivna Khomenko
E-mail: helenhommer@gmail.com

Citation: D. A. Honcharuk, O. V. Khomenko, G. A. Bahliuk, O. M. Hripachevskiy, and V. M. Novychenko, Structure and Phase Composition of Sintered Alloys of the Al–Fe–Ga System, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 4: 361–375 (2025). DOI: [10.15407/mfint.47.04.0361](https://doi.org/10.15407/mfint.47.04.0361)

© 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>)

The Al-based solution contains Ga atoms at the level of solubility of this metal in Al on the same level as in binary system Al–Ga (to 8–9% at.); at the same time, very small amount of Fe is detected in the solution. A practically constant ratio of Al atoms to the total number of other two components is found in the composition of intermetallics. In addition, in the structure of samples with 70% and 50% mass. Al, the residual Ga-based phase with a small amount of Al and Fe is observed. The microhardness of the Al-based solution depends slightly on both the composition of material and the sintering temperature and is equal to 0.41...0.45 GPa. Microhardness of intermetallics varies from 1.3...4.3 GPa (800°C) to 5.3 and 6.3 GPa (1000°C and 1200°C, respectively) for samples with a content of 70 and 50% mass. Al. Variations in hardness values are conveniently explained by variable composition of intermetallic inclusions. This indicator is maximal in the material with 90% mass. Al and corresponds to the level of hardness of the intermetallide Al_3Fe .

Key words: Al–Fe–Ga system, powder metallurgy, intermetallics, microhardness, microstructure.

Досліджено особливості фазових перетворень у системі Al–Fe–Ga за температур у 800, 1000 і 1200°C. Об'єктами досліджень були матеріали, одержані із сумішей порошків Al та лігатури Fe–Ga еквіатомного складу, з часткою Al в суміші у 90, 70 і 50% мас. Спінання спресованих зразків проводили в Ar під тиском у 0,2 МПа з витримкою за температури спінання впродовж 1 год. Основою структури всіх зразків є твердий розчин на основі Al й потрібні інтерметалідні включення переважно типу $\text{Al}_x(\text{Fe,Ga})_{(100-x)}$ ($x = 2...3,6$). Структура матеріалу, що містить 90% мас. Al, мало змінюється з температурою спінання зразків. Зі зменшенням кількості Al в матеріалі його фазовий склад стає більш залежним від температури спінання. В розчині на основі Al виявлено Ga на рівні розчинності цього металу в подвійній системі Al–Ga (8–9% ат.); водночас, у розчині Fe практично відсутній. У складі інтерметалідів виявлено всі три компонента зі сталим співвідношенням атомів Al до загальної кількості атомів двох інших металів. Крім того, в структурі зразків із 70 та 50% мас. Al присутня окрема фаза на основі Ga з малою кількістю Al та Fe. Мікротвердість Al-розчину слабо залежить від складу матеріалу й температури спінання та дорівнює 0,41...0,45 ГПа. Для зразків із вмістом 70 та 50% мас. Al мікротвердість інтерметалідів змінюється від 1,3...4,3 ГПа (800°C) до 5,3...6,3 ГПа (1000°C і 1200°C). Варіація твердості, певно, пояснюється змінним складом інтерметалідних включень. Цей показник є максимальним у матеріалі з 90% мас. Al, що відповідає рівню твердості подвійного інтерметаліду FeAl_3 .

Ключові слова: система Al–Fe–Ga, порошкова металургія, інтерметаліди, мікротвердість, мікроструктура.

(Received 13 June, 2024; in final version, 10 October, 2024)

1. INTRODUCTION

In recent years, materials scientists have been increasingly interested

in gallium (Ga) as an alloying element for obtaining a number of functional materials; this element, despite its own low melting point and low hardness, can form fairly hard and substitutional solid solution and compounds with metals [1–3], creating a synergy effect.

So, in particular, Fe–Ga alloys are in the centre of attention due to their giant magnetostriction in low saturation magnetic fields and high mechanical properties (with the possible exception of low plasticity) [2]. In recent years, special attention has also been paid to the inelastic properties of these alloys [3].

Based on the results of the study of martensitic transformations and magnetic properties of Heusler alloys (Ni–Fe–Ga systems), the authors [4] note that the martensitic structure formed in them has a low twinning stress and high magnetocrystalline anisotropic properties. They consider it expedient to use such alloys as efficient materials with shape memory.

Materials based on non-stoichiometric Ni–Mn–Ga alloys have also attracted considerable interest during the last decade due to their high damping properties. The authors note that their relative damping capacity is better than that of any other known material. In addition, these alloys demonstrated the presence of a shape memory effect, high mechanical superelasticity and superelasticity under the influence of magnetic field, and magnetocaloric properties [5].

Four-component alloys of the Ni–Fe–Mn–Ga system, obtained by vacuum-arc melting and subsequent heat treatment, are also characterized by the presence of ferromagnetic shape memory effect [6]. The results of the study of the influence of Fe content in the alloys of this system on the magnetic characteristics of the alloys showed that with increase in the Fe content, the saturation magnetization and the Curie temperature increase.

At the same time, the Al–Fe–Ga ternary system is currently practically unexplored, although dual-composition alloys based on the components of this system are widely researched and, obviously, have significant potential for the development of new functional materials with specific characteristics. Thus, in particular, alloys based on the Fe–Al double system (iron aluminides) are distinguished by a unique combination of mechanical properties (in particular, at elevated temperatures) in combination with resistance to corrosion and wear [7–12], which made it possible to use these intermetallics in aggressive environments in a wide temperature range.

The other side of the concentration triangle of the Al–Fe–Ga phase diagram is the double Fe–Ga system, which has become the subject of active research in the last three decades. The impetus for intensive scientific research was unexpectedly high values of magnetostriction, which Fe–Ga alloys demonstrate [1]. In this regard, studies of the Al–Fe–Ga ternary system were mainly focused on the region of the iron

corner of the diagram [13]. The concentration ranges enriched with aluminium and the conditions for the formation of ternary compounds based on it were neglected.

Taking into account the propensity of Al and Fe to form intermetallics of different composition and the similarity of the physical and chemical properties of Al and Ga, one can expect the formation of intermetallics of ternary composition in the Al–Fe–Ga system. Doping solutions of double intermetallics with a third component provides opportunities to optimize their properties. Considering the fact that the Al–Fe–Ga system combines in its composition components with a significant difference in melting temperatures, the study of the phase transformation of intermetallics in this system in the conditions of the interaction of liquid and solid phases in a wide range of concentrations seems to be particularly interesting and promising.

In this regard, the purpose of this work is to study the peculiarities of structure formation and phase composition of powder alloys of the Al–Fe–Ga system obtained by sintering in the temperature range of 800–1200°C.

2. EXPERIMENTAL DETAILS

Aluminium powder (PA-4, 98.99% mass. Al, GOST 6058-73), pulverized iron powder (PZHR GOST 9849-86, 99.9% mass. Fe) and Ga (Gl-1, GOST 12797, 99.99% mass. Ga) were used as starting components for obtaining alloys of various component compositions.

Since Ga is a low-melting metal with a melting point of 29.8°C, it was introduced into the initial charge in the form of a ligature alloy, namely, ferrogallium (Fe–Ga system), which was obtained with a composition close to equiatomic one by melting a mixture of iron powder and crushed Ga in bulk the ratio of the components as 55% mass. Fe–45% mass. Ga (50% at. Ga) [14]. The melting of the ligature alloy was carried out in Ar at a temperature of 1300°C.

The mode of the mixture components fusion was chosen according to the state diagram of the Fe–Ga system [15], according to which the melt of equiatomic composition crystallizes at temperatures lower than 1037°C, and taking into account the required degree of overheating and time for the melt homogenization. Before mixing with aluminium powder, the melt master alloy was crushed and the $\leq 100\text{-}\mu\text{m}$ fraction was sieved.

Aluminium and iron powders and ligature alloy were mixed in appropriate proportions to obtain mixtures of different component composition (Table 1). The resulting batch mixtures were dried in vacuum at a temperature of 200°C for 2 hours. The composition of the mixtures was selected in such a way as to investigate the competing effects of Fe and Ga on phase transformations in the material in a range in a fairly

TABLE 1. Component compositions of the original powder mixtures.

Composition of the mixture, % mass.	Atomic concentrations of metals in the mixture, % (at.)		
	Al	Fe	Ga
90 Al–10 ligature alloy	95	2.5	2.5
70 Al–30 ligature alloy	84	8	8
50 Al–50 ligature alloy	70	15	15

wide range of Al atomic concentrations.

The powder mixtures were consolidated into briquettes with a diameter and height of 20 mm under the pressure of 400 MPa. The mixtures had good compressibility, held their shape after consolidation and had no visible cracks.

Samples of each composition, in turn, were divided into three groups, which were sintered at temperatures of 800°C, 1000°C, and 1200°C, respectively, with isothermal exposure for 1 hour in a graphite crucible in the chamber of an induction furnace. In order to degas the chamber, 5 cycles of rarefaction to a vacuum of 10^{-1} MPa were carried out, followed by filling the chamber with Ar. The choice of temperature range is determined by the presence of phase transitions in this range and taking into account the need for overheating. The rate of heating the samples to the sintering temperature was 40°/min on average, after isothermal exposure, cooling to room temperature was carried out together with the furnace.

The phase composition of the obtained alloys was determined by x-ray phase analysis and local x-ray microspectral analysis. Diffractograms were taken on a DRON-3M spectrometer in point mode using the powder method ($U = 35$ kV, $I = 35$ mA in $\text{CoK}_{\alpha 1}$ radiation). A graphite single crystal was used as a monochromator. The shooting was carried out in the range of angles $2\theta = 20\text{--}100^\circ$ with a scan step of 0.05° and an exposure time of 2 sec. The x-ray spectrum analysis program MATCH v.1.9 was used with the help of a JEOL microscope model JSM-46 CAMECA (France). Quantitative analysis was performed using the program ZOND, which calculated corrections for absorbance, fluorescence, and atomic number.

For the metallographic analysis of the alloys' structure, metallographic samples were made in a standard way, which were studied by the methods of optical and scanning electron microscopy. To determine the structural components, etching of the surface of the sections with reagents of the composition ($\text{HF-HCl-HNO}_3\text{-H}_2\text{O}$ and $\text{FeCl}_2\text{-HCl-C}_2\text{H}_5\text{OH}$), which are used to detect the structures of Al-containing and Fe-containing alloys, respectively. Microdurometric measurements were performed on a PMT-3 microhardness tester at a load of 0.49 N.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The appearance of the compacts after sintering showed that while the samples sintered at 800°C practically kept the shape of the initial pre-forms (Fig. 1, *a*), the samples sintered at 1000°C and 1200°C lost their initial shape as a result of melting (Fig. 1, *b*).

The porosity of samples with 90% mass. Al, regardless of the sintering temperature, does not exceed 1%. Reducing the concentration of Al in the alloy to 50–70% mass. leads to a significant increase in the porosity of sintered materials. Thus, the samples obtained by sintering at 800°C are characterized by porosity at the level of 40–50%, while with an increase in the sintering temperature to 1000–1200°C, their porosity decreases to the level of $\leq 10\%$.

On the surface of the samples, there are separate places of sweating of the liquid phase, caused by the low ability to wet the remains of the oxide phases with liquid aluminium. Individual shrinkage shells are found in fractures, stepped intercrystalline chips appear on the surface of the fracture in places of accumulation of small and large crystals, which alternate with regions of a viscous matrix.

The microstructure of the sintered samples is presented in Figs. 2 and 3. In the structure of the samples with the highest content Al (90% mass.), the volume concentration of the Al-based matrix phase is about 70–75%, everything else is mainly needle-shaped intermetallic inclusions (see Fig. 2, *a*).

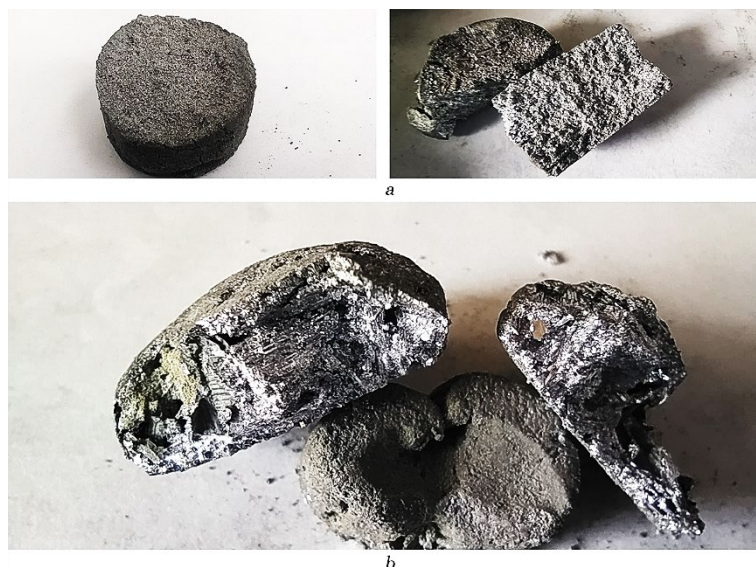


Fig. 1. The appearance and fracture surfaces of samples with composition 70% mass. Al–30(Fe–Ga), sintered at 800°C (*a*) and at 1200°C (*b*).

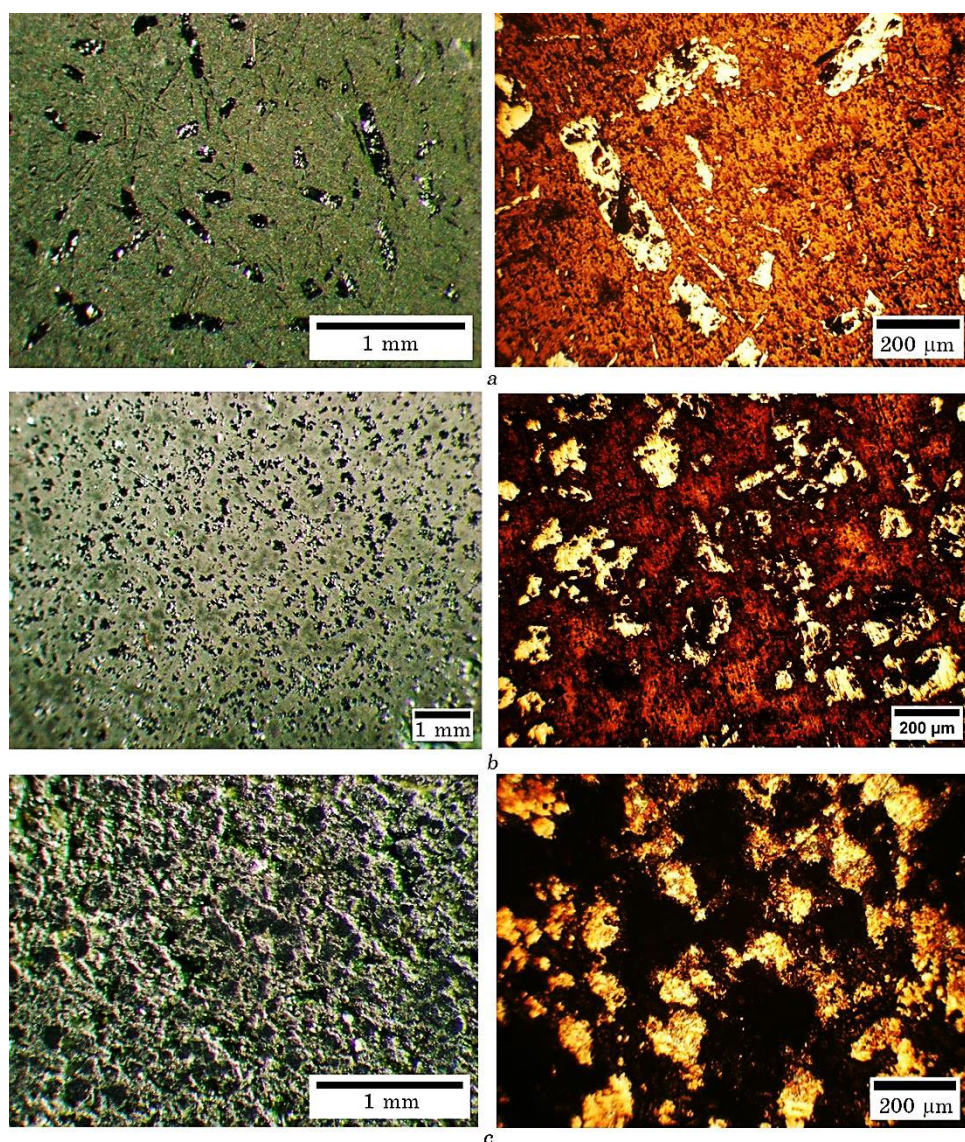


Fig. 2. Structure of samples sintered at 800°C depending on the material composition (% mass.): 90Al–10(Fe–Ga) (*a*); 70Al–30(Fe–Ga) (*b*), 50Al–50(Fe–Ga) (*c*).

A similar shape of crystals, determined by separate directions of rapid crystal growth, is quite typical for intermetallic inclusions in the structures of materials of the Al–Fe system [12].

As the sintering temperature of samples of this composition in-

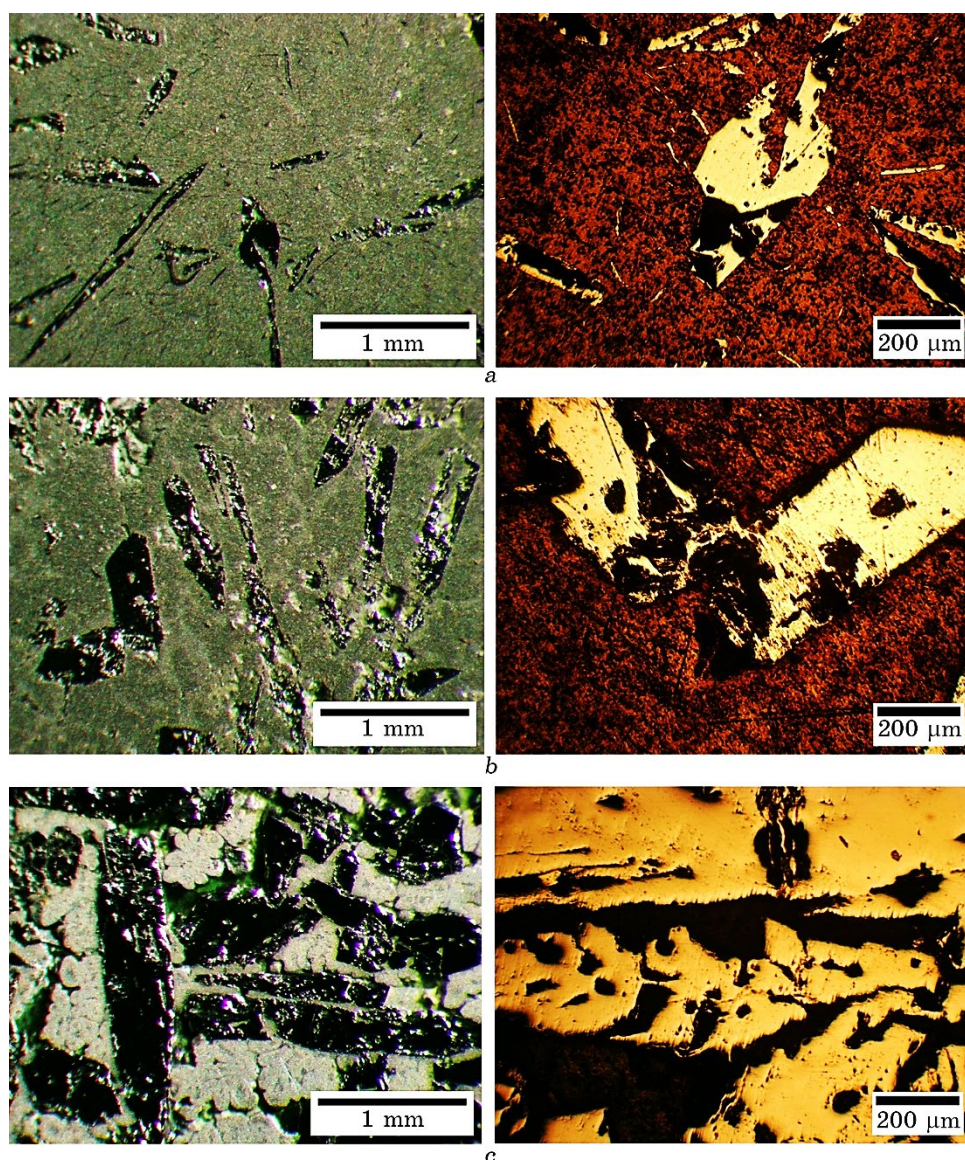


Fig. 3. Structure of samples sintered at 1200°C depending on the material composition (% mass.): 90Al–10(Fe–Ga) (*a*); 70Al–30(Fe–Ga) (*b*); 50Al–50(Fe–Ga) (*c*).

creases, the volume ratio of the matrix and intermetallics in the structure of the material is changed little (Fig. 3, *a*).

At the same time, an increase in sintering temperature contributes to a noticeable increase in the size of intermetallic grains. In general,

with the increase in the sintering temperature to 1200°C, the crystalline discharges can reach a length of 600–800 microns while maintaining the cross-sectional dimensions of the latter at the level of 10–40 microns. At the same time, neither coalescence of contacting crystals nor accommodation of their shape are observed.

As the concentration of Al in the alloy decreases, volume fraction of intermetallics increases to 50–65 and 70–85% (for materials with 70 and 50% mass. Al, respectively). At the same time, multiple separations of a separate light phase are observed in the matrix, the volume fraction of which varies depending on the sintering temperature within 15–25% (see Fig. 2, *b, c*).

The results of the x-ray phase analysis of the obtained materials show that on the diffractograms of alloys with a content of 90% mass. Al, the most intense are the lines that coincide with the lines of the spectrum of Al from the planes (111), (200), (211), (311) and (222) (Fig. 4, *a*). In addition, along with the Al(100) and Al(200) lines, peaks of low intensity were detected, located at the angles of 43...45 and 50...53°, which coincide with the spectrum lines of some intermetallics of Fe–Ga and Al–Fe binary systems.

In particular, the spectrum of Fe₃Ga₄ intermetallide is characterized by lines of high intensity in the above-mentioned regions. The base of the ligature alloy, which is included in the original composition of the samples, is precisely this intermetallic [14]; therefore, its partial preservation is quite likely, at a relatively low sintering temperature of 800°C. The interaction of aluminium with the components of the ligature alloy during sintering leads to the formation of aluminides of various compositions. Thus, the most intense peaks in the spectra of double compounds Al_{3.2}Fe, Al₁₃Fe₄ and Al₂Fe₅ are also located in the regions bordering the Al(111) and Al(200) lines. The lattices of these compounds belong to syngony of low symmetry, and their spectra partially overlap each other. Based on the data of micro-x-ray spectral analysis (see below), it is possible to conclude that the undefined peaks belong to iron aluminides. With increasing of sintering temperature, no significant changes were found in the profile of these spectra, which indicates the constancy of the phase composition of the material.

The diffraction patterns of the samples with content of 70 and 50% mass. Al (Fig. 4, *b, c*) are significantly different from the spectra of the material with 90% mass. Al, which indicates significant differences in structural transformations when the composition of the material changes.

In the spectra of samples with 70% mass. Al, the lines belonging to the Al spectrum at the angles of reflection from the (111), (200), (220), (311), and (222) planes are clearly visible, but these lines become less intense. In addition, the detected lines coincide with the lines of the spectrum of the α -Ga lattice.

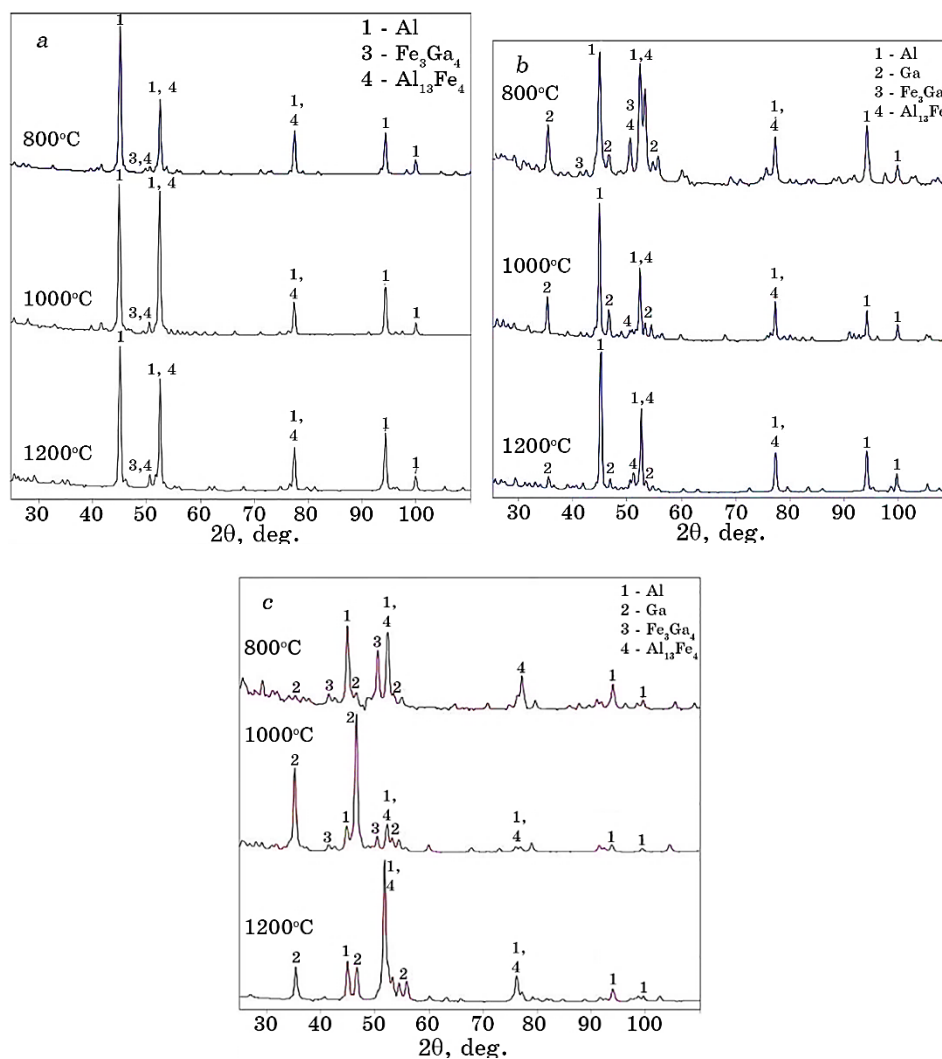


Fig. 4. Diffraction patterns of samples with compositions (% mass.): 90Al–10(Fe–Ga) (a); 70 Al–30(Fe–Ga) (b); 50Al–50(Fe–Ga) (c) depending on sintering temperature.

At the same time, the peaks in the regions of the lines of double intermetallic compounds become more intense. Fe_3Ga_4 peaks are probably present in the spectrum of the sample sintered at 800°C, which practically disappear, when the sintering temperature is increased. On the other hand, the temperature factor affects the intensity of the intermetallic peaks formed during the interaction of aluminium with the components of the ligature alloy (Fig. 4, b).

In the spectra of samples containing 50% mass. Al, the intensity of intermetallic lines is higher than the intensity of Al lines, which indicates their predominant number in the sample structure (Fig. 4, *c*).

In particular, the spectrum of the sample sintered at 800°C probably contains lines of Fe_3Ga_4 intermetallide, which is partially preserved in the composition of the material. In the spectra of samples sintered at higher temperatures, individual lines of intermetallics are inferior in intensity to others, which is a sign of a change in their volume in the material structure (Fig. 4, *c*).

Local x-ray microspectral analysis of sintered alloys provides an opportunity to clarify the information obtained by the XRA method. To establish the nature of the distribution of components in the structure of the samples, 7–10 ‘points’ in each of the phases were analysed on different planes of the section. When the concentration of components varied, the number of ‘points’ was increased to determine the range of fluctuations.

Spectral microanalysis of the phase composition of the sintered samples showed that the basis of their structure is Al-based solid solution, and intermetallics of a ternary composition with a constant ratio of Al to the total amount of the other two components (Fig. 5).

For samples obtained from mixtures containing 70 and 50% mass. Al in a solid solution Ga was detected at the level of its maximum solubility in the binary system Al–Ga (8–9% at. [15]) (see Table 2), while in the material with 90% mass. Al, the solubility of this component in solid solution does not exceed 1% at., which is probably due to a decrease in its total amount in the alloy structure. Another component, namely, Fe, dissolves very weakly in Al-based solution (0.2–0.8 and to 2% at. in materials with 70 and 50% mass. Al respectively) and is practically absent in solid solution in the structure of the material with 90% mass. Al.

Compositions of intermetallic inclusions include Al (70–78% at.), Fe (25...27% at.) and Ga (up to 3 to 8% at.) is found in some crystals. The ratio of metal atoms at the points of determining the composition is relatively constant and approaches $\text{Al}_3(\text{Fe}, \text{Ga})$. In particular, the ratio of Al atoms to the total amount of other metal atoms varies from $\text{Al}_{2.3}(\text{Fe}, \text{Ga})$ to $\text{Al}_{3.2}(\text{Fe}, \text{Ga})$, and changes in the amount of Ga are inversely correlated with changes in the concentration of Fe. It can be assumed that such phase changes occur due to the partial replacement of iron atoms by gallium atoms in the crystal lattice nodes of double intermetallics.

As the sintering temperature increases, in the structure of the samples, the remains of the ligature alloy disappear, while the amount of Ga-based phase allocations increases. Intermetallic inclusions contain all three main components of the system and differ slightly in composition.

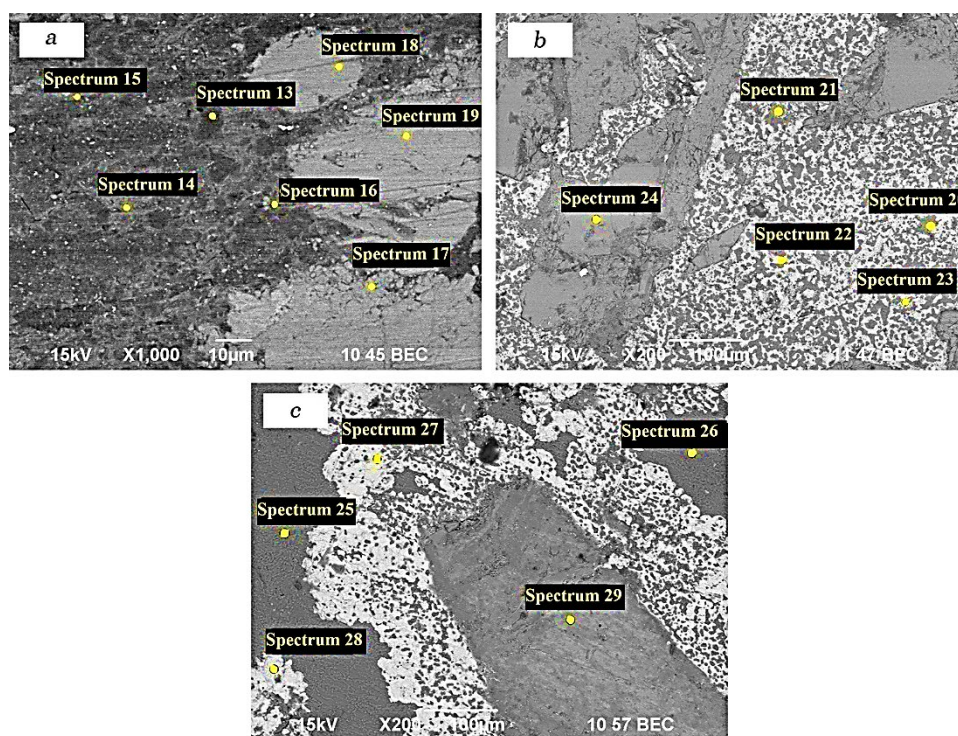


Fig. 5. SEM image of microstructure of samples produced from powder mixture 70 % mass. Al-30 (Fe-Ga), sintered at 800°C (a), 1000°C (b) and 1200°C (c) (regime back scattered electrons).

The obtained results give grounds for assumptions about the mechanisms of mass transfer in the sintering process, which include the interaction of aluminium with the components of the ligature alloy, their dissolution in the melt, and the chemisorption of aluminium atoms on their surface. This creates conditions for further chemical reactions with the formation of solutions based on Al and Ga and iron intermetallics doped with gallium.

The influence of the sintering temperature on the phase changes in the structure of samples containing 90% mass. Al is hardly noticeable, and this indicates a certain thermodynamic stability of the composition formed by various mechanisms in the studied temperature range, while the structures of the samples with 70 and 50% mass. Al show a greater dependence on the temperature factor, which is due to a decrease in the amount of the liquid phase, which is the main accelerator of diffusion processes in the system.

This leads to the fact that the sintering temperature of 800°C does not ensure the completeness of the phase transformations and the

structure of the alloys records the transitional stages of the diffusional redistribution of the components.

Instead, the achievement of a liquid state by the system with an increase in the sintering temperature eliminates all factors affecting the diffusion activity of the components. In this case, the formation of the structure is determined by the phase equilibria of the ternary system

TABLE 2. Local micro-x-ray spectral analysis of structural components of samples with composition (% mass.) 70Al–30(Fe–Ga) sintered at different temperatures.

Spectrum No.	O		Al		Fe		Ga		Local phase composition
	wt.%	at.%	wt.%	at.%	wt.%	at.%	wt.%	at.%	
800°C									
13	17.36	29.67	60.64	61.45	2.65	1.30	19.35	7.59	Al-based solid solution, the remains of the ligature alloy and Ga-based phase
14	1.15	2.20	78.23	88.71	0.36	0.20	20.26	8.89	
15	18.86	41.01	22.05	28.42	8.89	5.54	50.19	25.04	
16	19.86	43.07	20.40	26.24	7.80	4.85	51.93	25.84	
17	7.89	25.48	5.09	9.75	1.56	1.44	85.46	63.33	
18	2.29	4.85	56.41	70.82	35.38	21.46	5.92	2.88	Intermetallic inclusions Al _{2.3...3} (Fe,Ga)
19	1.77	3.76	56.61	71.56	35.5	21.68	6.13	3.00	
1000°C									
20	1.53	2.87	80.24	89.28	—	—	18.23	7.85	Al-based solid solution, separation of the Ga-based phase
21	1.58	2.99	78.99	88.58	—	—	19.44	8.43	
22	0.98	4.01	2.21	5.35	—	—	96.80	90.64	
23	1.67	6.43	4.88	11.12	—	—	93.45	82.45	
24	—	—	59.66	75.55	38.39	23.49	1.95	0.96	Intermetallic inclusions Al _{3...3.2} (Fe,Ga)
1200°C									
25	1.86	3.52	77.96	87.69	—	—	20.18	8.78	Al-based solid solution, separation of the Ga-based phase
26	1.09	2.08	78.26	88.82	0.23	0.12	20.43	8.97	
27	0.91	3.72	2.01	4.88	—	—	97.09	91.40	
28	0.73	3.05	0.84	2.08	0.44	0.53	98.00	94.34	
29	10.28	20.97	45.62	55.21	27.18	15.89	16.92	7.93	Intermetallic inclusions Al _{2.3} (Fe,Ga)

and the conditions of crystallization of the melt during cooling. An increase in the concentration of Fe and Ga in the composition of the material contributes to the formation of intermetallics of variable composition, which are probably solid solutions based on Al_3Fe and Al_5Fe_2 aluminides doped with Ga. At the same time, saturation of the Al solution with Ga is observed, and the excess of this component forms a solid solution, which obviously crystallizes last.

The microhardness of intermetallic inclusions in the structure of samples with 90% mass. Al content is of 6.1...6.5 GPa. This indicator is weakly dependent on the sintering temperature and corresponds to the average level of FeAl_3 microhardness (5...8 GPa). The microhardness of the solid Al solution, which is the basis of this material, is also practically unchanged and equal to 0.41...0.45 GPa. For the samples with 70% and 50% mass. Al content, the microhardness of intermetallics varies from 1.3...4.3 (after sintering at 800°C) to 5.3...6.3 GPa (for 1000°C and 1200°C, respectively) depending on the sintering temperature. Fluctuations in microhardness values are obviously explained by the variable composition of intermetallics.

4. CONCLUSIONS

It was established that the samples with the maximum Al content (90% mass.) regardless of the sintering temperature are characterized by the highest density (porosity $\leq 1\%$), due to the presence of a significant amount of liquid phase, which increases the contact area of diffusion interaction. As the concentration of Al in the alloy decreases, the porosity of sintered alloys increases significantly. The samples with 50 and 70% mass. Al, sintered at 800°C, are characterized by significant porosity (40–50%), however, as the sintering temperature increases, their porosity decreases to the level of $\leq 10\%$.

The base of the phase composition of an alloy with 90% mass. Al is an Al-based solid solution, which contains a certain amount of Ga (up to 3% at.) and intermetallic inclusions of the type $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$. The influence of the sintering temperature on the phase changes in the structure of the samples is insignificant, which indicates the completion of diffusion redistribution of the components already after sintering at 800°C.

As the concentration of Al in materials decreases, phase transformations in the alloy are more dependent on the sintering temperature. At the same time, the sintering temperature of 800°C does not ensure the completeness of the phase transformations and the structure of the alloys records the transitional stages of diffusion redistribution of the components: in particular, Fe_3Ga_4 peaks, which practically disappear when the sintering temperature is increased. After raising the sintering temperature to 1000°C and 1200°C, intermetallic phases of variable composition are formed in the composition of materials, namely,

Al₃Fe- and Al₅Fe₂-based solid solutions doped with Ga (up to 8% at.). At the same time, the saturation Ga (up to 9% at.) in the Al-based solid solution with is observed, and the excess of this component forms a Ga-based solid solution, which obviously crystallizes last.

REFERENCES

1. R. Qiao, J. Gou, T. Yang, Y. Zhang, F. Liu, S., Sh. Hu, and T. Ma, *Journal of Materials Science & Technology*, **84**: 173 (2021).
2. S. Golovin, V. V. Palacheva, A. A. Emdadi, M. Yu. Zadorozhnyy, A. I. Bazlov, M. V. Gorshenkov, A. V. Pozdniakov, E. S. Savchenko, J. Cifre, R. Barbin, J. Zhu, and S. A. Golovin, *Kovove Mater.*, **53**: 267 (2015).
3. I. S. Golovin, *Materials*, **16**, No. 6: 2365 (2023).
4. H. Nath, G. Phanikumar, H. Nath, and G. Phanikumar, *Metall. Mater. Trans. A*, **46**: 4947 (2015).
5. S.-P. Hannula, I. Aaltio, Y. Ge, and O. Söderberg, *Current Appl. Phys.*, **12**: S63 (2012).
6. R. P. Mathur, R. K. Singh, S. Ray, M. Manivel Raja, P. Ghosal, and V. Chandrasekaran, *Defence Science Journal*, **61**, No. 3: 275 (2011).
7. N. S. Stoloff, *Mater. Sci. Eng. A*, **258**: 1 (1998).
8. S. C. Deevi and V. K. Sikka, *Intermetallics*, **4**: 357 (1996).
9. J. Wang, J. Xing, Z. Qiu, X. Zhi, and L. Cao, *Journal of Alloys and Compounds*, **488**: 117 (2009).
10. S. Gedevanishvili and S. C. Deevi, *Mater. Sci. Eng. A*, **325**: 163 (2002).
11. G. A. Baglyuk, A. I. Tolochin, A. V. Tolochina, R. V. Yakovenko, A. N. Gripachevskii, and M. E. Gjlovkova, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **55**: 297 (2016).
12. O. Tolochyn, O. Tolochyna, H. Bagliuk, Ya.I. Yevich, Yu. M. Podrezov, and A. A. Mamonova, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **59**: 150 (2020).
13. X. Li, A. Scherf, M. Heilmaier, and F. Stein, *J. Phase Equilib. and Diffus.*, **37**, 162 (2016).
14. D. A. Honcharuk, O. M. Gripachevskiy, O. V. Khomenko, G. M. Molchanovskaya, and G. A. Maksimova, *Naukovi notatky*, **73**: 171 (2022) (in Ukrainian).
15. H. Okamoto, *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, **11**: 576 (1990).

PACS numbers: 61.66.Dk, 62.20.Qp, 64.70.kd, 64.75.Op, 68.55.J-, 81.05.Bx, 81.40.Ef

Сучасні методи нейтралізації негативного впливу домішок Феруму на властивості заевтектичних Al–Si-стопів

Т. Г. Цір, К. Л. Шеневидько

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 34/1,
03142 Київ, Україна*

Однією з основних проблем повторного використання вторинних заевтектичних стопів системи Al–Si є їхнє забруднення Ферумом. В огляді розглянуто вплив вмісту Феруму на механічні властивості та морфологію фаз, що виділяються із Ферумом, вплив на них добавок додаткових хемічних елементів, методів оброблення розтопу та температурних умов кристалізації. Зазначається, що присутність Феруму, крім негативного ефекту, за деяких концентрацій позитивно впливає на окремі характеристики.

Ключові слова: заевтектичні стопи системи Al–Si, ферумвмісні інтерметаліди, первинний силіцій, морфологія, механічні властивості.

One of the main problems in the reuse of secondary hypereutectic Al–Si alloys is their contamination with iron. The review examines the influence of iron content on the mechanical properties and morphology of precipitated iron-containing phases, the effect on them of additions of additional chemical elements, methods of melt processing and temperature conditions of crystallization. As noted, the presence of iron, in addition to the negative effect, at some concentrations, has a positive effect on certain characteristics.

Corresponding author: Taras Hryhorovych Tsir
E-mail: jknd-t@ukr.net

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

Citation: T. H. Tsir and K. L. Shenevyd'ko, Modern Methods of Neutralizing the Negative Effect of Iron Impurities on the Properties of Hypereutectic Al–Si Alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 4: 377–390 (2024) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.47.04.0377](https://doi.org/10.15407/mfint.47.04.0377)

© 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: hypereutectic Al–Si alloys, iron-containing intermetallic compounds, primary silicon, morphology, mechanical properties.

(Отримано 18 січня 2024 р.; остаточн. варіант — 6 травня 2024 р.)

1. ВСТУП

Заевтектичні ливарні стопи Al–Si мають такі привабливі властивості, як низьке теплове розширення, висока зносостійкість, висока корозійна стійкість, мала питома вага та висока теплопровідність. Ці стопи є відмінним матеріалом для поршнів двигунів, що широко використовуються в аерокосмічній, суднобудівній та автомобільній промисловостях, а також в інших галузях промисловости [1]. Найбільш широке застосування вони знайшли у транспортній галузі у зв'язку з можливістю заміни чавуну у деталях автомобільних двигунів. Основні застосування заевтектичних стопів Al–Si включають високопродуктивні деталі автомобільних двигунів, такі як шатуни, коромисла, циліндри, поршні, фіксатори клапанів [2]. Для виробництва виливків, крім класичних методів лиття, останнім часом застосовуються новітні, зокрема тиксолиття [3], реолиття [4, 5].

Основною проблемою у застосуванні для таких «свіжих» стопів є крихкість, пов'язана з морфологією кремнію у виливках; проте на даний час знайдено численні шляхи вирішення цієї проблеми [6, 7]. Щодо використання вторинних стопів актуальною є проблема їхнього забруднення Ферумом.

Присутність Феруму в заевтектичних стопах Al–Si носить подвійний характер. Незважаючи на те, що Ферум, в основному, вважається шкідливою домішкою, у літературі наводяться дані про позитивний вплив його присутності. Так, у роботі [8] наголошується, що Fe утворює термічно стабільні інтерметалідні фази, розширюючи температурні межі застосування алюмінієвих стопів, тоді як стопи без Fe мають робочу температуру нижче 350°C [9]. Також Fe є ефективним елементом підвищення жароміцності заевтектичних стопів Al–Si [10]. В [11] говориться про те, що Fe-вмісні інтерметаліди з високою температурою топлення в заевтектичних стопах Al–Si можуть поліпшувати теплостійкість і зносостійкість за підвищених температур. Фази, багаті на Ферум, можуть не тільки поліпшити термічну стабільність заевтектичних стопів Al–Si, але й сприяють литтю під високим тиском [12]. У роботі [13] наголошується, що евтектика Al–Si–Fe містить близько 0,8% Fe (тут і далі у тексті статті вказуються масові відсотки). Коли стоп леговано трохи вище цього рівня, розтоплений метал практично не розчиняє крицеві елементи ливарної машини, поки два матеріали знаходяться в тісному контакті. З цієї причини для лиття під тиском бажаним є вміст стопу від 0,8% до 1,1% Fe.

Говорячи про негативні сторони присутності Феруму, слід зазначити, що наявність Fe у заевтектичних стопах Al–Si приводить до утворення голчастих інтерметалідних фаз β -Al₅FeSi з розмірами, що сягають кількох сотень мікрометрів, та їхня присутність сильно погіршує механічні властивості таких матеріалів [14]. Через високу крихкість фази β -Al₅FeSi вона діє як сильний концентратор напружень, а його тривимірна пластинчаста або голчаста морфологія викликає утворення порожнеч через блокування міждендритних каналів, що пригнічує рух розтопу [15].

Щодо природи крихкості в роботі [16] зазначається, що спостерігаються два види розтріскування пластинок β -фази — поздовжнє та поперечне. Оксидні плівки присутні у розтопі у вигляді «сандвічів» (складених вдвоє); сторони, що змочуються, ймовірно, є переважними місцями для зародження β -фази. «Щілина» між двома сухими поверхнями складених удвічі плівок є основою тріщини. Оскільки β -фаза в процесі кристалізації з великою швидкістю розростається «вшир», пронизуючи тіло виливка (рис. 1), це є значною небезпекою для його цілісності.

Крім β -Al₅FeSi, основними інтерметалевими фазами в системі Al–Si–Fe є Al₃Fe, α -Al₈Fe₂Si, δ -Al₄FeSi₂ та γ -Al₃FeSi, Al₃Fe — всі з переважно голчастою морфологією. Усього в системі Al–Si–Fe є дванадцять стабільних фаз на основі заліза й одна метастабільна фаза. Вочевидь, що наявність великих кристалів цих фаз є небажа-

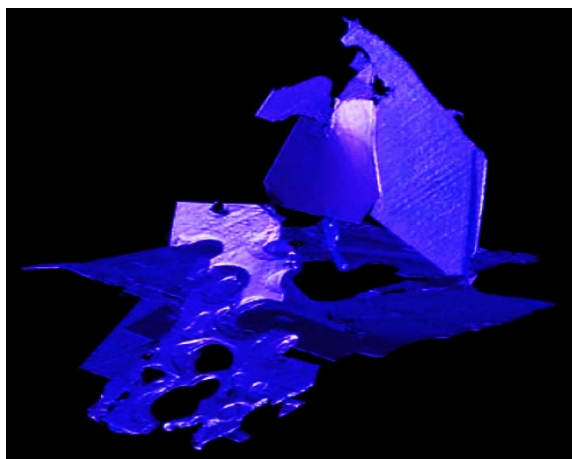


Рис. 1. Просторове розташування β -Al₅FeSi (*in situ* мікротомографія) [17]. Дендрити алюмінію не зображено; «дірки», що спостерігаються, — сліди стволів і гілок, навколо яких росте β -фаза.

Fig. 1. Spatial arrangement of β -Al₅FeSi (*in situ* microtomography) [17]. Aluminium dendrites are not shown; the observed 'holes' are traces of stems and branches, around which β -phase grows.

ною [18]. Фаза $\delta\text{-Al}_4\text{FeSi}_2$ часто присутня у стопах Al з високим вмістом Si; фаза $\gamma\text{-Al}_3\text{FeSi}$ зустрічається у стопах з високим вмістом Fe та високим вмістом Si. Рівноважна гексагональна форма $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ є термодинамічно стабільною тільки в стопах Al–Si–Fe високої чистоти [16].

2. ВПЛИВ ВМІСТУ ФЕРУМУ НА ВЛАСТИВОСТІ ТА СТРУКТУРУ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СТОПІВ Al–Si

Вплив концентрації Феруму на механічні властивості, такі як межа міцності за розтягування, відносне подовження й ударне навантаження, було досліджено в роботі [19] для стопів Al–12,5% Si–0,8% Fe (стоп 1) і Al–12,5% Si–6% Fe (стоп 2). Одержані результати представлено на рис. 2. Як видно з рисунку, збільшення вмісту Феруму призводить до більшого (межа міцності за розтягування) або меншого (ударне навантаження) пониження механічних характеристик.

Вивченню впливу добавок Феруму для заевтектичного стопу Al–15% Si присвячено роботу [20]. Добавки становили 0,3%, 1,1% і 2,0% Fe. Із збільшенням вмісту домішки Феруму від 0,3% до 1,1%

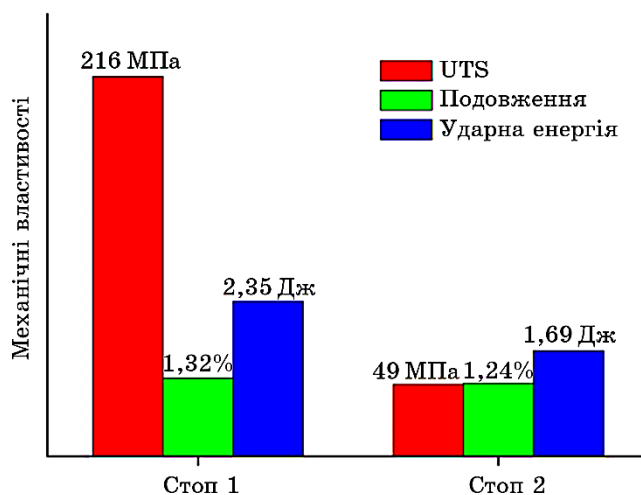


Рис. 2. Механічні характеристики для стопів Al–12,5% Si–0,8% Fe (стоп 1) та Al–12,5% Si–6% Fe (стоп 2): UTS — межа міцності за розтягування, МПа; подовження — відносне подовження, %; ударна енергія — ударна енергія у стандарті ASTM E23, Дж [19].

Fig. 2. Mechanical characteristics for alloys Al–12.5% Si–0.8% Fe (Стоп 1) and Al–12.5% Si–6% Fe (Стоп 2): UTS is ultimate tensile strength, MPa; ‘подовження’ is relative elongation, %; ‘ударна енергія’ is impact energy in ASTM E23 standard, J [19].

час кристалізації евтектики збільшується з 62 до 76 с. Водночас збільшується кількість евтектичної фази, що приводить до пониження температури ліквідусу стопу з 651 до 619°C. Подальше збільшення концентрації Феруму до 2,0% приводить до зворотнього ефекту — незначного зменшення часу кристалізації евтектики до 7,2 с і підвищення температури ліквідусу до 630°C. Щодо механічних властивостей, збільшення вмісту Феруму у стопі з 0,3 до 1,1% призводить до пониження межі міцності за розтягування від 183 до 152 МПа і відносного подовження з 1,36% до 1,11% відповідно. Подальше збільшення вмісту Феруму до 2% значно знижує межу міцності за розтягування (до 132 МПа) та пластичність (до 0,51%) за рахунок утворення крупних інтерметалевих включень фази β - Al_3FeSi , що мають великі розміри (середня довжина — 190 мкм, максимальна довжина — 425 мкм) та розгалужену форму. Наголошується на цікавому факті: збільшення вмісту Феруму приводило до немонотонної зміни середнього розміру частинок первинного кремнію, відповідно, 18, 41 і 17 мкм.

Стоп Al-16,7% Si з добавками Феруму у 0,4%, 1,2% і 1,8% досліджувався в [21]. Аналогічно до попередньої роботи, спостерігався негативний вплив Феруму на межу міцності за розтягування, яка знижувалася з 229 МПа при 0,4% Феруму до 187 МПа з підвищенням вмісту Феруму до 1,8%; водночас, спостерігалось підвищення твердості. Така поведінка пов'язувалася зі збільшенням розміру й кількості β -фази та зіркоподібних інтерметалевих сполук. Знос стопу Al-17,5% Si вивчався у роботі [22]. Введення 1,2% Fe в основний стоп збільшувало швидкість зношування за рахунок утворення голчастих бета-інтерметалідів.

Заевтектичний стоп Al-20%Si з різними добавками Fe (0%, 1,0%, 1,5%, 2,0%, 2,5%) вивчався в [23]. Випробування на розтягнення показало, що межа міцності за розтягування та відносне подовження змінюються немонотонно — спочатку збільшуються зі збільшенням вмісту Fe від 0 до 1,5%, а потім зменшуються з підвищенням концентрації Fe з 2,0 до 2,5%. Максимальні значення межі міцності за розтягування та відносного подовження, — 175 МПа і 1,84% відповідно, — досягалося із 1,5% Fe. Відносно середнього коефіцієнта тертя встановлено, що він складав 0,235 для «чистого» стопу (0% Fe), з додаванням 1,0% Fe зменшувався до 0,17, а за подальшого збільшення вмісту Феруму зростав до 0,265 для 2,5% Fe. У міру збільшення концентрації Fe від 0% до 2,5% Fe швидкість зношування монотонно зменшувалася від 2,7 до 1,4 (10^{-5} г/м), значення Бринеллевої твердості збільшувалося на 24,5% від 76,0 HB до 94,6 HB.

Автори також наводять цікаві результати стосовно залежності параметрів первинного кремнію від концентрації Феруму — збільшення його вмісту від 0% до 2,5% приводить до того, що середній

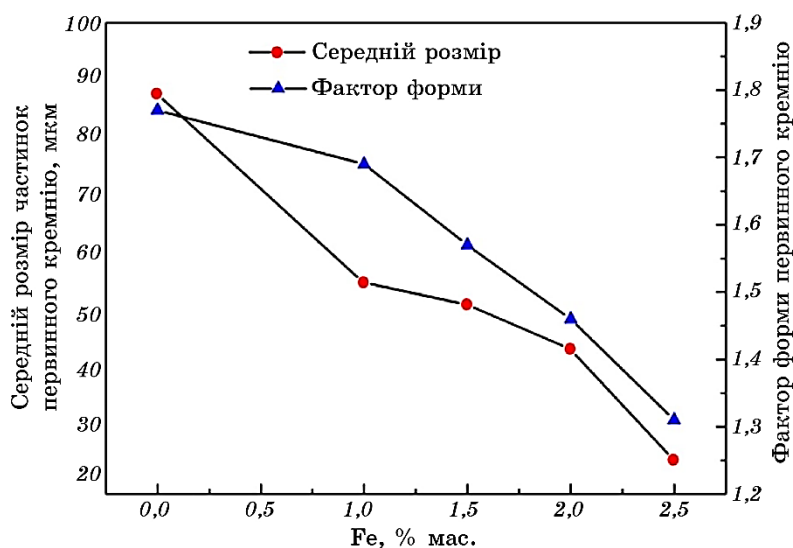


Рис. 3. Залежність середнього розміру частинок первинного кремнію, мкм (ліва вертикальна вісь, червоні кружки на графіку) та фактора форми (права вертикальна вісь, сині трикутники на графіку) від вмісту Fe в стопі Al–20% Si, % мас. (горизонтальна вісь) [23].

Fig. 3. Dependence of the average size of primary silicon particles, μm (left vertical axis, red circles on the graph) and form factor (right vertical axis, blue triangles on the graph) on the Fe content in the Al–20% Si alloy, % mass (horizontal axis) [23].

розмір кристалів кремнію зменшується майже втричі, а фактор форми — у півтора рази (див. рис. 3).

Встановлено, що первинний кремній для стопу Al–20% Si без добавки Феруму має грубу пластинчасту форму, неправильну багатокутню форму та зіркоподібну форму; середній розмір становить близько 87 мкм. Для стопу із вмістом 1,0% Fe великі пластинчасті та зірчасті первинні фази Si повністю відсутні; середній розмір первинних фаз Si зменшується до 70 мкм. Мікроструктура стопу Al–20% Si з добавками 1,5% і 2,0% Fe характеризується полігональною морфологією, а середній розмір зменшується до 49 мкм і 41 мкм відповідно. Для випадку стопу Al–20% Si–2,5% Fe первинний кремній присутній у вигляді тонкої багатокутньої форми та рівномірно розподіляється в евтектичній матриці; його середній розмір зменшується до 21 мкм.

Цікаво відзначити, що, якщо для всіх заевтектичних стопів Al–Si збільшення вмісту Феруму приводило до збільшення кількості фази $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, то для стопу Al–0,4% Si–0,1% Fe із додаванням Феруму до 0,5% переважна ферумвмісна фаза $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ змінювалася

на $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ [24].

3. ВПЛИВ ДОБАВОК НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СТОПІВ Al–Si–Fe

Негативний вплив Феруму в основному зводиться до формування крихких розгалужених фаз типу $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$. Одним із засобів боротьби з такими фазами є введення у стоп додаткових хемічних елементів, що приводять до формування нових фаз з іншими кристалічними ґратницями та зростання кристалів в інших кристалографічних напрямках, що, в свою чергу, приводить до реалізації інших морфологій [25].

Найчастіше для нейтралізації негативного впливу Феруму застосовується Mn. Суть ефекту в тому, що під впливом Mn крихка розгалужена фаза $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ замінюється утворенням деяких компактних Mn-інтерметалідів, зокрема, таких як $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3$ [26]. Питання про «оптимальну» кількість Mn на даний момент не має остаточного рішення. У роботі [27] досліджувався заевтектичний стоп Al–17,5% Si–1,2% Fe, до якого додавали 0,6%, 0,9% і 1,8% Mn. Додавання 0,6% привело до заміни пластинчастих β -інтерметалідів на ферумманганові α -фази. Подальше збільшення вмісту Mn утворенню β -фази не перешкоджало.

В принципі, таке співвідношення Fe/Mn як 2 до 1, як найбільш ефективне для перетворення $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi} \rightarrow \text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, є достатньо поширеним; однак у [28] повідомляється, що найліпші механічні властивості досягаються за співвідношення Mn/Fe > 0,64, а також про позитивний ефект за Mn/Fe < 0,17. Як зазначається, додавання Mn не завжди виявляється успішним для трансформації ферумвмісних фаз з розгалуженого пластинчастого типу у тип «китайських гієрогліфів». Цьому є дві причини: Mn приводить до утворення первинної фази Fe у вигляді шламу, на утворення компактних (Fe,Mn)-фаз істотно впливають умови твердіння, особливо швидкість (сприє висока, що не завжди реалізується).

Також зазначається, що, крім Mn, з метою зменшення утворення розгалуженої крихкої β -фази застосовуються інші хемічні елементи, наприклад Co, Cr, Mo і Ni.

Вплив добавок Co вивчався у роботі [29]. Кобальт зазвичай сприймається як елемент, який може не лише нейтралізувати дію Феруму, а й сприяти підвищенню механічних властивостей стопів Al–Si за високих температур. У цій роботі досліджено вплив додавання Co на мікроструктуру та властивості стопу Al–20% Si–2% Cu–0,7% Fe. У вихідний стоп додавали 0,3%, 0,7%, 0,91% і 1,05% Co. Встановлено, що зі збільшенням концентрації Кобальту ферумвмісні сполуки перетворювалися з довгих гілчастих фаз $\beta\text{-Al}_5(\text{Fe},\text{Ni})\text{Si}$ в зернисті або стрижнеподібні фази $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Co},\text{Ni})_3\text{Si}_2$.

ТАБЛИЦЯ 1. Склад стопів на основі Al–19% Si–5% Fe й одержані властивості [32].**TABLE 1.** Composition of alloys based on Al–19% Si–5% Fe and resulting properties [32].

№	Склад стопів	Межа міцності, МПа	Подовження, %	Густина, г/см ³	Твердість за Віккерсом
1	Al–19% Si	220	1,31	2,9	158
2	Al–19% Si + 5% Fe	50	0,87	3,2	179
3	Al–19% Si + + 5% Fe + 0,6% Ni	60	0,62	3,3	180
4	Al–19% Si + 5% Fe + + 0,6% Ni + 1,3% Cr	150	1	3,3	178

Також встановлено, що додавання Co від 0,3% до 0,91% позитивно впливає на межу міцності стопу.

Вплив Ванадію вивчався в [30]. Досліджувалися стопи Al–20% Si–5% Fe із вмістом 0%, 0,5% і 1% V. Було помічено, що додавання 0,5% V приводило до збільшення середнього розміру частинок Si. Додавання 1% V привело до утворення тонкої мікроструктури, та, в основному, перешкоджає утворенню ферумвмісних фаз. Передбачається, що V модифікує фази Si за рахунок індукованого домішками двійникування.

Для підвищення ефективності застосування добавок, що понижують негативний вплив β -фази, проводилися дослідження спільного впливу застосування декількох хемічних елементів одночасно. Так, у роботі [31] досліджувався вплив добавок Ni й Cr на властивості заевтектичного стопу Al–19% Si–5% Fe. Зразки готувалися простою заливкою розтопу за температури у $750 \pm 15^\circ\text{C}$ у чавунній виливниці розміром $16 \times 150 \times 300$ мм³, попередньо нагріті до 200°C . Склад стопів та одержані результати наведено у табл. 1.

В роботі встановлено, що добавки Феруму приводять до утворення великої пластинчастої β -Al₅FeSi, яка підвищує твердість, але знижує пружні властивості. Добавки Ni не приводять до компенсації цього пониження, у той час як добавки Cr приводять до перетворення пластинчастої β - на компактну α -Al(Fe,Cr)Si, що має наслідком підвищення пружних властивостей і, відповідно, до компенсації шкідливого впливу Феруму. У роботі [32] досліджувався стоп Al–25% Si–5% Fe–3% Cu, до якого додавали як окремо 2% Mn і 2% Cr, так і комбінації (1% Mn + 1% Cr), (2% Mn + 1% Cr) і (1% Mn + 2% Cr). Додавання Мангану та Хрому окремо приводило до часткової заміни β -фази (відповідно β -Al₅(Fe,Mn)Si і β -Al₅(Fe,Cr)Si) на α -фазу (відповідно α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ та α -Al₁₅(Fe,Cr)₃Si₂); водно-

час, добавка Хрому була ефективнішою, ніж добавка Мангану. Спільна добавка (Mn + Cr) приводила до подальшого зменшення кількості β -фази, причому ефект збільшувався із зміною співвідношення (Mn + Cr)/Fe від 0,4 до 0,6.

4. МЕТОДИ ОБРОБЛЕННЯ СТОПІВ Al–Si–Fe ДЛЯ ПОНИЖЕННЯ НЕГАТИВНОГО ВПЛИВУ ФЕРУМУ

Для поліпшення структури та властивостей заевтектичних Al–Si застосовується безліч методів, наприклад вплив струмом (від постійного [33] до імпульсного [34]), вплив вібрацією (від низькочастотної [35] до ультразвукової [36]) тощо. Деяке уявлення про різноманіття методів можна знайти в огляді [37].

Впливу оброблення на ферумвмісні фази в заевтектичних стопах Al–Si присвячено не так багато робіт. В [38] досліджувався вплив перемішування розтопу під впливом електромагнетного поля для стопів Al–12,8% Si–1,7% Fe, Al–12,8% Si–2,4% Fe і Al–15,2% Si–1,7% Fe. Встановлено загальну закономірність — наявність вимушеного потоку приводить до зменшення числа кристалів фази β -Al₅FeSi за паралельного збільшення їхнього просторового розміру. Така поведінка пов'язувалася з «вільним» зростанням кристалів, що зародилися, в потоці розтопу.

Вплив механічного перемішування в рідко-твердому стані на механічні властивості стопу Al–20% Si–0,5% Mg–1,2% Fe досліджувався в [39]. Одержані властивості наведено у табл. 2.

Зменшення твердості та паралельне збільшення «еластичних» властивостей, що спостерігається в результаті оброблення, трактується авторами як результат зменшення кількості фази β -Al₅FeSi.

Оброблення ультразвуком в інтервалі кристалізації стопу Al–17% Si–2% Cu–1% Ni–0,8% Mn, що містить 2% або 3% Fz, здійснювалося в роботі [40]. Основний результат оброблення полягав у подрібненні фази Al₄(Fe,Mn)Si₂ та первинного кремнію. Якщо межа міцності для необроблених стопів становила 175 МПа (2% Fe) та

ТАБЛИЦЯ 2. Склад стопу Al–Si–Mg–Fe й одержані властивості [40].

TABLE 2. Composition of alloy Al–Si–Mg–Fe and resulting properties [40].

№	Склад стопу	Перемішування	Подовження, %	Межа міцності, МПа	Твердість за Бринеллем
1	Al–20% Si–0,5% Mg–1,2% Fe	немає	1,2	160	82
2	Al–20% Si–0,5% Mg–1,2% Fe	400 об./хв., 120 с	2,3	171	76

ТАБЛИЦЯ 3. Залежність середнього розміру ФВФ від концентрації Mn.**TABLE 3.** Dependence of the average size of ICP on Mn content.

Вміст Mn, %	0	0,5	1,0	1,5	2,0
Середній розмір ФВФ без оброблення, мкм	44,0	128,3	135,9	146,3	156,2
Середній розмір ФВФ з обробленням, мкм	17,3	19,8	18,0	16,5	16,7

167 МПа (3% Fe), то для оброблених вона мала значення відповідно 190 МПа і 177 МПа.

У роботі [41] досліджувався вплив ультразвуку на стопи Al–12% Si–4% Fe та Al–18% Si–4% Fe. Вібрація накладалася в області температури ліквідус. Утворювалися ферумвмісні фази Al_3Fe , α - і β -AlSiFe, що подрібнювалися під впливом ультразвуку. Фази мали пластинчасту форму для першого стопу та великих частинок для другого. Зазначається, що дія ультразвуку приводила до збільшення переохолодження, з чим і пов'язувалося подрібнення.

Цікавий аспект ультразвукового оброблення розглянуто у [42]. Як зазначалося раніше (розділ 3), ефективність застосування Mn для нейтралізації негативного впливу Феруму обмежено співвідношенням $Fe/Mn = 2/1$; водночас частина Феруму залишається «нескомпенсованою», а за спроби підвищення вмісту Mn, наприклад до $Fe/Mn = 1/1$, досягається зворотній ефект. У цій роботі досліджувався стоп Al–17% Si–2% Fe, до якого від 0% до 2% з кроком у 0,5% додавався Mn (всього п'ять стопів). Для оброблення в розтоп за 700°C занурювався вібратор і виймався за досягнення 585°C. Середній розмір ферумвмісних фаз (ФВФ) під впливом ультразвукового оброблення істотно змінювався; водночас для обробленого стопу спостерігався ефект, зворотній впливу збільшення концентрації Mn для необробленого стопу (див. табл. 3).

5. ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРНИХ УМОВ КРИСТАЛІЗАЦІЇ НА ФОРМУВАННЯ ФЕРУМВМІСНИХ ФАЗ

У роботі [43] вивчався вплив перегріву (термочасового оброблення) розтопу на морфологію ферумвмісних фаз, що формуються. Дослідження проводилися з використанням стопу Al–15% Si–2,7% Fe. Спочатку знімалася термограма ДСК за нагрівання зразка до 1673 К (1400°C). Було виявлено три піки — при 845 К (572°C) (температура потрійної евтектики), при 915 К (642°C) (топлення первинної фази) та при 1227 К (954°C), який пов'язували зі зміною структури розтопу (цікавий метод інтерпретації фазових перетворень у стопі Al–Si–Fe на основі аналізу термограм запропоновано у [44]). На підставі цих даних було обрано три температури для термо-

часового оброблення — нижче температури структурних змін розтопу 1103 К (830°C), 1203 К (930°C) та вище її — 1303 К (1030°C). Під час оброблення розтоп нагрівався до зазначених температур, витримувався 20 хв., після чого в розтоп вводили заздалегідь приготовлені шматки твердого стопу, що підібрали за вагою, в результаті чого температура розтопу швидко знижувалася до традиційної температури заливки у 1003 К (730°C), і стоп відливався у форму. Для контролю проводилася звичайна заливка від цієї температури (без перегріву та витримки).

Встановлено, що за традиційної заливки у зразку формуються фази: пластинчаста $\delta\text{-Al}_4\text{FeSi}_2$ та голчаста $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, довжина якої може досягати 300 мкм. Після оброблення при 1103 К (830°C) максимальна довжина голчастої фази зменшується до 60 мкм. Під час оброблення при 1203 К (930°C) довга голчаста фаза зникає практично повністю, а пластинчаста має середній розмір порядку 20 мкм. Оброблення при 1303 К (1030°C) приводить до того, що з'являється голчаста фаза до 60 мкм, а пластинчаста збільшується до 30 мкм. Такі морфологічні зміни істотно впливають на механічні властивості (див. табл. 4).

Для режиму оброблення, що приводив до максимального підвищення властивостей (№3), також перевірялася його ефективність, залежно від вмісту Феруму від 0,2 до 4,7%. Встановлено, що позитивний ефект досягається для стопів із вмістом Fe лише в інтервалі від 0,7 до 3,7%.

Вплив термоциклічного оброблення в рідко-твердому стані на морфологію ферумвмісних фаз у стопі Al–18% Si–0,8% Fe було досліджено в [45]. Диференційна сканувальна калориметрична (ДСК) аналіза досліджуваного стопу показала, що температура евтектики (T_E) становить 570,5°C, а температура ліквідусу (T_L) становить 665°C.

Термоциклічне оброблення полягало в наступному: стоп нагрівався до температури у 585°C (між T_E і T_L), витримувався 5 хв. і охо-

ТАБЛИЦЯ 4. Середні значення механічних властивостей зразків, одержаних з розтопів, оброблених за різними режимами.

TABLE 4. Average values of mechanical properties of samples obtained from melts processed in different modes.

№	Оброблення	Подовження, %	Межа міцності, МПа	Твердість за Брінеллем
1	Без оброблення	1,2	173	82,1
2	Витримка при 1103 К (830°C)	1,5	187	84,6
3	Витримка при 1203 К (930°C)	1,8	195	90,3
4	Витримка при 1303 К (1030°C)	1,5	182	83,2

лоджувався до 550°C, без витримки знову нагрівався, витримувався й охолоджувався так задане число разів. Після завершення оброблення зразок гартувався. Результати проведених досліджень показують, що відлиті без оброблення зразки містять голкоподібні ферумвмісні фази, в той час як оброблені двома та трьома циклами містять плитоподібні й дрібні кристали фаз.

Питанням впливу швидкості охолодження на морфологію первинного кремнію для стопу Al–20% ваг. Si–0,76 % ваг. Fe присвячено статтю [46]. Стоп заливався у мідний кокіль з виїмками різного діаметра, за рахунок чого досягалися швидкості охолодження у 90°C/с, 293°C/с і 375°C/с. Зі збільшенням швидкості охолодження розмір первинного кремнію значно зменшувався. Середні розміри первинного кремнію становлять приблизно 150, 100 та 70 мкм відповідно. Цікаво відзначити, що за надвисоких швидкостей охолодження (спінінгування зі швидкістю > 10⁶ K/с) стоп Al–17,4% Si–13% Fe був одержаний в аморфному стані [47]. У той же час двовалкове гартування стопів Al–15,33% Si–2,03% Fe–1,79% Mn і Al–17,56% Si–2,08% Fe–1,74% Mn [48] привело до того, що в результаті надшвидкого охолодження були одержані зразки, у яких і первинний кремній, і ферумвмісні фази мали розміри менше 20 мкм; такі зразки мали високу гнучкість.

6. ВИСНОВКИ

Питання нейтралізації негативного впливу домішок Феруму в заевтектичних стопах Al–Si є дуже актуальним з погляду використання вторинних матеріалів. На даний момент є велика кількість різних методів, однак кожен з них має переваги та недоліки. Спроби комплексного поєднання різноманітних підходів поки що не привели до створення деякої універсальної технології. Можливо, подальше поглиблене вивчення складних механізмів процесів зародження та формування ферумвмісних фаз уможливить просунутися в цьому напрямі чи то приведе до розуміння необхідності розробки окремих методів для кожної групи стопів, залежно від їхнього складу.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. C. Gong, H. Tu, C. Wu, J. Wang, and X. Su, *Materials*, **11**, Iss. 3: 456 (2018).
2. V. Vijeesh and K. Narayan Prabhu, *Trans. of Indian Institute Metals*, **67**: 1 (2014).
3. P. Kapranos, D. H. Kirkwood, H. V. Atkinson, J. T. Rheinlander, J. J. Bentzen, P. T. Toft, C. P. Debel, G. Laslaz, L. Maenner, S. Blais, J. M. Rodriguez-Ibabe, L. Lasa, P. Giordano, G. Chiarmetta, and A. Giese, *J. Mater. Proc. Tech.*, **135**, Iss. 2–3: 271 (2003).
4. Zhaohua Hu, Qile Huo, Yaxin Chen, Manping Liu, and Xuefei Chen, *Metals*,

- 13, Iss. 5: 968 (2023).
5. A. G. Borisov, *Protsessy Lit'ya*, No. 4: 33 (2013) (in Russian).
6. J. Jorstad and D. Apelian, *Int. J. Metalcasting*, **3**: 13 (2003).
7. Xu Zhenming, Li Tianxiao, and Zhou Yaohe, *J. Mater. Sci.*, **38**: 4557 (2003).
8. C. Bidmeshki, V. Abouei, H. Saghafian, S. G. Shabestari, and M. T. Noghani, *J. Mater. Res. Technol.*, **5**, Iss. 3: 250 (2016).
9. S. Manasijevic, R. Radisa, S. Markovic, Z. Acimovic-Pavlovic, and K. Raic, *Intermetallics*, **19**, Iss. 4: 486 (2011).
10. C. Lin, S. Wu, S. Lü, P. An, and L. Wan, *Intermetallics*, **32**: 176 (2013).
11. C. Lin, S.-s. Wu, Z. Gu, W. Li, and P. An, *Trans. Nonferrous Metals Soc. China*, **23**, Iss. 5: 1245 (2013).
12. Yehua Jiang, Lu Li, Rong Zhou, Rongfeng Zhou, and Jia Wang, *Solid State Phenom.*, **217–218**: 37 (2015).
13. S. G. Shabestari and E. Parshizfard, *J. Alloys Compd.*, **509**, Iss. 30: 7973 (2011).
14. M. A. Moustafa, *J. Mater. Process. Techn.*, **209**, Iss. 1: 605 (2009).
15. F. Průša, D. Vojtěch, M. Bláhová, A. Michalcová, T. F. Kubatík, and J. Čížek, *Mater. Des.*, **75**: 65 (2015).
16. X. Cao and J. Campbell, *Mater. Trans.*, **47**, No. 5: 1303 (2006).
17. S. Terzi, J. A. Taylor, Y.-H. Cho, L. Salvo, M. Suéry, E. Boller, and A. K. Dahle, *Proc. 12th Int. Conf. Aluminium Alloys (Sept. 5–9, 2010)* (Yokohama: The Japan Institute of Light Metals: 2010), p. 1273.
18. F. Průša, M. Bláhová, D. Vojtěch, V. Kučera, A. Bernatíková, T. F. Kubatík, and A. Michalcová, *Materials*, **9**, Iss. 12: 973 (2016).
19. M. S. Kaiser, *J. Mater. Eng. Structures*, **8**: 241 (2021).
20. V. Deev, E. Prusov, O. Prikhodko, E. Ri, A. Kutsenko, and S. Smetanyuk, *Arch. Foundry Eng.*, **20**, Iss. 4: 101 (2020).
21. A. Darvishi, A. Maleki, M. Atabaki, and M. Zargami, *Metall. Mater. Eng.*, **16**, No. 1: 11 (2010).
22. C. Bidmeshki, V. Abouei, H. Saghafian, S. G. Shabestari, and M. T. Noghani, *J. Mater. Res. Technol.*, **5**, Iss. 3: 250 (2016).
23. Q. Li, Y. Zhu, B. Li, W. Ding, Y. Lan, T. Xia, and Q. Du, *Mater. Res. Exp.*, **6**: 016506 (2018).
24. L. Sweet, S. M. Zhu, S. X. Gao, J. A. Taylor, and M. A. Easton, *Met. Mater. Trans. A*, **42**: 1737 (2011).
25. A. G. Borisov, O. P. Fedorov, and V. V. Maslov, *J. Cryst. Growth*, **112**, Iss. 2–3: 463 (1991).
26. S. G. Shabestari, M. Mahmudi, M. Emamy, and J. Campbell, *Int. J. Cast Metals Res.*, **15**, Iss. 1: 17 (2002).
27. D. Bolibruchová, R. Podprocká, R. Pastířák, and K. Major-Gabryś, *Arch. Metall. Mater.*, **63**, Iss. 4: 1883 (2018).
28. L. Zhang, J. Gao, L. N. W. Damoah, and D. G. Robertson, *Miner. Process. Extr. Metall. Rev.*, **33**, Iss. 2: 99 (2012).
29. Meng Sha, Shusen Wu, and Li Wan, *Mater. Sci. Eng. A*, **554**: 142 (2012).
30. O. Uzun, M. F. Kilicaslan, and F. Yilmaz, *Mater. Sci. Eng. A*, **607**: 368 (2014).
31. M. S. Kaisera, S. H. Sabbirb, and M. Sy, *Mater. Res.*, **21**, Iss. 4: 1 (2018).
32. L. G. Hou, C. Cui, and J. S. Zhang, *Mater. Sci. Eng. A*, **527**, Iss. 23: 6400 (2010).
33. A. J. Plotkowski, *Refinement of the Cast Microstructure of Hypereutectic Aluminum–Silicon Alloys with an Applied Electric Potential* (Master Theses of Sci. Eng.) (Grand Valley State University: 2012).
34. A. G. Prigunova, M. V. Koshelev, and A. G. Borisov, *Mater. Sci. Technol.*, **38**,

- Iss. 4: 246 (2022).
35. A. G. Borisov, A. Nuradynov, and V. U. Sheigam, *J. Metallic Mater. Res.*, **8**, Iss. 1: 25 (2023).
36. H. K. Feng, S. R. Yu, Y. L. Li, and L. Y. Gong, *J. Mater. Process. Technol.*, **208**, Iss. 1–3: 330 (2008).
37. A. H. Borysov and T. H. Tsir, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 1: 95 (2023) (in Ukrainian).
38. P. Mikolajczak, *Materials*, **16**, Iss. 9: 3304 (2008).
39. P. K. Sood, Rakesh Sehgal, and D. K. Dwivedi, *Sādhanā*, **42**, No. 3: 365 (2017).
40. S. S. Wu, C. Lin, S. L. Lü, P. An, and L. Wan, *Mater. Sci. Forum*, **783–786**: 288 (2014).
41. Y. Osawa, S. Takamori, T. Kimura, K. Minagawa, and H. Kakisawa, *Mater. Trans.*, **48**, Iss. 9: 2467 (2007).
42. C. J. Todaro, M. A. Easton, D. Qiu, G. Wang, D. H. StJohn, and M. Qian, *J. Mater. Process. Technol.*, **271**: 346 (2019).
43. Q. Wang, H. Geng, S. Zhang, H. Jiang, and M. Zuo, *Metal. Mater. Trans. A*, **45**: 1621 (2014).
44. A. H. Pryhunova, O. A. Shcherets'kyi, M. V. Koshelyev, V. D. Babyuk, and Ye. A. Zhydkov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 5: 671 (2022) (in Ukrainian).
45. M. Ramadan, *J. Minerals Mater. Characterization Eng.*, **3**: 390 (2015).
46. C. L. Xu and Q. C. Jiang, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**, Iss. 2: 451 (2006).
47. R. O. Suzuki, Y. Komatsu, K. F. Kobayashi, and P. H. Shingu, *J. Mater. Sci.*, **18**: 1195 (1983).
48. P. K. Sood, Rakesh Sehgal, and D. K. Dwivedi, *Sādhanā*, **42**, No. 3: 365 (2017).

PACS numbers: 61.43.Gt, 61.72.Ff, 81.05.Bx, 81.20.Ev, 81.20.Hy, 81.40.Jj, 81.70.Jb

On the Possibility to Manufacture Inconel-718 Alloy Products with Metal Injection Moulding Approach: Microstructure-Evolution Features and Main Characteristics

O. M. Ivasishin*, D. G. Savvakín*, O. D. Rud*, D. V. Oryshych*,
I. M. Kirian*, A. M. Lakhnik*, V. I. Bondarchuk*, B. Kronowetter**,
Yu. I. Torba***, V. G. Manzhos***

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

***KRONOWETTER Kunststoff- und Metalltechnik GmbH,
Gewerbestrasse 32, Mitterfelden,
D-83404 Germany*

****“Ivchenko-Progress” State Enterprise”,
2 Ivanova Str.,
UA-69068 Zaporizhzhia, Ukraine*

The main features of manufacturing the Inconel-718 alloy products using mixture of Inconel-718 powder and an organic binder are studied. Using die-compacted and sintered feedstock, evolutions of microstructure and characteristics are studied during debinding, powder sintering and heat-treatment processing stages of metal injection moulding (MIM) manufacturing technique. The conditions and parameters ensuring formation of suitable microstructure and promising mechanical characteristics of final Inconel-718 material are determined. Nearly dense sintered material is formed on sintering, while post-sintering heat treatment ensures achievement of desirable phase composition. Hardness of 364 *HV*, tensile strength of about 900 MPa, and up

Corresponding author: Orest Mykhailovych Ivasishin
E-mail: ivas@imp.kiev.ua

Citation: O. M. Ivasishin, D. G. Savvakín, O. D. Rud, D. V. Oryshych, I. M. Kirian, A. M. Lakhnik, V. I. Bondarchuk, Yu. I. Torba, and V. G. Manzhos, On the Possibility to Manufacture Inconel-718 Alloy Products with Metal Injection Moulding Approach: Microstructure-Evolution Features and Main Characteristics, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 47, No. 4: 391–404 (2025). DOI: [10.15407/mfint.47.04.0391](https://doi.org/10.15407/mfint.47.04.0391)

© 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>)

to 17% elongation are achieved; such characteristics are promising to recommend MIM approach for manufacturing net-shape Inconel-718 alloy products.

Key words: metal injection moulding (MIM), Inconel-718, powder, binder, sintering, heat treatment, microstructure, mechanical properties.

Досліджено особливості одержання зразків стопу Inconel-718 із суміші порошку Inconel-718 та органічної зв'язки. З використанням пресування суміші у прес-формах і наступне спікання досліджено еволюції мікроструктури та характеристик під час технологічних операцій видалення зв'язки, спікання порошку та термічного оброблення, що відповідають операціям технології інжекційного формування та спікання виробів. Встановлено умови та параметри, що забезпечують формування бажаних мікроструктури та механічних характеристик кінцевого матеріалу. Під час спікання сформовано щільний матеріал, в той час як наступним термічним обробленням досягнуто його бажаного фазового складу, що забезпечує твердість у 364 HV, міцність під час випробувань на розтяг близько 900 МПа і видовження до 17%. Завдяки таким характеристикам метод інжекційного формування виробів може бути рекомендованим для виробництва деталей складної форми зі стопу Inconel-718.

Ключові слова: інжекційне формування, стоп Inconel-718, порошок, органічна зв'язка, спікання, термічне оброблення, мікроструктура, механічні характеристики.

(Received 2 April, 2025; in final version, 3 April, 2025)

1. INTRODUCTION

The development of materials and advanced technologies to manufacture improved aircraft engines is an important strategic task. As for today, the nickel-based alloys [1–2], including Inconel-718 one (52.50 Ni–18.50 Fe–9.00 Cr–5.10 Nb–3.00 Mo–0.50 Al–1.01 Ti–0.08 C, wt.%) are widely used for the manufacture of aircraft engine blades owing to high strength and corrosion resistance at temperatures up to 650–700°C.

The manufacturing approach should supply not only the required mechanical, service characteristics and high accuracy of a blade shape, but also provide sufficient cost-efficiency of the processing. Noted parts are usually produced by multistage technologies, including hot deformation of ingots and their mechanical processing (cutting), but this method results in significant losses of expensive material as waste. Moreover, Inconel-718 alloy ingots require specific heat treatment [3–5] to form the desired phase composition, microstructure, and, hence, the appropriate properties of final products, while low machinability and narrow temperature–speed range of plastic deformation for this material cause difficulties for mechanical processing

when obtaining net-shape products. The above noted problematic issues require the development of new cost-efficient methods of production of aviation parts with specified characteristics from Inconel-718 alloy.

The metal injection moulding (MIM) powder technology [6–8] is promising to overcome the problems mentioned above when obtaining net-shape products with determined structure and characteristics. MIM technologies include the forming of mixtures of metal powders and organic binders (feedstock) at relatively low pressures into workpieces of complex geometric shape, followed by the binder removal and sintering of the powders to obtain net-shape products. If necessary, the product is subjected to post-sintering heat and mechanical treatment. The expense of net-shape products manufactured using MIM technology is much lower than the cost of products manufactured using conventional technologies owing to a relatively simple set of technological operations for MIM processing and minimized material waste.

MIM technologies have made sufficient progress in the manufacture of stainless steels and ceramic products [6–8]. However, the production of Inconel-718 products by MIM requires preliminary adjustment of processing parameters, namely, proper selection of the binder removal regimes to avoid contamination of metal powders with binder remnants (C, O), development of sintering conditions to transform metal powders into massive (low-porous) sintered alloy and adjustment of heat treatment to form promising microstructure, phase composition, and, hence, desirable mechanical characteristics of final product.

As an alternative cost-efficient powder technology, ordinary die pressing and sintering of metal powders can be used for easy manufacturing of Inconel products [9] of relatively simple geometrical shape. However, powders produced with the gas-atomization method have a spherical shape and quenched microstructure, which commonly makes their die-compaction worse, and, thus, hinders to use of these powders for the press-and-sinter manufacturing technology. At the same time, mixing gas-atomized Inconel powder with organic binder used in MIM approach allows successful die-compaction of powder feedstock and further studies of all processing stages (debinding, sintering and heat treatment) which are similar to those in MIM processing. Therefore, such characteristic peculiarities of the MIM process as debinding, sintering and heat treatment, as well as the potential of the MIM approach for manufacturing Inconel-718 alloy products, can be studied using a simplified modelling approach based on die pressing and sintering of feedstock granules usually used in MIM.

This work is aimed to study the main features of pressing, debinding, sintering and heat treatment of the feedstock material consisting of Inconel-718 powder and an organic binder to evaluate the suitability of the MIM technique for manufacturing the Inconel-718 alloy products. To

fulfil one's production quota, it is necessary to determine the processing parameters that ensure the desired microstructure and mechanical properties of finished components.

2. MATERIALS AND EXPERIMENTAL PROCEDURE

Spherical powder of Inconel-718 alloy (Fig. 1*a*) produced with gas-atomization method was used as raw material in present study. The powder was mixed with PolyMIM binder [10] (Fig. 1*b*) to obtain feedstock granules 3–4 mm in size (Fig. 1*c*).

The feedstock granules were die-compacted at 620 MPa to obtain cylinders 10 mm in diameter, 12 mm in height. The debinding procedure included two stages, the first of which was washing in hot (70°C) water for 27 hours to evacuate water-solute components of the binder from the compacts. For the final debinding stage, the compacts were heated in a vacuum furnace to 800°C and exposed for 2 hours for evacuation of volatile components of PolyMIM binder. After that, the heating under vacuum was continued up to 1230°C and compacts were exposed for 2 hours at the noted temperature for powder sintering. As an alternative sintering option, the vacuumized heating chamber was filled with Argon above 970°C to perform sintering (1230°C, 2h) under inert atmosphere. During post-sintering cooling, the compacts were subjected to two-stage heat treatment at 720°C (2–4 h exposure) and 620°C (2–5 h exposure) to provide precipitation of strengthening phases.

The density of compacted and sintered samples was determined using precise mass and geometrical size measurements. The microstructure of initial powders and feedstock compacts at all stages of debinding and sintering was studied with a scanning electron microscope Tescan VEGA III equipped with a Brucker EDX analyser to evaluate local chemical composition and impurity content. The microstructure investigations were performed using polished surfaces of sintered and

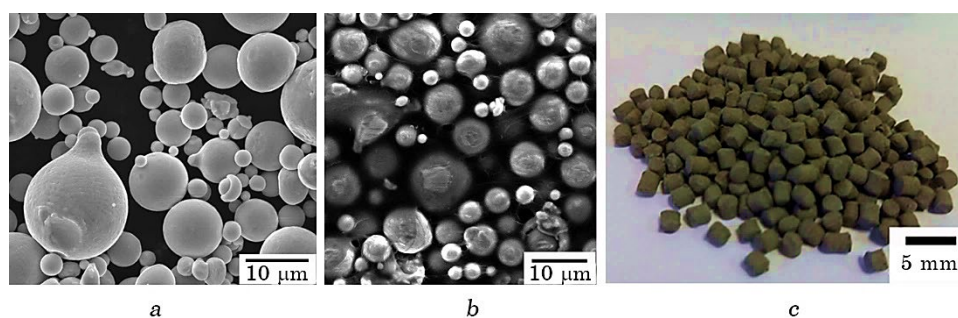


Fig. 1. Raw Inconel-718 powder (*a*), microstructure of powder-binder feedstock (*b*) and general view of feedstock granules (*c*).

heat-treated materials, as well as polished surfaces etched with a reagent based on a mixture of HCl, HNO₃ and acetic acids with glycerine to reveal microstructure constituents. Hardness tests (Wolpert 432 SVD tester) and tensile tests (Instron 3388 machine) were implemented to evaluate the mechanical characteristics of the material depending on sintering and heat treatment conditions.

The phase composition and crystal structures of the samples were examined by x-ray diffraction (XRD) technique using filtered MoK α radiation. The diffraction spectra were collected using a PC-driven DRON-4 x-ray diffractometer (at 45 kV, 20 mA; in the 2 θ -range of 5°–60° with a step of 0.05° and an acquisition time of 5 s per step) within the Bragg–Brentano geometry.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Microstructure of the feedstock sample die-compacted at 620 MPa is presented in Fig. 2*a*. The spherical Inconel particles (Fig. 1*a*) were not deformed on die-compaction, but rearranged rather closer (Fig. 2*a*) than they were packed in the initial feedstock (see Fig. 1*b*) due to the applied compaction force. The surface of particles is covered and the voids between them are filled with binder. The measured density of die-compacted samples, which consisted of Inconel-718 powder and PolyMIM binder, was 5.80 g/cm³, is lower than the standard density of bulk Inconel-718 alloy (8.19 g/cm³ [11]) due to the high volume fraction of the light-weight binder and voids initially available in compacted samples. It should be noted, additional experiments on die-compaction of raw Inconel-718 powder without binder were not successful. As it was predicted, the smooth surface and high hardness of quenched Inconel-718 powder particles prevent die-compaction of the

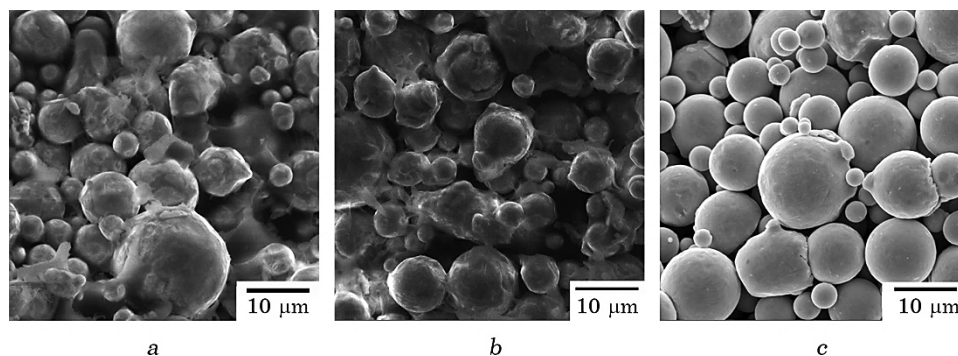


Fig. 2. Microstructures of die-compacted feedstock samples (*a*); after the first debinding stage (*b*); after the final debinding at 800°C within 2 hours and succeeding heating to 900°C in a vacuum furnace (*c*).

binder-free powder even at relatively high pressures (up to 950 MPa).

Washing compacted feedstock samples in hot water (first debinding stage) resulted in 3.2% mass loss due to partial removal of binder. Binder layers of reduced thickness were observed at powder surfaces with the appearance of hollow voids between powder particles (Fig. 2*b*). However, rearrangement of particles was not observed after the first debinding stage.

Microstructure of samples after the final stage of binder removal (800°C, 2h, vacuum) and further heating up to 900°C is shown in Fig. 2*c*. It is seen that, after debinding completion, the powder surface was clear, and no binder remnants were found in the voids between powder particles. However, sintering has not yet been developed; closer mutual rearrangement of particles and formation of sintering necks between particles have not been observed. Mass measurements revealed additional mass loss of 4.5% after the final debinding stage. So, feedstock compacts lost 7.7% of their initial mass during debinding.

Comparison of the chemical composition of powder particle surfaces for raw powder (before mixing with binder) and after debinding completion (Table 1, columns 1 and 2) has shown that no marked increase in carbon and oxygen impurities was observed after debinding. Hence, the binder has been successfully eliminated without dangerous contamination of powder particles. Despite that, the sintering process for powder particles was not developed, presumably, due to the presence of thin surface films with remnants of binder at the particle surfaces.

At this heating stage, the dangerous opportunity for fracture of pow-

TABLE 1. Chemical composition (mass.%) of Inconel powder particle surfaces in initial condition and after vacuum heating up to 900°C using different debinding regimes.

Element	Initial powder (before mixing with binder), %	Powder after debinding completion (heating up to 900°C using exposure at 800, 2h), %	Powder after con- tinuous heating up to 900°C
Ni	52.7	52.4	52.2
Cr	19.0	19.3	19.5
Fe	18.9	18.5	18.2
Nb	4.1	4.1	5.1
Mo	1.4	2.7	1.3
Ti	1.0	1.0	1.1
Al	0.5	0.6	0.6
C	2.1	1.5	1.8
O	0.2	0.3	0.2

der compacts occurs. Thus, while the powder sintering has not yet been started, whole binder elimination creates dangerous reducing adhesion forces between powder particles in compacts and leads to the risk of compact fracture. For this reason, relatively quick heating of compacts up to 900°C was tested to preserve the binder remnants and related bonding forces between adjacent powder particles up to temperatures sufficiently high for sintering activation. To test the binder effect on the shape retention of the pressed compacts within sintering, we performed continuous heating at 5 K/min up to 900°C (without exposure at 800°C for debinding). Really, for this case, measured mass loss was approximately 7.2%, *i.e.*, 0.5% lower than for the debinding scheme including 2 hours exposure at 800°C, thus, suggesting preservation of binder remnants on the surfaces of Inconel particles. However, powder compacts cooled from 900°C after such modification of heating and debinding scheme (Table 1, column 3) did not demonstrate noticeable change of chemical composition of particles surface, while any features for improved bonding of powder particles were not observed (Fig. 3). So, debinding scheme using continuous heating was discarded due to absence of positive influence on compact strength.

Temperature of 1230°C sufficiently activates the sintering of powder particles. Exposure for 2 hours at 1230°C resulted in 22% shrinkage of powder samples and formation of quite dense Inconel-718 material. Measured density reached 7.8 g/cm³ that corresponds to 95% of theoretical value. However, important factor is sintering environment, which affects chemical composition of sample surface. Vacuum sintering re-

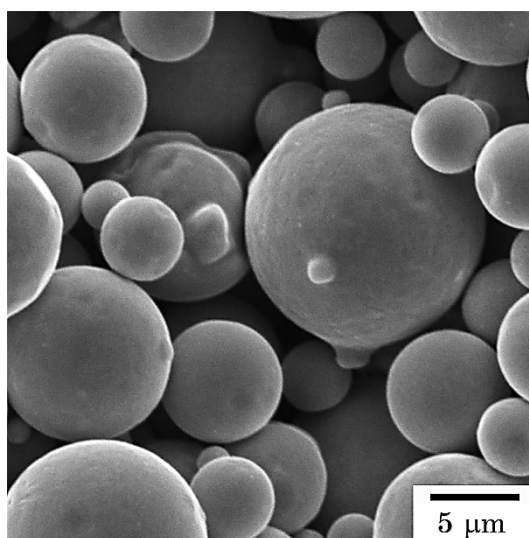


Fig. 3. Surface of powder particles after fast heating up to 900°C.

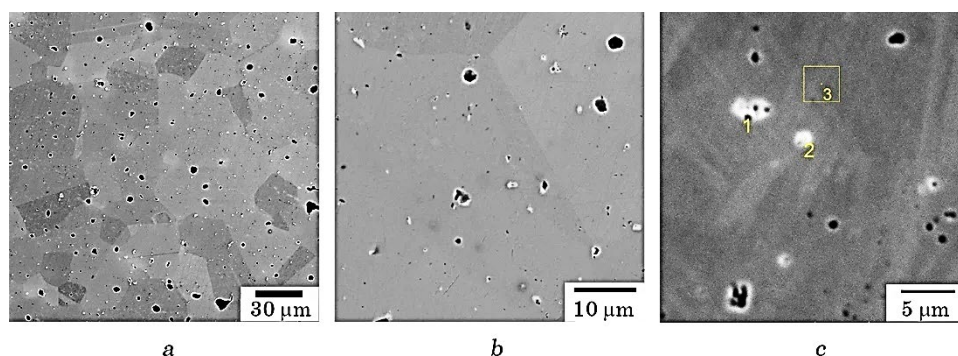


Fig. 4. As-sintered microstructure of Inconel-718 alloy (*a–b*) and microstructure features (*c*) used for local EDX analysis (Table 2).

sulted in more than 4% losses of chromium at surface and sub-surface areas of the samples due to evaporation of this alloying element at high temperatures. Evaporation of chromium in vacuum at high temperatures changes the chemical composition, which, in turn, affects critical characteristics of the alloy surface. To avoid risk of characteristics' degradation, argon atmosphere looks like more promising than vacuum. Hence, argon atmosphere has been selected as sintering environment to protect Inconel-718 surface. However, initial stages of heating were implemented in vacuum to complete debinding process, after that heating chamber was filled with Ar at temperature of 1000°C.

The as-sintered sample microstructure (Fig. 4*a, b*) consisted of uniform grains 30–50 μm in size with residual pores (up to 5–10 μm) and fine (1–2 μm) precipitations located near grain boundaries and inside grains. Local chemical analysis (Fig. 4*c*, Table 2) revealed that the chemical composition of alloy matrix (area 3, Table 2) is rather similar to total alloy composition, while precipitations are considerably enriched with Nb, Ti, Mo and C. The precipitations were identified as (Nb, Ti, Mo)C carbides, similarly to NbC and (Nb, Ti)C carbides [3, 12–14] earlier observed for Inconel-718 alloy. However, taking into consideration approximately equal energy values for Nb K_{β} and Mo K_{α} x-ray irradiation, measured enhanced Mo content (6–7%) in precipitations looks doubtful in our case.

X-ray diffraction study confirmed two-phase composition of sintered alloy (Fig. 5*a*): main peaks of γ (f.c.c.) nickel–iron–chromium-based matrix were observed together with weak peaks of (Nb, Ti)C carbide phase. Following reference data [3, 12, 13], undesirable Laves phase (Ni, Cr, Fe) $_2$ (Nb, Mo, Ti) and δ (Ni $_3$ Nb) phase, which negatively affect mechanical characteristics, can be formed at temperatures below 1100°C in Inconel-718 too. However, these phases were not observed for as-sintered condition because they did not exist at sintering

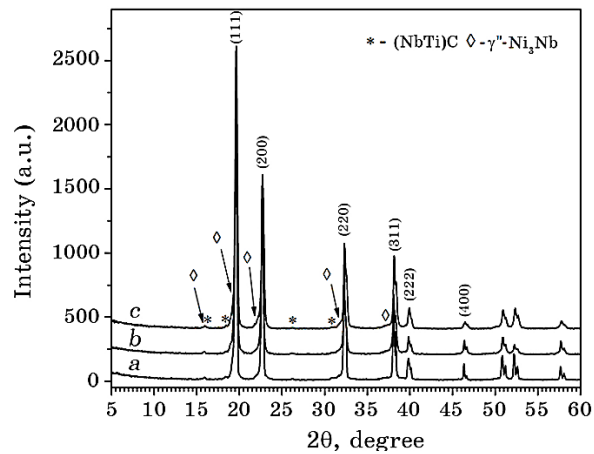
TABLE 2. Total and local chemical composition of alloy matrix and precipitation phase after sintering and subsequent not-controlled furnace cooling condition.

Element, wt. %	Total composition	Local compositions (see Fig. 4c)		
		1 (precipitation phase)	2 (precipitation phase)	3 (alloy ma- trix)
Ni	52.2	12.3	19.6	51.9
Cr	18.9	5.5	8.3	19.1
Fe	17.8	4.6	7.1	18.1
Nb	4.0	53.1	43.1	3.7
Mo	2.9	7.4	6.2	2.9
Ti	1.0	6.8	7.5	1.0
Al	0.6	0.5	0.3	0.5
C	2.3	8.0	7.2	2.5
O	0.3	0.9	0.6	0.2

temperature of 1230°C and were not formed on relatively fast post-sintering cooling in furnace.

Hardness of sintered alloy was relatively low at the level of 192 *HV*, which can be explained with not optimized phase composition of alloy formed during sintering and subsequent not controlled furnace cooling condition.

To achieve required set of hardness and tensile characteristics, heat

**Fig. 5.** X-ray diffraction patterns of sintered (*a*) and aged Inconel samples at 720°C + 620°C during 2+2 hours (*b*) and 4+5 hours (*c*).

treatment after sintering was used. The procedures of compact debinding in vacuum, and subsequent sintering and heat treatment under Argon atmosphere were successively performed within the one heating cycle, thus, promoting cost-efficiency of processing.

Strengthening heat-treatment regimes for Inconel-718 alloy [3, 11, 15] recommend annealing at temperatures of about 980–1200°C, subsequent fast cooling, and relatively long-time ageing consisted of two consecutive stages: 720°C, 8 h and 620°C, 8–10 h. Such heating scheme allow to avoid formation of undesirable phases like Laves phase and δ -Ni₃Nb phase, while two-stage ageing at noted temperatures ensures formation of highly dispersed strengthening γ' -Ni₃(Ti,Al) and γ'' -Ni₃Nb precipitations in γ -matrix. In our case, direct ageing during post-sintering cooling was used to precipitate disperse γ' -Ni₃(Ti,Al) and γ'' -Ni₃Nb phases in alloy matrix and, hence, to improve hardness and ten-

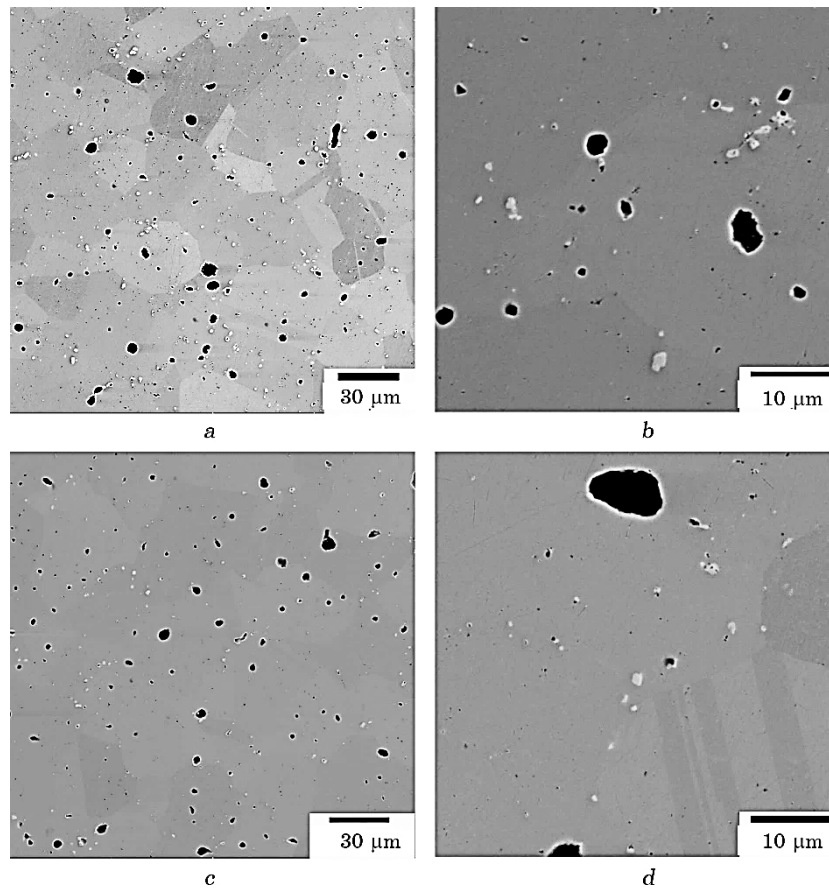


Fig. 6. SEM microstructures after ageing 720°C + 620°C during 2+2 hours (*a*, *b*) and 4+5 hours (*c*, *d*).

sile characteristics. Usually, the most important microstructure changes take place during first stages of the ageing. For this reason, two ageing regimes of different durations: 2+2 hours and 4+5 hours at recommended temperatures 720°C and 620°C were tested to evaluate microstructure evolution and kinetic of mechanical characteristics change.

Aged microstructures are shown in Fig. 6. SEM observations did not detect obvious changes in microstructure compared to as-sintered condition (Fig. 4); transformation or dissolution of initially presented carbide particles were not observed the same as precipitation of new phases. Maps of alloying elements redistribution (Fig. 7) show that particles presented in aged Ni–Fe–Cr-based matrix are enriched with Nb, Ti, Mo and C, being quite similar to (Nb,Ti)C carbides observed for as-sintered condition, which did not undergo marked changes during subsequent ageing. Furthermore, surface of some pores observed in microstructure are enriched with Nb, Ti, Mo and C (Fig. 7), hence, these pores can be identified as remnants of brittle carbide particles, which were fractured and fell out during polishing operations. However, despite absence of obvious microstructure changes (Figs. 4, 6), x-ray diffraction analysis (Fig. 5) demonstrated some differences in phase composition for as-sintered and sintered+aged materials. Sintered+aged conditions (Fig. 5*b, c*), in addition to smartly prominent x-ray diffraction peaks corresponding to γ (f.c.c.) nickel–chromium–

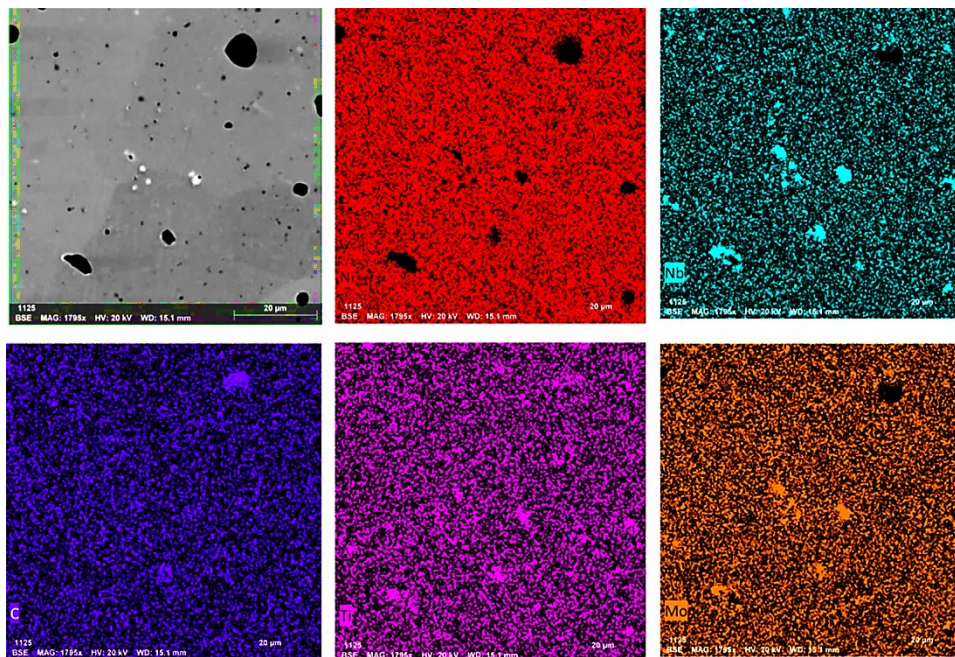


Fig. 7. Alloying element map distribution for sample aged 720°C 4 h + 620°C, 5 h.

iron-based matrix and f.c.c.-(Nb,Ti)C carbide phase, demonstrate weak peaks belonging to γ'' -Ni₃Nb phase. The γ'' -Ni₃Nb phase has an ordered body-centred tetragonal (b.c.t.) $D0_{22}$ -crystalline structure, which belongs to the $I4/mmm$ space group (No. 139) [16]. Also, the difference in x-ray diffraction patterns for as-sintered and aged conditions is slightly increased wide of diffraction peaks of γ (f.c.c.) matrix and displacement of peaks positions towards higher angles with increased ageing duration. Such result can be interpreted as gradual decrease in interplanar distance and appearance of some stresses in γ (f.c.c.) matrix with long-time ageing due to precipitation of phases with another chemical composition, γ'' -Ni₃Nb phase in our case like it was observed in [13] due to δ -Ni₃Nb phase precipitation.

The ageing resulted in continuous hardness growth with increase in ageing duration. The hardness was noticeably increased after 720°C, 2 h plus 620°C, 2 h ageing, achieving 333 HV. Increase in ageing duration to 4+5 hours at corresponding temperatures resulted in further hardness growth up to 364 HV.

The reference data proofs that reinforcing γ'' -Ni₃Nb and γ' -Ni₃(Ti,Al) phases in alloy matrix precipitate as nanosize particles (10–200 nm) [3, 12–14], observation of which needs high-resolution SEM equipment. So, noted phases can be observed, when particle growth and development of coagulation result in formation of particles of sufficiently high sizes. Presumably, during used ageing regimes the nuclei of reinforcing particles were formed in γ (f.c.c.) Ni–Cr–Fe-based matrix, their weak traces can be detected with x-ray diffraction analysis (Fig. 5b, c), but formation of highly-disperse nuclei hardly can be observed with used SEM technique. On another hand, formation of high-disperse γ'' -Ni₃Nb and γ' -Ni₃(Ti,Al) nuclei in γ (f.c.c.) matrix is confirmed with observed increase in hardness from 192 HV to 364 HV. The kinetic of precipitation process is slow and formation of coarse precipitations visible with SEM technique will take relative long time ageing, which duration is higher than used in present study.

Preliminary tensile test of aged material (Fig. 8) revealed sufficient strength/ductile characteristics promising for further development and adaptation of MIM approach in industry to produce Inconel-718 products. At the same time, additional experiments are necessary to adjust processing parameters for further optimization of sintered/aged material microstructure and properties.

4. CONCLUSIONS

1. Feedstock granules consisted of Inconel-718 powder and PolyMIM binder were successfully used in press-and-sinter approach for manufacturing bulk Inconel-718 products. The main processing parameters ensuring formation of suitable microstructure and mechanical characteristics

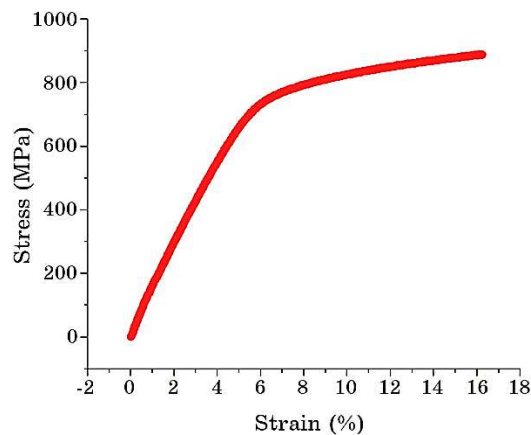


Fig. 8. Stress–strain tensile curve of sintered and heat treated Inconel-718 material.

of final material were determined and recommended to be used in MIM processing to achieve desired characteristics of net-shape Inconel-718 products manufactured by MIM.

2. Two-stage debinding of powder compacts (washing in hot water and subsequent vacuum exposure at 800°C) ensured formation of clean powder surfaces not contaminated with binder remnants, however, sintering of powder particles developed at temperatures quite above 900°C.

3. Sintering at 1230°C under argon atmosphere is recommended because of vacuum sintering resulted in Cr evaporation from surface of the powder compacts. Sintering ensures formation of nearly-dense microstructure of Inconel-718 alloy, while post-sintering heat treatment increases the material hardness owing to precipitation of nanoscale strengthening γ' -Ni₃(Ti,Al) and γ'' -Ni₃Nb phases in γ (f.c.c.) matrix.

4. Hardness of 364 HV, tensile strength of about 900 MPa, and up to 17% elongation were achieved with post-sintering heat treatment; such characteristics are promising to recommend MIM approach for manufacturing Inconel-718 alloy products.

ACKNOWLEDGEMENT

This work was supported by a grant №2023.04/0058 of the National Research Foundation of Ukraine.

REFERENCES

1. A. Enes and A. Gürsel, *Period. Eng. Nat. Sci.*, **3**, No. 1: 15 (2015).
2. R. J. Smith, G. J. Lewi, and D. H. Yates, *Aircraft Engineering and Aerospace*

- Technology*, **73**, No. 2: 138 (2001).
3. W. M. Tucho, P. Cuvillier, A. Sjolyst-Kverneland, and V. Hansen, *Mater. Sci. Eng. A*, **689**: 220 (2017).
4. R. Cozar and A. Pineau, *Metall. Trans.*, **4**: 47 (1973).
5. M. Sundararaman, P. Mukhopadhyay, and S. Banerjee, *Metall. Trans. A*, **23**: 2015 (1992).
6. R. M. German, *Handbook of Metal Injection Molding, 1 – Metal Powder Injection Molding (MIM): Key Trends and Markets* (Ed. Donald F. Heaney) (Woodhead Publishing: 2012).
7. F. T. Teferi and A. A. Tsegaw, *Advances of Science and Technology. ICAST 2021. Lecture Notes of the Institute for Computer Sciences, Social Informatics and Telecommunications Engineering. Vol. 412* (Cham: Springer: 2022).
8. I. P. Widianlara, R. A. Kurnia Putri, D. I. Han, W. Bahanan, E. H. Lee, Ch. H. Woo, J.-H. Kang, J. Ryu, and Y. G. Ko, *Materials*, **16**, No. 6: 2516 (2023).
9. G. H. Gessinger and M. J. Bomford, *Int. Met. Rev.*, **19**, No. 1: 51 (1974).
10. www.polymim.com
11. <https://www.upmet.com/sites/default/files/datasheets/718.pdf>
12. A. Chamanfar, L. Sarrat, M. Jahazi, M. Asadi, A. Weck, and A. K. Koul, *Materials and Design*, **52**: 791 (2013).
13. M. Dehmas, J. Lacaze, N. Niang, and B. Viguiier, *Adv. Mater. Sci. Eng.*, **2011**, No. 3: 1 (2011).
14. C.-M. Kuo, Y.-T. Yang, H.-Y. Bor, C.-N. Wei, and C.-C. Tai, *Mater. Sci. Eng. A*, **510–511**: 289 (2009).
15. S. Ghosh, S. Yadav, G. Das, *Mater. Lett.*, **62**: 2619 (2008).
16. D. K. Gorai and T. K. Kundu, *IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng.*, **338**: 012041 (2018).

PACS numbers: 61.72.sh, 61.82.Bg, 62.0.Qp, 62.80.+f, 68.35.Fx, 81.40.Ef, 81.70.Jb

Peculiarities of Atomic Migration in the Near-Surface Layers of the 2099 Al–Cu–Li Alloy during Ultrasonic Impact Treatment

O. V. Filatov*, V. F. Mazanko**, S. Ye. Bogdanov*, B. M. Mordyuk*,
Ye. I. Bogdanov*, S. P. Vorona*, L. Kaczmarek**, and M. Klich***

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

***Lodz University of Technology,
116 Zeromskiego Str.,
90-924 Lodz, Poland*

****Institute of Security Technologies ‘MORATEX’,
3 Marii Skłodowskiej-Curie Str.,
90-505 Lodz, Poland*

The redistribution of ^{60}Co atoms in the near-surface layer 2099-T83 Al–Cu–Li alloy during ultrasonic impact treatment (UIT) is studied. As shown by microdurometric analysis, the UIT results in a significant hardening of 2099 Al–Cu–Li alloy. However, the increase in the UIT duration results in the microhardness decrease, which is explained by the stress-relaxation processes occurred in the alloy. The higher microhardness of the UIT-processed alloy is stable for more than a half year. The radioactive isotope technique reveals a nonmonotonic dependence of the ^{60}Co -atoms' distribution curves observed for the surface layers of the alloy samples UIT-processed for 60, 120 and 180 seconds. Moreover, the optimal mode is the UIT processing for 120 s. The calculated mass-transfer coefficients during UIT performed at room temperature match up the diffusion coefficients

Corresponding author: Oleksandr Valentynovych Filatov
E-mail: filatov@imp.kiev.ua

Citation: O. V. Filatov, V. F. Mazanko, S. Ye. Bogdanov, B. N. Mordyuk, Ye. I. Bogdanov, S. P. Vorona, L. Kaczmarek, and M. Klich, Peculiarities of Atomic Migration in the Near-Surface Layers of the 2099 Al–Cu–Li Alloy during Ultrasonic Impact Treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 4: 405–414 (2025). DOI: [10.15407/mfint.47.04.0405](https://doi.org/10.15407/mfint.47.04.0405)

© 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>)

known for the stationary homogenizing annealing at premelting temperatures. The mass-transfer coefficient value for ^{60}Co in 2099 Al–Cu–Li alloy during the room-temperature UIT exceeds the diffusion coefficient of ^{60}Co into aluminium at $T = 300\text{ K}$ about $\cong 10^8$ times that indicates that the phenomenon of anomalous mass transfer is realized.

Key words: ultrasonic impact treatment, diffusion, mass transfer, radioactive isotope, deformation, microhardness.

Вивчено перерозподіл атомів ^{60}Co у приповерхневому шарі стопу 2099 Al–Cu–Li після термомеханічного оброблення Т83 за умов ультразвукового ударного оброблення (УЗУО). Методом мікродюрOMETричної аналізи показано, що УЗУО веде до істотного зміцнення стопу Al–Cu–Li 2099-Т83. Однак збільшення тривалості УЗУО призводить до зменшення мікротвердості, що пояснюється процесами релаксації напружень у стопі. Підвищена мікротвердість після УЗУО залишається стабільною у стопі понад півроку. Методом радіоактивних ізоотопів було виявлено немонотонну залежність кривої розподілу ^{60}Co у стопі після ультразвукового ударного оброблення впродовж 60, 120 та 180 с, причому оптимальним режимом є час оброблення у 120 с. Коефіцієнти масоперенесення за умов УЗУО за кімнатної температури відповідають коефіцієнтам дифузії в умовах стаціонарного дифузійного відпалу за передтопильних температур. Величина коефіцієнта масоперенесення атомів ^{60}Co у стопі Al–Cu–Li 2099-Т83 під час УЗУО за кімнатної температури перевищує коефіцієнт дифузії ^{60}Co в алюмінії за $T = 300\text{ K}$ у $\cong 10^8$ разів, що свідчить про реалізацію явища аномального масоперенесення.

Ключові слова: ультразвукове ударне оброблення, дифузія, масоперенесення, радіоактивний ізоотоп, деформація, мікротвердість.

(Received 18 December, 2024; in final version, 13 March, 2025)

1. INTRODUCTION

Spacecraft design methods and technologies are based on aircraft engineering principles. A greater emphasis is put on a weight minimization, vibration interactions, fatigue strength, and materials selection. The spacecraft design has to operate under conditions of static and dynamic loads occurred during testing and launch, and then in a zero-gravity environment [1].

The Al–Cu–Li alloys [2, 3] are widely used in aerospace engineering owing to the unique combination of low density, required strength and exceptionally high elastic moduli values compared to other aluminium alloys. Every percent of lithium reduces the density of the aluminium alloy by 3% and increases Young's modulus by 5%. The 2099 alloy of the Al–Cu–Li system has improved corrosion resistance and fatigue crack propagation properties in comparison with other alloys of this system. This alloy has the best set of mechanical, operational and anti-

corrosion properties, allowing it to compete in aerospace engineering with traditional aluminium alloys and polymer composite materials.

Optimum chemical composition of 2099 Al–Cu–Li alloys with a temper T83, where is solution heat-treated, strain hardened by 3%, then artificially aged [4] allow to obtain more favourable properties than previous generations of Al–Cu–Li alloys [5].

However, according to the literature data [6], the operational characteristics of 2099 Al–Cu–Li, namely, low density, increased elastic modulus, and high strength, were not significantly improved in comparison with other alloys of various series and modifications.

Therefore, the search and development of new techniques and processing methods allowing improving the physical-mechanical properties of Al–Cu–Li alloys for application in the aerospace industry is now an urgent task.

This work considers the mechanisms of atomic migration, microstructure evolution, and their influence on some mechanical properties of the near-surface layers in the 2099 Al–Cu–Li alloy of modification T83 under ultrasonic impact treatment (UIT).

2. EXPERIMENTAL DETAILS

The samples of 2099 Al–Cu–Li alloy made by Smiths (USA) and underwent a T83 temper involving solution heat treatment, water quenching and stretching prior to artificial ageing, in accordance with the accompanying factory technical certificates, has the following chemical composition: 2.6% Cu, 1.6% Li, 1% Zn (wt.%) and other elements of much less content (Mg 0.15, Mn 0.15, Ti 0.1, Zr < 0.1, Fe 0.07, Si 0.005) [7]. Additional chemical analysis [8] confirmed this percentage of chemical elements in the alloy. For the experiment, four samples were cut out (one initial and three for processing) with dimensions: 12×12×5 mm. A layer of the radioactive isotope ^{60}Co was electrolytically deposited onto the surface of three samples to be treated with ultrasonic impact treatment (UIT). The isotope layer thickness was $\cong 0.3\text{ }\mu\text{m}$ and its activity was $\cong 5\cdot 10^3\text{ imp/min}$. The radiation intensity is known to be directly proportional to the concentration of the ^{60}Co isotope.

The UIT process duration was chosen for each individual sample to be 60, 120, and 180 s. Ultrasonic impact treatment of 2099-T83 Al–Cu–Li alloy samples coated by ^{60}Co isotope was carried out at room temperature $\cong 300\text{ K}$ in a step-like manner for 60 seconds each step to avoid UIT-induced overheating above 350 K [9]. Thus, the samples treated for 120 s and 180 s were cooled after every 60 s before continue the processing cycle. A detailed description and operating principles of the UIT equipment can be found in [10]. Parameters of the UIT: the oscillations' amplitude and frequency of the ultrasonic waveguide tip are 30 μm and 21 kHz, respectively, and the natural frequency of the im-

pact pin (*i.e.*, the frequency of the impact pulses) was of $\cong 0.5\text{--}1$ kHz [11].

To obtain the depth profile of the concentration distribution of ^{60}Co isotope, the autoradiography and layer-by-layer removal techniques were used [12, 13]. The sample deformation extent was assessed as the ratio of the sample thicknesses measured before and after ultrasonic impact treatment [14]. The Vickers microhardness was measured using a microhardness tester. The plastic deformation rate ξ is determined by the formula [15]

$$\xi = \frac{\varepsilon}{\tau_{\text{eff}}}, \quad (1)$$

where ε is the relative plastic deformation of the sample, defined as the ratio of the sample thickness measured in the initial and treated states; τ_{eff} is the effective processing time.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Microhardness

In this work, the microhardness (HV) values for the 2099-T83 Al–Cu–Li alloy samples in the initial state and after UIT process were measured at both the treated surface and backside. As shown, the microhardness of the initial sample is equal to 1.7 GPa; it increases to 5.47 GPa, 5.26 GPa, and 4.39 GPa after UIT lasted for 60 s, 120 s, and 180 s, respectively. Consequently, the UIT leads approximately to triple strain hardening of the alloy in comparison with the initial state. However, the microhardness is decreased with increasing of processing time, which indicates the occurrence of relaxation processes in the metal [16] (Table 1).

The deformation extent ε of the sample defined as the ratio of the sample thickness measured in the initial and processed states and after

TABLE 1. Values of relative deformation and microhardness of 2099-T83 Al–Cu–Li alloy before and after UIT.

$\tau_{\text{proc.}}, \text{ s}$	$\varepsilon, \%$	$HV, \text{ GPa}$	$^{\text{bs}}HV, \text{ GPa}$
initial	0	1.7	1.7
60	2.8	5.47	3.9
120	4.2	5.26	3.6
180	6.8	4.39	3.11
–	–	Al: 2.09 [17]	–

various UIT-processing times is given in Table 1 too. Analysis of these data shows that this dependence can be satisfactorily fitted by a linear function (Fig. 1). Thus, it is possible to interpolate the deformation extent for any other processing time. At the same time, it should be taken into account that the deformation extent is distributed non-homogeneously over the sample height and its maximum is near the sample surface. It leads to a slightly higher local heating, *i.e.*, to a higher probability of the recovery and dynamic recrystallization of the deformed microstructure in the near-surface region of the sample [18].

The backside microhardness of the sample (^{bs}HV) measured after UIT is changed similarly to the microhardness of the processed surface; however, its magnitude is lower. Approximately 2 times hardening is observed (HV increases up to 3.6–3.9 GPa; Table 1). The microhardness values induced by the room-temperature UIT process are revealed stable for more than six months.

3.2. Mass Transfer

In this work, the effect of the UIT duration on the migration and redistribution of atoms of the ^{60}Co isotope from the surface to the bulk of the 2099-T83 Al–Cu–Li alloy sample is considered. To calculate the plastic deformation rate and mass-transfer coefficient the UIT effective time (*i.e.*, the total time of the interaction between the impact striker and the surface of the Al–Cu–Li alloy) was taken into account. This UIT effective time is equal to a half of the total processing time [19]. Consequently, the time of effective processing ($\tau_{eff,proc.}$) was re-

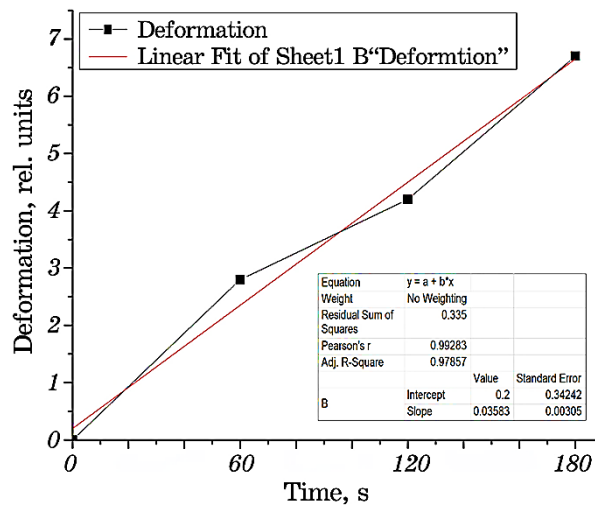


Fig. 1. Dependence of the deformation extent on the UIT duration.

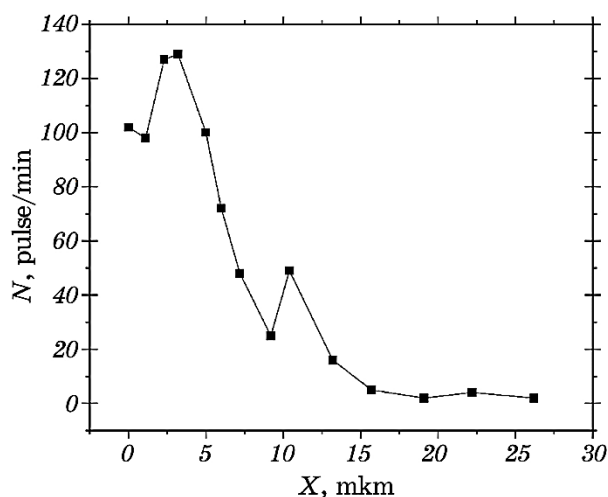


Fig. 2. Depth distribution of ^{60}Co isotope in 2099-T83 Al-Cu-Li alloy after UIT ($\tau_{\text{proc.}} = 60$ s).

spectively adopted to be 30 s, 60 s, and 90 s.

As can be seen in Fig. 2, the concentration distribution of the ^{60}Co isotope in 2099-T83 Al-Cu-Li alloy sample after UIT applied for 60 s has a non-monotonic character. Its feature is the presence of two maxima of the isotope concentration at a depth of about 3 μm and 11 μm .

The presence of the first maximum (3 μm) in the concentration profile is typical for the repeated pulse processing [20]. Moreover, it should be noted that the diffusion migration of atoms, as a rule, leads to appearing the stresses in crystals and to the formation of new dislocations [21]. As experimentally shown in Ref. [22], the physical nature of the first maximum of the isotope concentration (3 μm), related to plastic deformation, which leads to the accumulation of dislocations in this zone, and these dislocations can settle the diffusing atoms. The following continuation of processing generates more new dislocations, and the resulting stresses facilitate the diffusing atoms to overcome the dislocation barriers [19, 23]. The second maximum is located at a depth of about 11 μm . Apparently, the second maximum was formed for the same reason, due to the formation of a layer of the increased dislocation density. The mass-transfer coefficient estimated after UIT performed for effective processing time of 30 s achieved the value of $6.7 \cdot 10^{-8} \text{ cm}^2/\text{s}$.

Figures 3 and 4 show the experimental profiles of the ^{60}Co isotope distributions in 2099-T83 Al-Cu-Li alloy samples processed by after UIT for 120 s and 180 s, respectively. As seen, the regions with the increased concentration of isotope atoms at different depths are also observed.

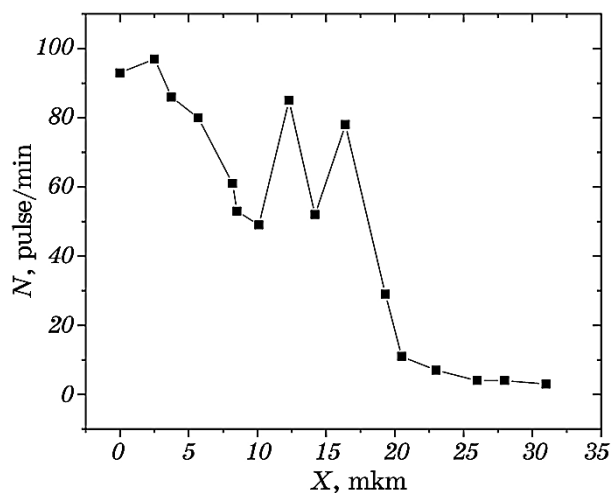


Fig. 3. Depth distribution of ^{60}Co isotope in 2099-T83 Al-Cu-Li alloy after UIT ($\tau_{\text{proc.}} = 120$ s).

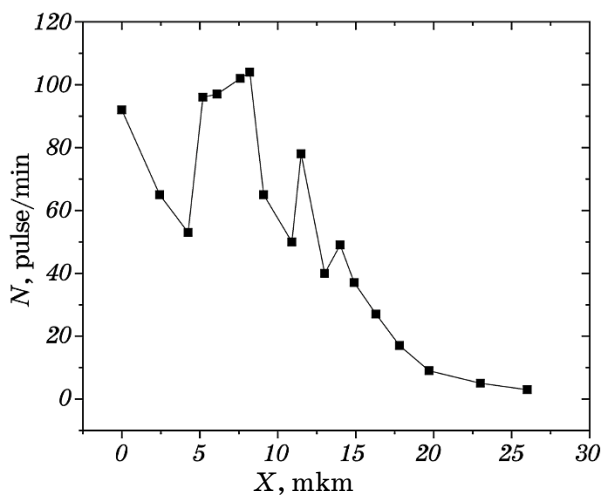


Fig. 4. Depth distribution of ^{60}Co isotope in 2099-T83 Al-Cu-Li alloy after UIT ($\tau_{\text{proc.}} = 180$ s).

With the increase in the UIT duration, there is a continuous dynamic process of the structure rearrangement of the Al-Cu-Li alloy, with the unchanging strain rate (Table 2). During processing, even with a low strain rate (10^{-4} – 10^{-6} s $^{-1}$), plastic deformation of alloy promotes the increase in the diffusion activity of impurity atoms on the surface and in the near-surface layers [21].

The most significant changes in the structural and concentration

TABLE 2. Data on the strain rate, mass-transfer coefficient *versus* the UIT duration of 2099-T83 Al–Cu–Li alloy.

No.	T , K	τ_{eff} , s	Depth, μm	ε , %	$\dot{\varepsilon}$, s^{-1}	D_{eff} , cm^2/s
2099-T83 Al–Cu–Li	300	30	17	2.8	$9 \cdot 10^{-2}$	$6.7 \cdot 10^{-8}$
	300	60	26	4.2	$7 \cdot 10^{-2}$	$5.6 \cdot 10^{-8}$
	300	90	26	6.8	$7.6 \cdot 10^{-2}$	$3.5 \cdot 10^{-8}$
Co $\rightarrow$ Al (hetero- diffusion)	910	–	–	–	–	$3.0 \cdot 10^{-8}$
$^{60}\text{Co} \rightarrow \text{Al}$	300	–	–	–	–	$5.0 \cdot 10^{-16}$

characteristics of the 2099-T83 Al–Cu–Li alloy during ultrasonic impact treatment applied for 60, 120, and 180 s are observed at the depth ranges in the near-surface layers of $\cong 5\text{--}15\ \mu\text{m}$ deep. As seen in Figs. 2–4, the increase in the UIT duration from 60 s to 120 s leads to the increase in the penetration depth of the ^{60}Co isotope in the alloy sample. Further increase in the UIT duration to 180 s practically does not change the penetration depth. Therefore, in the UIT mode applied, it is advisable to use the processing time of 120 s.

The mass-transfer coefficients were calculated using Albert Einstein's formula [24]:

$$D_{\text{eff}} = \frac{x^2}{2\tau_{\text{eff}}} = \frac{(20)^2 \cdot 10^{-8}}{2 \cdot 30} = 6.7 \cdot 10^{-8} \frac{\text{cm}^2}{\text{s}}, \quad (2)$$

where x is the maximum penetration depth of diffusing atom, τ_{eff} is the effective duration of the UIT process.

The values of the mass-transfer coefficients calculated for the 2099-T83 Al–Cu–Li alloy samples at different UIT processing durations are presented in Table 2. For comparison, the heterodiffusion coefficient of Co into aluminium during stationary annealing are also presented there [13].

As can be seen from Table 2, the mass-transfer coefficient gradually decreases with the increasing UIT process duration. At the UIT lasted for 60 s, 120 s, and 180 s, the $^{60}\text{Co} \rightarrow \text{Al–Cu–Li}$ mass-transfer coefficients are comparable to the Co $\rightarrow$ Al heterodiffusion coefficient known for stationary annealing at 910 K. At the same time, the value of the diffusion coefficient of $^{60}\text{Co} \rightarrow \text{Al}$ at room temperature (obtained by extrapolation) gives a value of $5.0 \cdot 10^{-16} \text{ cm}^2/\text{s}$. The D_{M}/D ratio is of $7 \cdot 10^9$ times, *i.e.*, in this case, the phenomenon of anomalous mass transfer is realized not due to the temperature exposure, but owing to the presence of a driving force induced by the impact (pulse) mechanical action on the 2099-T83 Al–Cu–Li alloy driven by UIT. It can be assumed that the nature of the driving force involves an increase of pen-

etrating-atoms' quantity promoted by moving dislocations. This phenomenon was observed in works [19, 23].

CONCLUSIONS

1. The linear increase in the plastic deformation extent with increasing time of the ultrasonic impact treatment from 60 to 180 seconds is observed.
2. The UIT process leads to three times microhardness increase of 2099-T83 Al–Cu–Li alloy. The higher microhardness value obtained after the UIT is stable for more than a half of year.
3. The nonmonotonic dependence of the ^{60}Co concentration distribution in 2099-T83 Al–Cu–Li alloy after ultrasonic impact treatment is observed.
4. The increase in the UIT duration from 60 s to 120 s results in the increase in of penetration depth of ^{60}Co isotope in 2099-T83 Al–Cu–Li alloy. Further increase in the UIT process duration to 180 s does not change the penetration depth. Therefore, in the applied UIT mode, it is advisable to use a processing time of 120 s.
5. The mass-transfer coefficients at the room temperature UIT match up the diffusion coefficients known for the stationary homogenizing annealing at premelting temperatures.
6. The most significant changes in the structural and concentration characteristics of 2099-T83 Al–Cu–Li alloy at UIT lasted for 60, 120, and 180 s are observed in the near-surface layers at the depths of $\cong 5\text{--}15\text{ }\mu\text{m}$.
7. The mass-transfer coefficient magnitude for the 2099-T83 Al–Cu–Li alloy at the room temperature UIT exceeds the diffusion coefficient $^{60}\text{Co} \rightarrow \text{Al}$ at $T = 300\text{ K}$ by $\cong 10^8$ times that indicates the realization of the phenomenon of anomalous mass transfer.

The work is carried out within the framework of R&D (Reg. No. 0122U002366) supported by the National Academy of Sciences of Ukraine, which is gratefully acknowledged.

REFERENCES

1. E. A. Starke and J. T. Staley, *Prog. Aerosp. Sci.*, **32**: 131 (1996).
2. A. M. Abd El-Hameed and Y. A. Abdel-Aziz, *J. Adv. Res. Appl. Sci. Eng. Technol.*, **22**, No. 1: 1 (2021).
3. I. J. Polmear, *Mater. Trans. JIM*, **37**, No. 1: 12 (1996).
4. Y. Lin, Z. Zheng, S. Li, X. Kong, and Y. Han, *Mater. Charact.*, **84**: 88 (2013).
5. R. J. Rioja and J. Liu, *Metall. Mater. Trans. A*, **43**, No. 9: 3325 (2012).
6. E. Balducci, L. Ceschini, S. Messieri, S. Wenner, and R. Holmestad, *Mater. Design*, **119**: 54 (2017).
7. <https://www.smithshp.com/pdf/2099-aluminium-lithium.pdf>

8. Ya. G. Goroshchenko, *Fiziko-Khimicheskiy Analiz Gomogennykh i Geterogen-nykh Sistem* [Physicochemical Analysis of Homogeneous and Heterogeneous Systems] (Kiev: Naukova Dumka: 1978) (in Russian).
9. P. Yu. Volosevich, G. I. Prokopenko, and B. M. Mordyuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **22**, No. 9: 61 (2000) (in Russian).
10. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, Ultrasonic Impact Treatment—An Effective Method for Nanostructuring the Surface Layers in Metallic Materials, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. M. Aliofkhazraei) (Wiley-VCH: Verlag, 2015).
11. S. P. Chenakin, B. M. Mordyuk, N. I. Khripta, and V. Yu. Malinin, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 9: 1109 (2023).
12. J. F. Babikova, A. A. Gusakov, V. M. Minajev, and G. G. Rjabova, *Analiticheskaya Autoradiografiya* [Analytical Autoradiography] (Moskva: Energoatomizdat: 1985) (in Russian).
13. L. N. Larikov and V. I. Isaichev, *Diffuziya v Metallakh i Splavakh: Spravochnik* [Diffusion in Metals and Alloys: Handbook] (Kiev: Naukova Dumka: 1987) (in Russian).
14. P. L. Moore and G. Booth, *The Welding Engineer's Guide to Fracture and Fatigue. 1st Edition* (Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering) (November 3, 2014).
15. J. Hirth and J. Lothe, *Theory of Dislocations* (Krieger Publishing Company: 1982).
16. G. I. Eskin and D. G. Eskin, *Ultrasonic Treatment of Light Alloy Melts. 2nd Edition* (Boca Raton: CRC Press: 2017).
17. S. Renwick, *Handbook of Aluminium Alloys. Illustrated Edition* (New York: Research Press: March 5, 2015).
18. Y. Tang, D. H. Xiao, L. P. Huang, R. X. You, X. Y. Zhao, N. Lin, Y. Z. Ma, and W. S. Liu, *Mater. Charact.*, **191**: 112135 (2022).
19. O. M. Soldatenko, O. V. Filatov, B. M. Mordyuk, and S. M. Soldatenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 1: 65 (2023).
20. D. S. Gertzriken, V. F. Mazanko, V. M. Tyshkevich, and V. M. Falchenko, *Masopereenos pri Nizkikh Temperaturakh v Usloviyakh Vneshnikh Vozdeistviy* [Mass Transfer at Low Temperatures under External Influences] (Kiev: RIO IMF: 2001) (in Russian).
21. S. D. Gertzriken and I. Ya. Dekhtyar, *Diffuziya v Metallakh i Splavakh v Tverdogo Fazze* [Diffusion in Metals and Alloys in the Solid Phase] (Moskva: GIFML: 1960) (in Russian).
22. V. M. Mironov, V. F. Mazanko, D. S. Gertzriken, and O. V. Filatov, *Masopereenos i Fazobrazovanie v Metalakh pri Impulsnykh Vozdeistviyakh* [Mass Transfer and Phase Formation in Metals under Pulsed Influences] (Samara: Samarskiy Universitet: 2001) (in Russian).
23. A. Filatov, A. Pogorelov, D. Kropachev, and O. Dmitrichenko, *Defect. Diffus. Forum*, **363**: 173 (2015).
24. J. R. Manning, *Diffusion Kinetics for Atoms in Crystals* (Princeton, NJ: D. Van Nostrand Co., Inc.: 1968).

PACS numbers: 62.20.Qp, 68.35.Gy, 68.55.Nq, 68.60.Dv, 81.15.Pq, 81.40.Ef, 81.65.Rv

Структура та властивості композиційних ніклевих покриттів, одержаних програмно-регульованим струмом

В. В. Титаренко, В. О. Заблудовський*

*Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»,
просп. Дмитра Яворницького, 19,
49005 Дніпро, Україна*

**Український державний університет науки і технологій,
вул. Академіка Лазаряна, 2,
49010 Дніпро, Україна*

Аналіза результатів дослідження катодних поляризаційних кривих і впливу режимів осадження на катодний вихід за струмом, тонку структуру, структуру росту у поперечному перерізі, мікротвердість і зносостійкість композиційних ніклевих покриттів уможливила встановити режими програмно-регульованого струму (густину ступенів електричного струму, що чергуються, а також їхню тривалість), за яких спостерігається формування мікрошаруватих структур композиційних ніклевих покриттів з підвищеним вмістом частинок нанодіаманту (2,6% мас.) і товщиною мікрошарів < 1 мкм. Показано, що чергування ступенів постійного струму густиною від гранично допустимої за якістю покриття, що осаджується, до граничної за дифузією уможливорює підвищити мікротвердість і зносостійкість покриттів, збільшити швидкість їхнього осадження. Досліджено кінетику зародкоутворення та росту композиційних ніклевих покриттів, одержаних програмно-регульованим струмом. Зі збіль-

Corresponding author: Valentyna Vasylivna Tytarenko
E-mail: tytarenko.valentina@gmail.com

*National Technical University 'Dnipro Polytechnic',
19 Dmytro Yavornytsky Ave., UA-49005 Dnipro, Ukraine*

**Ukrainian State University of Science and Technologies,
2 Academician Lazaryan Str., UA-49010 Dnipro, Ukraine*

Citation: V. V. Tytarenko and V. O. Zabudovs'kyi, Structure and Properties of Composite Nickel Coatings Obtained by Program-Controlled Current, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 47, No. 4: 415–425 (2025) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.47.04.0415](https://doi.org/10.15407/mfint.47.04.0415)

© 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>)

шенням катодної перенапруги від 0,97 В до 1,26 В і зі збільшенням густини струму від 100 А/м² до 500 А/м² швидкість зародження кристалічних зародків збільшується у 1,3–1,7 разів, а швидкість росту — у 2,5–3,0 рази. Спостерігається формування композиційних ніклевих покриттів з більш дрібнокристалічною структурою, про що свідчить зменшення розмірів блоків мозаїки від 96 нм до 65 нм.

Ключові слова: композиційні ніклеві покриття, частинки ультрадисперсного діаманту, програмно-регульований струм, мікрошарувата структура росту, тонка структура, механічні властивості.

Analysis of the results of studying cathodic polarization curves and the influence of deposition regimes on the cathode-current efficiency, fine structure, cross-sectional growth structure, microhardness and wear resistance of composite nickel coatings makes it possible to establish program-controlled current modes (density of variable steps of electric current, as well as their duration), during which the formation of microlayered structures of composite nickel coatings with an increased content of nanodiamond particles (2.6% wt.) and a microlayer thickness of < 1 μm is observed. As shown, the variable DC steps with a density from the maximum allowable quality of the deposited coating to the maximum on diffusion allow both increasing the microhardness and wear resistance of coatings and increasing the rate of their deposition. The kinetics of nucleation and growth of composite nickel coatings obtained by program-controlled current are studied. With an increase in cathode overpotential from 0.97 V to 1.26 V and with an increase in current density from 100 A/m² to 500 A/m², the nucleation rate of crystalline nuclei increases by 1.3–1.7 times, and the growth rate increases by 2.5–3.0 times. Composite nickel coatings become more finely crystalline, as evidenced by a decrease in the size of mosaic blocks from 96 nm to 65 nm.

Key words: composite nickel coatings, ultradisperse diamond particles, program-controlled current, microlayered growth structure, fine structure, mechanical properties.

(Отримано 9 вересня 2024 р.; остаточн. варіант — 20 листопада 2024 р.)

1. ВСТУП

Розроблення найбільш економічних і технологічно простих методів осадження металевих покриттів із необхідним комплексом властивостей залишається актуальним завданням і нині. Традиційним є електроосадження за допомогою постійного струму [1–3]. Водночас властивості покриттів, що осаджуються, змінюють шляхом варіювання складу електроліту, температури, кислотности, введення комплексоутворювальних і блискоутворювальних добавок, що не завжди дає можливість одержувати покриття з потрібним комплексом властивостей.

Більше можливостей у керуванні процесами формування струк-

тури та властивостей покриттів з'являється під час використання програмних режимів електролізу [4–6]. Так, у роботі [7] нами був застосований програмно-регульований струм для осадження ніклевих покриттів. Зміною за програмою густини струму від гранично допустимої за якістю покриття, що осаджується (100 А/м^2), до граничної по дифузії (1000 А/м^2) вдалось одержати мікрошарувату структуру у покриттях чистого ніклю, формування якої викликане пасивувальною дією адсорбованого Гідрогену, вміст якого в ніклевому покритті становить близько 1 ат.%. Програмний струм уможливив одержати покриття зі зменшеною внутрішньою напругою, збільшити мікротвердість покриттів від 1850 МПа до 4300 МПа та швидкість осадження ніклевих покриттів у 1,5–1,6 рази.

Комплексним вирішенням проблеми поліпшення функціональних властивостей поверхні у даній роботі є модифікування металевої матриці частинками ультрадисперсного діаманту (УДД) з одержанням композиційних електролітичних покриттів (КЕП) на основі ніклю та застосування програмного режиму електролізу.

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА

Електроосадження композиційних ніклевих покриттів проводили з сульфатного електроліту ніклювання наступного складу: $\text{Ni}_2\text{SO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ — 300 г/л, H_3BO_3 — 30 г/л, $\text{Na}_2\text{SO}_4 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$ — 50 г/л за рН 5 і температури у 293–298 К. Концентрація частинок УДД у водному розчині електроліту становила 2 г/л. Для осадження покриттів використовували програмно-регульований струм густиною, що періодично чергується від 100 А/м^2 до 500 А/м^2 і тривалістю першого та другого ступенів постійного струму у 300 с і 30 с відповідно. Для порівняння з водного розчину електроліту було одержано композиційні ніклеві покриття за допомогою постійного струму густиною у 100 А/м^2 і 500 А/м^2 .

Елементний склад поверхні покриттів досліджували за допомогою растрового електронного мікроскопа JSM-64901LV (Японія) з енергодисперсійним спектрометром INCA PENTAх3 (OXFORD Instruments). Структуру росту у поперечному перерізі плівок ніклю досліджували за допомогою оптичного мікроскопа «МИМ-8М». Торцеві шліфи для металографічних досліджень одержували механічним поліруванням. Для виявлення структури поперечного перерізу плівки ніклю хемічно щавились у 50%-розчині азотної кислоти упродовж 10–15 с. Вихід за струмом металу (ВСМ) визначали за результатами зіставлення ґравіметричних вимірювань маси осадженого металу з кількістю електрики, що пройшла через межу поділу фаз. Мікротвердість H_u покриттів міряли на мікротвердомірі ПМТ-3 за навантаження на індентор у 0,196 Н.

Для дослідження фазового складу та тонкої структури плівок нік-

лю використовували рентгенівське обладнання — дифрактометр ДРОН-2.0 із застосуванням скінтіляційної реєстрації Рентгенових променів. Знімання для визначення фазового складу ніклевих плівок здійснювалося у монохроматичному випроміненні CoK_α . Середню величину блоків мозаїки D та відносну мікродеформацію кристалічної ґратниці $\Delta a/a$ визначали методом апроксимації [8]. У якості еталона застосовували відпалений нікель. Густина дислокацій ρ оцінювали за істинним фізичним розширенням дифракційної лінії. Період кристалічної ґратниці a визначали за видимим максимумом дифракційної лінії з урахуванням її ширини та поправки на геометрію знімання.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Виходячи з результатів досліджень катодних поляризаційних кривих (рис. 1), для нанесення композиційних ніклевих покриттів товщиною у $\cong 25\text{--}30$ мкм було розроблено програму регульованого струму [9], схему якої наведено на рис. 2.

За період дії програми у 330 с густина постійного струму змінюється від 100 А/м^2 до 500 А/м^2 .

Вибір середньої густини струму по процесу та тривалості ступенів електричного струму, що чергуються, зумовлений якістю покриттів. Так, допустима за якістю покриття густина струму для ніклю-

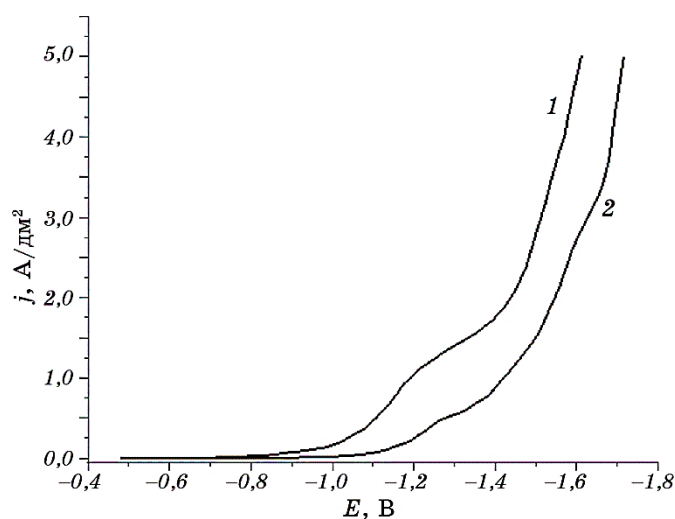


Рис. 1. Катодні поляризаційні залежності, одержані у сірчанокиислому електроліті ніклювання: 1 — без УДД, 2 — з УДД.

Fig. 1. Cathodic polarization dependences obtained in sulphuric nickel-plating electrolyte: 1—without UDD, 2—with UDD.

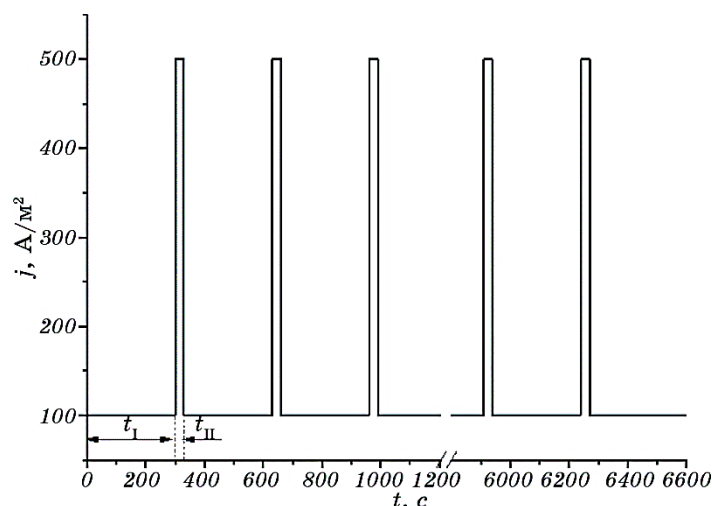


Рис. 2. Схема програмованого струму.

Fig. 2. Programmable current circuit.

вання у сірчанокиислому електроліті — $\cong 80\text{--}100 \text{ A}/\text{m}^2$. За цих густин струму для даного водного розчину електроліту не вступають в силу концентраційні обмеження, тобто не спостерігається «підгоряння» плівок [10].

На рисунку 3, *a* наведено дифрактограму порошка УДД, на якій присутні дифракційні максимуми діамантової фази вуглецю без домішок.

Рентгеноструктурні дослідження фазового складу композиційних ніклевих покриттів, одержаних за допомогою постійного струму густиною у $100 \text{ A}/\text{m}^2$ (рис. 3, *б*), показали утворення однофазних покриттів з ГЦК-ґратницями. З аналізу дифрактограм (рис. 3, *a, б*) видно, що дифракційні максимуми, що відповідають діамантовій фазі вуглецю, накладаються на лінії, що відповідають кристалічній фазі електролітичного ніклю, що ускладнює визначення співвідношення нанодіаманту та ніклю у композиційному покритті.

У композиційних ніклевих покриттів, одержаних як за допомогою постійного струму густиною у $500 \text{ A}/\text{m}^2$ (рис. 3, *в*), так і програмно-регульованим струмом (рис. 3, *г*), на великих кутах Рентгенової дифракції (у кобальтовому випроміненні) виявлено дифузний максимум $d^{(hkl)} = 0,126 \text{ нм}$. Дослідження показали, що він належить відбиванню від гранецентрованої ґратниці діаманту.

На дифрактограмах зразків спостерігається перерозподіл інтенсивності дифракційних максимумів, які відповідають відбиванню від площин (111) і (220), що свідчить про формування у покриттях композиційного електролітичного ніклю аксіальної текстури типу

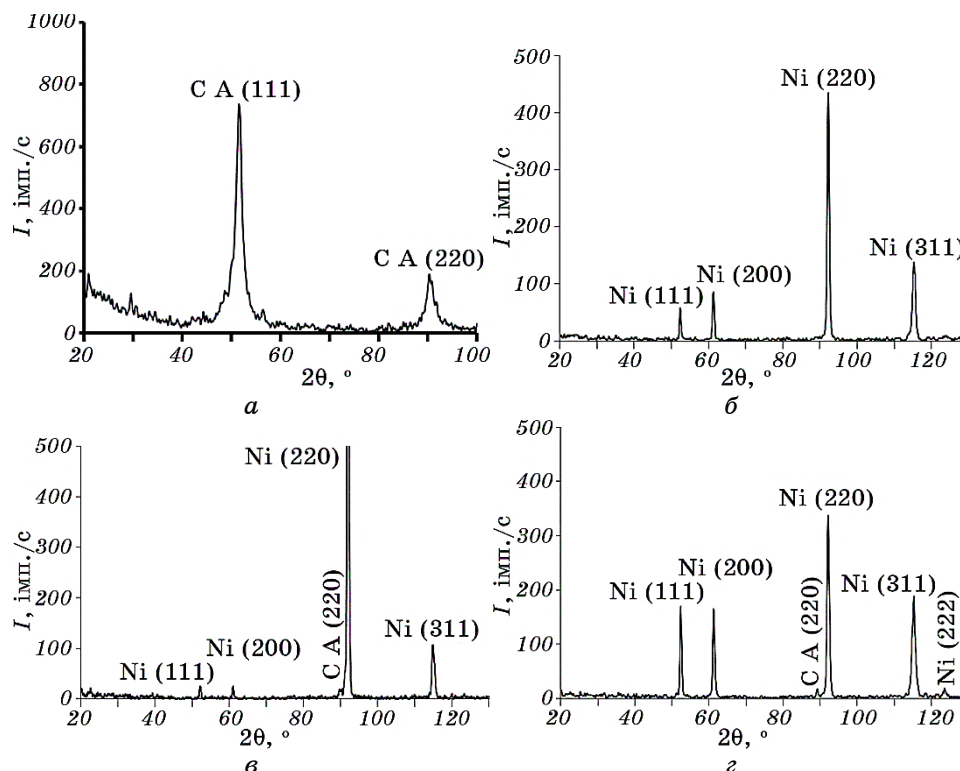


Рис. 3. Дифрактограми порошка УДД (а), а також плівок Ni + УДД, осаджених за допомогою як постійного струму: $j = 100 \text{ А/м}^2$ (б), $j = 500 \text{ А/м}^2$ (в), так і програмно-регульованого струму $j_I = 100 \text{ А/м}^2$, $j_{II} = 500 \text{ А/м}^2$ (г).

Fig. 3. X-ray diffraction curves of UDD powder (a), as well as Ni + UDA films, deposited using direct current $j = 100 \text{ A/m}^2$ (b), $j = 500 \text{ A/m}^2$ (c) or program-controlled current $j_I = 100 \text{ A/m}^2$, $j_{II} = 500 \text{ A/m}^2$ (d).

[110]. Формування аксіальної текстури з великими кристалографічними індексами пояснюється збільшенням катодної перенапруги від 0,74 В до 0,97 В для режимів осадження за допомогою постійного струму густиною у 100 А/м^2 за введення добавки частинок УДД у водний розчин електроліту концентрацією у 2 г/л (рис. 1). Для режиму осадження за допомогою постійного струму густиною у 500 А/м^2 значення катодної перенапруги становить 1,26 В.

Дослідження тонкої структури покриттів (табл. 1) показали, що за електроосадження композиційних ніклевих покриттів за допомогою постійного струму густиною у 500 А/м^2 та програмно-регульованого струму період кристалічної ґратниці ніклю має значення, менше еталонного ($a_0 = 0,3524 \text{ нм}$). Причиною зазначеного зменшення величини a є, насамперед, нерівноважна кристалізація,

ТАБЛИЦЯ 1. Вплив режимів електроосадження на структуру композиційних ніклевих покриттів.**TABLE 1.** The influence of electrodeposition modes on the structure of composite nickel coatings.

Режим осадження	j , А/м ²	a , нм	D , нм	ρ , $\times 10^{10} \cdot \text{м}^{-2}$	$\Delta a/a$, $\times 10^{-3}$	ВСМ, %
Постійний струм	100	0,3526	96	6,7	+0,57	93
	500	0,3523	104	3,3	-0,28	77
Програмно-регульований струм	100, 500	0,3515	65	14,2	-2,55	63

що супроводжується утворенням нерівноважних дефектних структур. Із застосуванням програмно-регульованого струму величина мікрODEФОРМАЦІЙ і густина дислокацій збільшуються. Зменшення розмірів блоків мозаїки викликано збільшенням перенапруги кристалізації, що приводить до більш нерівноважного процесу кристалізації, а також зменшення виходу металу за струмом (табл. 1).

Судячи з величин параметра ґратниці, мікронапруження в композиційних ніклевих покриттях, одержаних за допомогою постійного струму густиною у 100 А/м², є напруженнями стиснення, а в покриттях, осаджених за допомогою постійного струму густиною у 500 А/м² та програмно-регульованим струмом, — напруженнями розтягування.

За зміною періоду кристалічної ґратниці ніклю оцінювалася концентрація вакансій у композиційних покриттях. Водночас враховувалося, що у гранецентрованих кубічних кристалах зменшення a на 0,2% спричинюється 1 ат.% вакансій [10]. Оскільки за електроосадження композиційних ніклевих покриттів за допомогою програмно-регульованого струму $a = 0,3515$ нм, визначено, що концентрація вакансій становить 1,0–1,2 ат.%. Можна припустити, що надлишок вакансій, що утворюється, сприяє об'єднанню їх у пари — дівакансії. Внаслідок цього зменшується їхня сумарна поверхня, а відповідний виграш у поверхневій енергії забезпечує стійкість спареної вакансії; енергія активації міграції спареної вакансії складає близько 0,7–0,8 еВ. Величина енергії активації для покриттів, одержаних за імпульсної електролізи, становить близько 0,7 еВ ($1,16 \cdot 10^{-19}$ Дж), тобто менше енергії утворення та міграції моновакансій у ніклі, що дорівнює 1,4–1,5 еВ [10].

За електроосадження композиційних ніклевих покриттів за допомогою програмно-регульованого струму діють два чинники — це нерівноважна кристалізація та Гідроґен, що виділяється у великій кількості на катоді та може знаходитись у вакансіях. Не виключене утворення комплексів атом Гідроґену–вакансія, які також рухливі, та енергія їхньої активації міграції менше, ніж моновакансій [10].

Із збільшенням густини струму від 100 А/м^2 до 500 А/м^2 спостерігається зсув катодного потенціалу в електронегативну область (рис. 1). Зміна катодного потенціалу приводить до перерозподілу парціальних складових струмів відновлення ніклю та Гідрогену. Водночас газовиділення на катоді також збільшується, а вихід металу за струмом зменшується (табл. 1). Оцінка концентрації Гідрогену, що виділяється на катоді, по виходу ніклю за струмом свідчить про те, що у процесі осадження на постійному струмі густиною у 500 А/м^2 вихід за струмом Гідрогену в 3 рази перевищує кількість Гідрогену, що виділяється за густини струму у 100 А/м^2 .

Дослідження торцевих шліфів композиційних ніклевих покриттів (рис. 4, в) показали, що покриття мають чітко виражену шарувату структуру росту у поперечному перерізі, що спричинено паси-

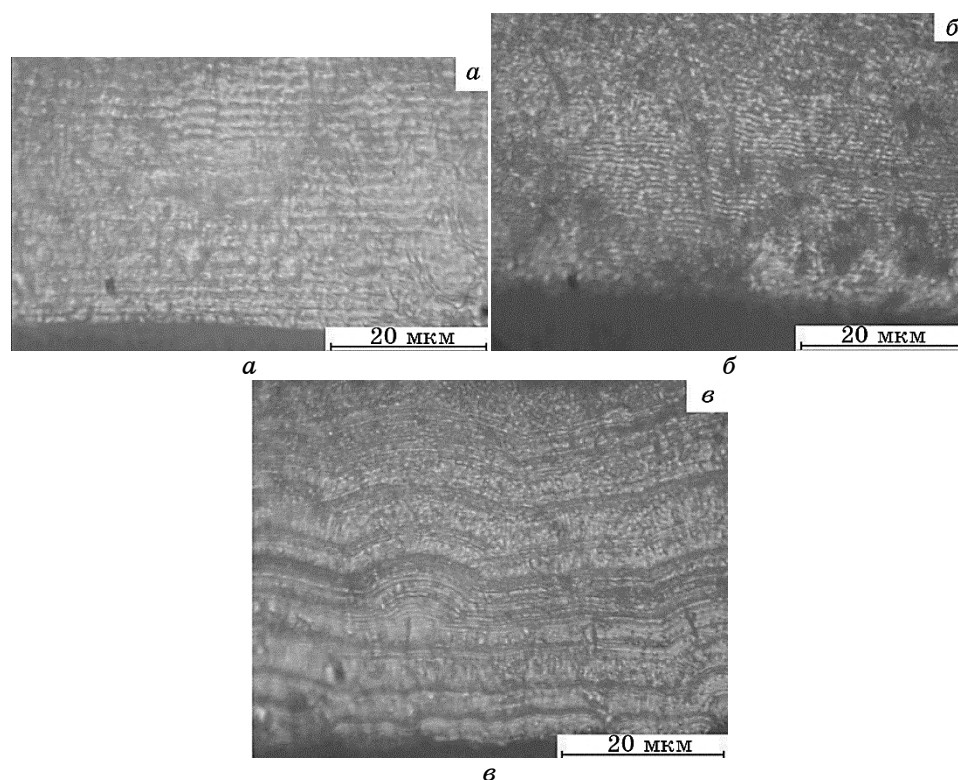


Рис. 4. Структура композиційного нікелевого покриття у поперечному перерізі: постійний струм $j = 100 \text{ А/м}^2$ (а), постійний струм $j = 500 \text{ А/м}^2$ (б), програмно-регульований струм (в).

Fig. 4. The structure of the composite nickel coating in the cross section: direct current $j = 100 \text{ А/м}^2$ (а), direct current $j = 500 \text{ А/м}^2$ (б), program-controlled current (в).

ТАБЛИЦЯ 2. Вплив режимів електроосадження на механічні властивості композиційних ніклевих покриттів і вміст співосадженого нанодіаманту у металевій матриці.

TABLE 2. The effect of electrodeposition modes on the mechanical properties of composite nickel coatings and the content of co-deposited nanodiamond in the metal matrix.

Режим осадження	j , А/м ²	$C_{\text{УДД}} \pm 0,01$, % мас.	H_{μ} , МПа	Середній знос, мг/год.
Постійний струм	100	1,43	3295 ± 40	1,8
	500	1,75	2800 ± 30	0,6
Програмно-регульований струм	100, 500	2,60	4187 ± 30	0,5

вувальним впливом адсорбованого Гідрогену та частинок УДД, співосаджених на поверхню покриття, що формується.

За період дії програми за змінної густини постійного струму від гранично допустимої за якістю осаджуваного покриття у 100 А/м² до граничної за дифузією у 500 А/м² формується мікрошарувата структура (рис. 4, з), що складається з мікрошарів композиційного нікелевого покриття товщиною у 0,7–0,8 мкм і 0,4–0,5 мкм відповідно.

Структурні зміни позначаються на механічних властивостях покриттів, що осаджуються (табл. 2).

Збільшення концентрації частинок дисперсної фази у покриттях, осаджених за допомогою програмно-регульованого струму, зумовлено високими миттєвими густинами струму за час дії другого ступеня постійного струму, а отже, й розрядом йонів Ніклю за більш високих значень катодної перенапруги, що визначає збільшення мікротвердості та зносостійкості ніклевих композиційних покриттів.

Зменшення тривалості ступеня постійного струму густиною у 500 А/м² сприяє наближенню дифузійного фронту до поверхні катоди та пришвидшенню процесу вирівнювання концентрації йонів, які розряджаються, що зумовлює більш рівномірний розподіл частинок УДД у покритті.

Із збільшенням концентрації дисперсних частинок у покритті розмір кристалітів ніклю зменшується (табл. 1) внаслідок адсорбції частинок УДД на кристалітах, які ростуть, що приводить до гальмування їхнього подальшого зростання. Такий процес сприяє збільшенню швидкості утворення кристалічних зародків (табл. 3).

Теоретичні й експериментальні дослідження кінетики зародження та росту поверхневих зародків [11] показали (табл. 3), що початкові стадії формування структури та механізм росту плівок [6]

ТАБЛИЦЯ 3. Залежність швидкості зародкоутворення та росту композиційних ніклевих покриттів від режимів електроосадження.**TABLE 3.** Dependence of the rate of nucleation and growth of composite nickel coatings on electrodeposition modes.

Режим осадження	j , А/м ²	$\eta_{\text{кр.}}$, мВ	$J_{\text{теор.}}$, м ⁻² ·с ⁻¹	$J_{\text{експ.}}$, м ⁻² ·с ⁻¹	$\nu_{\text{теор.}}$, м/с	$\nu_{\text{експ.}}$, м/с
Постійний струм	100	74	$3,2 \cdot 10^{12}$	$6,5 \cdot 10^{12}$	$0,2 \cdot 10^{-8}$	$0,3 \cdot 10^{-8}$
	500	97	$4,3 \cdot 10^{12}$	$7,4 \cdot 10^{12}$	$0,5 \cdot 10^{-8}$	$0,8 \cdot 10^{-8}$
Програмно-регульований струм	100, 500	126	$5,6 \cdot 10^{12}$	$1,1 \cdot 10^{13}$	$0,3 \cdot 10^{-8}$	$0,5 \cdot 10^{-8}$

визначаються режимом електроосадження. Так, зі збільшенням катодної перенапруги від 0,97 до 1,26 В, зі збільшенням густини струму від 100 до 500 А/м², швидкість зародження кристалічних зародків J збільшується у 1,3–1,7 разів, а швидкість росту ν — у 2,5–3,0 рази (табл. 3). Покриття стають більш дрібнокристалічними, про що свідчить зменшення розмірів блоків мозаїки (табл. 1).

Таким чином, варіюванням величини густини струму та його тривалості за період дії програми можна керувати кінетикою зародження та росту кристалітів, а, отже, структурою та властивостями покриття загалом. Формування за допомогою програмно-регульованого струму мікрошаруватої структури композиційних ніклевих покриттів з підвищеним вмістом частинок нанодіяманту та товщиною мікрошарів < 1 мкм уможливорює підвищити мікротвердість і зносостійкість покриттів, збільшити швидкість їхнього осадження у 1,5 рази.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. H. Kazimierzczak, K. Szymkiewicz, E. Gileadi, and N. Eliaz, *Coatings*, **9**, No. 2: 93 (2019).
2. R. Hessam, P. Najafisayar, and S. Rasouli, *Mater. Renew. Sustain. Energy*, **11**: 259 (2022).
3. S. I. Ghazanlou, A. H. S. Farhood, S. Ahmadiyeh, E. Ziyaei, A. Rasooli, and S. Hosseinpour, *Metall. Mater. Trans. A*, **50**: 1922 (2019).
4. Е. П. Штапенко, Е. О. Воронков, В. О. Заблудовський, В. В. Титаренко, В. С. Краєва, В. М. Кузнецов, *J. Chem. Technol.*, **31**, № 3: 516 (2023).
5. В. В. Титаренко, В. О. Заблудовський, *Журнал фізичних досліджень*, **27**, № 4: 4602 (2023).
6. Е. П. Штапенко, В. В. Титаренко, В. О. Заблудовський, Е. О. Воронков, *Квантово-механічні дослідження процесів електрокристалізації металів та композиційних матеріалів* (Дніпро: Середняк Т.К.: 2024).

7. В. В. Титаренко, В. А. Заблудовский, Э. Ф. Штапенко, И. В. Титаренко, С. А. Гришечкин, *Металлофиз. новітні технол.*, **42**, № 3: 333 (2020).
8. С. І. Мудрий, Ю. О. Кулик, А. С. Якимович, *Рентгеноструктурний аналіз у матеріалознавстві* (Львів: ЛНУ імені Івана Франка: 2017).
9. В. О. Заблудовський, В. В. Титаренко, Е. П. Штапенко, *Спосіб отримання мікрошаруватих композиційних електролітичних нікелевих покриттів*, Патент України на винахід № 125885 (Опубліковано 22 червня 2022).
10. В. А. Заблудовский, Э. Ф. Штапенко, В. В. Титаренко, *Программный импульсный электролиз металлов и композиционных материалов* (Saarbrücken: Lambert Academic Publishing: 2019).
11. В. А. Заблудовский, В. В. Дудкина, *Металлофиз. новейшие технол.*, **32**, № 6: 757 (2010).

REFERENCES

1. H. Kazimierzczak, K. Szymkiewicz, E. Gileadi, and N. Eliaz, *Coatings*, **9**, No. 2: 93 (2019).
2. R. Hessam, P. Najafisayar, and S. Rasouli, *Mater. Renew. Sustain. Energy*, **11**: 259 (2022).
3. S. I. Ghazanlou, A. H. S. Farhood, S. Ahmadiyeh, E. Ziyaei, A. Rasooli, and S. Hosseinpour, *Metall. Mater. Trans. A*, **50**: 1922 (2019).
4. E. P. Shtapenko, E. O. Voronkov, V. O. Zabloudov'sky, V. V. Tytarenko, V. S. Krayeva, and V. M. Kuznetsov, *J. Chem. Technol.*, **31**, No. 3: 516 (2023) (in Ukrainian).
5. V. V. Tytarenko and V. O. Zabloudov'sky, *Zhurnal Fizychnykh Doslidzhen*, **27**, No. 4: 4602 (2023) (in Ukrainian).
6. E. P. Shtapenko, V. V. Tytarenko, V. O. Zabloudov'sky, and Ye. O. Voronkov, *Kvantovo-Mekhanichni Doslidzhennya Protseviv Ehlektrokrystalizatsiyi Metaliv ta Kompozytsiynykh Materialiv* [Quantum Mechanical Studies of Electrocrystallization Processes of Metals and Composite Materials] (Dnipro: Serednyak T.K.: 2024) (in Ukrainian).
7. V. V. Tytarenko, V. A. Zabloudovskiy, E. Ph. Shtapenko, I. V. Tytarenko, and S. A. Grishchkin, *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 3: 333 (2020) (in Russian).
8. S. I. Mudryy, Yu. O. Kulyk, and A. S. Yakymovych, *Rentgenostrukturnyy Analiz u Materialoznavstvi* [X-Ray Structural Analysis in Materials Science] (Lviv: LNU imeni Ivana Franka: 2017) (in Ukrainian).
9. V. O. Zabloudov'sky, V. V. Tytarenko, and E. P. Shtapenko, *Sposib Otrymannya Mikrosharuvatykh Kompozytsiynykh Ehlektrolitychnykh Nikelevykh Pokryttiv* [Method for Producing Microlayered Composite Electrolytic Nickel Coatings], Patent of Ukraine No. 125885 (Published June 22, 2022) (in Ukrainian).
10. V. A. Zabloudovskiy, E. F. Shtapenko, and V. V. Titarenko, *Programmnyy Impul'snyy Ehlektroliz Metallov i Kompozitsionnykh Materialov* [Software Pulse Electrolysis of Metals and Composite Materials] (Lambert Academic Publishing, Saarbrücken: 2019) (in Russian).
11. V. A. Zabloudovskiy and V. V. Dudkina, *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.*, **32**, No. 6: 757 (2010) (in Russian).

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

Поверхневі властивості високоміцних чавунних деталей зі зносостійкими композитними покриттями, синтезованими методом електроіскрового легування. Ч. 1. Специфічні аспекти масообміну; геометричні, топографічні та механічні характерні особливості зміцнених поверхонь

В. Б. Тарельник*, О. П. Гапонова**,***, Н. В. Тарельник*,
М. Ю. Думанчук*, М. М. Майфат*, В. О. Герасименко*,
М. О. Мікуліна*, А. Д. Поливаний*, В. О. Охріменко**,
О. В. Семерня*, М. Ю. Василенко*, В. М. Козін*

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

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

***Інститут фундаментальних технологічних досліджень
Польської академії наук,
5Б Адольфа Павінського,

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

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

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

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

Citation: V.B. Tarelnyk, O.P. Haponova, N.V. Tarelnyk, M.Yu. Dumanchuk, M.M. Maifat, V.O. Gerasimenko, M.O. Mikulina, A.D. Polyvanyi, V.O. Ohrimenko, O.V. Semernya, M.Yu. Vasilenko, and V.M. Kozin, Surface Properties of High-Strength Cast Iron Parts with Wear-Resistant Composite Coatings Synthesized by Electrospray Alloying Method. Pt. 1. Specific Aspects of Mass Transfer; Geometric, Topographic, and Mechanical Characteristic Features of Strengthened Surfaces, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 47, No. 4: 427–451 (2025). DOI: [10.15407/mfint.47.04.0427](https://doi.org/10.15407/mfint.47.04.0427)

© 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>)

02-016 Варшава, Польща

В статті описано результати досліджень особливостей масоперенесення під час електроіскрового легування (ЕІЛ) зразків з високоміцного чавуну марки ВЧ50. ЕІЛ проводилося компактними електродами-інструментами (ЕІ), виготовленими методом порошкової металургії (ПМ) складу: 90% ВК6 + 10% 1М і 1М, де 1М — 70% Ni, 20% Cr, 5% Si, 5% B, а також ЕІ з твердого стопу ВК6 і ніхромового дроту марки Х20Н80, за використання яких на зразки попередньо наносили спеціальні технологічні насичувальні середовища (СТНС) складу 0,5% Si + 0,5% B + 2% Cr + 7% Ni + 90% вазелін і 5% Si + 5% B + 90% вазелін відповідно. ЕІЛ зразків проводили циклічним легуванням (1 цикл = 0,5 хв.). За результатом 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 змінюються. Найбільша кількість матеріалу переноситься спочатку процесу ЕІЛ, потім процес масоперенесення поступово зменшується, зовсім припиняється та може змінитися руйнуванням нанесеного шару, тобто Δm_k стає негативною. Зі збільшенням енергії розряду, масоперенесення також збільшується, але процес руйнування нанесеного шару покриття розпочинається раніше, водночас збільшується шерсткість покриття та зменшується його суцільність. ЕІЛ з використанням ЕІ, виготовленими методом ПМ, з використанням СТНС супроводжується пониженням межі плинності (σ_T) і межі міцності (σ_B), а відносно подовження (δ) зростає. Шерсткість поверхневого шару збільшується, а суцільність покриття (S) зменшується. Показники якості покриття поліпшуються із застосуванням після ЕІЛ безабразивного ультразвукового оброблення (БУФО).

Ключові слова: електроіскрове легування, електрода-інструмент, анода, катода, масоперенесення, поверхневий шар, покриття, структура, мікротвердість, шерсткість, суцільність.

This paper describes the results of mass-transfer specific-aspect studies during electrospark alloying (ESA) process for the samples made of the high-strength ВЧ50 (VCh50) cast iron. The ESA was carried out by the compact electrode-tools (ETs) made with the use of the powder metallurgy (PM) method and having the composition of 90% ВК6 (VK6) + 10% 1М and 1М, where 1М is of 70% Ni, 20% Cr, 5% Si, 5% B, as well as by the ETs made of ВК6 (VK6) hard alloy and Х20Н80 (Kh20N80) nichrome wire. When using those, the samples had been pre-coated with the special technological saturating media СТНС (STSM) of the compositions 0.5% Si+0.5% B+2% Cr+7% Ni+90 petroleum jelly and 5% Si + 5% B+ 90% petroleum jelly, respectively. The ESA of the samples has carried out by cyclic alloying (1 cycle = 0.5 min). The mass-transfer study has shown that the amount of the material, which is transferred from the anode (Δm_a) to the cathode (Δm_k), increases with an increase in the ESA time, while both the roughness and the continuity of the coating do not change practically. The largest amount of the material is transferred at the beginning of the ESA process; then, the mass-transfer process is gradually decreasing, stops completely, and eventually, it may be

changed by destruction of the applied layer, *i.e.*, Δm_k may become negative. With an increase in the discharge energy (W_p), the mass-transfer process increases, but the process of the applied coating layer destruction begins earlier, while the roughness of the coating increases and its continuity decreases. At $W_p = 0.55$ J, the ESA process, which is carried out by the ETs made by the PM method and having the composition of 90% BK6 (VK6) + 10% 1M and with 1M of 70% Ni, 20% Cr, 5% Si, 5% B, as well as by the ETs made of BK6 (VK6) hard alloy and X20H80 (Kh20N80) nichrome wire, with the special technological saturating media CTHC (STSM) of the compositions of 0.5% Si + 0.5% B + 2% Cr + 7% Ni + 90 petroleum jelly and 5% Si + 5% B + 90% petroleum jelly, respectively, for the samples made of the BЧ50 (VCh50), and the above ESA process are accompanied by decreasing yield strength and strength limit and increasing the relative elongation (δ). The roughness of the surface layer increases, and the continuity (S) of the coating decreases. After non-abrasive ultrasonic finishing, the yield strength and strength limit increase, and δ decreases. Surface roughness decreases and S increases. As W_p increases from 0.55 to 1.3 and 3.4 J and, at using the same ETs, yield strength and strength limit decrease, and δ increases, the roughness of the coating increases, and S decreases. After the next non-abrasive ultrasonic finishing, the yield strength and strength limit increase, and δ decreases, surface roughness decreases and S increases.

Key words: electrospark alloying, electrode tool, anode, cathode, mass transfer, surface layer, coating, structure, microhardness, roughness, continuity.

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

1. ВСТУП

На сьогодні в різних галузях господарства України, — від сільсько-господарського та комунального хазяйства до атомно-енергетичної й аерокосмічної промисловости, — виготовляється, відновлюється та зміцнюється дуже велика кількість деталей з чавунів. Порівняно із крицями, у чавунів нижчі механічні властивості, але істотно ліпші технологічні: зносостійкість, антифрикційність, оброблюваність різанням тощо. Серед чавунів особливе місце займають високоміцні чавуни з кулястим графітом, які завдяки оптимальному поєднанню ливарних, фізико-механічних й експлуатаційних властивостей та економічності виробництва їх широко застосовуються в сучасному машинобудуванні [1]. Завдяки їхнім механічним характеристикам ($\sigma_{0.2} = 370 \dots 700$ МПа, $\sigma = 2 \dots 7\%$, твердість за Бринеллевою шкалою — $153 \dots 360$ НВ) високоміцні чавуни використовують замість криці, сірого та ковкого чавунів і деяких кольорових стопів [2]. З високоміцних чавунів на перлітній основі, марок ВЧ 50, ВЧ 60, ВЧ 70, ВЧ 80, ВЧ 100 виготовляють поршневі кільця, гільзи, шестерні, деталі двигунів, компресорів, виливниці, прокатні валки тощо [3].

Багато чавунних деталей працює у важких умовах абразивного,

гідроабразивного, корозійного й інших видів зносу, а методи виготовлення їх і ремонту дуже часто є екологічно небезпечними: нагрівання, термічне напорошення, ряд дифузійних методів оброблення тощо.

Для усунення дефектів під час ремонту чавунних деталей широко застосовують зварювальні процеси та методи нагрівання. У різних галузях промисловості використовують одні й ті ж методи зварювання, які дещо відрізняються за технологічними прийомами та застосовуваними зварювальними матеріалами [4, 5]. Згідно з [6], відновлення зруйнованих ділянок діяфрагми (рис. 1) компресора «PCL» проводили шляхом електродугового нагрівання на апараті ТДМ-305 шару нікелю спеціальними електродами УТР 86 FN Ш 4 мм.

Технології підвищення зносостійкості, втомної міцності, корозійної стійкості тощо чавунних деталей, а також виправлення дефектів на їхніх поверхнях різного експлуатаційного призначення повинні бути екологічно безпечними. Роботи направлені на удосконалення наявних технологій і розроблення нових методів відновлення та зміцнення поверхонь чавунних деталей, які працюють у важких умовах і підлягають впливу негативних середовищ, екологічно безпечними методами є актуальними та своєчасними.

2. АНАЛІЗА ОСТАННІХ ДОСЛІДЖЕНЬ І ПУБЛІКАЦІЙ

Велика кількість зміцнювальних і ремонтних (відновлювальних) технологій, направлених на підвищення параметрів якості поверхневих шарів деталей, а також безліч матеріалів для їхнього здійснення роблять дуже складним вибір більш доцільної.



а



б

Рис. 1. Місце руйнування діяфрагми компресора «PCL» (а), кольорова дефектоскопія зруйнованої ділянки (б).

Fig. 1. The location of the 'PCL'-compressor diaphragm failure (a); dye-penetrant inspection of the failure area (b).

Одним з найперспективніших напрямів розвитку сучасного виробництва є впровадження інтенсивних технологій зміцнення матеріалів висококонцентрованими джерелами нагріву (ВКДН) — лазерним і електронним променями, плазмовим струменем тощо. В [7] досліджено вплив технології плазмового поверхневого модифікування (без отоплення або з мікроотопленням) на механізми фазових перетворень, твердість і зносостійкість чавунів (СЧ18, СЧ40, ВЧ80, 300Х25Н3С3). Для сірих і високоміцних чавунів структура модифікованої зони та рівень експлуатаційних властивостей залежать від типу й фазового складу матриці та не залежать від форми графітових включень. Для високоміцного чавуну найвища зносостійкість досягається під час плазмового модифікування без отоплення поверхні, а для сірих чавунів — з мікроотопленням поверхні.

В [8] проводилися дослідження, направлені на створення дешевих сумішей, здатних зміцнювати робочі органи ґрунтообробної техніки. Для визначення складу сумішей проведено розрахунки й одержано результати стосовно термохімічних параметрів для двох типів феростопів із різними масовими вмістами Карбону у чавуні — від 2,2 до 6,2%. Суміш із порошку низьковуглецевого ферохрому та меленої стружки білого чавуну наносили на деталі у вигляді шлікера. Шар, що утворився, висушували, а потім нагрівали плазмотроном аж до ініціювання екзотермічної реакції та надання йому рідко-твердого стану. Аналіза мікроструктури нагрітого шару показала, що він має дрібнозернисту будову, відповідає принципу Шарпі: суміш твердих карбідів і м'якої залізної матриці зі структурою перліту, сорбіту чи то троститу, залежно від швидкості охолодження, має високу твердість у межах від *HRC* 52 до *HRC* 63. Ці суміші можуть бути використані в разі газотермічного зміцнення поверхонь деталей.

До зміцнення матеріалів висококонцентрованими джерелами нагріву відносять також і фрикційне оброблення. У зоні контакту під час фрикційного оброблення проходить інтенсивне зсувне деформування металу поверхневого шару оброблюваної поверхні. Під час високошвидкісного нагрівання металу та наступного високошвидкісного охолодження у поверхневих шарах деталей формується зміцнений білий шар з нанокристалічною структурою [9].

Дослідженнями, представленими в [10], показано, що якість втулок з високоміцного чавуну істотно залежить від структури, яка формується у виливках. Інноваційними технологіями для машинобудування можуть бути ефективні способи введення та типи домішок-модифікаторів, які докладно аналізуються в роботах і використовуються за рекомендаціями на промислових підприємствах [11].

Для регулювання умов кристалізації виробів, як правило, перед заливанням підігрівають форму, у яку їх відливають. Цей метод використовують для виробництва як масивних виливків, напри-

клад прокатних валків, так і тонкостінних — втулок гільз циліндрів, корпусних деталей, гальмівних дисків тощо [12–14]. Як правило, металеву форму перед заливанням чавуну, незалежно від способу виробництва виробу (стаціонарне або відцентрове лиття), її попередньо підігрівають у газовій печі [15] до необхідних температур (що визначається масою вилівка та вимогами за рівнем властивостей і структури).

Аналіза літературних і патентних джерел показує, що в останні роки з'являється дуже багато джерел, присвячених підвищенню якості металевих поверхонь деталей різними технологіями: нанесенням твердих і зносостійких металокерамічних покриттів [16–18], нанесенням композиційних матеріалів шляхом натоплення [19, 20], шляхом відцентрового армування карбідом Вольфраму [21], нанесенням шарів оксиду Алюмінію [22–24], хромуванням у проточному електроліті [25] електролітичним методом [26–28] тощо.

Перспективним шляхом підвищення зносостійкості поверхонь пар тертя можуть бути багатошарові покриття, що поєднують у собі змащувальні й антизношувальні властивості [29].

До зміцнювальних технологій, що використовують ВКДН, слід віднести одну з найбільш перспективних сучасних технологій — електроіскрове легування (ЕІЛ), застосування якої дає змогу в широких межах управляти параметрами якості поверхонь деталей. За використання технології ЕІЛ поверхні деталей поєднують низку особливих фізико-механічних і трибологічних властивостей на нанорівні [30].

Методом ЕІЛ можливо наносити покриття з чистих металів [31, 32], легованих криць [33–35], ніклевих і мідних стопів [36–38], графіту [39] тощо.

Резервом підвищення якості металевих поверхонь можуть бути багатошарові [40–42] та комбіновані електроіскрові покриття (КЕП) [44–46], а також покриття, сформовані комбінацією з декількох технологій ЕІЛ і ППД [47–50], ЕІЛ, лазерного оброблення та нанесення металополімерних матеріалів (МПМ) [51], ЕІЛ і конденсованого йонного бомбардування [52], ЕІЛ і йонного азотування [53], КЕП, МПМ, ППД (обкаткою кулькою) [54], направлені на підвищення якості поверхонь деталей як під час виготовлення, так і під час відновлення. Крім того, методи ЕІЛ можуть бути альтернативними технології хеміко-термічного оброблення (ХТО): цементації [55], нітроцементації [56, 57], азотуванню [58], сульфоцементації [59] тощо.

В [60] для розробки раціональних технологій відновлення зношених крицевих і чавунних деталей сільськогосподарської техніки проведено аналізу літературних джерел, а також подано пропозиції щодо відновлення зношених деталей машин. Авторами розглядався електролітичний метод [27, 28], методи газотермічного напорошення [61, 62], лазерного оброблення [63–66] та ЕІЛ. Під час узагаль-

нення проведених досліджень перевагу було віддано методу ЕІЛ, який може бути альтернативним до традиційних технологій відновлення деталей з поверхневим зміцненням. Завдяки низькій енергоємності, малогабаритному та мобільному технологічному обладнанню, екологічній чистоті процесу тощо метод ЕІЛ переважає більшість традиційних методів [67]. Завдяки проведеним дослідженням розроблено та використовують технологію відновлення методом ЕІЛ плунжерних пар, поновлюються деталі з чавуну, зокрема вилки перемикачів передач коробки зміни швидкостей (коробка ZF). Успішно реалізуються технології відновлення блоку та головки циліндрів дизельного двигуна Dxi 11 вантажних автомобілів «Вольво». Слід відмітити, що під час відновлення в якості електроди-інструменту (ЕІ) застосовували прутки з ніхрому Х20Н80 діаметром у 2 мм [60].

Крім позитивних властивостей, ЕІЛ метод має й недоліки. До характерних негативних особливостей, які понижують його розповсюдження, слід віднести обмеження товщини нанесеного шару, нерівномірність поверхневого зміцнення, пониження втомної міцності виробів [54].

Для усунення означених недоліків, як уже відмічалось вище, використовують комбіновані технології (КТ), які складаються з декількох, що доповнюють одна іншу. Так, у попередніх роботах нами було запропоновано КТ відновлення зношених поверхонь деталей центрифуг для очищення стічних вод, які підлягають гідроабразивному зношенню. Ця КТ включає підготовку поверхні деталю, нанесення на неї КЕП, наступну ППД одержаного покриття та нанесення на нього МПМ. Перед нанесенням КЕП поверхню деталю шліфують до $R_a = 0,5$ мкм. Під час формування КЕП спочатку проводять цементацію шліфованої поверхні деталю методом ЕІЛ, тобто ЦЕІЛ. Після цього виконують алітування цементованого шару алюмінійовою електродою з подальшим нанесенням на неї електроіскрового покриття електродою з твердого стопу Т15К6. Далі поверхню сформованого КЕП піддають ППД методом обкатки кулькою (ОК). Після полімеризації МПМ армованим порошком твердостійкої суміші ВК6 частину шару видаляють до виступів шерсткості покриття з твердого стопу Т15К6 [51, 68].

З метою застосування як електрод у ЕІЛ нових композиційних зносостійких матеріалів, одержаних за допомогою порошкової металургії, нами досліджувалися матеріали, що складаються з тонкодисперсної суміші 1М (70% Ni, 20% Cr, 5% Si, 5% В) та ВК6. Найбільш перспективним є леґування електродою з матеріалу складу 90% ВК6 + 10% 1М, що дає змогу формувати поверхневий шар на крицевих поверхнях з мікротвердістю до 14200 МПа. Під час застосування електрод з тонкодисперсної суміші 1М мікротвердість досягає 11500 МПа. Підшар з індію, понижуючи шерсткість покриття

(з $R_a = 3,5 \dots 4,2$ мкм до $R_a = 0,6 \dots 0,9$ мкм), незначно понижує його мікротвердість, але водночас вона залишається на достатньо високому рівні (відповідно 13250 і 12250 МПа [69]). В [70] покриття вищезначеного складу (90% ВК6 + 10% 1М) наклали компактними електродами з ніхромового дроту Х20Н80 і твердого стопу ВК6 з використанням спеціальних технологічних насичувальних середовищ (СТНС), в склад яких входять необхідні леґувальні елементи.

Таким чином, виникає як науковий, так і практичний інтерес дослідити механічні, фізичні, трибологічні й інші властивості функціональних покриттів складу (90% ВК6 + 10% 1М) та 1М, синтезованих на поверхнях з високоміцного чавуну способом, який би підвищив здатність поверхневого шару чавунних деталей чинити опір зношуванню, ґарантував би надійність і довговічність їхньої роботи в агресивних середовищах, був би екологічно безпечним і скоротив витрати на їх виготовлення.

Метою роботи є удосконалення технології захисту деталей з високоміцного чавуну від зношування шляхом дослідження масоперенесення, топографії, структури, елементного складу та механічних властивостей комбінованих покриттів, одержаних методом ЕІЛ, як компактними ЕІ, виготовленими методом ПМ, так і з використанням СТНС.

3. МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Для дослідження закономірностей під час формування електроіскрових покриттів першорядне значення має вивчення характерних особливостей масоперенесення, тобто кількості перенесеної речовини з аноди (леґувальної електроди-інструменту) на катоду (зразок або деталь).

В якості катоди під час дослідження масоперенесення використовували зразки з високоміцного чавуну ВЧ 50 розміром $10 \times 10 \times 8$ мм, шліфовані до $R_a = 0,5$ мкм. Анодою були компактні ЕІ, виготовлені спіканням методом порошкової металургії, складу (90% ВК6 + 10% 1М) і 1М (70% Ni, 20% Cr, 5% Si, 5% В). Також використовували компактні ЕІ з твердого стопу ВК6 і ніхромового дроту марки Х20Н80; для використання їх на зразки попередньо наносили спеціальні технологічні насичувальні середовища (СТНС) складу, відповідно, 0,5% Si + 0,5% В + 2% Cr + 7% Ni + 90 вазелін і 5% Si + 5% В + 90% вазелін. ЕІЛ зразків проводили циклічним леґуванням на установці моделю «Елітрон-52А» з ручним вібратором упродовж до 2,5 хв. (1 цикл = 0,5 хв.). Зразки і ЕІ зважували до ЕІЛ і потім через кожні 0,5 хв. на аналітичних вагах марки «ВЛА-200» з точністю до 10^{-4} знаку. ЕІЛ проводили за енергій розряду 0,55, 1,3, 2,6, 3,4 Дж.

На всіх етапах оброблення вимірювалася шерсткість поверхні на приладі профілограф-профілометр мод. 201 заводу «Калібр». Ре-

зультати фіксували за допомогою спеціальної приставки.

Для проведення металографічних досліджень виготовляли шліфи, які досліджували на оптичному мікроскопі «Неофот-2» та растровому електронному мікроскопі-аналізаторі «РЕМ-106 І» ВАТ SELMI, де проводилася оцінка якості шару, його суцільності, товщини та будови зон підшару — дифузійної зони.

Також за допомогою «РЕМ-106 І» виконувалася локальна мікрорентгеноспектральна аналіза одержаних покриттів, проводилася дюрOMETрична аналіза на розподіл мікротвердості у поверхневому шарі та по глибині шліфу від поверхні. Мірювання мікротвердості проводили на мікротвердомірі ПМТ-3 вдавлюванням алмазної піраміди під навантаженням у 0,05 Н, згідно з ГОСТ 9450-76.

Після ЕІЛ для підвищення параметрів якості поверхневих шарів (пониження шерсткості покриттів, підвищення суцільності та втомної міцності, зміни характеру залишкових напружень з розтягувальних на стискальні) використовували безабразивне ультразвукове фінішне оброблення (БУФО).

Для дослідження впливу методу ЕІЛ на механічні властивості деталі (межу міцності, межу плинності, відносне подовження та відносне звуження) були виготовлені зразки із високоміцного чавуну ВЧ 50, відповідно до ГОСТ 7855-84. Для кожного матеріалу електроди-інструменту та режиму ЕІЛ виготовляли по 3 зразки.

4. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Дослідження масоперенесення

В таблиці 1 і на рисунках 2 і 3 представлено результати досліджень динаміки масоперенесення матеріалу аноди складу (90% ВК6 + 10% 1М) і 1М на поверхневі шари зразків з чавуну ВЧ 50 без попереднього нанесення покриттів з СТНС (рис. 2) і з СТНС (рис. 3), а також шерсткості та суцільності сформованих покриттів.

В результаті аналізу табл. 1 і рис. 2 і 3 встановлено:

- зі збільшенням часу ЕІЛ збільшується кількість перенесеного матеріалу з аноди (Δm_a) на катоду (Δm_k), а шерсткість і суцільність практично не змінюються;
- найбільша кількість матеріалу, що визначається коефіцієнтом масоперенесення (k_m), переноситься з початку процесу ЕІЛ і далі зі зростанням часу легування, процес масоперенесення поступово гальмується, потім зовсім припиняється і, більш того, може змінитися на руйнування нанесеного шару, тобто Δm_k змінюється за знаком;
- зі збільшенням енергії розряду W_p масоперенесення збільшується, але процес руйнування нанесеного шару покриття розпочинається раніше, наприклад за $W_p = 1,3, 2,6$ і $3,4$ Дж після $2,0, 1,5$ і $1,0$ хв. випробувань відповідно;

- зі збільшенням енергії розряду зростає шерсткість поверхневого

ТАБЛИЦЯ 1. Результати дослідження масоперенесення матеріалу ЕІ складу (90% ВК6 + 10% 1М) і 1М на зразки з чавуну ВЧ 50 з використанням СТНС і без них, а також шерсткість і суцільність покриттів.

TABLE 1. The results of the study of mass transferring the ET (electrode-tool) material, which has a composition of (90% ВК6 (VK6) + 10% 1М) and of 1М, onto the high-strength ВЧ 50 (VCh-50) cast iron samples with and without the use of the СТНС (STSM), as well as the coating roughness and continuity.

Матеріал електроди- інструменту	Склад СТНС, %	Час легування, хв.					Шерст- кість R_a , мкм	Суціль- ність S , %
		0,5	1,0	1,5	2,0	2,5		
		Збільшення ваги катоди, Δm_k , г·10 ⁴ /коефіцієнт масоперенесення, k_m					До/після БУФО	До/після БУФО
Енергія розряду $W_p = 0,55$ Дж								
90%BK6+10%1M	—	80/0,77	90	95	98	99	3,2/0,7	60/70
1M	—	90/0,76	110	115	118	119	3,3/0,8	80/90
BK6	0,5Si+0,5B+2Cr+7Ni+90 вазелін	70/0,79	80	85	89	90	3,3/0,8	95/100
ніхром Х20Н80	5% Si + 5% В + 90% ва- зелін	850,78	95	100	103	103	3,5/0,7	90/95
Енергія розряду $W_p = 1,3$ Дж								
90%BK6+10%1M	—	105/0,76	110	115	118	114	3,7/0,8	55/65
1M	—	120/0,72	125	128	130	126	3,9/08	70/80
BK6	0,5Si+0,5B+2Cr+7Ni+90 вазелін	90/0,75	95	98	99	97	4,2/0,9	85/95
ніхром Х20Н80	5% Si + 5% В + 90% ва- зелін	110/0,74	115	119	121	118	4,3/0,9	80/90
Енергія розряду $W_p = 2,6$ Дж								
90%BK6+10%1M	—	115/0,68	121	123	115		5,4/1,1	50/60
1M	—	140/0,68	150	156	142		5,71,1	60/70
BK6	0,5Si+0,5B+2Cr+7Ni+90 вазелін	95/0,67	110	114	105		5,9/1,1	75/85
ніхром Х20Н80	5% Si + 5% В + 90% ва- зелін	120/0,67	130	137	123		6,1/1,2	70/80
Енергія розряду $W_p = 3,4$ Дж								
90%BK6+10%1M	—	120/0,65	127	118	104		6,0/1.2	45/55
1M	—	150/0,66	155	141	135		6,3/1,3	55/65
BK6	0,5Si+0,5B+2Cr+7Ni+90 вазелін	105/0,64	109	98	91		6,7/1,4	70/80
ніхром Х20Н80	5% Si + 5% В + 90% ва- зелін	130/0,66	133	125	117		7,5/1,5	65/75

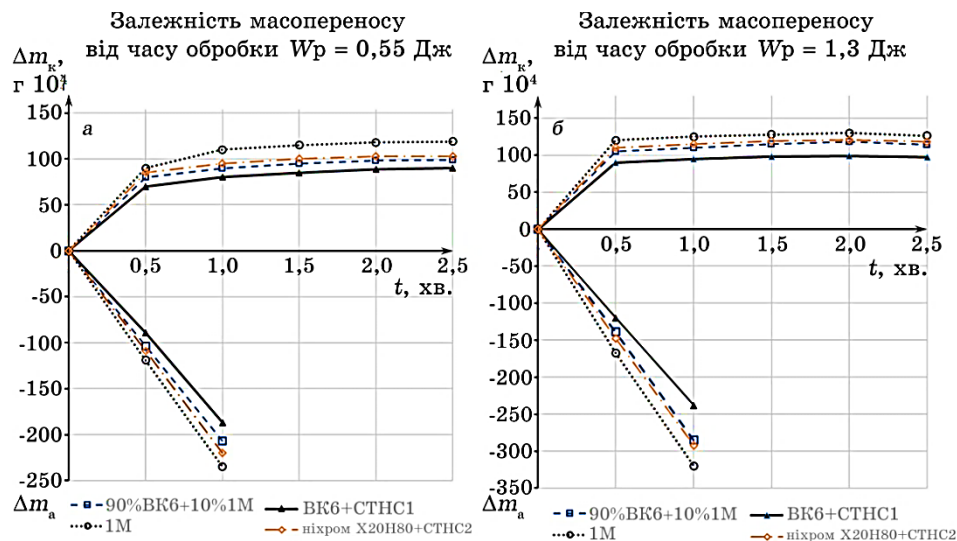


Рис. 2. Приріст ваги катода й ерозія анода під час ЕІЛ високоміцного чавуну марки ВЧ 50 компактними ЕІ, виготовленими методом порошкової металургії, складу (а) (90% ВК6 + 10% 1М) та (б) 1М.

Fig. 2. The cathode-weight increase and the anode erosion in the course of ESA processing high-strength ВЧ 50 (VCh-50) cast iron by the compact powder-metallurgy manufactured ET of the composition of: (a) (90% ВК6 (VK6) + 10% 1М), (b) 1М.

шару покриття та зменшується його суцільність;
 - за незмінної енергії розряду за рівні проміжки часу кількість втраченої ваги (ерозії) анода Δm_a майже не змінюється.

Дослідження топографії і механічних властивостей

До топографічних параметрів покриттів, сформованих методом ЕІЛ, слід віднести шерсткість і суцільність, а до механічних властивостей — межу міцності, межу плинності, відносне подовження та відносне звуження деталю.

В таблиці 2 представлено зведені дані результатів дослідження впливу різних технологій нанесення покриттів методом ЕІЛ і ЕІЛ+БУФО на топографію та механічні властивості деталей з високоміцного чавуну ВЧ 50. Під час аналізу табл. 2 було визначено, що ЕІЛ ЕІ складу 90% ВК6 + 10% 1М і 1М, виготовленими методом ПМ, зразків з високоміцного чавуну за енергії розряду $W_p = 0,55$ Дж і продуктивності $Q = 0,67$ см²/хв. супроводжується пониженням межі плинності (σ_T) та межі міцності (σ_B) на 32,0% і 32,78% та 34,0% і 28,7% відповідно, а відносне подовження (δ) водночас зростає на 5,71% і 5,43%. Слід відмітити, що за ЕІЛ, коли підвищується

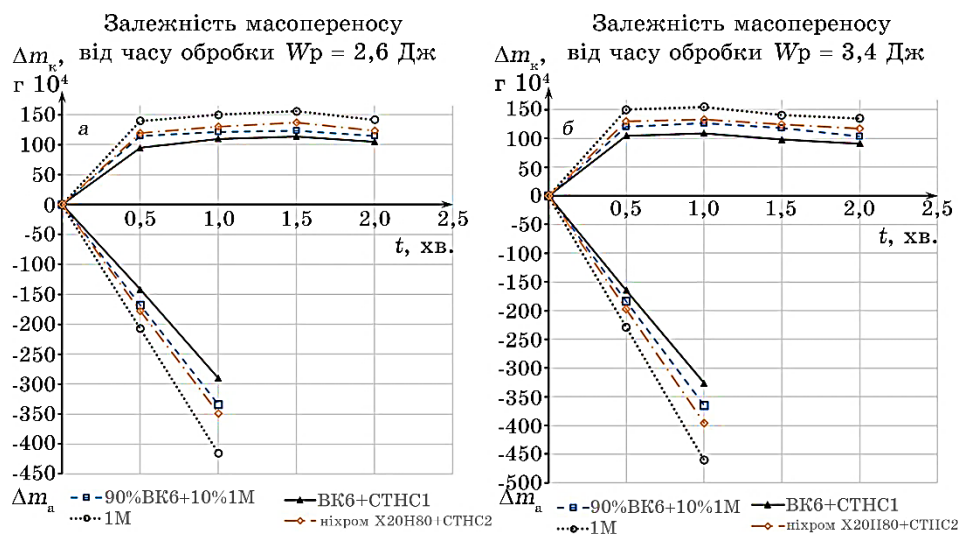


Рис. 3. Приріст ваги катоди та ерозія аноди під час ЕІЛ високоміцного чавуну марки ВЧ 50 компактними ЕІ з твердого стопу ВК6 (а) і ніхромового дроту марки Х20Н80 (б) з використанням СТНС складу 0,5% Si + 0,5% В + 2% Cr + 7% Ni + 90% вазелін і 5% Si + 5% В + 90% вазелін відповідно.

Fig. 3. The cathode-weight increase and the anode erosion in the course of ESA processing high-strength ВЧ 50 (VCh-50) cast iron by the compact ET made of ВК6 (VK6) hard alloy (а) and nichrome wire of Х20Н80 (Kh20N80) grade (б) with the use of the СТНС (STSM) having a composition of 0.5% Si + 0.5% В + 2% Cr + 7% Ni + 90% petroleum jelly, and 5% Si + 5% В + 90% petroleum jelly, respectively.

параметер (δ), нерідко погіршуються значення σ_b і σ_T . Це пояснюється наступним чином. Нанесення методом ЕІЛ покриттів супроводжується збільшенням шерсткості поверхневого шару (з $R_a = 0,5$ мкм до $R_a = 3,2$ і $3,3$ мкм) і виникненням значних концентраторів напружень, а суцільність покриття складає 60% і 80% відповідно (табл. 1).

Також у поверхневому шарі виникають залишкові розтягувальні напруження.

Після проведення ЕІЛ і оброблення БУФО ЕІ складу 90% ВК6 + 10% 1М і 1М шерсткість покриття зменшується до $R_a = 0,7$ мкм і $0,8$ мкм відповідно, а суцільність збільшується до 70% і 90% відповідно.

В результаті межа плинності та межа міцності збільшуються до 325 МПа і 324,1 МПа та 512 МПа і 526 МПа відповідно, а відносне подовження зменшується до 1,16% і 2,14% відповідно. Шерсткість поверхні зменшується до $R_a = 0,8$ мкм і $0,7$ мкм, а суцільність збільшується і складає 70% і 90% (табл. 1).

ТАБЛИЦЯ 2. Результати дослідження впливу різних технологій нанесення покриттів на топографію та механічні властивості деталей з високоміцного чавуну ВЧ 50.

TABLE 2. The results of the study of the various coating technologies impacts on the topography and mechanical characteristics of parts made of high-strength ВЧ 50 (VCh-50) cast iron.

Метод нанесення покриття	Енергія розряду, Дж	Продуктивність, см ² /хв	Межа плинності, МПа	Межа міцності, МПа	Відносне подовження, %
1	2	3	4	5	6
Без покриття	–	–	320	500	7
Електродою, виготовленою методом ПМ, складу 90% ВК6 + 10% 1М	0,55	0,67	217,6	330	7,40
			–32,0	–34,0	+5,71
Електродою, виготовленою методом ПМ, складу (90% ВК6 + 10% 1М) + БУФО	0,55	0,67	325	512	6,92
			+1,56	+2,40	–1,16
Електродою, виготовленою методом ПМ, складу 1М	0,55	0,67	241	356,5	7,38
			–32,78	–40,25	+5,43
Електродою, виготовленою методом ПМ, складу 1М + БУФО	0,55	0,67	324,1	526,5	6,85
			+1,28	+5,30	–2,14
Електродою, виготовленою з дроту Х20Н80 з СТНС, складу 5% Si + 5% В + 90% вазелін	0,55	0,67	253,3	375,5	7,20
			–26,3	–33,16	+2,86
Електродою, виготовленою з дроту Х20Н80 з СТНС, складу 5% Si + 5% В + 90% вазелін + БУФО	0,55	0,67	341,1	538,2	6,72
			+6,59	+7,64	–4,0
Електродою, виготовленою з твердого стопу ВК6 з СТНС складу 0,5% Si + 0,5% В + 2% Cr + 7% Ni + 90% вазелін	0,55	0,67	250,1	374,3	7,25
			–21,87	–33,58	+3,57
Електродою, виготовленою з твердого стопу ВК6 з СТНС складу 0,5% Si + 0,5% В + 2% Cr + 7% Ni + 90% вазелін + БУФО	0,55	0,67	335,4	532,1	6,79
			+4,81	+6,62	–3,0

(продовження) **ТАБЛИЦЯ 2.** Результати дослідження впливу різних технологій нанесення покриттів на топографію та механічні властивості деталей з високоміцного чавуну ВЧ 50.

(Continuation) **TABLE 2.** The results of the study of the various coating technologies impacts on the topography and mechanical characteristics of parts made of high-strength ВЧ 50 (VCh-50) cast iron.

1	2	3	4	5	6
Електродою, виготовленою методом ПМ, складу 90% ВК6 + 10% 1М	1,3	1,0	211,3	375,3	7,15
			-51,44	53,70	+2,14
Електродою, виготовленою методом ПМ, складу (90% ВК6 + 10% 1М) + БУФО	1,3	1,0	321	506	6,89
			+0,31	+1,20	-1,6
Електродою, виготовленою методом ПМ, складу 1М	1,3	1,0	225,7	349,2	7,17
			-41,78	-43,18	+2,42
Електродою, виготовленою методом ПМ, складу 1М + БУФО	1,3	1,0	321,5	507,1	6,81
			+0,47	+1,42	-2,79
Електродою, виготовленою з дроту Х20Н80 з СТС складу 5% Si + 5% В + 90% вазелін	1,3	1,0	243,3	363,9	7,20
			-31,52	-37,4	+2,86
Електродою, виготовленою з дроту Х20Н80 з СТС складу 5% Si + 5% В + 90% вазелін + БУФО	1,3	1,0	325,1	509,8	6,75
			+1,59	+1,96	-3,70
Електродою, виготовленою з твердого ступу ВК6 з СТС складу 0,5% Si + 0,5% В + 2% Cr + 7% Ni + 90% вазелін	1,3	1,0	245,3	354,2	7,18
			-30,45	-1,16	+2,57

Характер зміни механічних властивостей не змінюється під час нанесення методом ЕІЛ зносостійких покриттів на зразки з високоміцного чавуну ВЧ 50 з використанням ЕІ з дроту Х20Н80 і твердого ступу ВК6 і спеціальних технологічних середовищ складу 5% Si + 5% В + 90% вазелін та твердого ступу ВК6 з СТС складу 0,5% Si + 0,5% В + 2% Cr + 7% Ni + 90% вазелін відповідно.

В даному випадку пониження межі плинності та межі міцності менше і складає 26,3% і 21,87% та 33,16% і 33,58% відповідно, а відносне подовження зростає також менше і складає 2,86% і 3,57%. За подальшого БУФО зростання межі плинності та межі міцності також збільшується, відповідно до 341,1 МПа і 335,4 МПа та 538,2 МПа і 532,1 МПа, а відносне подовження зменшується на 4,0% і 3,0% відповідно. Шерсткість поверхні зменшується до $R_a = 0,8$ мкм і

(продовження) **ТАБЛИЦЯ 2.** Результати дослідження впливу різних технологій нанесення покриттів на топографію та механічні властивості деталей з високоміцного чавуну ВЧ 50.

(Continuation) **TABLE 2.** The results of the study of the various coating technologies impacts on the topography and mechanical characteristics of parts made of high-strength ВЧ 50 (VCh-50) cast iron.

1	2	3	4	5	6
Електродою, виготовленою методом ПМ складу (90% ВК6 + 10% 1М) + БУФО	3,4	2,0	320,5	502,1	6,92
			+0,16	+0,42	-1,16
Електродою, виготовленою методом ПМ складу 1М	3,4	2,0	211,4	325,2	7,18
			-51,37	-5,04	+2,57
Електродою, виготовленою методом ПМ складу 1М + БУФО	3,4	2,0	320,9	503,6	6,83
			+0,28	+0,72	-1,01
Електродою, виготовленою з дроту Х20Н80 з СТНС складу 5% Si + 5% В + 90% вазелін	3,4	2,0	223,3	331,4	7,19
			-43,30	-0,86	+2,86
Електродою, виготовленою з дроту Х20Н80 з СТНС складу 5% Si + 5% В + 90% вазелін + БУФО	3,4	2,0	323,1	505,8	6,89
			+0,97	+1,16	-1,60
Електродою, виготовленою з твердого стопу ВК6 з СТНС складу 0,5% Si + 0,5% В + 2% Cr + 7% Ni + 90% вазелін	3,4	2,0	221,7	330,3	7,19
			-44,34	-1,38	+2,71

0,7 мкм, а суцільність складає 100% і 95% відповідно (табл. 1).

Зі збільшенням енергії розряду до $W_p = 1,3$ Дж і 3,4 Дж і продуктивності ЕІЛ до $Q = 1,0$ см²/хв. і 2,0 см²/хв. відповідно характеристики зміни межі плинності (σ_T), межі міцності (σ_B) і відносного подовження (δ) не змінюються. Межа плинності та межа міцності зменшуються по мірі зростання W_p і Q .

За використання компактних ЕІ 90% ВК6 + 10% 1М і 1М, виготовлених методом ПМ та ЕІ з твердого стопу ВК6 і ніхромового дроту Х20Н80 з використанням СТНС, межа плинності зменшується за $W_p = 1,3$ Дж до 211,3 МПа, 225,7 МПа, а за $W_p = 3,4$ Дж — до 205,3 МПа і 211,4 МПа, межа міцності зменшується за $W_p = 1,3$ Дж до 375,3 МПа і 349,2 МПа, а за $W_p = 3,4$ Дж до 321,2 МПа і 325,2 МПа; відносне подовження водночас збільшується до 7,15% і 7,17% та 7,20% і 7,18% відповідно. Шерсткість поверхневого шару покриття збільшується за $W_p = 1,3$ Дж і продуктивності ЕІЛ у 1,0 см²/хв. до $R_a = 3,7, 3,9, 4,2$ і 4,3 мкм відповідно, а за $W_p = 3,4$ Дж і продуктивності ЕІЛ у 2,0 см²/хв. — до $R_a = 6,0, 6,3, 6,7$ і 7,5 мкм; суцільність

(S) зменшується та складає за $W_p = 1,3$ Дж і продуктивності ЕІЛ $Q = 1,0$ см²/хв. $S = 55, 70, 85$ і 80% , а за $W_p = 3,4$ Дж і продуктивності ЕІЛ $Q = 2,0$ см²/хв. — $S = 45, 50, 70$ і 65% (табл. 1).

Після наступного БУФО межа плинності збільшується за $W_p = 1,3$ Дж до 321 МПа, 321,5 МПа, а за $W_p = 3,4$ Дж — до 325,1 МПа і 324,4 МПа; межа міцності водночас збільшується за $W_p = 1,3$ Дж до 506 МПа, 507,1 МПа, а за $W_p = 3,4$ Дж — до 509,8 МПа і 508,5 МПа; відносне подовження водночас зменшується до 6,89% і 6,81% та 6,75% і 6,59% відповідно. Шерсткість покриття зменшується за $W_p = 1,3$ Дж до 0,8 мкм, 0,8 мкм, 0,9 мкм і 0,9 мкм, а за $W_p = 3,4$ Дж — до $R_a = 1,2$ мкм, 1,3 мкм, 1,4 мкм і 1,5 мкм; водночас суцільність збільшується до 60%, 75%, 85% і 80% та 55%, 65%, 80% і 75% відповідно.

5. ВИСНОВКИ

1. 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 змінюються.
2. Найбільша кількість матеріалу переноситься з початку процесу ЕІЛ, потім процес масоперенесення поступово зменшується, зовсім припиняється та може змінитися руйнуванням нанесеного шару, тобто Δm_k стає від'ємним.
3. Зі збільшенням енергії розряду масоперенесення зростає, але процес руйнування нанесеного шару покриття розпочинається раніше; водночас збільшується шерсткість покриття та зменшується його суцільність.
4. За незмінної енергії розряду за рівні проміжки часу кількість втраченої ваги (ерозії) аноди Δm_a майже не змінюється.
5. Електроіскрове легування ЕІ складу (90% ВК6 + 10% 1М) і 1М, виготовленими методом ПМ, зразків з високоміцного чавуну за $W_p = 0,55$ Дж і $Q = 0,67$ см²/хв. супроводжується пониженням межі плинності (σ_T) і межі міцності (σ_B) на 32,0 і 32,78% і 34,0 і 28,7% відповідно, а відносне подовження (δ) водночас зростає на 5,71 і 5,43%. Шерсткість поверхневого шару збільшується з $R_a = 0,5$ до 3,2 і 3,3 мкм, а суцільність покриття (S) складає 60 і 80% відповідно. Після оброблення БУФО межа плинності та межа міцності збільшуються до 325 і 324,1 МПа та 512 і 526 МПа відповідно, а відносне подовження зменшується до 1,16 і 2,14% відповідно. Шерсткість поверхні зменшується до $R_a = 0,8$ і 0,7 мкм, а суцільність збільшується і складає 70 і 90%.
6. За ЕІЛ зразків з високоміцного чавуну ВЧ 50 ЕІ з дроту Х20Н80 і твердого стопу ВК6 та з використанням СТНС пониження межі плинності та межі міцності менше й складає 26,3 і 21,87% та 33,16

і 33,58% відповідно, а відносне подовження також зменшується та складає 2,86 і 3,57% відповідно. За подальшого БУФО зростання межі плинності та межі міцності збільшуються до 341,1 і 335,4 МПа та 538,2 і 532,1 МПа відповідно, а відносне подовження зменшується на 4,0 і 3,0% відповідно. Шерсткість покриття зменшується до $R_a = 0,8$ і $0,7$ мкм, а суцільність складає 100 і 95% відповідно.

7. Зі збільшенням W_p до 1,3 і 3,4 Дж і використанням компактних ЕІ складу (90% ВК6 + 10% 1М) і 1М, виготовлених методом ПМ, та ЕІ з твердого стопу ВК6 і ніхромового дроту Х20Н80 з використанням СТНС межа плинності зменшується за $W_p = 1,3$ Дж до 211,3 МПа, 225,7 МПа, а за $W_p = 3,4$ Дж — до 205,3 МПа і 211,4 МПа; межа міцності зменшується за $W_p = 1,3$ Дж до 375,3 МПа і 349,2 МПа, а за $W_p = 3,4$ Дж — до 321,2 МПа і 325,2 МПа; відносне подовження водночас збільшується до 7,15 і 7,17% та 7,20 і 7,18% відповідно. Шерсткість поверхневого шару покриття збільшується за $W_p = 1,3$ Дж до $R_a = 3,7, 3,9, 4,2$ і $4,3$ мкм, а за $W_p = 3,4$ Дж — до $R_a = 6,0, 6,3, 6,7$ і $7,5$ мкм. Суцільність (S) зменшується та складає за $W_p = 1,3$ Дж $S = 55, 70, 85$ і 80%, а за $W_p = 3,4$ Дж — $S = 45, 50, 70$ і 65%.

8. Після наступного БУФО межа плинності збільшується за $W_p = 1,3$ Дж до: 321, 321,5, 325,1 і 324,4 МПа, а за $W_p = 3,4$ Дж — до 320,5, 320,9, 323,1 і 322,8; межа міцності збільшується за $W_p = 1,3$ Дж до 506 і 507 МПа, а за $W_p = 3,4$ Дж — до 502,1, 503,6, 505,8 і 504,9 МПа; відносне подовження водночас зменшується до 6,89 і 6,81% та 6,75 і 6,59% відповідно. Шерсткість покриття зменшується за $W_p = 1,3$ Дж до 0,8, 0,8, 0,9 і 0,9 мкм, а за $W_p = 3,4$ Дж — до $R_a = 1,2, 1,3, 1,4$ і $1,5$ мкм, але суцільність 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, виконавець — Сумський державний університет), що фінансується МОН України.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. ДСТУ 3925-99 Чавун з кулястим графітом для виливків. Марки. З поправками (ІПС № 9-2002, ІПС № 8-2006).
2. В. П. Мовчан, М. М. Бережний, *Основи металургії* (Дніпропетровськ: Пороги: 2001).
3. О. К. Антонов, *Українська радянська енциклопедія* (Київ: Головна редакція УРЕ: 1985).

4. Н. А. Калинин, *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*, **2**: 19 (2008).
5. М. А. Калін, *Нові матеріали і технології для зварювання чавуну* (Харків: НТМТ: 2009).
6. V. B. Tarelnik, *Materialy VI Konferencji Naukowo-Technicznej TEROTECHNOLOGIA-2009 (Targi-Kielce, 29-30 września 2009)* (Targi-Kielce: 2009), p. 406.
7. Yu. S. Samotugina, B. A. Lyashenko, and O. O. Bezumova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 8: 1105 (2021).
8. О. П. Шиліна, *Вісник машинобудування та транспорту*, **2**: 115 (2017).
9. Т. А. Гурей, *Вестник ХНАДУ*, **74**: 48 (2016).
10. Т. С. Скобло, О. І. Сідашенко, О. В. Сайчук, *Корпусні деталі з чавунів та їх якісні показники* (Харків: Діса плюс: 2019).
11. A. Sidashenko, O. Tikhonov, S. Luzan, T. Skoblo, N. Pilgui, V. Avetisyan, O. Saychuk, and V. Manilo, *Repair Technology of Machinery and Equipment* (Kharkiv: Co Ltd «PromArt»: 2017).
12. T. Skoblo, S. Romanyuk, and T. Maltsev, *Системи розроблення та постановлення продукції на виробництво. Індустрія 4.0. Сучасний напрямок автоматизації та обміну даними у виробничих технологіях: матеріали II Міжнар. наук.-практ. конф.* (Суми: 2017), p. 62.
13. T. Skoblo, O. Klochko, E. Belkin, and A. Sidashenko, *Int. J. Min. Proc. and Extract. Met.*, **2**, Iss. 3: 34 (2017).
14. Т. С. Скобло, А. К. Автухов, О. І. Сідашенко, О. Ю. Клочко, Ю. Л. Белкін, Р. Г. Соколов, *Спосіб виробництва прокатних валків*, Патент України № 105761UA (Опубліковано 2016).
15. О. І. Сідашенко, О. В. Тіхонов, Т. С. Скобло, О. Д. Мартиненко, О. О. Гончаренко, О. В. Сайчук, В. К. Аветісян, А. К. Автухов, І. М. Рибалко, П. С. Сиромятніков, В. А. Бантковський, В. Л. Маніло, *Практикум з ремонту машин* (Ред. О. І. Сідашенко, О. В. Тіхонов). *Т. 1: Загальний технологічний процес ремонту та технології відновлення і зміцнення деталей машин* (Харків: ТОВ «ПромАрт»: 2018).
16. I. P. Shatskyi, V. V. Perepichka, and L. Ya. Ropyak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 1: 69 (2020).
17. M. S. Storozhenko, A. P. Umanskii, A. E. Terentiev, and I. M. Zakiev, *Powder Metal. and Metal Ceram.*, **56**, Nos. 1-2: 60 (2017).
18. O. Umanskyi, M. Storozhenko, G. Baglyuk, O. Melnyk, V. Brazhevsky, O. Chernyshov, O. Terentiev, Yu. Gubin, O. Kostenko, and I. Martsenyuk, *Powder Metal. and Metal Ceram.*, **59**, Nos. 7-8: 434 (2020).
19. M. Bembenek, P. Prysyazhnyuk, T. Shihab, R. Machnik, O. Ivanov, and L. Ropyak, *Materials*, **15**, No. 14: 5074 (2022).
20. 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).
21. L. Ropyak, I. Schuliar, and O. Bohachenko, *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, **1**, No. 5: 53 (2016).
22. I. Ivashenko, V. Posuvailo, H. Veselivska, and V. Vynar, *International Scientific and Technical Conference on Computer Sciences and Information Technologies*, **2**: 9321900 (2020).
23. M. Bembenek, M. Makoviichuk, I. Shatskyi, L. Ropyak, I. Pritula, L. Gryn, and

- V. Belyakovskiy, *Sensors*, **22**, No. 21: 8105 (2022).
24. M. M. Student, V. M. Dovhunyk, V. M. Posuvailo, I. V. Koval'chuk, and V. M. Hvozdet's'kyi, *Mater. Sci.*, **53**, No. 3: 359 (2017).
25. O. Bazaluk, O. Dubei, L. Ropyak, M. Shovkoplias, T. Pryhorovska, and V. Lozynskiy, *Energies*, **15**, No. 1: 83 (2022).
26. Т. С. Скобло, А. А. Гончаренко, Н. В. Фирсова, А. Н. Легкобыт, *Материалы научно-практической конференции студентов и магистрантов БГАТУ* (2019).
27. A. V. Karakurkchi, *Functional Materials*, **22**, No. 2: 181 (2015).
28. G. S. Yar-Mukhamedova, N. D. Sakhnenko, M. V. Ved', I. Y. Yermolenko, and S. I. Zyubanova, *Mater. Sci. Eng.*, **213**: 012019 (2017).
29. 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).
30. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, Ye. V. Konoplyanchenko, N. S. Yevtushenko, and V. O. Herasymenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 6: 795 (2018).
31. V. Tarelnyk, I. Konoplianchenko, O. Gaponova, B. Antoszewski, C. Kundera, V. Martsynkovskyy, M. Dovzhyk, M. Dumanchuk, and O. Vasilenko, *NAP 2019. Springer Proceedings in Physics. Vol. 240* (2019), p. 195.
32. O. Gaponova, Cz. Kundera, G. Kirik, V. Tarelnyk, V. Martsynkovskyy, Ie. Konoplianchenko, M. Dovzhyk, A. Belous, and O. Vasilenko, *Advances in Thin Films, Nanostructured Materials, and Coatings. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (Singapore: Springer: 2019).
33. V. Martsynkovskyy, V. Tarelnyk, I. Konoplianchenko, O. Gaponova, and M. Dumanchuk, *Advances in Design, Simulation and Manufacturing II. DSMIE 2019. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (Singapore: Springer: 2020).
34. O. M. Myslyvchenko, O. P. Gaponova, V. B. Tarelnyk, and M. O. Krapivka, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **59**, Nos. 3–4: 201 (2020).
35. O. P. Umanskyi, M. S. Storozhenko, V. B. Tarelnyk, O. Y. Koval, Y. V. Gubin, N. V. Tarelnyk, and T. V. Kurinna, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **59**, No. 1–2: 57 (2020).
36. N. V. Tarelnyk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 8: 1037 (2022).
37. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, Є. В. Коноплянченко, Н. В. Тарельник, М. Ю. Думанчук, В. О. Пирогов, Т. П. Волошко, Д. Б. Глушкова, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 12: 1643 (2022).
38. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, Є. В. Коноплянченко, Н. В. Тарельник, М. Ю. Думанчук, М. О. Мікуліна, В. О. Пирогов, С. О. Горовий, Н. К. Медведчук, *Металофіз. новітні технол.*, **44**, № 11: 1475 (2022).
39. О. П. Гапонова, Н. В. Тарельник, *Металофіз. новітні технол.*, **44**, № 9: 1103 (2022).
40. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, Є. В. Коноплянченко, Н. С. Евтушенко, В. О. Герасименко, *Металофіз. новітні технол.*, **40**, № 6: 795 (2018).
41. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, Г. В. Кирик, Є. В. Коноплянченко, Н. В. Тарельник, М. О. Мікуліна, *Металофіз. новітні технол.*, **42**, № 5: 655 (2020).
42. О. П. Гапонова, В. Б. Тарельник, В. С. Марцинковський, Є. В. Коноплянченко, В. І. Мельник, В. М. Власовець, О. А. Саржанов, Н. В. Тарельник, М. О. Мікуліна, А. Д. Поливаный, Г. В. Кирик,

- A. Б. Баталова, *Металофіз. новітні технол.*, **43**, № 8: 1121 (2021).
43. О. П. Гапонова, В. Б. Тарельник, В. С. Марцинковський, С. В. Коноплянченко, В. І. Мельник, В. М. Власовець, Н. В. Тарельник, В. О. Герасименко, С. Г. Бондарев, А. Б. Баталова, Г. В. Кирик, А. Д. Поливаній, Ю. І. Семирненко, О. В. Рясна, *Металофіз. новітні технол.*, **43**, № 9: 1155 (2021).
44. 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).
45. V. Martsinkovsky, V. Yurko, V. Tarelnik, and Yu. Filonenko, *Procedia Engineering*, **39**: 148 (2012).
46. V. Martsinkovsky, V. Yurko, V. Tarelnik, and Yu. Filonenko, *Procedia Engineering*, **39**: 157 (2012).
47. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, Е. В. Коноплянченко, В. С. Марцинковский, Н. В. Тарельник, О. А. Василенко, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 2: 173 (2019).
48. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, Е. В. Коноплянченко, В. С. Марцинковский, Н. В. Тарельник, О. А. Василенко, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 3: 313 (2019).
49. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, С. В. Коноплянченко, Н. В. Тарельник, М. Ю. Думанчук, М. О. Мікуліна, В. О. Пирогов, С. О. Горовий, Н. К. Медведчук, *Металофіз. новітні технол.*, **44**, № 11: 1475 (2022).
50. B. Antoszewski, O. P. Gaponova, V. B. Tarelnyk, O. M. Myslyvchenko, P. Kurp, T. I. Zhylenko, and I. Konoplianchenko, *Materials*, **14**: 739 (2021).
51. 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).
52. V. Martsynkovskyy, V. Tarelnyk, V. Martsynkovskyy, P. Furmańczyk, and N. Tarelnyk, *AIP Conference Proc.*, **2017**, No. 1: 020017 (2018).
53. 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 (2018).
54. 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).
55. 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* (2022).
56. V. Tarelnyk, O. Gaponova, V. Martsynkovskyy, T. Voloshko, and O. Semernya, *Proc. of the 2020 IEEE 10th International Conference on «Nanomaterials: Applications and Properties»—NAP 2020*, p. 9309618 (2020).
57. V. Tarelnyk, O. Gaponova, V. Martsynkovskyy, N. Tarelnyk, and A. Polyvanyi, *Proc. of the 2021 IEEE 11th International Conference «Nanomaterials: Applications and Properties»—NAP 2021* (2021).
58. O. P. Gaponova, V. B. Tarelnyk, B. Antoszewski, O. M. Myslyvchenko, and J. Hoffman, *Materials*, **15**, No. 17: 6085 (2022).
59. V. Tarelnyk, I. Konoplianchenko, V. Martsynkovskyy, M. Dovzhyk, M. Dumanchuk, M. Goncharenko, B. Antoszewski, and O. Gaponova, *8th IEEE International Conference on Nanomaterials: Applications and Properties—NAP*

- 2018, p. 03TFNMC26 (2018).
60. О. В. Іванкова, О. В. Гаращук, В. І. Куценко, В. В. Щербина, Д. В. Чижевський, Я. В. Бабич, М. О. Тіхонов, *Вісник ПДАА*, **4**: 283 (2020).
61. M. M. Student, V. M. Hvozdetzkyi, T. R. Stupnytskyi, and Y. V. Dzioba, *Science and Innovation*, **13**, No. 6: 34 (2017).
62. В. М. Гвоздецький, *Вісник Національної академії наук України*, **3**: 79 (2018).
63. Б. А. Ляшенко, Е. К. Соловых, В. И. Мирненко, *Оптимизация технологии нанесения покрытий по критериям прочности и износостойкости* (Киев: ИПП НАНУ: 2010).
64. Т. С. Скобло, Н. Н. Рибалко, А. В. Тихонов, А. Д. Мартиненко, *Технічний сервіс автопромислового, лісового та транспортного комплексів*, **15**: 60 (2019).
65. B. Carcel, J. Sampedro, A. Ruescas, and X. Toneu, *Physics Procedia*, **12**: 353 (2011).
66. A. Guzanova, M. Džupon, D. Draganovská, J. Brezinová, J. Viňáľ, D. Smorej, E. Janoško, and P. Maruschak, *Acta Metallurgica Slovaca*, **26**, No. 2: 37 (2020).
67. Ф. Х. Бурумкулов, П. П. Лезин, П. В. Сенин, В. И. Иванов, С. А. Величко, П. А. Ионов, *Электроискровые технологии восстановления и упрочнения деталей машин и инструментов (теория и практика)* (Саранск: Красный Октябрь: 2003).
68. V. Tarel'nyk, I. Konoplianchenko, O. Gaponova, and B. Sarzhanov, *Key Engineering Materials*, **864**: 265 (2020).
69. V. B. Tarel'nik, A. V. Paustovskii, Y. G. Tkachenko, V. S. Martsinkovskii, E. V. Konoplyanchenko, and K. Antoshevskii, *Surf. Engin. Appl. Electrochem.*, **53**: 285 (2017).
70. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, В. І. Мельник, Н. В. Тарельник, В. М. Зубко, В. М. Власовець, Є. В. Конопляченко, С. Г. Бондарев, О. В. Радіонов, М. М. Майфат, В. О. Охріменко, А. В. Ткаченко, *Металофіз. новітні технол.*, **45**, № 5: 663 (2023).

REFERENCES

1. DSTU 3925-99 *Chavun z Kulyastym Grafitom dlya Vylyvkiv. Marky. Z Popravkamy* [Ductile Iron for Castings. Grades. With Amendments] (IPS № 9-2002, IPS № 8-2006) (in Ukrainian).
2. V. P. Movchan and M. M. Berezhnyi, *Osnovy Metalurgii* [Fundamentals of Metallurgy] (Dnipropetrovsk: Porohy: 2001) (in Russian).
3. О. К. Antonov, *Ukrainska Radyanska Ehntsyklopediya* [Ukrainian Soviet Encyclopedia] (Kyiv: Holovna Redaktsiia URE: 1985) (in Ukrainian).
4. N. A. Kalin, *Vostochno-Yevropeiskiy Zhurnal Peredovykh Tekhnologiy*, **2**:19 (2008) (in Russian).
5. M. A. Kalin, *Novi Materialy i Tekhnologii Dlya Zvaryvannya Chavunu* [New Materials and Technologies for Welding Cast Iron] (Kharkiv: NTMT: 2009) (in Ukrainian).
6. V. B. Tarel'nik, *Materialy VI Konferencji Naukowo-Technicznej TEROTECHNOLOGIA-2009 (Targi-Kielce, 29-30 września 2009)* (Targi-

- Kielce: 2009).
7. Yu. S. Samotugina, B. A. Lyashenko, and O. O. Bezumova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 8: 1105 (2021) (in Ukrainian).
8. O. P. Shylina, *Visnyk Mashynobuduvannya ta Transportu*, **2**: 115 (2017).
9. T.A. Hurei, *Visnyk KhNADU*, **74**: 48 (2016).
10. T. S. Skoblo, O. I. Sidashenko, and O. V. Saichuk, *Korpusni Detali z Chavuniv ta Yikh Yakisni Pokaznyky* [Useful Cast Iron Parts and Their Quality Indicators] (Kharkiv: Disa plus: 2019) (in Ukrainian).
11. A. Sidashenko, O. Tikhonov, S. Luzan, T. Skoblo, N. Pilgui, V. Avetisyan, O. Saychuk, and V. Manilo, *Repair Technology of Machinery and Equipment*, (Kharkiv: Co Ltd «PromArt»: 2017).
12. T. Skoblo, S. Romanyuk, and T. Maltsev, *Systemy Rozroblennya ta Postanovlennya Produktii na Vyrobnystvo. Industriia 4.0. Suchasnyi Napryamok Avtomatyzatsii ta Obminu Danymy u Vyrobnichykh Tekhnologiyakh: Materialy II Mizhnar. Nauk.-Prakt. Konf.* (Sumy: 2017).
13. T. Skoblo, O. Klochko, E. Belkin, and A. Sidashenko, *International Journal of Mineral Processing and Extractive Metallurgy*, **2**, No. 3: 34 (2017).
14. T. S. Skoblo, A. K. Avtukhov, O. I. Sidashenko, O. Iu. Klochko, Yu. L. Belkin, and R. H. Sokolov, *Sposib Vyrobnystva Prokatnykh Valkiv* [Method of Manufacturing Rolling Rolls], Patent 105761UA (opubl. 11.04.2016) (in Ukrainian).
15. O. I. Sidashenko, O. V. Tikhonov, T. S. Skoblo, O. D. Martynenko, O. O. Honcharenko, O. V. Saichuk, V. K. Avetisian, A. K. Avtukhov, I. M. Rybalko, P. S. Syromiatnikov, V. A. Bantkovskiy, and V. L. Manilo, *Praktykum z Remontu Mashyn. T. 1: Zagalnyi Tekhnologichnyi Protses Remontu ta Tekhnologii Vidnovlennya i Zmitsnennya Detalei Mashyn* [Workshop on Machine Repair. Vol. 1: General Technological Process of Repair and Technology of Restoration and Strengthening of Machine Parts] (Kharkiv: TOV «PromArt»: 2018) (in Ukrainian).
16. I. P. Shatskyi, V. V. Perepichka, and L. Ya. Ropyak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 1: 69 (2020) (in Ukrainian).
17. M. S. Storozhenko, A. P. Umanskii, A. E. Terentiev, and I. M. Zakiev, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **56**, Nos. 1–2: 60 (2017).
18. 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).
19. M. Bembenek, P. Prysyazhnyuk, T. Shihab, R. Machnik, O. Ivanov, and L. Ropyak, *Materials*, **15**, No. 14: 5074 (2022).
20. 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).
21. L. Ropyak, I. Schuliar, and O. Bohachenko, *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, **1**, No. 5: 53 (2016) (in Ukrainian).
22. I. Ivasenko, V. Posuvailo, H. Veselivska, and V. Vynar, *International Scientific and Technical Conference on Computer Sciences and Information Technologies*, **2**: 9321900 (2020).
23. M. Bembenek, M. Makoviichuk, I. Shatskyi, L. Ropyak, I. Pritula, L. Gryn, and V. Belyakovskiy, *Sensors*, **22**, No. 21: 8105 (2022).
24. M. M. Student, V. M. Dovhunyk, V. M. Posuvailo, I. V. Koval'chuk, and

- V. M. Hvozdet's'kyi, *Mater. Sci.*, **53**, No. 3: 359 (2017).
25. O. Bazaluk, O. Dubei, L. Ropyak, M. Shovkoplias, T. Pryhorovska, and V. Lozynskyi, *Energies*, **15**, No. 1: 83 (2022).
26. T. S. Skoblo, A. A. Goncharenko, N. V. Firsova, and A. N. Legkobyt, *Materialy Nauchno-Prakticheskoy Konferentsii Studentov i Magistrantov BGATU* [Materials of the Scientific and Practical Conference of Students and Graduate Students BGATU] (2019) (in Russian).
27. A. V. Karakurkchi, *Functional Materials*, **22**, No. 2: 181 (2015).
28. G. S. Yar-Mukhamedova, N. D. Sakhnenko, M. V. Ved', I. Y. Yermolenko, and S. I. Zyubanova, *Mater. Sci. Eng.*, **213**: 012019 (2017).
29. 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).
30. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, Ye. V. Konoplyanchenko, N. S. Yevtushenko, and V. O. Herasymenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 6: 795 (2018).
31. V. Tarelnyk, I. Konoplianchenko, O. Gaponova, B. Antoszewski, C. Kundera, V. Martsynkovskyy, M. Dovzhyk, M. Dumanchuk, and O. Vasilenko, *NAP 2019. Springer Proceedings in Physics. Vol. 240* (2019), p. 195.
32. O. Gaponova, Cz. Kundera, G. Kirik, V. Tarelnyk, V. Martsynkovskyy, Ie. Konoplianchenko, M. Dovzhyk, A. Belous, and O. Vasilenko, *Advances in Thin Films, Nanostructured Materials, and Coatings. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (Singapore: Springer: 2019).
33. V. Martsynkovskyy, V. Tarelnyk, I. Konoplianchenko, O. Gaponova, and M. Dumanchuk, *Advances in Design, Simulation and Manufacturing II. DSMIE 2019. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (Singapore: Springer: 2020).
34. O. M. Myslyvchenko, O. P. Gaponova, V. B. Tarelnyk, and M. O. Krapivka, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **59**, Nos. 3–4: 201 (2020).
35. O. P. Umanskyi, M. S. Storozhenko, V. B. Tarelnyk, O. Y. Koval, Y. V. Gubin, N. V. Tarelnyk, and T. V. Kurinna, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **59**, Nos. 1–2: 57 (2020).
36. N. V. Tarelnyk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 8: 1037 (2022).
37. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, Ie. V. Konoplianchenko, N. V. Tarelnyk, M. Yu. Dumanchuk, V. O. Pirogov, T. P. Voloshko, and D. B. Hlushkova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 12: 1643 (2022) (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. O. P. Gaponova and N. V. Tarelnyk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 9: 1103 (2022) (in Ukrainian).
40. 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).
41. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, G. V. Kirik, Ye. V. Konoplyanchenko, N. V. Tarelnyk, M. O. Mikulina, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 5: 655 (2020) (in Ukrainian).
42. 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 Uk-

- rainian).
43. O. P. Gaponova, V. B. Tarelnyk, V. S. Martsynkovskyy, Y. I. Semirnenko, and O. V. Ryasnaya, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 9: 1155 (2021) (in Ukrainian).
 44. 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).
 45. V. Martsinkovsky, V. Yurko, V. Tarelnik, and Yu. Filonenko, *Procedia Engineering*, **39**: 148 (2012).
 46. V. Martsinkovsky, V. Yurko, V. Tarelnik, and Yu. Filonenko, *Procedia Engineering*, **39**: 157 (2012).
 47. 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).
 48. 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).
 49. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, Ie. V. Konoplianchenko, S. O. Gorovoy, and N. K. Medvedchuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 11: 1475 (2022) (in Ukrainian).
 50. B. Antoszewski, O. P. Gaponova, V. B. Tarelnyk, O. M. Myslyvchenko, P. Kurp, T. I. Zhylenko, and I. Konoplianchenko, *Materials*, **14**: 739 (2021).
 51. 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).
 52. V. Martsynkovskyy, V. Tarelnyk, V. Martsynkovskyy, P. Furmańczyk, and N. Tarelnyk, *AIP Conference Proc.*, **2017**, No. 1: 020017 (2018).
 53. 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 (2018).
 54. 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).
 55. 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* (2022).
 56. V. Tarelnyk, O. Gaponova, V. Martsynkovskyy, T. Voloshko, and O. Semernya, *Proc. of the 2020 IEEE 10th International Conference on «Nanomaterials: Applications and Properties»—NAP 2020*, p. 9309618 (2020).
 57. V. Tarelnyk, O. Gaponova, V. Martsynkovskyy, N. Tarelnyk, and A. Polyvanyi, *Proc. of the 2021 IEEE 11th International Conference «Nanomaterials: Applications and Properties»—NAP 2021* (2021).
 58. O. P. Gaponova, V. B. Tarelnyk, B. Antoszewski, O. M. Myslyvchenko, and J. Hoffman, *Materials*, **15**, No. 17: 6085 (2022).
 59. V. Tarelnyk, I. Konoplianchenko, V. Martsynkovskyy, M. Dovzhyk, M. Dumanchuk, M. Goncharenko, B. Antoszewski, and O. Gaponova, *8th IEEE International Conference on Nanomaterials: Applications and Properties—NAP 2018*, p. 03TFNMC26 (2018).
 60. O. V. Ivankova, O. V. Harashchuk, V. I. Kutsenko, V. V. Shcherbyna,

- D. V. Chyzhevs'kyi, Ya. V. Babych, and M. O. Tikhonov, *Visnyk PDAA*, **4**: 283 (2020).
61. M. M. Student, V. M. Hvozdet'skyi, T. R. Stupnytskyi, and Y. V. Dzioba, *Science and Innovation*, **13**, No. 6: 34 (2017).
62. V. M. Gvozdecki, *Visnik Nacional'noi Akademii Nauk Ukrainy*, **3**: 79 (2018) (in Ukrainian).
63. B. A. Lyashenko, Ye. K. Solovykh, and V. I. Mirnenko, *Optimizatsiya Tekhnologii Naneseniya Pokrytiy po Kriteriyam Prochnosti i Iznosostoykosti* [Optimization of Coating Application Technology According to Durability and Wear Resistance Criteria] (Kyiv: IPP NANU: 2010) (in Russian).
64. T. S. Skoblo, N. N. Rybalko, A. V. Tykhonov, and A. D. Martynenko, *Tekhnichnyy Servis Agropromyslovoho, Lisovoho ta Transportnoho Kompleksiv*, **15**: 60 (2019) (in Ukrainian).
65. B. Carcel, J. Sampedro, A. Ruescas, and X. Toneu, *Physics Procedia*, **12**: 353 (2011).
66. 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).
67. F. Kh. Burumkulov, P. P. Lezin, P. V. Senin, V. I. Ivanov, S. A. Velichko, and P. A. Ionov, *Ehlektroiskrovyye Tekhnologii Vosstanovleniya i Uprochneniya Detaley Mashin i Instrumentov (Teoriya i Praktika)* [Electrospark Technologies for Restoration and Hardening of Parts of Machines and Tools (Theory and Practice)] (Saransk: Krasnyy Oktyabr': 2003) (in Russian).
68. V. Tarelnyk, I. Konoplianchenko, O. Gaponova, and B. Sarzhanov, *Key Engineering Materials*, **864**: 265 (2020).
69. V. B. Tarel'nik, A. V. Paustovskii, Y. G. Tkachenko, V. S. Martsinkovskii, E. V. Konoplyanchenko, and K. Antoshevskii, *Surf. Engin. Appl. Electrochem.*, **53**: 285 (2017).
70. 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).