

A MONTHLY RESEARCH JOURNAL

METALLOPHYSICS AND ADVANCED TECHNOLOGIES

(Metallofizika i Noveishie Tekhnologii)

FOUNDED IN SEPTEMBER, 1979

Volume 47, No. 8; August 2025

CONTENTS

Editorial Announcements	Information for Foreign Subscribers	V
	Information for Contributors	VII
Crystal-Lattice Defects	Effective Characteristics of Solute Atoms in a Multicomponent Alloy <i>M. I. LUGOVY, D. G. VERBYLO, M. P. BRODNIKOVSKYY, T. I. VERBYTSKA, D. S. LEONOV, and M. Yu. BARABASH</i>	783
Phase Transformations	Analysis of Structural Changes in Welded Joints of AMg6 Alloys <i>S. O. ABRAMOV and Yu. P. SYNYTSINA</i>	799
Physics of Strength and Plasticity	Criteria for Express-Evaluation of Wear Resistance and Fatigue of Steel Parts with Electric-Spark Coatings <i>N. V. ZAYTSEVA, D. S. HERTSRYKEN, S. M. KEDROVSKYI, and O. V. FILATOV</i>	819
	The Influence of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of AlSi10Mg Alloy Fabricated by Additive and Casting Technologies <i>A. P. BURMAK, M. M. VORON, S. M. VOLOSHKO, S. I. SYDORENKO, I. A. VLADYMYRS'KYY, S. I. KONOREV, B. M. MORDYUK, and M. O. VASYL'YEV</i>	827
	Microstructure and Mechanical Characteristics of Layered Titanium-Based Materials Manufactured with Blended Elemental Powder Metallurgy <i>D. G. SAVVAKIN, O. M. IVASISHIN, O. O. STASIUK, D. V. ORYSHYCH, O. V. ZATSARNA, B. Ya. MELAMED, N. V. YAROVA, L. M. YASHCHENKO, and P. E. MARKOVSKY</i>	857

	Ti-Based Metal-Matrix Composites Reinforced with TiC or TiB Particles Obtained by Electron-Beam 3D Printing Using a Cored Wire <i>D. V. KOVALCHUK, V. I. NEVMERZHYTSKY, V. P. TKACHUK, S. V. AKHONIN, S. L. SCHWAB, D. G. SAVVAKIN, D. V. VEDEL, O. O. STASIUK, D. V. ORYSHYCH, and P. E. MARKOVSKY</i>	875
	The Potential of Titanium-Alloys' Manufacturing with Metal Injection Moulding Approach Using Various Powder Feedstocks <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>	891

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

Executive Managing Editor—*O. S. Gatsenko*

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

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

Editorial Office Address:

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

36 Academician Vernadsky Boulevard, UA-03142 Kyiv, Ukraine

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

Media Identifier R30-03171

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

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

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

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

Registration Certificate of Publishing Subject: ДК № 544 on 27.07.2001

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

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

Issue DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.47.08>

МЕТАЛОФІЗИКА
ТА
НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ

ЩОМІСЯЧНИЙ НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ
ЗАСНОВАНИЙ У ВЕРЕСНІ 1979 р.

Том 47, № 8; серпень, 2025

ЗМІСТ

Редакційні оголошення	Інформація для закордонних передплатників	V
	Інформація для авторів	VII
Дефекти кристалічної ґратниці	Ефективні характеристики розчинених атомів у багатоконпонентному стопі <i>М. І. ЛУГОВИЙ, Д. Г. ВЕРБИЛО, М. П. БРОДНІКОВСЬКИЙ, Т. І. ВЕРБИЦЬКА, Д. С. ЛЕОНОВ, М. Ю. БАРАБАШ</i>	783
Фазові перетворення	Аналіза структурних змін зварних з'єднань стопів АМг6 <i>С. О. АБРАМОВ, Ю. П. СИНИЦІНА</i>	799
Фізика міцності та пластичності	Критерії експрес-оцінки зносостійкості та втоми деталей з криці з електроіскровими покриттями <i>Н. В. ЗАЙЦЕВА, Д. С. ГЕРЦРИКЕН, С. М. КЕДРОВСЬКИЙ, О. В. ФІЛАТОВ</i>	819
	Вплив термічного оброблення на мікроструктуру та механічні властивості стопу AlSi10Mg, виготовленого за адитивною та ливарною технологіями <i>А. П. БУРМАК, М. М. ВОРОН, С. М. ВОЛОШКО, С. І. СИДОРЕНКО, І. А. ВЛАДИМИРСЬКИЙ, С. І. КОНОРЕВ, Б. М. МОРДЮК, М. О. ВАСИЛЬЄВ</i>	827
	Мікроструктура та механічні характеристики шаруватих матеріалів на основі титану, виготовлених методом змішаної елементарної порошкової металургії <i>Д. Г. САВВАКІН, О. М. ІВАСИШИН, О. О. СТАСЮК, Д. В. ОРИШИЧ, О. В. ЗАЦАРНА, Б. Я. МЕЛАМЕД, Н. В. ЯРОВА, Л. М. ЯЩЕНКО, П. Є. МАРКОВСЬКИЙ</i>	857
	Металоматричні композити на основі титану, армовані частинками TiC або TiB й одержані за допомогою електронно-променевого 3D-друку з використанням порошкового дроту <i>Д. В. КОВАЛЬЧУК, В. І. НЕВМЕРЖИЦЬКИЙ,</i>	

	<i>В. П. ТКАЧУК, С. В. АХОНІН, С. Л. ШВАБ, Д. Г. САВВАКІН, Д. В. ВЕДЕЛЬ, О. О. СТАСЮК, Д. В. ОРИШИЧ, П. Є. МАРКОВСЬКИЙ</i>	875
	Потенціал виробництва титанових стопів методом інжекційного формування металу з використанням різних порошкових сировин <i>О. М. ІВАСИШИН, Д. Г. САВВАКІН, О. Д. РУДЬ, Д. В. ОРИШИЧ, І. М. КІР'ЯН, А. М. ЛАХНИК, В. І. БОНДАРЧУК, Б. КРОНОВЕТТЕР, Ю. І. ТОРБА, В. Г. МАНЖОС</i>	891

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 28.08.2025 р. Формат 70×100/16.

Ум. друк. арк. 10,73. Обл.-вид. арк. 9,87.

Тираж 55 пр. Зам. № 0000 від 29.08.2025 р.

Віддруковано ВД «Академперіодика» НАН України

вул. Терещенківська, 4; 01024 Київ, Україна

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 544 від 27.07.2001 р.

Сайт журналу: <http://mfint.imp.kiev.ua>

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

DOI (випуску): <https://doi.org/10.15407/mfint.47.08>

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 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 чергово за першою згадкою джерела. Приклади оформлення посилань наведено нижче (просимо звернути увагу на порядок розташування ініціалів і прізвищ авторів, бібліографічних відомостей і на розділові знаки, а також на необхідність зазначення **всіх** співавторів цитованої роботи та її ідентифікатора **DOI**, якщо він є):

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: 61.72.Bb, 61.72.J-, 62.20.de, 62.20.dj, 81.05.Zx, 81.40.Cd

Effective Characteristics of Solute Atoms in a Multicomponent Alloy

M. I. Lugovy, D. G. Verbylo, M. P. Brodnikovskyy, T. I. Verbytska*,
D. S. Leonov**, and M. Yu. Barabash*,**,***

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

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

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

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

Modified model of 'inclusion in the matrix' is proposed to determine the solute-atoms' characteristics in a multicomponent alloy at different temperatures. The model allows calculating the effective diameter of dissolved atom and the effective shear modulus attributed to it for each component. This becomes possible with the correct interpretation of the input parameters for modelling, in particular, with the correct determination of the correction factors for atomic sizes, shear moduli, and Poisson's ratios for alloy components in a certain temperature range. It depends on the type of crystal lattices of the pure components and the alloy. The same atom in crystal lattices

Corresponding author: Maksym Yuriyovych Barabash
E-mail: mbarabash@nasu.kiev.ua

Citation: M. I. Lugovy, D. G. Verbylo, M. P. Brodnikovskyy, T. I. Verbytska, D. S. Leonov, and M. Yu. Barabash, Effective Characteristics of Solute Atoms in a Multicomponent Alloy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 8: 783–798 (2025). DOI: [10.15407/mfint.47.08.0783](https://doi.org/10.15407/mfint.47.08.0783)

© 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>)

with a different co-ordination numbers will exhibit a different size, and the lattice of a pure component may differ from that of an alloy. Statements about different shear moduli and Poisson's ratios, which can be attributed to atoms in pure components and dissolved atoms in an alloy, if their crystal lattices are different, are also valid. The effective diameters and shear moduli for the dissolved atoms make it possible to determine the temperature dependence of atomic-sizes' misfits and elastic-moduli misfits. This is enough to calculate the temperature dependence of the lattice distortion of the alloy. Using the example of CrCoNiFeMn alloy, it is shown that the distortion determined using the proposed model increases with temperature.

Key words: lattice distortion, solid solution, solute atom, inclusion, matrix, multicomponent alloy.

Запропоновано модифікований модель «включення в матриці» для визначення характеристик розчинених атомів у багатокомпонентному стопі за різних температур. Модель уможливорює розрахувати ефективний діаметер розчиненого атома й ефективний модуль зсуву, що йому приписується, для кожного компонента. Це стає можливим за умови правильної інтерпретації вхідних параметрів для моделювання, зокрема, за умови правильного визначення поправочних коефіцієнтів для розмірів атомів, модулів зсуву та Пуассонових коефіцієнтів для компонентів стопу в певному діапазоні температур. Це залежить від типу кристалічних ґратниць чистих компонентів і стопу. Один і той самий атом у кристалічних ґратницях з різними координаційними числами матиме різний розмір, а ґратниці чистого компонента можуть відрізнятися від кристалічних ґратниць стопу. Також справедливі твердження про різні модулі зсуву та Пуассонові коефіцієнти, які можна віднести до атомів у чистих компонентах і розчинених атомів у стопі, якщо їхні кристалічні ґратниці різні. Ефективні діаметри та модулі зсуву розчинених атомів уможливають визначити температурну залежність невідповідностей розмірів атомів і невідповідностей модулів пружності. Цього достатньо для розрахунку температурної залежності дисторсії кристалічних ґратниць стопу. На прикладі стопу CrCoNiFeMn показано, що дисторсія, визначена за допомогою запропонованого моделю, зростає з температурою.

Ключові слова: дисторсія ґратниць, твердий розчин, розчинений атом, включення, матриця, багатокомпонентний стоп.

(Received 1 August, 2025; in final version, 8 August, 2025)

1. INTRODUCTION

Multicomponent alloys are a promising class of materials from the point of view of engineering applications and, in many cases, represent substitutional solid solutions [1, 2]. The solid solution strengthening, *i.e.*, an increase in the yield strength of the corresponding material, is the result of the fact that there is resistance to the movement of dislocations in the glide plane due to the shear stresses created by solute at-

oms. The solute atom differs from the atoms surrounding it. This difference leads to local distortion of the crystal lattice, and this, in turn, creates stresses. Local distortion changes with temperature, and understanding the features of these changes is important for determining the temperature dependence of the yield strength of a material.

Various aspects of solid solution strengthening have been considered theoretically and experimentally in many works [3–21]. Lattice distortion and yield strength in multicomponent alloys can be determined in various ways [22–26]. Characteristics of the distribution of shear stresses in the glide plane in a solid solution can be calculated both by direct summation of contributions from many solute atoms [27, 28] and by using a special statistical method [29]. The main four parameters of such a distribution are the standard deviation and correlation length of the short-wave component of the stochastic shear-stress field in the glide plane and the standard deviation and correlation length of the long-wave component of the field. The distribution of shear stresses is a major factor in modelling dislocation motion in the glide plane by the method of discrete dislocation dynamics [30, 31]. This simulation, in particular, shows the reality of the sequential action on the dislocation motion of the short- and long-wave components of the shear-stress field, and clarifies the sinusoidal shape of the bulges on the dislocation line, which are formed and disappear under the action of an external load as well as by means of which the dislocation itself moves.

Since multicomponent alloys are often used at high temperatures, the temperature dependence of their yield point is also important. In many cases, such dependence exhibits an almost constant yield-point value within the certain temperature range known as the ‘plateau’. In Ref. [32], the idea was first proposed that the mechanism of ‘plateau’ formation may be associated with an increase in crystal-lattice distortion with increasing temperature. This distortion results from the displacement of atoms in the process of thermal vibrations, which changes the equilibrium position of the atoms and, in particular, leads to thermal expansion of the material with increasing temperature. In other words, these displacements, namely, the root-mean-square displacements of atoms from ideal positions in the crystal lattice, lead to an increase in the distortion of the crystal lattice with increasing temperature.

A solute atom in a solid solution may exhibit characteristics, such as size, which are different from those it exhibits in the pure metal. The atom’s environment affects its effective characteristics.

The goal of this work is to develop a model to determine the effective characteristics of solute atoms in a multicomponent alloy at various temperatures and to derive the temperature dependence of the average distortion of the multicomponent-alloy crystal lattice.

2. CALCULATION ALGORITHMS

As a simple model of a solute atom, we take a sphere ('inclusion') inserted into a spherical cavity in an infinite block ('matrix') of elastic material [33]. Such a model is schematically depicted in Fig. 1. To determine the effective elastic characteristics of an inclusion inserted into the cavity, we modify the model by applying a pressure p on the outer surface of the matrix. An elastic ball with radius r_0 is inserted into a spherical cavity with radius r_m in the centre of another elastic ball with radius R . In this case, the following conditions $u_r, u'_r, r_0 - r_m \ll r_0, r_{ii}, r_m \ll R$ are satisfied, which actually ensure the 'infinity' of the matrix. In addition, K' is the bulk modulus of the inclusion in the free state, μ' is the shear modulus of the inclusion in the free state, ν' is the Poisson's ratio of the inclusion in the free state; K is the bulk modulus of the matrix, μ is the shear modulus of the matrix, ν is the Poisson's ratio of the matrix. After inserting the ball into the cavity, all the elastic displacements obey spherical symmetry relative to the centre of the inclusion, *i.e.*, only radial displacements are non-zero. This spherical symmetry is not violated by the pressure p applied in the modified model on the outer surface of the matrix. The points of the ball surface have radial elastic displacements $u'_r(r_0)$, and the points of the cavity surface have radial elastic displacements $u_r(r_0)$. After inserting the ball into the cavity, the surfaces of the ball and the cavity coincide and create a single spherical surface with radius r_{ii} . According

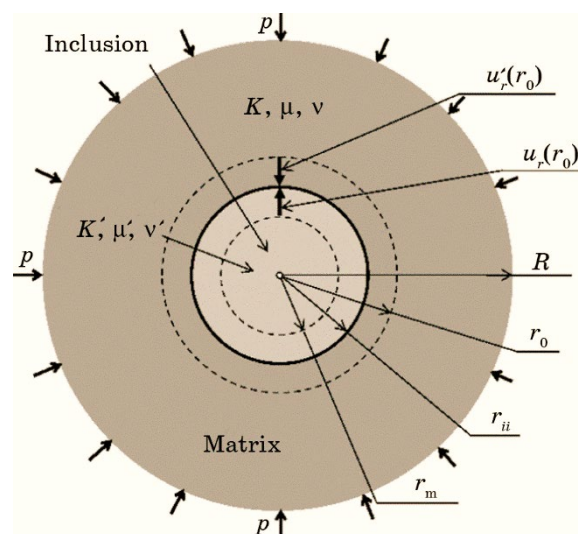


Fig. 1. The dashed lines show the surfaces of the sphere (larger circle) and the cavity (smaller circle) in the free state before the sphere is inserted. The solid line shows these surfaces after the sphere is inserted into the cavity.

to the analysis given in Ref. [33], the radial displacements of the points of the inclusion and the matrix will be

$$u'_r(r) = C'r, \quad u_r(r) = Cr^{-2} + C_1r, \quad (1)$$

respectively, where C , C' and C_1 are the constants, r is the radial coordinate. Then, the radial components of elastic stresses associated with these displacements will be

$$\sigma'_{rr}(r) = 3K'C', \quad \sigma_{rr}(r) = -4\mu Cr^{-3} + 3KC_1 \quad (2)$$

for the points of the inclusion and the matrix, respectively.

For the model shown in Fig. 1, the following conditions must be met:

$$\begin{cases} \sigma_{rr}(R) = -p, \\ \sigma'_{rr}(r_0) = \sigma_{rr}(r_0), \\ 4\pi r_0^2[u_r(r_0) - u'_r(r_0)] = \delta\Omega, \end{cases} \quad (3)$$

where the difference in the volumes of the inclusion sphere and the spherical cavity is as follows:

$$\delta\Omega = 4\pi r_0^2(r_0 - r_m). \quad (4)$$

Taking into account (1), (2) and (4), conditions (3) can be rewritten as a set of equations for the constants C , C' and C_1 :

$$\begin{cases} -4\mu CR^{-3} + 3KC_1 = -p, \\ 3K'C' = -4\mu Cr_0^{-3} + 3KC_1, \\ C + C_1r_0^3 - C'r_0^3 = \delta\Omega / (4\pi). \end{cases} \quad (5)$$

After solving set (5), we find that:

$$C = \frac{3K'r_0^2(r_0 - r_m)}{4\mu + 3K'} - \frac{3(K - K')}{4\mu + 3K'} \frac{p}{3K} r_0^3, \quad (6a)$$

$$C' = \frac{4\mu(r_m - r_0)}{r_0(4\mu + 3K')} - \frac{4\mu + 3K}{4\mu + 3K'} \frac{p}{3K}, \quad (6b)$$

$$C_1 = -p/(3K). \quad (6c)$$

It should be noted that each of the constants C and C' has the term, which does not depend on p (*i.e.*, the value of a constant at $p = 0$), and the term, which is directly proportional to p . The constant C_1 is directly proportional to p and equals 0 at $p = 0$. Usually, the 'inclusion in the matrix' model was considered only at $p = 0$, but taking into account

non-zero values of p allows us to obtain effective elastic characteristics of the inclusion, when it is inserted into a cavity within the matrix. These effective characteristics may differ from the elastic properties of a 'free' inclusion, when it is not within the matrix. If the expressions for the constants are substituted into Eq. (1), we obtain the following expressions for the displacements in the case $r = r_0$:

$$u'_r(r_0) = \frac{4\mu(r_m - r_0)}{4\mu + 3K'} - \frac{4\mu + 3K}{4\mu + 3K'} r_0 \frac{p}{3K}, \quad (7a)$$

$$u_r(r_0) = \frac{3K'(r_0 - r_m)}{4\mu + 3K'} - \frac{4\mu + 3K}{4\mu + 3K'} r_0 \frac{p}{3K}. \quad (7b)$$

Here, there are also terms, which correspond to $p = 0$ and are directly proportional to p . Using Eq. (7), it is easy to obtain an expression for the radius of the inclusion, when it is inserted into a cavity within the matrix:

$$r_{ii} = r_0 + u'_r(r_0) = r_m + u_r(r_0) = \frac{3K'r_0 + 4\mu r_m}{4\mu + 3K'} - \frac{4\mu + 3K}{4\mu + 3K'} r_0 \frac{p}{3K}. \quad (8)$$

The dilation or relative change in volume of an inclusion inserted into a cavity within the matrix, when pressure p is applied, will be

$$\Delta = 3 \frac{r_{ii} - r_{ii}|_{p=0}}{r_{ii}|_{p=0}} = -\frac{p}{K_{ii}}, \quad (9)$$

where

$$r_{ii}|_{p=0} = \frac{3K'r_0 + 4\mu r_m}{4\mu + 3K'}, \quad (10)$$

and K_{ii} is the effective bulk modulus of the inclusion, when it is inserted into a cavity within the matrix:

$$K_{ii} = \frac{3K'r_0 + 4\mu r_m}{4\mu + 3K} \frac{K}{r_0} = \frac{r_{ii}|_{p=0}}{r_0} \frac{4\mu + 3K'}{4\mu + 3K} K. \quad (11)$$

Note that $\frac{r_{ii}|_{p=0}}{r_0} \cong 1$ due to the fact that $u_r, u'_r \ll r_0, r_{ii}, r_m$, and thus,

$$K_{ii} \cong \frac{4\mu}{4\mu + 3K} K + \frac{3K}{4\mu + 3K} K' = f_K K + f_{K'} K', \quad (12)$$

where $f_K + f_{K'} = 1$, and $0 \leq f_K, f_{K'} \leq 1$. These conditions lead to the fact that the value of the effective modulus K_{ii} always lies between the val-

ues K and K' .

The relationships between the bulk moduli and the shear moduli will be as follow:

$$K' = 2(1 + \nu')\mu' / [3(1 - 2\nu')], \quad K = 2(1 + \nu)\mu / [3(1 - 2\nu)], \quad (13a)$$

$$K_{ii} = 2(1 + \nu_{ii})G_{ii} / [3(1 - 2\nu_{ii})], \quad (13b)$$

where ν_{ii} is the effective Poisson's ratio of the inclusion, when it is inserted into a cavity within the matrix, G_{ii} is the effective shear modulus of such an inclusion. If we use Eqs. (12) and (13), we can derive the equation

$$G_{ii} = f_{\mu}\mu + f_{\mu'}\mu', \quad (14)$$

where

$$f_{\mu} = \frac{2(1 - 2\nu_{ii})(1 + \nu)}{3(1 + \nu_{ii})(1 - \nu)}, \quad f_{\mu'} = \frac{(1 - 2\nu_{ii})(1 + \nu)(1 + \nu')}{3(1 + \nu_{ii})(1 - \nu)(1 - 2\nu')}. \quad (15)$$

The unknown parameter ν_{ii} can be determined from the condition

$$f_{\mu} + f_{\mu'} = \frac{1 + \nu}{1 - \nu} \frac{1 - \nu'}{1 - 2\nu'} \frac{1 - 2\nu_{ii}}{1 + \nu_{ii}} = 1. \quad (16)$$

In this case, we have

$$\nu_{ii} = \frac{\nu' + 2\nu - 3\nu'\nu}{3 - 4\nu' + \nu} \quad (17)$$

and

$$f_{\mu} = \frac{2(1 - 2\nu')}{3(1 - \nu')}, \quad f_{\mu'} = \frac{1 + \nu'}{3(1 - \nu')}. \quad (18)$$

Note that f_{μ} and $f_{\mu'}$ depend only on the Poisson's ratio of the inclusion in the free state.

Equations (14), (16), (18) lead to the fact that the value of the effective shear modulus G_{ii} always lies between the values μ and μ' .

Now, it is necessary to interpret the parameters of the 'inclusion in the matrix' model from the point of view of the solute atom. Firstly, $r_0 = k_i s_i / 2$, where s_i is the distance between the nearest atoms (atomic diameter) in the pure component i , and k_i is the correction factor for the interatomic distance, which is due to the fact that the same atom in different crystal lattices with different co-ordination numbers will exhibit different sizes (interatomic distances), and the lattice of the pure component i may differ from the lattices of the alloy. For example, we

know about the Goldschmidt's correction, which allows us to convert the size of an atom in the lattice of a metallic material with a certain co-ordination number into the size that this atom would have in a close-packed lattice with a co-ordination number of 12. In particular, if an atom in a b.c.c. lattice with a co-ordination number of 8 has a certain size (the distance between the nearest atoms), then, this atom in an f.c.c. lattice with a co-ordination number of 12 will exhibit a size approximately 1.03 times larger. Secondly, $r_m = s_{\text{lat}}/2$, where s_{lat} is the average distance between the nearest atoms in the alloy (the average material—the virtual matrix-solvent). Thirdly, $r_{ii}|_{p=0} = s_{ii}/2$, where s_{ii} is the effective diameter of the atom of component i , which is dissolved in the matrix-solvent. In addition, $\mu' = g_i G_i$, $\mu = G$, $\nu' = n_i \nu_i$, where G_i is the shear modulus of the pure component i , g_i is the correction factor for the shear modulus, which is related to the fact that the same atom in different crystal lattices can be assigned a different shear modulus similarly to different size, G is the shear modulus of the alloy (virtual matrix-solvent), ν_i is the Poisson's ratio of the component i , n_i is the correction factor for the Poisson's ratio, which is related to the fact that the same atom in different crystal lattices can be assigned the different Poisson's ratios similarly to different sizes and shear moduli. Let us add that ν is also the Poisson's ratio of the alloy (virtual matrix-solvent).

It should be explained here that an individual solute atom certainly does not have a real shear modulus and Poisson's ratio, and the attribution of these characteristics to such an atom is purely conditional. For clarity, one can imagine that such elastic properties are possessed by some virtual material, which has a crystal lattice such as an alloy has and consists entirely of atoms identical to the solute; nevertheless, this will be only an approximation. In fact, the shear modulus and Poisson's ratio attributed to a solute atom characterize indirectly its potential for interatomic interaction. The use of elastic characteristics attributed to a solute atom is successfully used in modelling solid solutions [33, 34].

It should also be added that averaging the corrected atomic sizes of the components should give us the average distance between the nearest atoms in the alloy (the average atomic diameter in the alloy). For the shear moduli and Poisson's ratios, the only assumption that will be valid is that the shear modulus and Poisson's ratio of the alloy should lie between their respective estimates by Voigt's and Reuss's formulae, which are made using the corrected values of the shear moduli and Poisson's ratios of the components. Thus, the following conditions should be satisfied:

$$s_{\text{lat}} = \sum_i k_i s_i X_i, \quad G_R \leq G \leq G_V, \quad \nu_R \leq \nu \leq \nu_V, \quad (19)$$

where X_i is the atomic fraction of component i (note that the sum of the atomic fractions of all components is equal to unity), $G_V = \sum_i g_i G_i X_i$ is the estimate of shear modulus of the alloy by Voigt, $G_R = 1/\sum_i [X_i/(g_i G_i)]$ is the estimate of shear modulus of the alloy by Reuss, $\nu_V = \sum_i n_i \nu_i X_i$ is the estimate of Poisson's ratio of the alloy by Voigt, $\nu_R = 1/\sum_i [X_i/(n_i \nu_i)]$ is the estimate of Poisson's ratio of the alloy by Reuss.

Note that G_{ii} and ν_{ii} can be interpreted as the effective shear modulus and Poisson's ratio of the atom of component i , which is dissolved in the matrix-solvent, *i.e.*, is surrounded by atoms of other components.

Determination of correction factors k_i , g_i and n_i is a separate task for each alloy. Here, we show, as an example, a possible algorithm for determining these factors for the Cantor's alloy CrCoNiFeMn. Let us set $i = 1$ for Cr, $i = 2$ for Co, $i = 3$ for Ni, $i = 4$ for Fe, $i = 5$ for Mn. Firstly, this alloy has an f.c.c. lattice, which is close-packed with a co-ordination number of 12. Secondly, the pure components Co and Ni have an h.c.p. lattice and an f.c.c. one, respectively, which are also close-packed with a co-ordination number of 12; thus, we can assume that the size, shear modulus and Poisson's ratio for the atoms of these components will be the same in the lattices of the pure components and in the lattice of the alloy, *i.e.*, the correction factors k_i , g_i and n_i for these components will be equal to unity at all temperatures ($k_2 = k_3 = 1$, $g_2 = g_3 = 1$, $n_2 = n_3 = 1$). Thirdly, the pure Cr and Fe components have b.c.c. lattices with a co-ordination number of 8. Thus, we can assume that k_i for these components are the same and close to 1.03 according to the Goldschmidt's correction ($k_1 = k_4 = k$). Fourthly, the pure Mn component has a special cubic lattice, in which there is no single co-ordination number; nevertheless, we assume that the correction factor $k_5 = \zeta_s k$ for its atomic size will be close to the corresponding correction factors of Cr and Fe, where ζ_s is a number close to unity. When k_5 and k are sufficiently close to each other over a wide temperature range, the temperature dependence of ζ_s can be neglected. Similarly, we can assume that $g_1 = g_4 = g$, $n_1 = n_4 = n$ and $g_5 = \zeta_g g$, $n_5 = \zeta_n n$, where ζ_g is a number close to unity, the dependence of which on temperature can be neglected, ζ_n is the same for all temperatures, since the temperature dependence of Poisson's ratio can be neglected. If we set ζ_s , then, we can find k and k_5 from the balance Eq. (19) for a given temperature with known temperature dependences of s_{lat} , s_1 , s_2 , s_3 , s_4 , and s_5 . The task of finding g , g_5 , n , and n_5 is more complicated. In addition to selecting ζ_g and ζ_n , we must set and solve for each temperature the auxiliary equations $(G_V - G)/(G_V - G_R) = \xi_G$, $(\nu_V - \nu)/(\nu_V - \nu_R) = \xi_\nu$, where ξ_G and ξ_ν determine the exact positions of G and ν between the corresponding estimates according to the Voigt's and Reuss's formulae. The param-

ters ξ_G and ξ_v can take values between 0 and 1. The auxiliary equations replace essentially inequalities (19). It should be noted that the bulk modulus and Young's modulus of the alloy at each temperature must also lie between their corresponding estimates according to the Voigt's and Reuss's formulae, which are made using the bulk moduli and Young's moduli of the components, which are found through the corrected shear moduli and Poisson's ratios of the components.

Thus, taking into account formulae (10), (14), and the above-mentioned interpretation of the model parameters, both the effective diameter and the effective shear modulus of the solute atom of component i required to calculate the average distortion of the alloy will be

$$s_{ii} = f_{\text{lat}} s_{\text{lat}} + f_s k_i s_i, \quad (20)$$

where

$$f_{\text{lat}} = \frac{2(1 - 2n_i v_i)G}{2(1 - 2n_i v_i)G + (1 + n_i v_i)g_i G_i}, \quad f_s = \frac{(1 + n_i v_i)g_i G_i}{2(1 - 2n_i v_i)G + (1 + n_i v_i)g_i G_i} \quad (21)$$

and

$$G_{ii} = f_G G + f_{G'} g_i G_i, \quad (22)$$

where

$$f_G = \frac{2(1 - 2n_i v_i)}{3(1 - n_i v_i)}, \quad f_{G'} = \frac{1 + n_i v_i}{3(1 - n_i v_i)}. \quad (23)$$

Average distortion of the alloy crystal lattice is defined [27] as

$$\chi = \left(\sum_{i=1}^N (\eta_i'^2 + \alpha_0^2 \delta_i^2) X_i \right)^{2/3}, \quad (24)$$

where α_0 is a constant, which is equal to 16 for edge dislocations [22, 27, 35], $\delta_i = (1/s_{\text{lat}})(ds_{\text{lat}}/dX_i)$ is the size mismatch of the solute atoms of component i compared to the atoms of the virtual matrix-solvent, and $\eta_i' = \eta_i / (1 + 0.5|\eta_i|)$, $\eta_i = (1/G)(dG/dX_i)$ is the elastic modulus mismatch of the solute atoms of component i compared to the atoms of the matrix-solvent [27]. In accordance with Ref. [22], the parameters δ_i and η_i can be calculated as

$$\delta_i = 2 \frac{s_{ii} - s_{\text{lat}}}{s_{ii} + s_{\text{lat}}}, \quad \eta_i = 2 \frac{G_{ii} - G}{G_{ii} + G}. \quad (25)$$

To find the temperature dependence of the average distortion $\chi(T)$ of the crystal lattices of the alloy, it is necessary to determine $\delta_i(T)$ and

$\eta_i(T)$ for different temperatures, *i.e.*, to determine $s_{ii}(T)$ and $G_{ii}(T)$; for this purpose, it is necessary to use the dependences $s_i(T)$, $s_{\text{lat}}(T)$, $G_i(T)$, $G(T)$, and Poisson's ratios ν_i (the parameters ν_i can be approximately considered independent of temperature).

Next, it is useful to calculate and analyse the temperature dependences of the relative shear modulus $G(T)/G(0)$, the relative average distortion $\chi(T)/\chi(0)$, and the factor $\kappa(T) = \chi(T)G(T)/(\chi(0)G(0))$.

3. RESULTS AND DISCUSSION

To verify the modified 'inclusion in the matrix' model for determining the effective characteristics of solute atoms in a multicomponent alloy, the CrCoNiFeMn alloy was chosen. The temperature dependences of $s_i(T)$, $s_{\text{lat}}(T)$, $G_i(T)$ and $G(T)$ for its individual components and the alloy itself are described in Ref. [36]. The CrCoNiFeMn alloy is a substitutional solid solution with an f.c.c. lattice. At $T = 0$ K, this alloy has an average distance between the nearest atoms $s_{\text{lat}} = 0.253$ nm, a shear modulus $G = 84$ GPa, a Poisson's ratio $\nu = 0.25$, a bulk compressive modulus $K = 140$ GPa, and a Young's modulus $E = 210$ GPa. The atomic sizes, shear moduli, and Poisson's ratios of the pure components at $T = 0$ K are given in Table 1.

To calculate the effective diameter s_{ii} of the solute atom of component i and its effective shear modulus G_{ii} according to formulae (20) and (22) at various temperatures, it is necessary to determine the cor-

TABLE 1. Atomic sizes, shear moduli and Poisson's ratios of the pure components, correction factors and corrected values of sizes, shear moduli and Poisson's ratios for solute atoms in the CrCoNiFeMn alloy.

i	Cr	Co	Ni	Fe	Mn
	1	2	3	4	5
X_i	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2
s_i at $T = 0$ K, nm	0.252	0.249	0.249	0.248	0.25
G_i at $T = 0$ K, GPa	110	84	88	87	86
ν_i	0.21	0.34	0.32	0.29	0.22
k_i at $T = 0$ K	1.021	1	1	1.021	1.037
g_i at $T = 0$ K	0.879	1	1	0.879	0.87
n_i	0.642	1	1	0.642	1.284
$k_i s_i$ at $T = 0$ K, nm	0.257	0.249	0.249	0.253	0.259
$g_i G_i$ at $T = 0$ K, GPa	97	84	88	76	75
$n_i \nu_i$	0.14	0.34	0.32	0.19	0.29

rection factors k_i , g_i and n_i for each temperature. We will do this according to the algorithm described above for the CrCoNiFeMn alloy.

Since Co and Ni as pure components have close-packed lattices with a co-ordination number of 12, we assume that the sizes, shear moduli and Poisson's ratios for the atoms of these components will be the same in the lattices of the pure components and in the lattices of the alloy, *i.e.*, at all temperatures, $k_2 = k_3 = 1$, $g_2 = g_3 = 1$, and $n_2 = n_3 = 1$. For the temperature-dependent diameter of the solute atom of Mn, we assume that $\zeta_s = 1.016$ in the entire temperature range considered. That is, we assume that the correction factor for the size of the solute atoms of Mn is slightly larger than the factor for the sizes of the solute atoms of Cr and Fe. Then, $k_1 = k_4 = k$ and k_5 can be calculated in the entire temperature range considered taking into account the balance equation for the dimensions (19), s_i and s_{lat} , for each temperature (Fig. 2). It is seen that these coefficients depend weakly on temperature and are very close to 1.03, *i.e.*, to the Goldschmidt's correction factor (with transition from co-ordination number of 8 to co-ordination number of 12). This is an indirect proof of the correctness of such an approach.

Let us also assume that $\zeta_g = 0.99$ in the entire temperature range considered, *i.e.*, the correction factor for the shear modulus of solute atoms of Mn is slightly smaller than the factor for the shear moduli of solute atoms of Cr and Fe. This is plausible, since it is logical to associate a slightly smaller shear modulus with a slightly larger diameter of solute atom of Mn. For the auxiliary equation corresponding to the shear modulus, we will assume $\xi_G = 0.5$ that is the best value for esti-

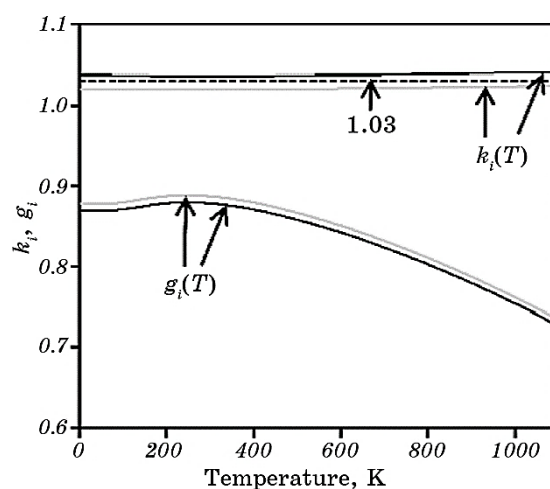


Fig. 2. Dependences of correction coefficients k_i and g_i on temperature for Cr, Fe and Mn atoms. Gray lines are for Cr and Fe atoms; black lines are for Mn atoms.

mating the shear modulus.

Then, $g_1 = g_4 = g$ and g_5 can be calculated in the entire temperature range considered using the auxiliary equation, G_i , and G for each temperature (Fig. 2). These coefficients depend on temperature more strongly than the coefficients for the atomic sizes and are less than unity that corresponds to a decrease in the effective shear modulus of the solute atom relative to the modulus of the pure component. An increase of the atomic size contributes to a corresponding decrease of the shear modulus. The task of determining $n_1 = n_4 = n$ and n_5 is more difficult. The parameters ζ_n and ξ_v must be determined, so that the bulk modulus and Young's modulus of the alloy lay between their corresponding estimates according to the Voigt's and Reuss's formulae at each temperature. These estimates should be made using the bulk moduli K_i^{corr} and Young's moduli E_i^{corr} of the components, which are found through the corrected shear moduli and Poisson's ratios of the components: $K_i^{\text{corr}} = 2(1 + n_i \nu_i)g_i G_i / [3(1 - 2n_i \nu_i)]$, $E_i^{\text{corr}} = 2(1 + n_i \nu_i)g_i G_i$.

In addition, it should be taken into account that the average distortion of the alloy, according to formula (24), at $T = 0$ K should be $\chi = 0.094$ as calculated in Ref. [36]. Taking into account these conditions, we have $\zeta_n = 2$ and $\zeta_v = 0.095$. Then, the auxiliary equation for Poisson's ratio allows us to calculate the correction factors $n_1 = n_4 = n$ and n_5 (Table 1).

When all the correction factors are determined, we can calculate the effective diameter s_{ii} of the solute atom of component i and its effective shear modulus G_{ii} according to formulae (20) and (22) at various temperatures (Fig. 3). The temperature dependences $s_{ii}(T)$ and $G_{ii}(T)$ look qualitatively like the corresponding dependences $s_{\text{lat}}(T)$ and $G(T)$ for

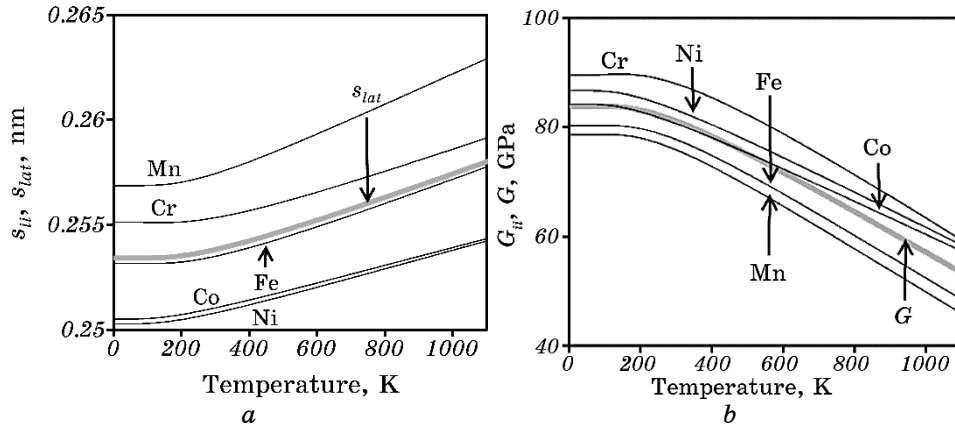


Fig. 3. Dependences of the distances between the nearest atoms $s_{ii}(T)$ and s_{lat} (a) and the shear moduli G_{ii} and G (b) on temperature for the CrCoNiFeMn alloy.

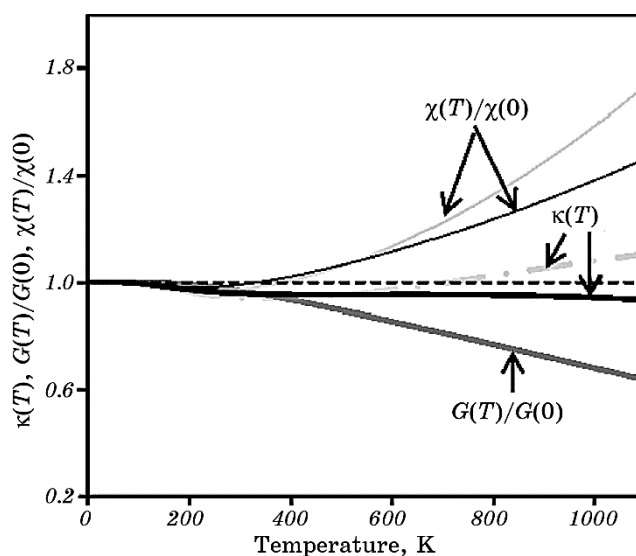


Fig. 4. Dependences of the relative shear modulus $G(T)/G(0)$ of the alloy, its relative average distortion $\chi(T)/\chi(0)$, and the factor $\kappa(T)$ on temperature for the CrCoNiFeMn alloy. Black lines are calculated in this work; grey lines are calculated in work [36].

the alloy, but lie above and below the latter. Thus, we can calculate the atomic-size mismatch and elastic-modulus mismatch of the solute atoms of component i compared to the atoms of the virtual matrix-solvent using formulae (25) throughout the entire considered temperature range.

Next, according to formula (24), the average distortion χ of the crystal lattice is calculated for various temperatures; then, the relative average distortion $\chi(T)/\chi(0)$ and the factor $\kappa(T) = \chi(T)G(T)/(\chi(0)G(0))$ are calculated. The temperature dependences of these parameters together with the dependence of the relative shear modulus are shown in Fig. 4. It can be seen that the relative average distortion, which is calculated using the effective characteristics of solute atoms determined using the modified model proposed here, increases with temperature.

In general, complementing the calculations made in Ref. [36], the modified model allows us to calculate the effective characteristics of solute atoms in a multicomponent alloy at various temperatures.

4. CONCLUSION

A modified ‘inclusion in the matrix’ model is proposed to determine the effective characteristics of solute atoms in a multicomponent alloy at various temperatures. The model allows calculating the effective

diameter of a solute atom and the effective shear modulus assigned to it for each component. This becomes possible with the correct interpretation of the input parameters for modelling, in particular, with the correct determination of the correction factors for atomic sizes, shear moduli, and Poisson's ratios for alloy components in a certain temperature range depending on the type of crystal lattices of pure components and the alloy. The effective diameters and shear moduli of solute atoms make it possible to determine the temperature dependences of the mismatches of atomic sizes and elastic moduli, *i.e.*, to calculate the temperature dependence of the average distortion of the crystal lattice of the alloy.

REFERENCES

1. D. B. Miracle and O. N. Senkov, *Acta Mater.*, **122**: 448 (2017).
2. E. P. George, W. A. Curtin, and C. C. Tasan, *Acta Mater.*, **188**: 435 (2020).
3. F. R. N. Nabarro, *The Physics of Metals* (Ed. P. B. Hirsch) (Cambridge: Cambridge University Press: 1976), p. 152.
4. R. Labusch, *Czech. J. Phys. B*, **31**: 165 (1981).
5. G. Leyson, W. Curtin, L. Hector, and C. F. Woodward, *Nature Mater.*, **9**: 750 (2010).
6. G. P. M. Leyson, L. G. Hector, and W. A. Curtin, *Acta Mater.*, **60**: 3873 (2012).
7. G. P. M. Leyson and W. A. Curtin, *Modelling Simulation Mater. Sci. Eng.*, **24**: 065005 (2016).
8. C. Varvenne, A. Luque, and W. A. Curtin, *Acta Mater.*, **118**: 164 (2016).
9. C. Varvenne, G. P. M. Leyson, M. Ghazisaeidi, and W. A. Curtin, *Acta Mater.*, **124**: 660 (2017).
10. M. Zaiser, *Phil. Mag. A*, **82**, Iss. 15: 2869 (2002).
11. J.-H. Zhai and M. Zaiser, *Mater. Sci. Eng. A*, **740–741**: 285 (2019).
12. A. V. Podolskiy, E. D. Tabachnikova, V. V. Voloschuk, V. F. Gorban, N. A. Krapivka, and S. A. Firstov, *Mater. Sci. Eng. A*, **710**: 136 (2018).
13. S. O. Firstov, T. G. Rogul, N. A. Krapivka, and S. I. Chugunova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 2: 219 (2018) (in Russian).
14. S. O. Firstov and T. G. Rogul, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 1: 33 (2017) (in Russian).
15. L. A. Gypen and A. Deruyttere, *J. Mater. Sci.*, **12**: 1028 (1977).
16. A. S. Argon, *Strengthening Mechanisms in Crystal Plasticity* (Oxford: Oxford University Press: 2008).
17. U. F. Kocks, A. S. Argon, and M. F. Ashby, *Prog. Mater. Sci.*, **19**: 110 (1975).
18. F. Otto, A. Dlouhy, C. Somsen, H. Bei, G. Eggeler, and E. P. George, *Acta Mater.*, **61**: 5743 (2013).
19. A. Gali and E. P. George, *Intermetallics*, **39**: 74 (2013).
20. S. J. Sun, Y. Z. Tian, H. R. Lin, X. G. Dong, Y. H. Wang, Z. J. Wang, and Z. F. Zhang, *J. Alloys Compd.*, **806**: 992 (2019).
21. G. Laplanche, J. Bonneville, C. Varvenne, W. A. Curtin, and E. P. George, *Acta Mater.*, **143**: 257 (2018).
22. M. Lugovy, V. Slyunyayev, and M. Brodnikovskyy, *Prog. Natural Sci.: Mater.*

- Int.*, **31**: 95 (2021).
23. M. I. Lugovy, V. M. Slyunyayev, M. P. Brodnikovskyy, and S. O. Firstov, *Ehlektronna Mikroskopiya i Mitsnist' Materialiv*, **23**: 3 (2017) (in Ukrainian).
 24. M. I. Lugovy, V. M. Slyunyayev, and M. P. Brodnikovskyy, *Ehlektronna Mikroskopiya i Mitsnist' Materialiv*, **25**: 26 (2019) (in Ukrainian).
 25. M. Lugovy, D. Verbylo, and M. Brodnikovskyy, *Uspikhy Materialoznavstva*, No. 6: 15 (2023) (in Ukrainian).
 26. M. Lugovy, D. Verbylo, and M. Brodnikovskyy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 3: 303 (2025).
 27. M. Lugovy, D. Verbylo, and M. Brodnikovskyy, *Uspikhy Materialoznavstva*, No. 3: 24 (2021) (in Ukrainian).
 28. M. Lugovy, D. Verbylo, and M. Brodnikovskyy, *Uspikhy Materialoznavstva*, No. 4/5: 12 (2022) (in Ukrainian).
 29. M. Lugovy, D. Verbylo, and M. Brodnikovskyy, *Uspikhy Materialoznavstva*, No. 7: 3 (2023) (in Ukrainian).
 30. M. Lugovy, D. Verbylo, and M. Brodnikovskyy, *Uspikhy Materialoznavstva*, No. 2: 19 (2021) (in Ukrainian).
 31. M. Lugovy, D. Verbylo, and M. Brodnikovskyy, *Uspikhy Materialoznavstva*, No. 4/5: 36 (2022) (in Ukrainian).
 32. S. O. Firstov and T. G. Rogul, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 1: 127 (2022) (in Ukrainian).
 33. J. D. Eshelby, *Solid State Physics*, **3**: 79 (1956).
 34. R. L. Fleischer, *Acta Metallurgica*, **11**: 203 (1963).
 35. I. Toda-Caraballo, *Scripta Mater.*, **127**: 113 (2017).
 36. M. Lugovy, D. Verbylo, and M. Brodnikovskyy, *Uspikhy Materialoznavstva*, Nos. 8/9: 13 (2024) (in Ukrainian).

PACS numbers: 06.60.Vz, 61.66.Dk, 61.72.Ff, 62.20.mt, 81.20.Vj, 81.40.Cd, 81.40.Np

Аналіза структурних змін зварних з'єднань стопів АМг6

С. О. Абрамов, Ю. П. Синиціна*

*Київський інститут Національної гвардії України,
вул. Оборони Києва, 7,
03179 Київ, Україна*

**Дніпровський державний університет внутрішніх справ,
проспект Науки, 26,
49005 Дніпро, Україна*

Алюмінієві стопи широко використовуються в авіаційній, автомобільній, суднобудівній та інших галузях промисловості завдяки їхнім високим показникам міцності за малої питомої ваги, корозійної стійкості та добрій технологічності. Однак під час зварювання цих матеріалів відбуваються істотні структурні зміни, що можуть впливати на механічні та експлуатаційні характеристики з'єднання. У процесі зварювання алюмінієві стопи піддаються високотемпературному впливу, що приводить до розчинення та повторного випадіння фаз, що зміцнює структуру у термозміцнених стопах, до можливого збільшення зерна в зоні термічного впливу, що може погіршувати механічні властивості, а також до формування дендритної структури у зварному шві, що впливає на пластичність і міцність з'єднання. Через високу теплопровідність і широкий інтервал кристалізації алюмінієві стопи схильні до гарячих тріщин. Аналіз структурних змін дає змогу виявити вплив хемічного складу стопу на схильність до утворення тріщин і формування евтектичних фаз, які мо-

Corresponding author: Serhiy Oleksiyovych Abramov
E-mail: abramovs706@gmail.ua

*Kyiv Institute of the National Guard of Ukraine,
7 Oborony Kyiv Str., UA-03179 Kyiv, Ukraine*

**Dnipro State University of Internal Affairs,
26, Nauky Avenue, UA-49005 Dnipro, Ukraine*

Citation: S. O. Abramov and Y. P. Synytsina, Analysis of Structural Changes in Welded Joints of AMg6 Alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 8: 799–818 (2025) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.47.08.0799](https://doi.org/10.15407/mfint.47.08.0799)

© 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>)

жуть сприяти розвитку тріщин у зварному шві. Розподіл залишкових напружень у зварному з'єднанні може викликати додаткові структурні зміни, що понижують довговічність виробу; тому було обрано вікові показники у 9 і 13 років. За допомогою дослідження мікроструктури здійснено оцінювання деградації матеріалу в зоні стоплення після зварювання та вплив залишкових напружень на ймовірність появи корозії під напруженням. Корозійна стійкість зварних з'єднань і зміни у структурі матеріалу після зварювання можуть призвести до формування анодних і катодних ділянок, що пришвидшує корозію та випадіння вторинних фаз, яке знижує стійкість до міжкристалітної корозії. Аналіз структурних змін у зварних з'єднаннях алюмінієвих стопів є необхідною задля підвищення надійності та довговічності зварних конструкцій. Вона уможливорює оцінити механізми деградації матеріалу, оптимізувати режими зварювання та розробити методи додаткового термооброблення для поліпшення експлуатаційних характеристик.

Ключові слова: зварні з'єднання, стопи, термічний вплив, старіння, фраттограма.

Aluminium alloys are widely used in aviation, automotive, shipbuilding and other industries due to their high strength at low specific gravity, corrosion resistance, and good processability. However, during welding of these materials, significant structural changes occur that can affect the mechanical and operational characteristics of the joint. During welding, aluminium alloys are exposed to high temperatures that leads to dissolution and reprecipitation of strengthening phases in heat-strengthened alloys, to a possible increase in grain size in the heat-affected zone, which can worsen mechanical properties, as well as to formation of a dendritic structure in the weld, which affects the plasticity and strength of the joint. Due to their high thermal conductivity and wide crystallization interval, aluminium alloys are prone to hot cracks. Analysis of structural changes allows identifying the influence of the chemical composition of the alloy on the susceptibility to cracking and the formation of eutectic phases, which can contribute to the development of cracks in the weld. The distribution of residual stresses in the welded joint can cause additional structural changes that reduce the durability of the product; therefore, the age indicators of 9 and 13 years are chosen. Using the study of the microstructure, the degradation of the material in the fusion zone after welding and the influence of residual stresses on the probability of stress-corrosion cracking is assessed. The corrosion resistance of welded joints and changes in the structure of the material after welding can lead to the formation of anodic and cathodic areas that accelerates corrosion and the precipitation of secondary phases, which reduces resistance to intergranular corrosion. Analysis of structural changes in welded joints of aluminium alloys is necessary to increase the reliability and durability of welded structures. It allows evaluating the mechanisms of material degradation, to optimize welding modes, and to develop additional heat-treatment methods to improve performance.

Key words: welded joints, alloys, thermal effect, ageing, fractograph.

(Отримано 10 квітня 2025 р.; остаточн. варіант — 21 травня 2025 р.)

1. ВСТУП

В даний час істотно зросло використання алюмінієвих стопів у транспортній, будівельній та інших галузях промисловості. Значне поширення отримали алюмінієві стопи, які деформуються. Вони оптимально поєднують механічні характеристики з оптимальною технологічністю за порівняно невисокої вартості.

Ці стопи мають достатньо високу конструкційну міцність і підвищену пластичність, що дає змогу уникнути крихкого руйнування деталей і конструкцій, що з них виготовляються. У той же час, дія циклічних і динамічних навантажень під час експлуатації може призводити до деградації поверхневих шарів, що істотно знижує довговічність виробів за рахунок втоми та спрацювання [1].

Актуальним напрямом поліпшення експлуатаційних властивостей є модифікування робочих поверхонь даних стопів. Найбільш поширеною методою зміцнення поверхневих шарів металів і стопів є поверхнева пластична деформація [2, 3], зокрема в таких матеріалах, як стоп АМг6, який знайшов широке застосування в різних галузях промисловості завдяки пластичності та гарній зварюваності.

Під час попередніх досліджень [4] було визначено й обґрунтовано конструкцію, матеріали та методи виробництва вітроенергетичних установок для використання їх в умовах забезпечення національної безпеки й оборони. Тому проведення дослідження з метою сприяння розробленню малопотужної вітроенергетичної установки, яка буде відповідати потребам невеликих підрозділів, зокрема спостережних постів, командних спостережних постів взводів оперативного призначення, рот оперативного призначення для забезпечення заряду батарей радіостанції, безпілотних літальних апаратів, роботи апаратури, систем зв'язку та ін. підрозділів Національної гвардії України з метою підвищення ефективності забезпечення виконання бойових завдань під час відсічі збройної агресії, є актуальним.

Метою статті є проведення аналізу структурних змін зварних з'єднань стопів АМг6 після зварювання лопатей вітроенергетичних установок. Для досягнення визначеної мети було окреслено основні завдання, а саме: проведення аналізу формування структури у стопах системи Al–Mg під час старіння; аналізу структурних змін у зварних з'єднаннях після тривалого зберігання (старіння); проведення фрактографічного дослідження структурних змін у зварних з'єднаннях після тривалого зберігання (старіння).

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА/ТЕОРЕТИЧНА МЕТОДИКА

Методика дослідження полягала у проведенні металографічної, фрактографічної, рентгеноспектральної та рентгеноструктурної

аналіз. За результатами ретроспективної аналізи встановлено, що стопи Al–Mg не відносяться до термічно незміцнюваних, отже, не схильних до старіння. Але дослідження останніх років дали змогу встановити можливість природнього старіння. Оскільки стопи АМг6 традиційно використовуються у виробках, від яких вимагається підвищена надійність і збереження механічних характеристик упродовж тривалого часу, це питання є актуальним. Стопи із вмістом Магнію у 6% (за масою) і вище, як правило, містять інтерметалідну фазу Mg_5Al_8 (β -фазу), що має гранецентровану кубічну ґратницю, кількість і морфологія якої впливає на властивості стопів типу АМг6 [5]. За результатами аналізу діаграми стану стопів Al–Mg, впливає, що достатньо значна зміна розчинності β -фази (Mg_5Al_8) у α -фазі залежить від температури. Це може забезпечити в стопах із вмістом Магнію у 1,4–17,4% (за масою) після загартування однофазну структуру — пересичений твердий розчин. Під час старіння такого стопу за температури у 200°C відбувається виділення високодисперсної фази Mg_5Al_8 (β') з упорядкованою структурою переважно по межах зерен. Такий характер розпаду призводить до різкого пониження корозійної стійкості за дуже невеликого збільшення міцності [6]. Це пов'язане з низьким рівнем спотворень межі частинка виділень–матриця, а також низькою міцністю самих частинок. Також це явище можна пояснити реактивною дифузією, яка супроводжується руйнуванням або виникненням нових фаз. Реактивна дифузія здійснюється під час випадання хемічних сполук у стопах (старіння) або розчинення цих сполук. Характерною є наявність стрибка концентрацій у місцях зіткнення фаз.

В той же час можна говорити стосовно структурної металургійної спадковості. Сам термін «структурна металургійна спадковість» розуміють як сукупність явищ, пов'язаних із передачею структурних особливостей шихти через рідкий стан до виливка, оскільки приводить до уявлення про те, що в залежності від передісторії за одних і тих же температур і хемічного складу розтоп може перебувати в різних структурних станах, що, в свою чергу, підтверджується розгалуженням температурних залежностей властивостей (гістерезою) [7], одержаних під час нагрівання та подальшого охолодження зразків. Неоднозначність станів розтопів в умовах однакових параметрів хемічного складу та температури свідчить про те, що багато розтопів є нерівноважними та метастабільними [7].

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Структурні зміни у зварних з'єднаннях після тривалого зберігання (старіння)

У якості дослідного матеріалу було використано зразки стопу АМг6

в холоднокатаному стані, а також після старіння їх упродовж 9 і 13 років як у вихідному стані, так і після зварювання.

Експерименти полягали в аналізі структурних параметрів (об'ємна частка) β -фази, її дисперсності та рівномірності її розподілу (коефіцієнт суміжності) (табл. 1) для холоднокатаних зразків деформованого стопу типу АМГ6 у вихідному стані та після тривалого (9–13 років) природнього старіння їх за кімнатної температури.

Коефіцієнт суміжності визначали як частку сумарної площі граничної поверхні даної фази, розділену мікрочастинками тієї ж фази, за формулою

$$C_k = \frac{\Sigma S_{\beta\beta}}{\Sigma S_{\beta}}, \quad (1)$$

де $\Sigma S_{\beta\beta}$ — сумарна площа зіткнення мікрочастинок фази між собою в одиниці об'єму стопу АМГ6; ΣS_{β} — сумарна площа граничної по-

ТАБЛИЦЯ 1. Структурні характеристики стопу АМГ6 після природнього старіння.

TABLE 1. Structural characteristics of the AMg6 alloy after natural ageing.

№ з/п	Стан зразків	Об'ємна частка β -фази, %	Дисперсність, мкм	Коефіцієнт суміжності, $\cdot 10^{-6}$
1	Холоднокатане, вихідне	$4,8 \pm 0,2$	$1,1 \pm 0,1$	0,01
2	Холоднокатане, після 9 років старіння	$5,6 \pm 0,1$	$1,4 \pm 0,1$	0,01
3	Холоднокатане, після 13 років старіння	$5,4 \pm 0,1$	$1,2 \pm 0,1$	0,01
4	Зварне з'єднання, після 9 років старіння			
	– основний метал;	$5,7 \pm 0,1$	$1,6 \pm 0,1$	0,02
	– структура шва;	$11,0 \pm 0,1$	$3,4 \pm 0,1$	0,01
	– ЗТВ	$8,6 \pm 1,3$	$4,1 \pm 0,9$	0,16
5	Зварне з'єднання, після 13 років старіння			
	– основний метал;	$5,7 \pm 0,1$	$1,6 \pm 0,1$	0,11
	– структура шва;	$13,0 \pm 0,1$	$4,6 \pm 0,1$	0,04
	– ЗТВ	$11,2 \pm 1,3$	$4,6 \pm 0,9$	0,46
	– ЗТВ в області підвару	$19,0 \pm 0,2$	$6,2 \pm 0,3$	0,18

верхні β -фази в одиниці об'єму стопу АМг6. (У таблиці 1 використувалося скорочення ЗТВ — зона термічного впливу зварного шва.)

Структурні параметри визначали за допомогою автоматичного структурного аналізатора EPIQVANT Carl Zeiss (Німеччина). Результати наведено у вигляді гістограм на рис. 1, 2.

На рисунках 1, 2 стани зразка представлено цифрами 1–5: 1 — вихідний холоднокатаний стан після зберігання 9 і 13 років відповідно; 2 — зварне з'єднання–основний метал після зберігання 9–13 років відповідно; 3 — зварне з'єднання–шов після зберігання 9–13 років відповідно; 4 — зварне з'єднання–зона термічного впливу після зберігання 9–13 років відповідно; 5 — зварне з'єднання–зона термічного впливу в області ручного підвару після зберігання 9–13 років відповідно.

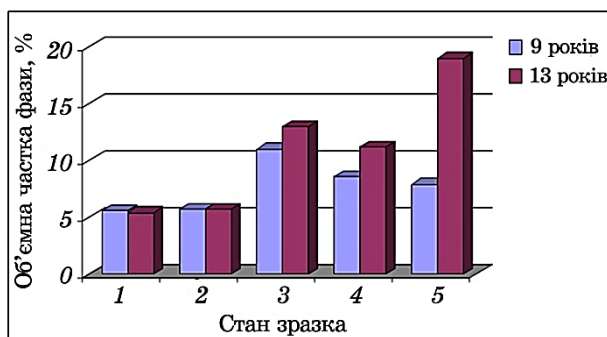


Рис. 1. Залежність об'ємної частки фази від стану зразка.

Fig. 1. Dependence of the volume fraction of the phase on the state of the sample.

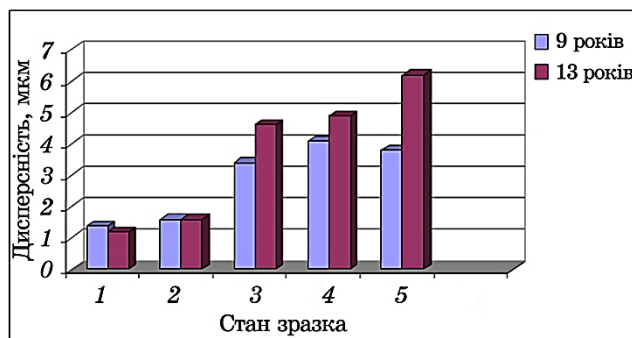


Рис. 2. Залежність дисперсності фази від стану зразка.

Fig. 2. Dependence of phase dispersion on the state of the sample.

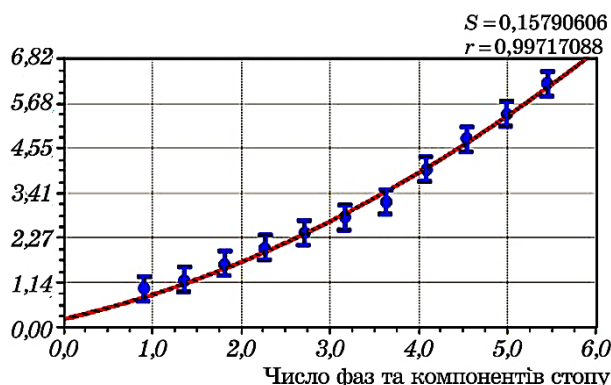


Рис. 3. Залежність експериментальної помилки від складу металу.

Fig. 3. Dependence of experimental error on metal composition.

З метою оцінки точності вимірювань було проведено комплексне дослідження трьох зразків стопу АМг6 з визначенням хемічного складу матриці та надлишкових фаз (C_i) методом мікрорентгено-спектральної аналізи та їхніх об'ємних часток (V_i). Сумарну експериментальну помилку (E) визначали як різницю між розрахунковою концентрацією елементу в стопі та її справжнім значенням за результатами хемічної аналізи (C_o):

$$E = \frac{C_i V_i - C_o}{C_o} 100\% . \quad (2)$$

Оброблення одержаних даних показало, що сумарна помилка визначається числом компонентів стопу та його фазовим складом і не перевищує 4% відносно (рис. 3).

Якісну металографічну аналізу та фотографування зразків проводили за допомогою мікроскопа ОПТОМ АХІОМАТ [13]. Мікроструктура холоднокатаного зразка стопу АМг6 являє собою орієнтовані в напрямку прокатування зерна твердого розчину з невеликою кількістю надлишкової фази (рис. 5, а). Залежність експериментальної помилки від складу стопу представлено у вигляді квадратичної функції $y = a + bx + cx^2$ з коефіцієнтами $a = 0,21868132$, $b = 0,47156177$, $c = 0,085181485$.

Структурна аналіза не виявила візуальних відмінностей із вихідним станом, про що свідчать результати порівняної аналізи мікроструктур, наведених на рис. 4.

Кількість ділянок, що мають схильність до подальшого крихтування, не виявлено, а саме, не виявлено формування безперервних зерномежових прошарків і перебігу процесів коалесценції надлишкової β -фази, оскільки таке не призводило до видимих структурних

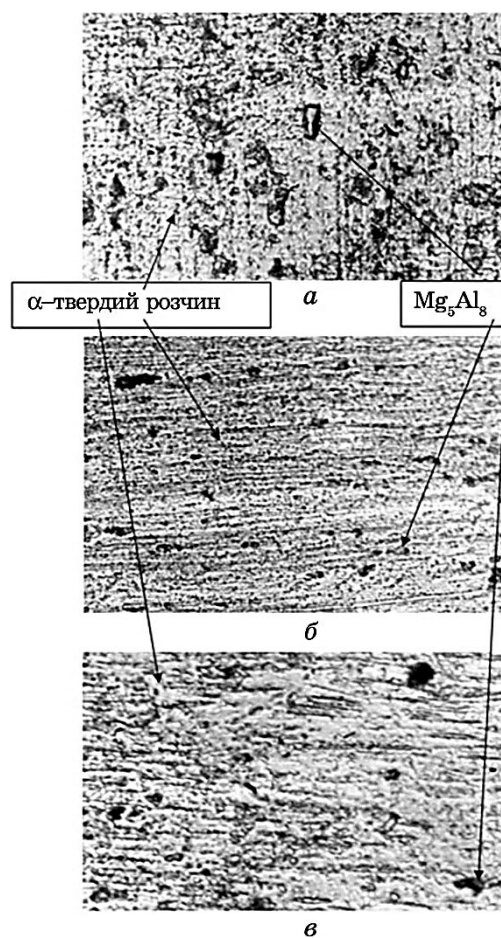


Рис. 4. Структура металу АМг6: вихідний стан, $\times 500$ (а), після природнього старіння 9 років, $\times 100$ (б), після природнього старіння 13 років, $\times 500$ (в).

Fig. 4. Structure of AMg6 metal: initial state, $\times 500$ (a), after natural ageing of 9 years, $\times 100$ (б), after natural ageing of 13 years, $\times 500$ (в).

змін. Отже, структура вихідних зразків і зразків, відібраних після зберігання упродовж 9–13 років, має незначні зміни.

За результатами рентгеноструктурної аналізи β -фаза має стехіометричну формулу Mg_5Al_8 (рис. 5).

Відмінність проявляється лише у незначному старінні стопу (невелике збільшення об'ємної частки β -фази та її розміру). Однак старіння не приводить до коалесценції надлишкових фаз чи формування безперервних зерномежових прошарків. Встановлено, що продукти розпаду твердого розчину сприяють міжкристалітній ко-

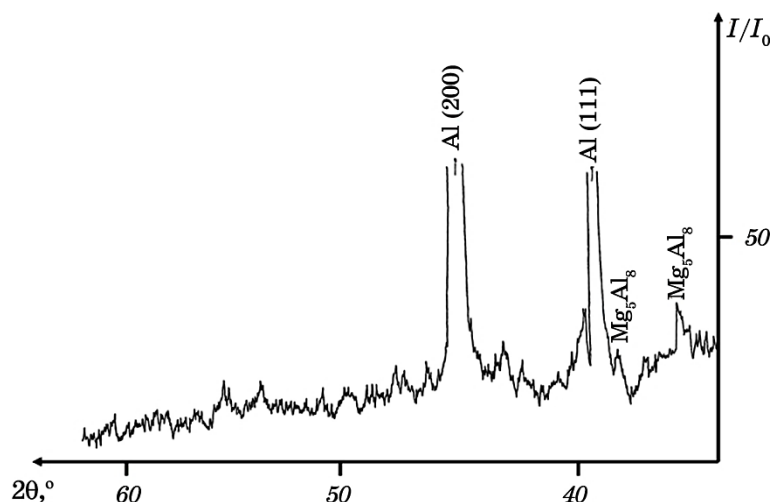


Рис. 5. Рентгенограма стопу АМг6 у вихідному стані.

Fig. 5. X-ray diffraction pattern of the AMg6 alloy in the initial state.

розії та корозійному розтріскуванню під напруженням особливо в агресивних середовищах [8].

Можна припустити, що більшою мірою виділення надлишкових фаз під час природнього старіння позначається на властивостях зварних сполук стопу АМг6. Це пояснюється відносною крупнозернистістю та ліквацийною неоднорідністю металу шва, а також локальними напруженнями в зоні його термічного впливу.

Технологія зварювального виробництва являє собою мікрометалургію, яка включає топлення металу за допомогою електричної дуги або газового пальника (за газового зварювання) у різних захисних середовищах.

Після топлення металу відбувається затвердіння рідкої металевої ванни часто з дуже високими швидкостями через невеликі обсяги рідини та високу теплопровідність основного металу. Внаслідок спрямованого тепловідведення у бік основного металу, що затвердів у зоні шва, утворюються стовпчасті кристали, які стикаються на лінії в центрі шва (рис. 6).

На сьогоднішній день для перевірки якості зварного з'єднання використовують сучасні методи контролю, які не руйнують вироби — рентгенівські, ультразвукові, магнетні, люмінесцентні та ін.

Однак макроструктурна та мікроструктурна аналізи можуть дати найбільш широке уявлення про структуру та дефекти зварного з'єднання. Після щавлення та сушіння зразків навіть під час візуального огляду поверхні макрошліфа зварного з'єднання можна виявити структуру, наведену на рис. 7.

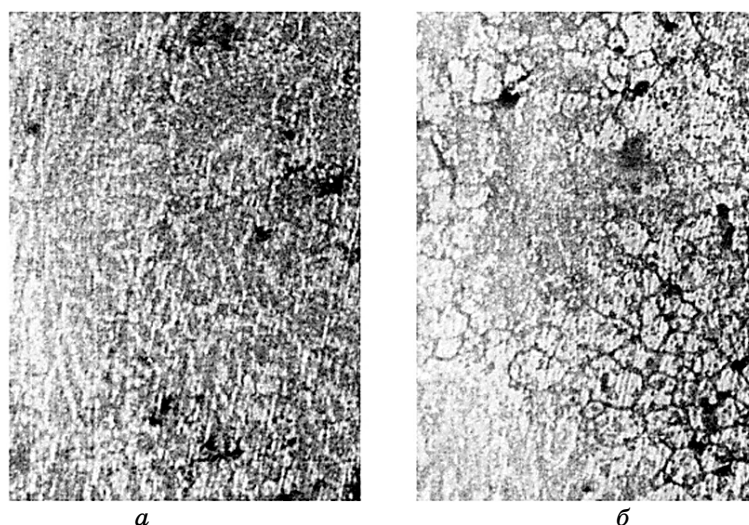


Рис. 6. Затвердіння шва: $\times 250$ (а), $\times 700$ (б).

Fig. 6. Seam hardening: $\times 250$ (a), $\times 700$ (b).

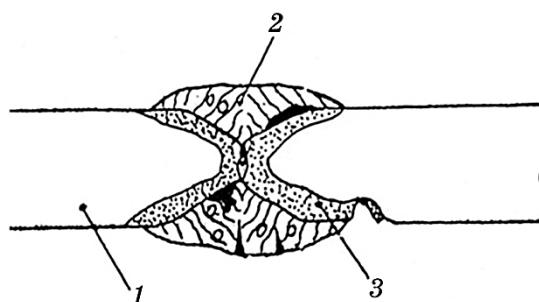


Рис. 7. Схема макроструктури зварного з'єднання: основний метал (1), нагрітий метал (2), зона термічного впливу (3) [9].

Fig. 7. Scheme of the macrostructure of a welded joint: base metal (1), weld metal (2), heat-affected zone (3) [9].

Структура металу в поздовжньому та поперечному напрямках щодо деформаційного впливу має рівномірно деформовані зерна твердого розчину; істотної анізотропії, яка впливає на можливість пониження механічних властивостей зразка, під час проведеної аналізу виявлено не було.

Структура ділянок зварювання різнотовщинних листів (які мають змінний переріз і різні ступені обтиснення під час пластичної деформації) практично ідентична і не має тріщин, пов'язаних зі

старінням стопу.

Під час зварювання неминуче нагрівання основного металу у зоні, що прилягає до зварного шва, до температур, близьких до температур топлення, що, в свою чергу, може привести до зростання зерен і появи інших дефектів. Ці структурні зміни в основному металі приводять до утворення нерівномірності властивостей зварного шва.

Аналіза структури зварного з'єднання по перерізу виробу після 9–13 років старіння показує відсутність макроскопічних дефектів.

Структуру зварного шва (рис. 8) представлено рівновісними включеннями надлишкової фази, схильної до сегрегації у міжвісних областях первинних дендритів.

Включення β -фази (Mg_5Al_8) значно більші, ніж у деформованому металі, проте її коалесценції та зерномежової орієнтації не виявле-

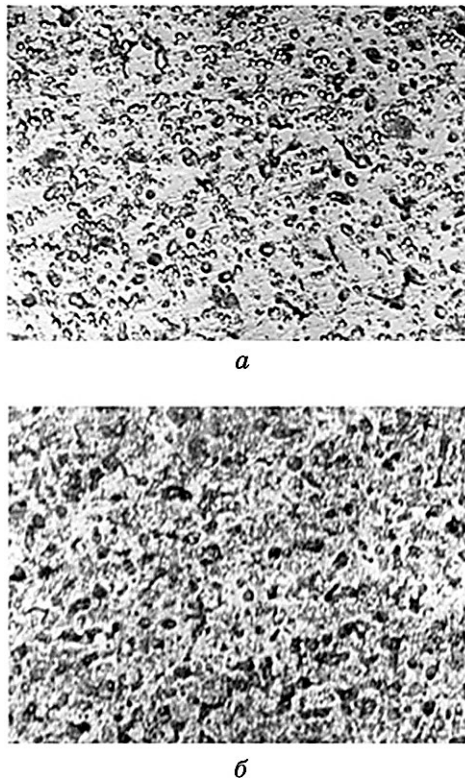


Рис. 8. Структура зварного шва стопу АМг6 після природнього старіння, $\times 500$: 9 років (*a*), 13 років (*б*).

Fig. 8. Structure of the weld of the AMg6 alloy after natural ageing, $\times 500$: 9 years (*a*), 13 years (*б*).

но.

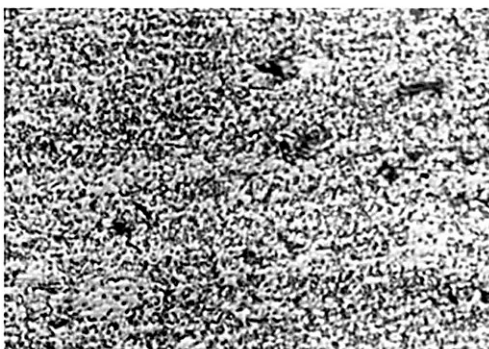
За автоматичного зварювання й оптимальних значень його погонної енергії зону термічного впливу представлено дещо більшою, порівняно з металом шва, кількістю β -фази (Mg_5Al_8), що виявляє деяку тенденцію до декорування зерен (рис. 9).

Проте зерномежові виділення мають фрагментарний характер. Як бачимо на рис. 9, у зоні термічного впливу шва на межі зі зварювальною ванною спостерігається утворення безперервних прошарків β -фази (Mg_5Al_8), що декорують первинні зерна. Більш детальне дослідження цих областей показує, що товщина міжзеренних виділень надлишкових фаз сягає 2–3 мкм, проте дрібність зерна стопу поряд з цим не порушується. Разом з тим, кількість ділянок, які мають схильність до подальшого окрихчування, збільшилася.

Водночас у місцях перегріву або ручного підварювання стиків



a



б

Рис. 9. Структура зони термічного впливу шва стопу АМг6 після природнього старіння, $\times 250$: 9 років (*a*), 13 років (*б*).

Fig. 9. Structure of the heat-affected zone of the AMg6 alloy weld after natural ageing, $\times 250$: 9 years (*a*), 13 years (*b*).

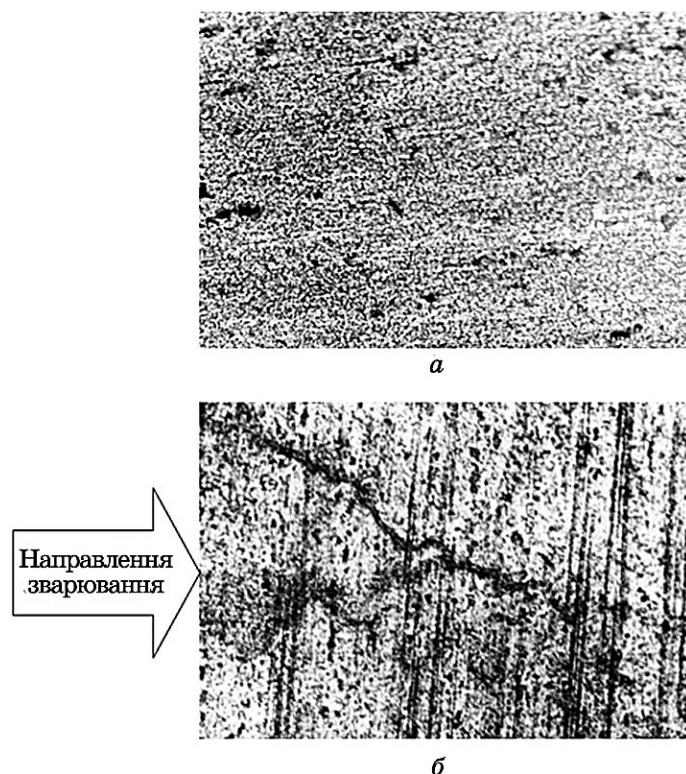


Рис. 10. Структура зони термічного впливу шва стопу АМг6 після природнього старіння (ручний підвар), $\times 250$: 9 років (а), 13 років (б).

Fig. 10. Structure of the heat-affected zone of the AMg6 alloy weld after natural ageing (manual underwelding), $\times 250$: 9 years (a), 13 years (b).

(рис. 10) мають місце достатньо протяжні зерномежові виділення, зона розташування яких є паралельною напрямку зварювання.

Порушення суцільності матеріалу та мікротріщин виявлено не було, проте зерномежове розташування β -фази становить значну небезпеку, тому що з подальшим тривалим зберіганням виробів можливе механічне та корозійне розтріскування металу [9–11].

3.2. Фрактографічне дослідження структурних змін у зварних з'єднаннях після тривалого зберігання (старіння)

Фрактографічна аналіза поверхні руйнування — це метод дослідження, який використовується для вивчення механізмів руйнування матеріалів шляхом аналізу їхніх поверхонь. Фрактографія уможливорює одержати важливу інформацію про причини та харак-

тер пошкодження, виявити дефекти в матеріалі й оцінити їхній вплив на міцність і надійність конструкцій. Фрактографічна аналіза поверхні руйнування проводилася з застосуванням растрового електронного мікроскопа JSM-35 фірми Jeol (Японія).

Вивчення та фотографування зразків проводили під час роботи растрового електронного мікроскопа в режимі вторинної електронної емісії. Кількісні міряння проводили в режимі графічного перетворення відеосигналу (Y-модуляція) з подальшою комп'ютерною обробкою. Під час аналізу зразків використовували пришвидшувальну напругу у 25 кВ і кут нахилу зразка у $30\text{--}60^\circ$ [14]. Кількісні характеристики структури визначали за методикою, яка входить до комплексу програмного забезпечення аналізатора зображення.

Фрактографічна аналіза поверхні руйнування зразків зварних з'єднань стопів після зберігання упродовж 9 та 13 років показала значні зміни у характері руйнування залежно від локалізації магистральної тріщини та геометричних параметрів зварного з'єднання. В якості узагальненого параметра, що враховує обидва ці чинники, був обраний безрозмірний коефіцієнт K , який представляє собою відношення величини зони термічного впливу шва до товщини виробу, що зварюється.

Фізичний зміст коефіцієнта K полягає в наступному: погонна енергія зварювання визначається перерізом деталей, що зварюються; перегрів металу у зварювальній ванні збільшує зону термічного впливу шва. Таким чином, K — коефіцієнт, що, з одного боку, враховує геометричні розміри шва, з іншого боку, відображає перегрів металу в рідкому стані, величина якого в свою чергу впливає на закономірності старіння стопу.

За невеликих (менше 0,03–0,05) значень K руйнування стопу відбувається за в'язким механізмом, що характеризується ямковим зламом. Фасетки зламу достатньо глибокі, що свідчить про значну пластичну деформацію стопу до його руйнування (рис. 11). Включення зміцнювальної фази, що ініціюють руйнування, мають округлу форму та розташовуються на дні фасеток (рис. 11, б). За значень $K = 0,08$ характер руйнування не змінюється, проте глибина фасеток зменшується, та на їхній поверхні практично відсутні сліди серпантинного ковзання, що свідчить про пониження пластичності матеріалу на стадії його руйнації. Фаза, що зміцнює, набуває стрижневої форми, а її включення розташовуються з певною періодичністю. Подальше збільшення коефіцієнта K не змінює характеристик руйнування, проте приводить до подрібнення фасеток і зменшення їхньої глибини. Фаза, що зміцнюється в області руйнування, має стрижневу будову з тенденцією переходу до пластинчастої морфології.

За співвідношення зони термічного впливу до товщини шва $K = 0,15\text{--}0,16$ спостерігається зміна механізму руйнування, що виявляється у формуванні зламу на кшталт в'язкого відколу (рис. 12).

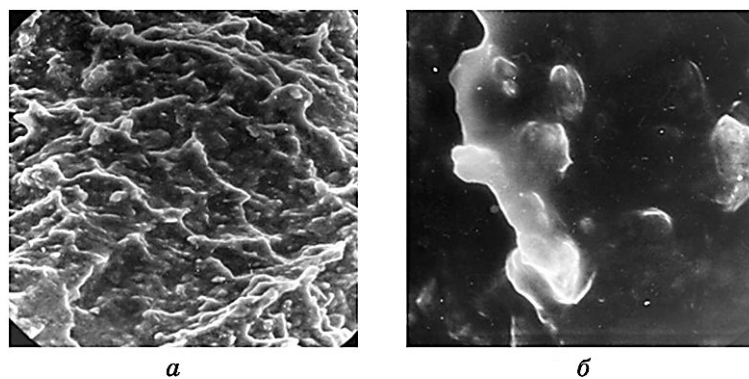


Рис. 11. Фрактограми зварного з'єднання стопу АМг6 із $K = 0,03$: $\times 540$ (а), $\times 2000$ (б).

Fig. 11. Fractographs of the welded joint of the AMg6 alloy at $K = 0.03$: $\times 540$ (a), $\times 2000$ (b).

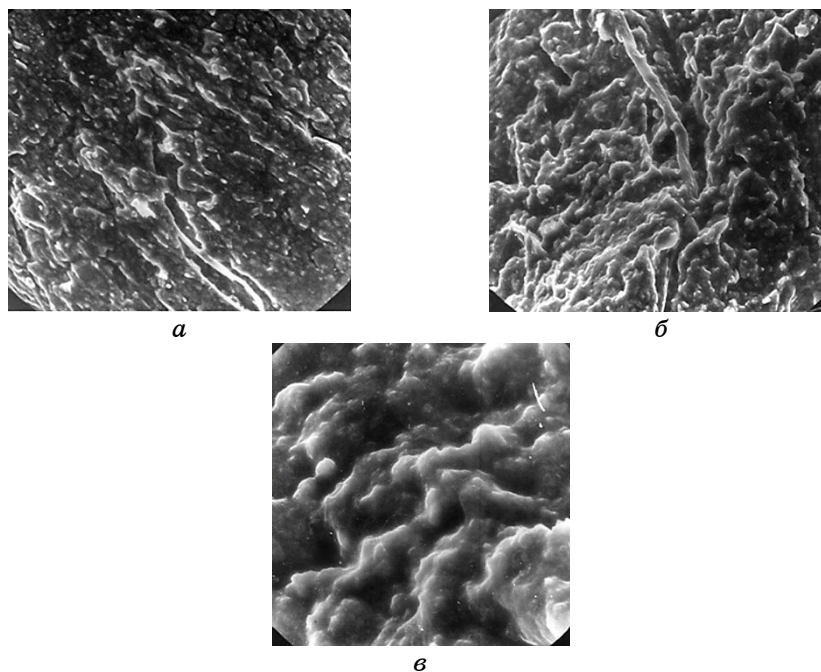


Рис. 12. Фрактограми зварного з'єднання стопу АМг6 із $K = 0,16$: $\times 120$ (а), $\times 550$ (б), $\times 1000$ (в).

Fig. 12. Fractographs of the welded joint of the AMg6 alloy at $K = 0.16$: $\times 120$ (a), $\times 550$ (b), $\times 1000$ (c).

Таке руйнування характеризується меншою пластичною деформацією до зародження магістральної тріщини порівняно із в'язким руйнуванням і значно поступається йому за показниками енергоємності [12, 15].

За значень $K = 0,20-0,23$ у зламах спостерігаються мікроділянки квазикрихкого руйнування (рис. 13), розташування яких не має структурної прив'язки. У фасетках в'язкого відколу, прилеглих до областей квазикрихкого руйнування, виявляються дрібні вclusions, частково зруйновані під час деформації, що морфологічно відрізняються від включень зміцнювальної фази.

Ділянки зварних з'єднань з широкою областю термічного впливу шва, що відносяться, головним чином, до місць ручного підвару стиків ($K = 0,30-0,35$), в мікрообластях квазівідколу практично не мають слідів серпантинного ковзання або інших проявів попередньої руйнації під час пластичної деформації.

За найбільшого значення $K = 0,35$ у зламах виявляються ділянки крихкого відколу, які мають терасоподібну будову, що відображають стадії підростання тріщини та її подальшого стрибкоподібного

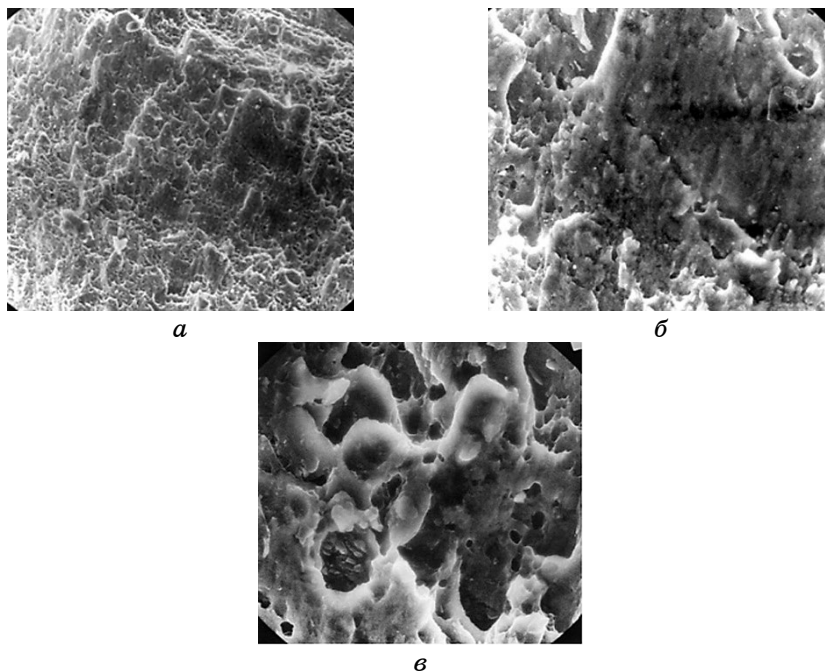


Рис. 13. Фрактограми зварного з'єднання стопу АМг6 із $K = 0,21$: $\times 100$ (а), $\times 390$ (б), $\times 800$ (в).

Fig. 13. Fractographs of the welded joint of the AMg6 alloy at $K = 0.21$: $\times 100$ (a), $\times 390$ (б), $\times 800$ (в).

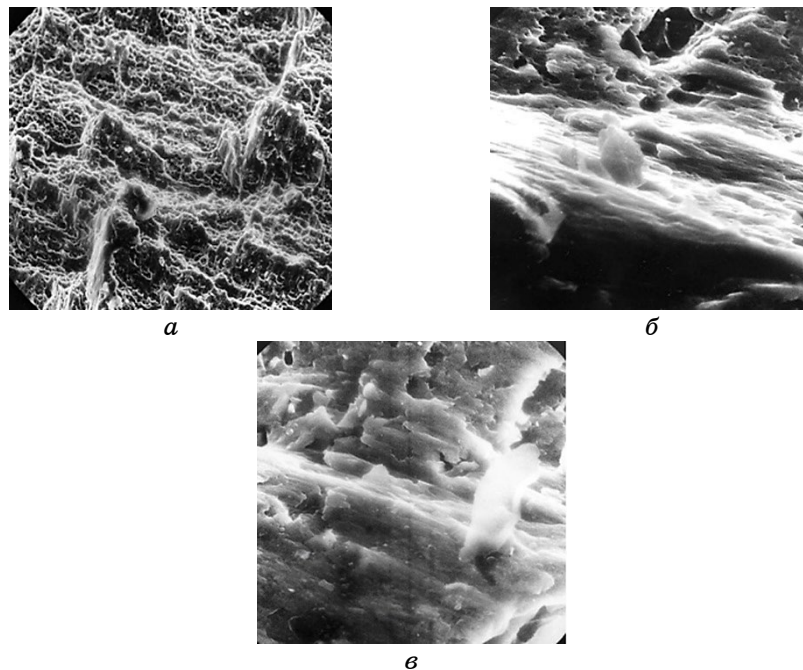


Рис. 14. Фрактограми зварного з'єднання стопу АМг6 із $K = 0,35$: $\times 100$ (а), $\times 1000$ (б), $\times 1000$ (в).

Fig. 14. Fractographs of the welded joint of the AMg6 alloy at $K = 0.35$: $\times 100$ (a), $\times 1000$ (б), $\times 1000$ (в).

розвитку. Області відколу мають характерну шиферність, а ділянки в'язкого відколу — дрібнодисперсну будову. В одному із зразків ділянки тендітного відколу мають виражену інтеркристалітну орієнтацію (рис. 14).

Однак у всіх випадках області крихкої руйнації мали локальний характер і не мали визначального впливу на зародження та розвиток магістральної тріщини (рис. 15).

Наведені дані свідчать про експериментальну залежність розміру осередків від коефіцієнта K . З іншого боку, залежність об'ємної частки крихкої складової від значень K є монотонною. Водночас частка крихкої складової досягає небезпечних значень за умови K у понад 0,3–0,35.

4. ВИСНОВКИ

За результатами структурної аналізи у зразках стопу АМг6, зістарених 9 років і більше, не виявлено візуальних відмінностей з вихі-

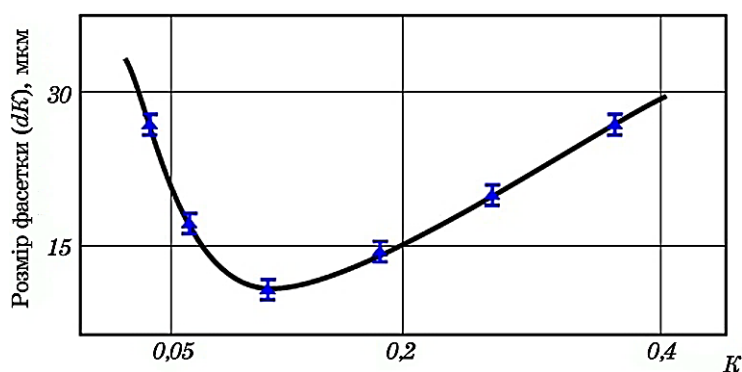


Рис. 15. Залежність середнього розміру фасеток зламу від відносної ширини зони термічного впливу (K).

Fig. 15. Dependence of the average size of fracture facets on the relative width of the thermally affected zone (K).

дним станом даних зразків. Відмінність проявляється лише в незначному старінні ступу (невеликому збільшенні об'ємної частки фази (з 4,8 до 5,6%) і її розміру (з 1,1 до 1,4 μm)).

Процес розпаду твердого розчину значно інтенсифікується з нагріванням ступу: у ділянках локального перегріву спостерігаються зерномежові виділення надлишкових фаз, які за тривалого зберігання та подальшої експлуатації можуть призвести до передчасного руйнування матеріалу у зоні термічного впливу шва.

Найбільш інтенсивно процес старіння відбувається у зварних з'єднаннях ступу АМг6. Це пояснюється відносною крупнозернистістю та ліквідаційною неоднорідністю металу шва, а також локальними напруженнями в зоні його термічного впливу.

Встановлено, що ступінь розпаду твердого розчину та характер розташування надлишкових фаз залежить від температурних параметрів зварювання (зона ручного підвару). У процесі дослідження визначено температурні параметри зварювання, що забезпечують температуру розтопу у зоні шва.

За результатами дослідження встановлено кореляцію між характерним розташуванням і кількістю надлишкових фаз у зварних з'єднаннях та механізмом руйнування їх.

Таким чином, для забезпечення надійності та довговічності зварних з'єднань ступу АМг6 необхідно ретельно підбирати методи зварювання й оптимізувати їхні параметри з урахуванням можливих структурних змін у зоні зварювання.

Після проведення аналізу структурних змін зварних з'єднань ступів АМг6 також можливо зробити висновок про правильність підбору матеріалу для виготовлення лопатей вітроенергетичної ус-

тановки.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. П. Мовчан, М. М. Бережний, *Основи металургії* (Дніпропетровськ: Пороги: 2001).
2. Д. С. Герцрикен, В. Ф. Мазанко, В. М. Тышкевич, В. М. Фальченко, *Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий* (Киев: РИО ИМФ: 1999).
3. Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Наукові вісті НТУУ «КПІ»*, 3: 42 (2009).
4. С. О. Абрамов, Ю. П. Синицина, О. О. Титаренко, *Національні інтереси України*, 3: 24 (2024).
5. Д. В. Коноводов, В. В. Андреев, Д. О. Маслов, *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*, 38: 399 (2024)
6. В. С. Стащук, А. П. Шпак, Ю. А. Куницький, *Успехи физ. мет.*, 5, № 1: 1 (2004).
7. М. Д. Гульчак, *Вплив способу та параметрів аргоно-дугового зварювання на формування з'єднань високоміцних сплавів алюмінію* (магістерська дис.: 131 Прикладна механіка) (Київ: 2024).
8. Д. М. Рабкин, А. В. Лозовская, И. Е. Склабинская, *Металловедение сварки алюминия и его сплавов* (Киев: Наукова думка: 1992).
9. В. В. Попович, А. І. Кондин, Е. І. Плешаков, І. П. Паздрій, *Технології конструктивних матеріалів і матеріалознавство* (Львів: Папуга: 2024).
10. О. М. Бялік, В. С. Черненко, В. М. Писаренко, Ю. Н. Москаленко, *Металознавство* (Київ: Політехніка: 2008).
11. Т. П. Говорун, А. Ф. Будник, В. Б. Юскаєв, *Фізичні властивості і методи дослідження матеріалів* (Суми: Сумський державний університет: 2014).
12. Ю. П. Синицина, Є. П. Калинушкін, *Металознавство та обробка металів*, 4: 27 (2005).
13. S. Abramov, Yu. Synytsina, V. Gryshin, T. Serdiuk, and M. Babiak, *Ukr. Conf. on Electr. and Comp. Engin. (UKRCON) (July 2–6, 2019)* (Lviv: UKRCON-201:2019), p. 634.
14. Ю. П. Синицина, Є. Д. Подгорная, *Металофіз. новітні технол.*, 30: 631 (2008).
15. Т. Ф. Архіпова, А. Ю. Осадчук, *Прикладне матеріалознавство* (Вінниця: ВНТУ: 2013).

REFERENCES

1. V. P. Movchan and M. M. Berezhnyi, *Osnovy Metalurgiyi* [Bases of Metallurgy] (Dnipropetrovs'k: Porohy: 2001) (in Ukrainian).
2. D. S. Gertsriken, V. F. Masanko, V. M. Tyshkevich, and V. M. Falchenko, *Masopereenos v Metallakh pri Nizkikh Temperaturakh v Usloviyakh Vneshnikh Vozdeistviy* [Mass Transfer in Metals at Low Temperatures and External Influences] (Kiev: G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.U.: 1999) (in Russian).
3. G. I. Prokopenko, S. M. Voloshko, I. Ye. Kotenko, and A. P. Burmak, *Naukovi*

- Visti NTUU 'KPI'*, **3**: 42 (2009) (in Ukrainian).
4. S. O. Abramov, Yu. P. Synytsina, and O. O. Tytarenko, *National Interests of Ukraine*, **3**: 24 (2024) (in Ukrainian).
 5. D. V. Konovodov, V. V. Andreiev, and D. O. Maslov, *Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy*, **38**: 399 (2024) (in Ukrainian).
 6. V. S. Stashchuk, A. P. Shpak, and Yu. A. Kunytskyi, *Usp. Fiz. Met.*, **5**, No. 1: 1 (2004) (in Ukrainian).
 7. M. D. Hulchak, *Vplyv Sposobu ta Parametriv Argono-Dugovogo Zvaryuvannya na Formuvannya Z'yednan' Vysokomitsnykh Splaviv Aliuminiyu* [Influence of the Method and Parameters of Argon-Arc Welding on the Formation of Joints of High-Strength Aluminum Alloys]: (Master's Thesis.: 131 Applied mechanics) (Kyiv: 2024) (in Ukrainian).
 8. D. M. Rabkin, A. V. Lozovskaya, and I. E. Sklabinskaya, *Metallovedenie Svarki Alyuminievyykh Splavov* [Metallovedenie Welding of Aluminium Alloys] (Kiev: Naukova Dumka: 1992) (in Russian).
 9. V. V. Popovych, A. I. Kondyn, E. I. Pleshakov, and I. P. Pozdrii, *Tekhnologiya Konstruktsiynykh Materialiv i Materialoznavstvo* [Technology of Structural Materials and Materials Science] (Lviv: Papuga: 2004) (in Ukrainian).
 10. O. M. Bialik, V. S. Chernenko, V. M. Pysarenko, and Yu. N. Moskalenko, *Materialoznavstvo* [Metal Science] (Kyiv: IVC Polytechnic: 2008) (in Ukrainian).
 11. T. P. Hovorun, A. F. Budnyk, and V. B. Yuskaiev, *Fizychni Vlastyvoli i Metody Doslidzhennya Materialiv* [Physical Properties and Methods of Research of Materials] (Sumy: Sumy State University: 2014) (in Ukrainian).
 12. Yu. P. Synytsina and Ye. P. Kalynushkin, *Metalozn. Obrobka Met.*, **4**: 27 (2005) (in Ukrainian).
 13. S. Abramov, Yu. Synytsina, V. Gryshin, T. Serdiuk, and M. Babiak, *Ukr. Conf. on Electr. and Comp. Engin. (UKRCON) (July 2–6, 2019)* (Lviv: UKRCON-201:2019), p. 634.
 14. Yu. P. Synytsina and E. D. Podgornaya, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **30**: 631 (2008) (in Ukrainian).
 15. T. F. Arkhipova and A. Yu. Osadchuk, *Prykladne Materialoznavstvo* [Applied Materials Science] (Vinnytsia: VNTU: 2013) (in Ukrainian).

PACS numbers: 06.60.Vz, 62.20.me, 62.20.Qp, 81.40.Gh, 81.40.Np, 81.40.Pq, 81.65.Lp

Критерії експрес-оцінки зносостійкості та втоми деталей з криці з електроіскровими покриттями

Н. В. Зайцева, Д. С. Герцрикен, С. М. Кедровський, О. В. Філатов

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

Запропоновано критерії експрес-оцінки зносостійкості та втоми деталей з криці з електроіскровими покриттями, яких було розроблено із застосуванням методу дослідження мікротвердості, що характеризують опір пластичній деформації та руйнуванню локальних об'ємів матеріалу та уможливають робити висновки про структурні зміни в досліджених ділянках.

Ключові слова: криця, покриття, електроіскрове легування, мікротвердість, зносостійкість, втома, експрес-оцінка.

Here, there are proposed criteria for express-evaluation of wear resistance and fatigue of steel parts with electric-spark coatings, which are developed using the microhardness method, that characterize the resistance to plastic deformation and destruction of local volumes of material and allow drawing conclusions about structural changes in the studied areas.

Key words: steel, coating, electrospark alloying, microhardness, wear resistance, fatigue, express-evaluation.

(Отримано 4 квітня 2024 р.; остаточн. варіант — 2 липня 2025 р.)

Corresponding author: Nataliya Vasylivna Zaytseva
E-mail: nataliza@gmail.com

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

Citation: N. V. Zaytseva, D. S. Hertsyken, S. M. Kedrovs'kyy, and O. V. Filatov, Criteria for Express-Evaluation of Wear Resistance and Fatigue of Steel Parts with Electric-Spark Coatings, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 7: 819–826 (2025) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.47.08.0819](https://doi.org/10.15407/mfint.47.08.0819)

© 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>)

1. ВСТУП

Різноманітні методи поверхневого оброблення, що були розвинуті останнім часом, дають змогу створювати нові матеріали з підвищеними експлуатаційними властивостями. Експлуатація деталей машин та інструментів в умовах важких навантажень висуває високі вимоги до якості поверхневого шару, зокрема до його зносостійкості та втомної міцності. Останніми роками прагнуть забезпечити ці характеристики не об'ємними, а поверхневими властивостями металу, що розширює спектр застосування конструкційних матеріалів.

Основні переваги електроіскрового способу нанесення металевих покриттів полягають у наступному. Покриття мають велику міцність зчеплення з матеріалом основи; поверхні, що покриваються, не потребують попередньої підготовки; можливе нанесення покриттів не тільки з металів та їхніх стопів, а й з композиційних матеріалів. Слід додати, що за електроіскрового легування (ЕІЛ) поверхонь навіть низькоцупких деталей немає помітної деформації. Обладнання для ЕІЛ є простим за конструкцією та зручним в обслуговуванні.

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Оскільки електроіскрові покриття створюються шляхом багаторазового локального впливу, формування структури та фазового складу електроіскрових покриттів перебігає неоднорідно.

Дослідження властивостей поверхні проводили методом вимірювання мікротвердості за допомогою устаткування ПМТ-3, що описує опір пластичній деформації та руйнуванню поверхневих частин матеріалу й уможливорює робити висновки про структурні зміни в них.

Знакозмінне навантаження зразків з електроіскровими покриттями проводили на вібраційному електродинамічному стенді ЗЕДС-200 з базою випробування у 10^7 циклів. Зношування поверхні зразків визначали експрес-методом за допомогою подряпування.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Нанесення електроіскрових покриттів на поверхню деталей з криці приводить до підвищення твердості поверхневих шарів внаслідок утворення в них шаруватої структури (рис. 1), що містить велику кількість твердих дисперсних фаз [1].

Формування фазового складу поверхневих шарів відбувається у жорстких умовах електроіскрового впливу. Високі швидкості нагрівання–охолодження (до 1000 К/с) і малий час впливу (10^{-3} с) зумовлюють аномальне масоперенесення елементів атмосфери та ма-

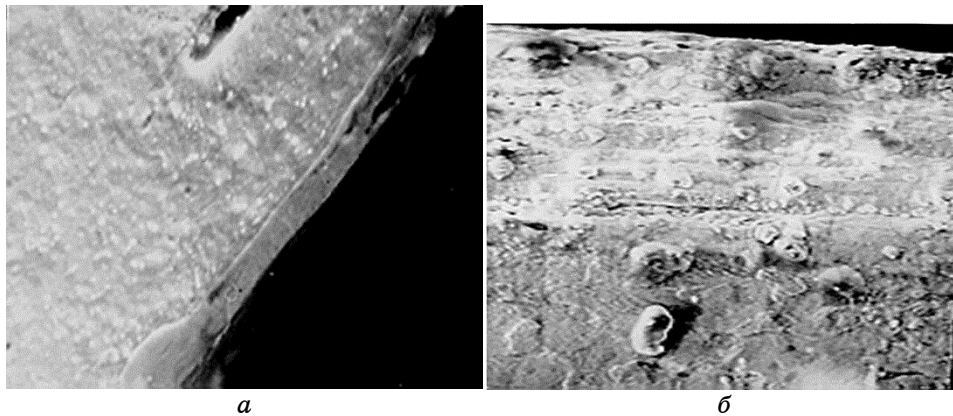


Рис. 1. Структура електроіскрових хромових покриттів за глибиною на криці 30ХГСА: після хемічного щавлення ($\times 70$) (а), після йонно-плазмового щавлення ($\times 70$) (б).

Fig. 1. The structure of the chrome-doped layer according to the depth of the electrospark chrome coatings on 30XГСА steel: after chemical etching ($\times 70$) (a), after ion-plasma etching ($\times 70$) (b).

теріялу легувальної електроди в глибину поверхневих шарів, а елементів, що складають підкладку, — з об'єму на її поверхню [1, 2].

Як зазначалося, оскільки електроіскрові покриття створюються шляхом багаторазового локального впливу, формування структури та фазового складу електроіскрових покриттів перебігає неоднорідно. У зв'язку з цим для вивчення зміни властивостей поверхневих шарів криць в результаті ЕІЛ та подальшої експлуатації потрібні характеристики, що уможливають експресно судити про процеси, що відбуваються в локальних об'ємах матеріялу. У цьому відношенні дуже цінним є метод дослідження мікротвердості, що характеризує опір пластичній деформації та руйнуванню локальних об'ємів матеріялу та дає змогу робити висновки про структурні зміни [3].

Проведені дослідження електроіскрових покриттів з різними складами легувальних електрод на крицях різних класів показали, що в процесі ЕІЛ відбувається істотне (від 50% до 180%) зміцнення поверхні деталей з криці (табл. 1 і 2), за винятком деяких мідьвмісних електрод, покриття з яких мають низький (10–20%) рівень зміцнення.

У загальному випадку зміцнення за електроіскрового оброблення пов'язане, в основному, з утворенням великої кількості твердих фаз. Як було представлено в [1], покриття на основі хрому, нітриду та карбіду Титану, а також повторно леговані Купрумом та Алюмінієм хромові покриття утворюють на поверхні деталей з криці неод-

ТАБЛИЦЯ 1. Мікротвердість електроіскрових покриттів на підкладниках із криці.**TABLE 1.** Microhardness of electrospark coatings on steel substrates.

Склад електроди	Значення мікротвердості, ГПа		
	середні	максимальні	мінімальні
Криця 30ХГСА, вихідна мікротвердість — 4,10 ГПа			
Хром	6,99	9,63	5,66
Хром + ППД	7,75	8,80	5,94
Хром + Алюміній	6,87	9,34	5,63
Хром + Алюміній + ППД	6,60	9,16	5,51
Хром + Купрум	4,53	5,74	2,66
Хром + Купрум + ППД	4,58	5,56	3,76
Хром + БрОС 10 (режим 1)	5,00	11,10	1,70
Хром + БрОС 10 (режим 2)	6,40	18,30	1,70
нітрид Титану	6,66	18,00	2,60
карбід Титану	4,65	10,20	2,72
карбонітрид Титану	9,43	18,80	5,80
TiC + 20% Ni	8,80	14,05	5,15
TiC + 20% Ni + Cr ₃ C ₂	6,51	14,38	5,38
Тантал	8,72	14,26	5,34
Тантал + Купрум	6,32	20,10	3,38
стоп Ti15K6	11,76	27,91	6,68
стоп Ti15K6 + Купрум	7,16	15,60	3,28
Криця 45, вихідна мікротвердість — 4,10 ГПа			
Хром	8,67	12,30	5,35
стоп ВК6	8,40	11,80	5,20
Криця Р9М4К8, вихідна мікротвердість — 5,30 ГПа			
нітрид Титану (режим 1)	6,68	17,90	3,60
нітрид Титану (режим 2)	8,10	18,70	5,90
карбід Титану	8,10	12,80	5,10

норідну структуру зі своєрідним рельєфом. Різниця в рівні мікротвердості електроерозійних кратерів і гладких ділянок між ними [1] зумовлює специфіку поведінки деталей під час експлуатації.

У процесі тертя поверхонь відбувається часткове руйнування контактувальних шарів, і продукти зношування, в основному тверді частинки стінок електроерозійних кратерів, заповнюють нерівності електроіскрового покриття, вдавлюючись у більш «м'які» ділянки та зміцнюючи їх. Проблема видалення продуктів зношення часто піднімають у літературі у зв'язку з вирішенням різних технологічних завдань. Так, у роботі [4] пропонується наносити борозенки-насічки на поверхні деталей, що труться, в тому випадку, коли застосування мастил або рідин небажане. В електроіскрових покриттях рельєф поверхні сам передбачає наявність місць скидання про-

ТАБЛИЦЯ 2. Мікротвердість і зміцнення зразків із криці після електроіскрового легування.**TABLE 2.** Microhardness and strengthening of steel samples after electro-spark alloying.

Матеріал катоди	Середні значення мікротвердості, ГПа	Зміцнення поверхні криці, %
Криця 30ХГСА, вихідна мікротвердість — 4,10 ГПа		
Хром	6,99	70,00
Хром + ППД	7,75	89,00
Хром + Алюміній	6,87	67,56
Хром + Алюміній + ППД	6,60	60,00
Хром + Купрум	4,53	10,50
Хром + Купрум + ППД	4,58	11,70
Хром + БрОС 10-10 (режим 1)	5,00	21,95
Хром + БрОС 10-10 (режим 2)	6,40	56,10
нітрид Титану	6,66	60,24
карбід Титану	4,65	13,40
карбонітрид Титану	9,43	130,00
TiC + 20% Ni	8,80	114,60
TiC + 20% Ni + Cr ₃ C ₂	6,51	107,50
Тантал	8,72	112,70
Тантал + Купрум	6,32	54,14
стоп Ti15K6	11,76	186,80
стоп Ti15K6 + Купрум	7,16	74,70
Криця 45, вихідна мікротвердість — 4,10 ГПа		
Хром	8,67	111,46
стоп ВК6	8,40	109,50
Криця Р9М4К8, вихідна мікротвердість — 5,30 ГПа		
нітрид Титану (режим 1)	6,68	26,00
нітрид Титану (режим 2)	8,10	52,83
карбід Титану	8,10	52,83

дуктів зношення під час тертя, що приводить до поліпшення міцності поверхні деталей.

Якщо нанести значення середньої мікротвердості $H_{\text{ср.}}$ (вісь абсцис) та відносної різниці середньої мікротвердості й величини розкиду $(H_{\text{ср.}} - \Delta H)/H_{\text{ср.}}$ (вісь ординат), то покриття з гарним (малим) зносом (табл. 3, 4) розташовуються в області під віссю абсцис (рис. 2). На основі наявних даних було пораховано межі значень середньої мікротвердості залежно від величини розкиду значень мікротвердості. Показано, що матеріали, у яких виконується співвідношення

$$1,4 < \Delta H/H_{\text{ср.}} < 4,4, \quad (1)$$

ТАБЛИЦЯ 3. Мікротвердість різних областей електроіскрових покриттів на криці 30ХГСА.**TABLE 3.** Microhardness of different areas of electrospark coatings on 30XGSA steel.

Матеріал електроди	H_{μ} поверхні, ГПа			H_{μ} перехідної зони, ГПа		
	серед.	макс.	мін.	серед.	макс.	мін.
Хром	6,99	9,63	5,66	7,30	13,70	3,67
Хром + Алюміній	6,87	9,34	5,63	7,12	9,83	4,21
Хром + Купрум	4,53	5,74	2,66	3,85	4,11	3,60
нітрид Титану	6,66	32,10	2,60	7,63	14,20	5,38
карбід Титану	4,65	10,20	2,72	5,46	12,90	3,35

виявляють задовільні характеристики ступеня зношення (табл. 4).

На рисунку 3 представлено графік залежності ступеня зношення R від відносної різниці середньої мікротвердості та розкиду значень мікротвердості. Одержана залежність

$$R = \exp(-2,65\Delta H/H_{\text{ср.}}) \cdot 10^9 \quad (2)$$

дає можливість ще до проведення випробувань на зношення, оцінити зносостійкість того чи іншого покриття на криці 30ХГСА, вимірявши мікротвердість покриття, визначивши її середнє значення та розкид значень, застосовуючи статистичне оброблення даних. Під час технологічного пошуку зносостійких покриттів цей метод має безперечні переваги.

Проведення втомних випробувань пов'язане з матеріальними, енергетичними та часовими витратами: підготовкою для кожного покриття партії зразків спеціальної форми (не менше 15 штук) і відпрацюванням їх на вібродинамічному стенді. Тому наявність

ТАБЛИЦЯ 4. Ступінь зношення поверхні деталей із криці з електроіскровими покриттями.**TABLE 4.** Degree of wear of the surface of steel parts with electrospark coatings.

№	Матеріал електроди	Товщина покриття, мкм	Ступінь зношення, кг/м ³
1	Хром	10–15	$9,0 \cdot 10^{-8}$
2	нітрид титану	10–15	$9,9 \cdot 10^{-10}$
3	карбід титану	10–15	$3,4 \cdot 10^{-10}$
4	карбонітрид титану	10–15	$7,4 \cdot 10^{-9}$
5	нелегована Ст30ХГСА	—	$1,5 \cdot 10^{-8}$

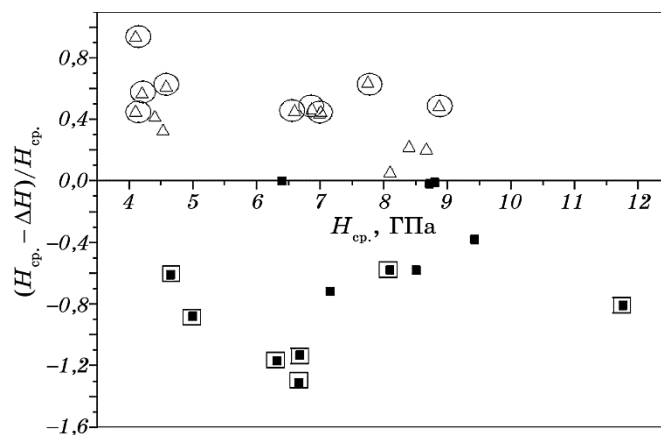


Рис. 2. Номограма значень середньої мікротвердості зразків з електроіскровими покриттями від відносної різниці середньої мікротвердості та величини розкиду значень мікротвердості; квадратиками обведено значення зразків з низькими характеристиками зношення, кружками — з високою межею втоми.

Fig. 2. Nomogram of the average microhardness of samples with electrosark coatings on the relative difference of the average microhardness and the amount of dispersion of the microhardness values; the values for the samples with good wear characteristics are circled by squares; in circles, there are the values for the samples with a high fatigue limit.

експресного методу оцінки істотно полегшує пошук і розробку складу електроди та режимів нанесення електроіскрових покриттів.

4. ВИСНОВКИ

1. У зразках, для яких виконується нерівність $1,4 < \Delta H/H_{ср.} < 4,4$, де $H_{ср.}$ — середня мікротвердість, а її розкид — ΔH , спостерігаються високі показники межі втоми. Метод є простим, доступним у будь-якій металознавчій лабораторії та не вимагає виготовлення великих партій зразків; достатньо нанести $1,5\text{--}2 \text{ см}^2$ електроіскрового покриття та провести статистичне оброблення дюрOMETричних вимірювань.

2. Співвідношення $R = \exp(-2,65\Delta H/H_{ср.}) \cdot 10^9$ дає можливість ще до проведення випробувань на зношення оцінити зносостійкість того чи іншого покриття на криці 30ХГСА, застосовуючи статистичне оброблення даних. Під час технологічного пошуку зносостійких покриттів цей метод має безперечні переваги.

Роботу виконано в рамках науково-дослідної роботи з № держреєстрації 0122U002366 та відомчої теми № 111-13 (№ держреєстрації

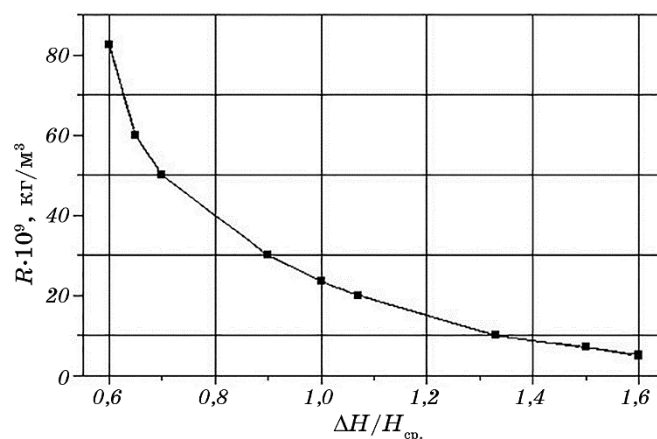


Рис. 3. Залежність ступеня зношення R деталей з криці з електроіскровими покриттями від відносного розкиду мікротвердості.

Fig. 3. Dependence of the degree of wear R of steel parts with electrospark coatings on the relative spread of microhardness.

0119U001168).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Ю. О. Вронська, Н. В. Зайцева, С. М. Захаров, О. А. Шматко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 5: 659 (2013).
2. N. V. Zaitseva, S. M. Zakharov, S. M. Kedrovskiy, O. A. Shmatko, and I. O. Shmatko, *Sci. Works XI Int. Sci. Conf. 'Functional Basis of Nanoelectronics' (Nov. 24–26, 2020, Kharkiv)*, p. 62.
3. N. V. Zaitseva, S. M. Zakharov, and O. A. Shmatko, *Tekhnologichnyy Visnyk Podillya*, **2**, No. 1: 88 (2003).
4. Г. М. Сорокин, П. Н. Васкул, *Заводская лаборатория*, **62**, № 12: 49 (1996).

REFERENCES

1. Yu. O. Vrons'ka, N. V. Zaytseva, S. M. Zakharov, and O. A. Shmatko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 5: 659 (2013) (in Ukrainian).
2. N. V. Zaitseva, S. M. Zakharov, S. M. Kedrovskiy, O. A. Shmatko, and I. O. Shmatko, *Sci. Works XI Int. Sci. Conf. 'Functional Basis of Nanoelectronics' (Nov. 24–26, 2020, Kharkiv)*, p. 62.
3. N. V. Zaitseva, S. M. Zakharov, and O. A. Shmatko, *Tekhnologichnyy Visnyk Podillya*, **2**, No. 1: 88 (2003).
4. G. M. Sorokin and P. N. Vaskul, *Zavodskaya Laboratoriya*, **62**, No. 12: 49 (1996) (in Russian).

PACS numbers: 61.72.Ff, 62.20.Qp, 62.80.+f, 68.60.Bs, 68.70.+w, 81.40.Ef, 81.70.Jb

Вплив термічного оброблення на мікроструктуру та механічні властивості стопу AlSi10Mg, виготовленого за адитивною та ливарною технологіями

А. П. Бурмак*, М. М. Ворон**, С. М. Волошко*, С. І. Сидоренко*,
І. А. Владимірський*, С. І. Конорев*, Б. М. Мордюк***,
М. О. Васильєв***

**Національний технічний університет України*
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
просп. Берестейський, 37,
03056 Київ, Україна

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

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

Проаналізовано вплив термічного оброблення (за температури, дещо нижчої за евтектичну) на мікроструктуру, фазовий склад і механічні властивості адитивно виготовленого (селективним лазерним топленням — СЛТ)

Corresponding author: Andriy Petrovych Burmak
E-mail: abyrmak@gmail.com

**National Technical University of Ukraine ‘Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute’,*
37 Beresteiskyi Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine

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

****G. V. Kurdymov Institute for Metal Physics, NAS of Ukraine,*
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv

Citation: A. P. Burmak, M. M. Voron, S. M. Voloshko, S. I. Sydorenko, I. A. Vladymyrs'kyi, S. I. Konorev, B. M. Mordyuk, and M. O. Vasyl'yev, The Influence of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of AlSi10Mg Alloy Fabricated by Additive and Casting Technologies, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 8: 827–855 (2025) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.47.08.0827](https://doi.org/10.15407/mfint.47.08.0827)

© 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>)

стопу AlSi10Mg та його литого аналога (ЛВ). Відлиті й адитивно виготовлені зразки відпалювалися за температури у 520°C упродовж 6 годин з подальшим пічним охолодженням та упродовж 1,5 годин із гартуванням у воду й наступним природнім або штучним старінням за температури у 150°C упродовж 10 годин. Результати засвідчують значні зміни мікроструктури (наприклад, розміру та морфології евтектично-кремнієвої фази), фазового складу й еволюції механічних властивостей термічно оброблених матеріалів порівняно з адитивно виготовленими та литими. Крім того, мікроструктура та мікромеханічні властивості матеріалів значною мірою залежать від технології виготовлення — лиття й адитивного виробництва. Згадані режими термічного оброблення й умов охолодження (пічне, гартувальне, повітряне) безпосередньо впливають на морфологію евтектичного кремнію та кількість зміцнювальних фаз Mg_2Si , $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$, FeAl_3Si_2 , як у литих матеріалах, так і в матеріалах, виготовлених адитивно. Починаючи з суцільної мережі евтектичного Si відбувається його фрагментація, формування включень різної геометричної форми з наступною сфероїдизацією цих включень. Частинки Si в термічно обробленому СЛТ-стопі є більш дрібними та додатково сфероїдизованими порівняно з термічно обробленим литим матеріалом. Результати цього дослідження уможливають контролювати механічні властивості стопу AlSi10Mg шляхом вибору технології виробництва та відповідного режиму термічного оброблення. Для зразка СЛТ у вихідному стані характерне найвище значення мікротвердості у 1,38 ГПа, яке зменшується до 0,55 ГПа після відпалу та зростає до 1,12 ГПа після гартування й штучного старіння; для ЛВ-стопу вихідне значення мікротвердості у 0,76 ГПа після аналогічних режимів оброблення спочатку дещо зменшується до 0,74 ГПа, після чого зростає до 1,08 ГПа.

Ключові слова: AlSi10Mg , адитивне виробництво, селективне лазерне топлення, ливарне виробництво, термооброблення, мікроструктура, фазовий склад, механічні властивості.

The effect of heat treatment (at a temperature slightly below the eutectic one) on the microstructure, phase composition, and mechanical properties of the additively manufactured AlSi10Mg alloy (fabricated by selective laser melting—SLM) and its cast counterpart (CT) is analysed. The cast and additively manufactured samples are annealed at 520°C for 6 hours with subsequent furnace cooling, and for 1.5 hours with quenching in water followed by natural or artificial ageing at 150°C for 10 hours. The results demonstrate significant changes in the microstructure (*e.g.*, size and morphology of the eutectic silicon phase), phase composition, and the evolution of mechanical properties in heat-treated materials compared to those manufactured additively and by casting. Moreover, the microstructure and micromechanical properties of the materials are largely dependent on the manufacturing technology—casting or additive manufacturing. The mentioned heat-treatment regimes and cooling conditions (furnace, quenching, air) directly affect the morphology of eutectic silicon and the number of reinforcing phases, namely, Mg_2Si , $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$, FeAl_3Si_2 , both in the cast and additively manufactured materials. Starting from a continuous network of eutectic Si, fragmentation occurs, forming inclusions of various geometries with subsequent spheroidization of these inclusions. Si particles in the heat-treated SLM alloy

are smaller and more spheroidized in comparison with those in the heat-treated cast material. The results of this study allow for controlling the mechanical properties of AlSi10Mg alloy by selecting the manufacturing technology and appropriate heat-treatment regime. For the SLM sample in its initial state, the highest microhardness value is of 1.38 GPa, which decreases to 0.55 GPa after annealing and increases to 1.12 GPa after quenching and artificial ageing. For the CT alloy, the initial microhardness value of 0.76 GPa decreases initially slightly to 0.74 GPa after similar treatment regimes and, then, increases to 1.08 GPa.

Key words: AlSi10Mg, additive manufacturing, selective laser melting, casting production, heat treatment, microstructure, phase composition, mechanical properties.

(Отримано 21 серпня 2024 р.; остаточн. варіант — 22 листопада 2024 р.)

1. ВСТУП

Ливарні алюмінієві стопи з Si і Mg в якості основних легувальних елементів, зокрема, доєвтектичний стоп AlSi10Mg, мають помірні механічні властивості, малу густину, хорошу теплопровідність, низьку в'язкість під час топлення та незначну усадку виливків, а також високі антикорозійні характеристики [1, 2]. Стоп AlSi10Mg має наступний хемічний склад (% мас.): Al — основа, Si — 9–11, Mg — 0,2–0,45, Mn — < 0,45, Fe — < 0,55, Cu — < 0,05, Zn — < 0,1, Ti — < 0,15. Завдяки легкості, міцності та високій технологічності цей стоп успішно застосовується в аерокосмічній, автомобільній, автоперегоновій, теплообмінній і медичній галузях, де потрібно виготовляти високоміцні спеціалізовані металеві деталі складної форми методом лиття. Однак слід зазначити, що істотними чинниками, що впливають на механічні властивості литих виробів зі стопу AlSi10Mg, є характер морфології та розмір виділень евтектичного Si, що кристалізується. В [3], наприклад, встановлено, що великі та голчасті евтектичні фази Si ініціюють тріщини за умов розтягування, що погіршує механічні властивості. У зв'язку з цим розробляються нові способи виробництва й оброблення, які забезпечують модифікування таких евтектичних фаз Si для поліпшення механічних властивостей виробів зі стопу AlSi10Mg.

Щоб вирішити проблеми, пов'язані з традиційними процесами литва та штампування у закритих штампах, і задовольнити постійно зростаючі вимоги до виготовлення індивідуальних металевих виробів, дедалі все більше уваги у всьому світі приділяється адитивній технології (АТ). За допомогою АТ тривимірні продукти створюються безпосередньо за один етап за допомогою системи автоматизованого проектування, зазвичай шляхом послідовного пошарового додавання матеріалів. Така технологія істотно відрізняється

від традиційного субтрактивного виробництва (фрезерування, зварювання, лиття, формування, кування та токарного оброблення), яке засновано на механічному видаленні непотрібної частини матеріалу для формування бажаного компонента складної геометрії. Водночас для АТ-друку доступні пластикові полімери, метали та біоматеріали тощо [4]. В останні роки АТ-друк металами став популярним у багатьох галузях, уможливаючи будувати найскладніші за формою деталі, особливо в аерокосмічній, автомобільній, морській, військовій і медичній галузях. Металеві матеріали для такої технології включають неіржавіючу крицю, стопи Co–Cr, алюмінієві, нікелеві та титанові стопи [5–7].

Перспективність АТ для виробництва деталей і заготовок із різних конструкційних матеріалів визначається не тільки скороченням матеріальних та енергетичних витрат, оскільки за традиційних технологій коефіцієнт використання матеріалу є достатньо низьким, а й істотним підвищенням виходу придатного під час виготовлення виробів і деталей складної форми. Нова технологія дає змогу створювати унікальні інженерні компоненти з інноваційною мікроструктурою та характеристиками для різних застосувань, у тому числі з алюмінієвих стопів.

В даний час на ринку адитивного виробництва поширеним алюмінієвим матеріалом є термічно зміцнюваний стоп AlSi10Mg, який характеризується високою технологічністю з точки зору АТ-друку [8, 9].

З розвитком технологій адитивного виробництва металів, зокрема таких як селективне лазерне топлення (SLM, СЛТ), з'явилася можливість виробляти деталі складної конфігурації зі стопу AlSi10Mg більш ефективним й універсальним способом замість традиційних процесів лиття.

Цей матеріал став об'єктом численних досліджень через його чудову формозмінність у процесі СЛТ. Така технологія адитивного виробництва уможливує здійснювати прямий друк металевого компонента безпосередньо з тривимірної системи автоматизованого проєктування (САПР) шляхом швидкого та точного топлення шарів металевого дрібнодисперсного порошку за допомогою потужного лазерного променя. Через нестаціонарну взаємодію лазерного променя із шаром порошку в процесі СЛТ виникає високий градієнт температури (до 10^5 °C/м) і висока швидкість охолодження (до 10^6 – 10^8 °C/с). Таким чином, процес СЛТ, для якого характерні надзвичайно швидка кристалізація та висока швидкість охолодження, має великий потенціал для модифікування евтектичної фази Si в стопах системи Al–Si–Mg. Варіюванням параметрів даного процесу можна істотно впливати на подрібнення евтектичного Si і на одержувані в результаті мікроструктури та механічні властивості готових компонентів зі стопу AlSi10Mg.

Численні дослідження в основному зосереджено на вивченні

впливу на властивості друкованих зразків з цього стопу таких технологічних параметрів СЛТ, як потужність лазера, швидкість сканування, розмір штрихування, товщина шару порошку й орієнтація друку, які є найбільш впливовими. Крім цього, до проблем, які все ще серйозно обмежують розвиток і масштабне впровадження АТ-виробництва та потребують подальших експериментальних досліджень, належать такі: анізотропія мікроструктури та механічних властивостей, макродефекти, включаючи дефекти неповного топлення, пори, шерсткість поверхні та високий рівень залишкових напружень розтягування. Ці дефекти значною мірою понижують втомну довговічність металевих виробів.

В даний час залишкові дефекти та напруження в основному усуваються подальшим термічним обробленням, яке дає змогу значно поліпшити комплекс механічних властивостей (межу плинності, міцність на розтяг, пластичність і довговічність). Основну увагу в опублікованій літературі присвячено таким традиційним видам пост-термічного оброблення СЛТ-AlSi10Mg, розробленим для ливарних стопів, як термічне оброблення до максимальної міцності (Т6, штучне старіння) [10], природнє старіння (Т4) [11], зняття напружень (Т5) і відпал (О) [12]. Враховуючи значну різницю характеристик твердіння (цикли нагрівання й охолодження), температурних градієнтів і мікроструктур СЛТ і ливарного стопу AlSi10Mg, традиційні види термічного оброблення необов'язково можуть аналогічним чином впливати на структуру та властивості виробів, виготовлених адитивним способом. Яскравим прикладом тут є використання традиційного термооброблення Т6, яке може за деякими даними розм'якшувати СЛТ-стоп AlSi10Mg. Розуміння механізмів термічного впливу на структурно-фазові стани СЛТ-матеріалів в залежності від режимів, стратегії АТ-друку, конфігурації деталі й інших чинників уможливить цілеспрямовано керувати механічними властивостями готових виробів.

Метою даної роботи є дослідження впливу різних режимів термічного оброблення на структуру, фазовий склад і мікромеханічні властивості стопу AlSi10Mg, виготовленого за СЛТ- та ливарною (ЛВ) технологіями.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки стопу AlSi10Mg у вигляді паралелепіпеда розмірами $20 \times 10 \times 5$ мм (рис. 1, а) та густиною у $2,66 \text{ г/см}^3$ виготовлено за технологією селективного лазерного топлення порошку на принтері Alfa-150D компанії «АЛТ України». Принципову схему друку та технічні характеристики використаного принтера наведено в [13].

Як вихідний матеріал використано сферичний порошок стопу AlSi10Mg з розмірами частинок у діапазоні 20–63 мкм. Пристрій

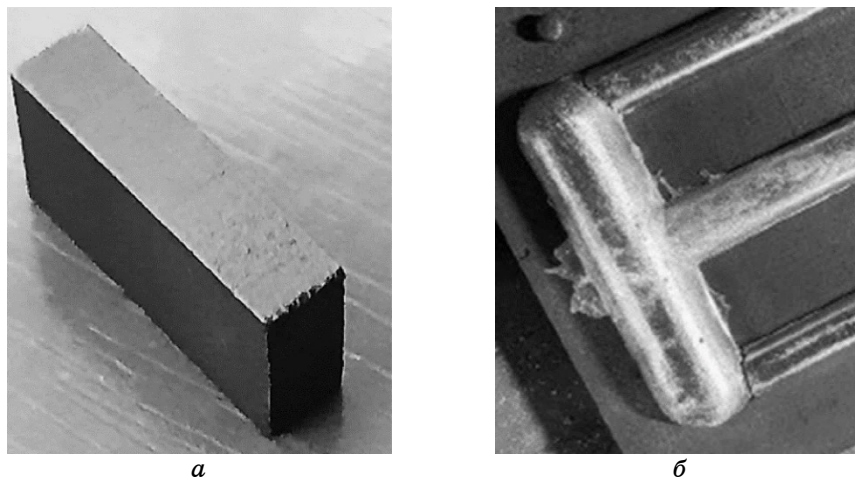


Рис. 1. Зовнішній вигляд досліджуваних зразків сплаву AlSi10Mg, виготовлених за різними технологіями: СЛТ (а), ЛВ (б).

Fig. 1. Appearance of the studied AlSi10Mg alloy samples fabricated by different technologies: SLM (a), CT (b).

Alfa-150D з розміром робочого поля 150×150×180 мм оснащено волоконним ітербійовим лазером з повітряним охолодженням і номінальною потужністю у 200 Вт, діаметром лазерного променя у ≈ 45 мкм і довжиною хвилі у 1070 ± 2 нм. Параметри, використані для виготовлення зразків: швидкість сканування — 500 мм/с, товщина шару — 25 мкм і віддаль штрихування — 150 мкм. Для запобігання окисненню виготовлення зразків проводилося в інертному середовищі Ar [14].

За технологією ЛВ зразки сплаву AlSi10Mg одержано литтям у кокиль з відходів сплаву A356.0 (AK7), чистого алюмінію марки А5 та лігатури AlSi20 і AlMg10 промислового виробництва. Топлення проводилося у лабораторній печі опору у валуновому тиглі. Для приготування розтопу шихта розміщувалася всередині печі та поступово нагрівалася з нею до температури у $750 \pm 10^\circ\text{C}$. Далі розтоп переміщувався та після видалення оксидної плівки з поверхні охолоджувався до 720°C , надалі заливався у підігріту до 120°C форму з криці. В результаті одержано виливок циліндричної форми діаметром у 10 мм і висотою у 100 мм (рис. 1, б), з якого вирізалися зразки товщиною у 5 мм для подальших досліджень.

Хімічний склад двох серій зразків визначено методом рентгенофлюоресцентної аналізи та наведено в табл. 1.

Міряння мікротвердості поверхні проводилося за Віккерсовою методою з використанням приладу LHSV-1000Z із навантаженням у 100 г. За величиною мікротвердості H_μ з урахуванням табличних значень Пуассонового коефіцієнта ($\nu = 0,33$) та модуля Юнга

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний склад зразків стопу AlSi10Mg.

TABLE 1. Chemical composition of AlSi10Mg alloy.

Метод одержання	Вміст, % ваг.				
	Al	Si	Mg	Fe	Mn
СЛТ	88,065 ± 0,167	10,505 ± 0,132	0,718 ± 0,128	0,210 ± 0,009	0,502 ± 0,012
ЛВ	88,451 ± 0,264	9,819 ± 0,160	0,550 ± 0,227	0,726 ± 0,010	0,454 ± 0,08

($E = 70$ ГПа) розраховано межу плинності $\sigma_{0,2}$ [15], характеристику пластичності за Ю. В. Мільманом δ_H , межу міцності σ_S [16], пружню деформацію ϵ_e та пластичну деформацію ϵ_p [17] за формулами, яких наведено в [18].

Дослідження мікроструктури проведено за допомогою металографічного тринокулярного мікроскопа iScore IS.1053-PLMi зі збільшеннями $\times 200$, $\times 500$ т. Для цього поліровані зразки стопу AlSi10Mg проявляли в 1%-водному розчині HF. Використано також сканувальний електронний мікроскоп TESCAN Vega3 SBH SEM з енергодисперсійним аналізатором. В режимі зйомки поверхні зразків пришвидшувальна напруга становила 20 кВ.

Для рентгеноструктурних досліджень використано дифрактометр Rigaku Ultima IV (випромінювання CuK_α): інтервал кутів — $2\Theta = 20^\circ$ – 120° , крок реєстрації — $0,04^\circ$, час витримки в точці — 2 с. Для аналізу одержаних рентгенівських спектрів, розрахунку розміру областей когерентного розсіяння (ОКР), ступеня деформації кристалічної ґратниці ϵ та кількісної фазової аналізу використано програмне забезпечення PDXL, міжнародну базу даних дифракції ICDD (PDF-2 (2024)). Кількісну фазову аналізу проведено методом RIR (reference intensity ratio), яка полягає у порівнянні відношення інтенсивності найбільш сильних рефлексів фази та корунду в їхній суміші з масовими частками.

Визначення величини напружень першого роду проведено методом $\sin^2\psi$ за зміною кутового положення дифракційного максимуму Al(420) для значень кутів $\psi = 0^\circ, -10^\circ, -20^\circ, -30^\circ, -40^\circ$. Для згладжування профілів дифракційних максимумів використовувалася функція Savitzky–Golay, а для відокремлення фону — функція Sonneveld–Visser. Визначення кутового положення дифракційних максимумів проводилося на основі значень положення центру ваги. Оброблення одержаних даних проведено з використанням програмного забезпечення Rigaku residual stress analysis.

Нагрівання зразків проводилося в лабораторній печі опору до температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж однієї години; витримка за цієї ж температури складала 6 годин з подальшим пічним охолодженням або 1,5 години з гартуванням у воду. Штучне старіння упродовж 10 годин відбувалося за температури у $150 \pm 5^\circ\text{C}$. Для позначення тех-

ТАБЛИЦЯ 2. Класифікація ливарних Al-спів за стандартом EN1780.**TABLE 2.** Classification of cast Al-alloys according to EN 1780 standard.

Стан	Позначення
лиття під тиском	D
кокільне лиття	K
лиття в оболонкові форми	L
лиття в піськово-глинисту форму	S
литий	F
відпалений	O
контрольовано охолоджений після лиття та природньо зістарений	T1
загартований та природньо зістарений	T4
контрольовано охолоджений після лиття та штучно зістарений або перестарілий	T5
загартований і штучно зістарений	T6
загартований і штучно недозістарений	T64
загартований і штучно перестарілий (стабілізований)	T7

нологічного стану алюмінієвих спів використовувався стандарт EN1780 (табл. 2) [19].

Після відокремлення від платформи побудови СЛТ-заготівки стопу AlSi10Mg розділено на дві серії: першу використовували для досліджень у вихідному стані, другу — для досліджень після термічного оброблення, яке проводили за режимами, зазначеними в табл. 3 (відповідно до стандарту EN1780). Виливки стопу AlSi10Mg також ділилися на 2 серії, одна з яких піддавалася термічному обробленню за аналогічними режимами. Позначення цих зразків також представлено в табл. 3.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

З метою оцінки впливу термооброблення на механічні характеристики вихідних зразків AlSi10Mg проведено міряння мікротвердості за Віккерсом, результати яких проілюстровано на рис. 2, а з урахуванням різних технологій виробництва — СЛТ і ЛВ. За одержаними величинами мікротвердості розраховано межу плинності $\sigma_{0,2}$, межу міцності σ_s , характеристику пластичності δ_n , пружну деформацію ε_e і пластичну деформацію ε_p . Результати розрахунків представлено в табл. 4.

Для зразка СЛТ у вихідному стані характерні найвищі значення мікротвердості у 1,38 ГПа, межі міцності та плинності — у 0,79 ГПа і 4,15 ГПа відповідно, але найменше значення — у харак-

ТАБЛИЦЯ 3. Режими термічного оброблення ступу AlSi10Mg.

TABLE 3. Heat treatment regimes of AlSi10Mg alloy.

селективне лазерне топлення порошку		
1	вихідний стан	СЛТ
2	відпал за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 6 годин з пічним охолодженням	СЛТ-О
3	відпал за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 1,5 годин з наступним гартуванням у воду	СЛТ-Т4
4	відпал за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 1,5 годин з гартуванням у воду й наступним штучним старінням за температури у $150 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 10 годин з охолодженням на повітрі	СЛТ-Т6
ливарне виробництво		
5	вихідний стан (кокільне лиття)	ЛВ(К)
6	відпал за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 6 годин з пічним охолодженням	ЛВ-О
7	відпал за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 1,5 годин з наступним гартуванням у воду	ЛВ-Т4
8	відпал за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 1,5 годин з гартуванням у воду й наступним штучним старінням за температури у $150 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 10 годин з охолодженням на повітрі	ЛВ-Т6

теристики пластичності. Водночас пружна деформація ε_e максимальна, а пластична ε_p — мінімальна серед усіх досліджених станів.

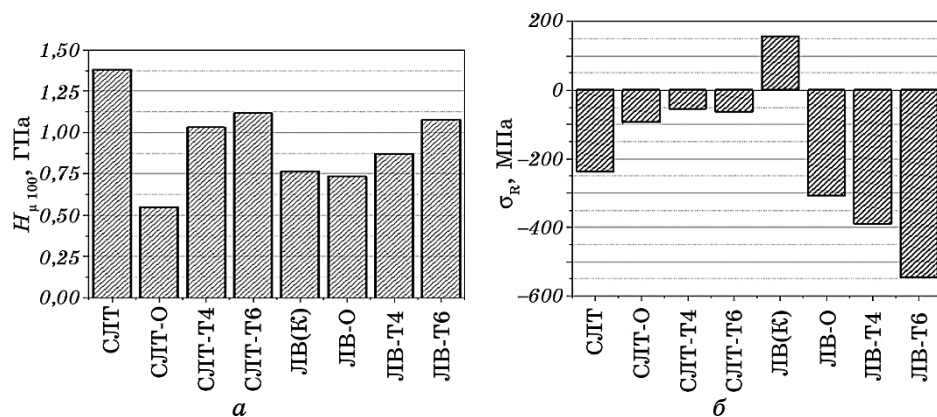


Рис. 2. Зміна мікротвердості (а) та залишкових напружень першого роду (б) у зразках ступу AlSi10Mg, одержаних СЛТ і ЛВ, після різних режимів термічного оброблення.

Fig. 2. Change in microhardness (a) and residual stress (b) in AlSi10Mg alloy samples obtained by SLM and casting after different thermal-treatment regimes.

ТАБЛИЦЯ 4. Механічні характеристики та ступінь деформації кристалічної ґратниці ступу AlSi10Mg після виготовлення та термічного оброблення.**TABLE 4.** Mechanical properties and crystal-lattice deformation in AlSi10Mg alloy after manufacturing and thermal treatment.

№	Оброблення	H_{μ} , ГПа	$\sigma_{0,2}$, ГПа	δ_H	σ_S , ГПа	H_M , ГПа	ε_e	ε_p
1	СЛТ	1,38	4,15	0,87	0,79	1,49	-0,010	-0,156
2	СЛТ-О	0,55	1,65	0,95	0,24	0,59	-0,004	-0,164
3	СЛТ-Т4	1,03	3,09	0,90	0,53	1,11	-0,007	-0,160
4	СЛТ-Т6	1,12	3,35	0,90	0,59	1,21	-0,008	-0,159
5	ЛВ(К)	0,76	2,29	0,93	0,36	0,82	-0,005	-0,162
6	ЛВ-О	0,735	2,21	0,93	0,34	0,79	-0,005	-0,162
7	ЛВ-Т4	0,873	2,62	0,92	0,43	0,94	-0,006	-0,161
8	ЛВ-Т6	1,08	3,24	0,90	0,57	1,16	-0,008	-0,159

Термічне оброблення істотно впливає на усі механічні характеристики зразків AlSi10Mg, виготовлених як СЛТ, так і ЛВ. Для СЛТ значення мікротвердості усіх термооброблених зразків нижче, ніж для вихідного стану. Оскільки зразок піддається термообробленню за температури у 520°C упродовж 6 годин (СЛТ-О), відбувається різке пониження як мікротвердості до 0,55 ГПа, так і меж міцності та плинності (0,24 ГПа і 1,65 ГПа відповідно), а пластичність збільшується на $\approx 10\%$. Після відпалу за температури у 520°C упродовж 1,5 годин з наступним гартуванням у воду (СЛТ-Т4) мікротвердість збільшується вдвічі порівняно з СЛТ-О, зростають значення й меж міцності та плинності, але вони залишаються меншими, ніж для вихідного стану СЛТ; характеристика пластичності відповідно дещо зменшується. Якщо застосувати штучне старіння (СЛТ-Т6) за температури у 150°C упродовж 10 годин після гартування, то можна ще додатково підвищити мікротвердість, межу плинності, межу міцності, не зменшуючи характеристику пластичності.

Для ливарного ступу вплив термооброблення проявляється іншим чином. У вихідному стані мікротвердість дорівнює 0,76 ГПа, і після відпалу за температури у 520°C упродовж 6 годин (ЛВ-О) такого різкого зменшення мікротвердості, як для зразка СЛТ-О, не спостерігається, як і інших механічних характеристик. Слід зазначити, що після цього оброблення мікротвердість (0,735 ГПа), межа міцності (0,34 ГПа) і межа плинності (2,21 ГПа) ЛВ-ступу мають вищі значення, ніж для СЛТ-ступу, а характеристика пластичності для ЛВ-О (0,93 ГПа) не відрізняється істотно від СЛТ-О (0,95 ГПа). Після гартування (ЛВ-Т4) механічні характеристики поліпшуються, а після гартування та штучного старіння (ЛВ-Т6) наближаються до значень, характерних для СЛТ-Т4 та СЛТ-Т6.

Такі механічні характеристики пояснюються особливостями напруженого стану (рис. 1, б) та мікроструктури (рис. 3–10) зразків стопу AlSi10Mg , яких виготовлено за різними технологіями. На рисунках 3, 4 наведено дані оптичної мікроскопії для всіх досліджених зразків, а на рис. 5–9 — дані електронної мікроскопії для зразків СЛТ з відповідними мапами розподілу хемічного складу. На рисунку 10 представлено мікроструктуру вихідних зразків СЛТ і ЛВ, а також після термічного оброблення Т6. Більш детальне порівняння розміру та морфології включень Si після термічного оброблення Т6 проілюстровано на рис. 11. В таблиці 5 наведено хемічний склад СЛТ-твердого розчину за даними мікрорентгеноспектральної аналізи.

Вихідний стан. На рисунку 3, а представлено оптичну мікрофотог-

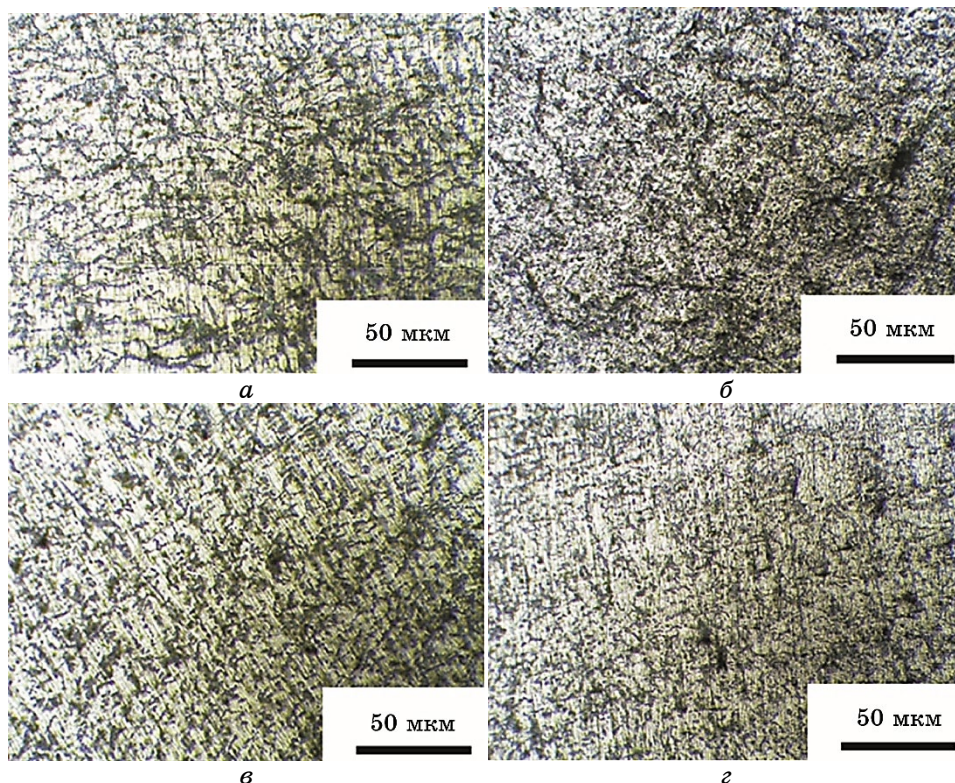


Рис. 3. Морфологія поверхні ЛВ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані (а) та після термічного оброблення: ЛВ-О (б), ЛВ-Т4 (в), ЛВ-Т6 (г); збільшення $\times 200$.

Fig. 3. Surface morphology of the cast AlSi10Mg alloy in the as-received state (а) and after heat treatment: cast-as-cast (б), cast-T4 (в), cast-T6 (г); magnification $\times 200$.

рафію мікроструктури виливка AlSi10Mg, яка характеризує шлях твердіння. Дендритна фаза α -Al (світлий контраст) являє собою вихідну тверду речовину, за якою слідує утворення крупнозернистих фаз Si (проміжний контраст) і Fe-вмісних фаз (темний контраст). В литому стані стоп Al10SiMg характеризується класичною дендритною будовою. Абсолютно переважну більшість зерен представлено дендритами другого порядку, протяжність яких може сягати 200 мкм, а ширина — 50 мкм і менше.

Загалом мікроструктуру можна назвати рівномірною завдяки близьким розмірам і конфігурації дендритів, а також доволі рівномірному розподілу евтектичних ділянок. Переважна більшість евтектичних об'ємів знаходиться між дендритними гілками окремих зерен. Міждендритні об'єми не утворюють малосприятливих скуп-

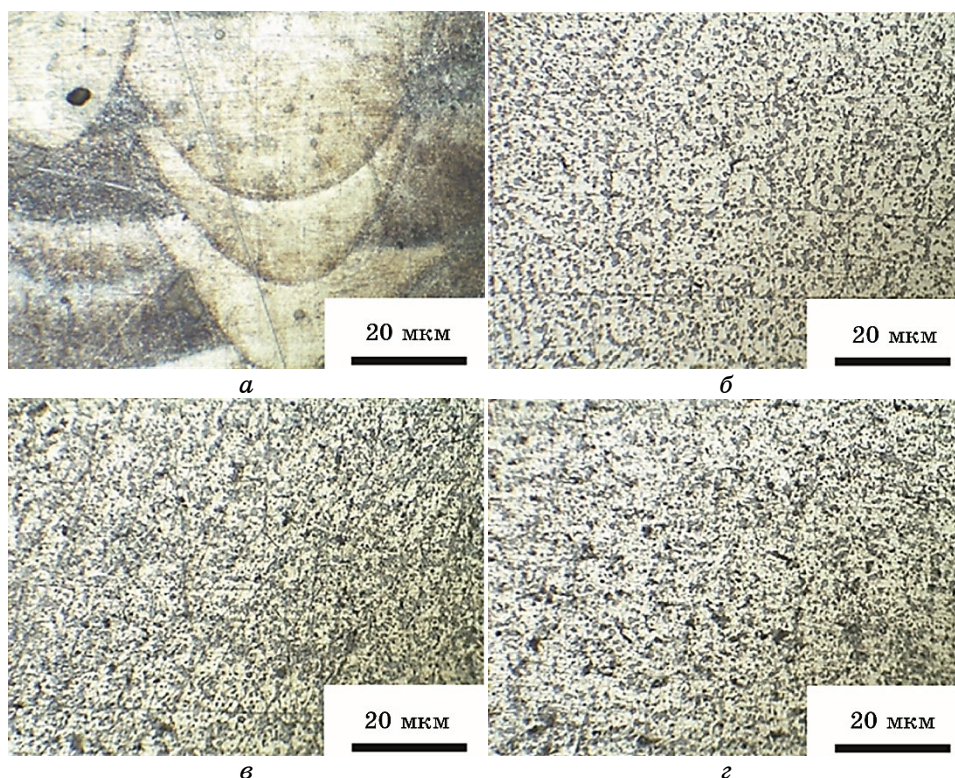


Рис. 4. Оптичні мікрофотографії СЛТ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані (а) та після термічного оброблення: СЛТ-О (б), СЛТ-T4 (в), СЛТ-T6 (г); збільшення $\times 500$.

Fig. 4. Optical micrographs of SLM AlSi10Mg alloy in the as-built state (а) and after heat treatment: SLM-as-built (б), SLM-T4 (в), SLM-T6 (г); magnification $\times 500$.

чень, мають розміри до 50 мкм за більшою видимою на площі шліфа стороною. Для цього стану характерні залишкові макронапруження розтягу (рис. 1, б).

За умов СЛТ-стопу AlSi10Mg через швидке нагрівання й охолодження (10^6 – 10^8 °C/с), на відміну від більшості традиційних процесів литва, де швидкість охолодження становить близько 10^2 °C/с або менше [20], формується ультратонка метастабільна комірчасто-дендритна мікроструктура у вигляді «риб'ячої луски» із середнім розміром комірок у 1 мкм (рис. 4, а).

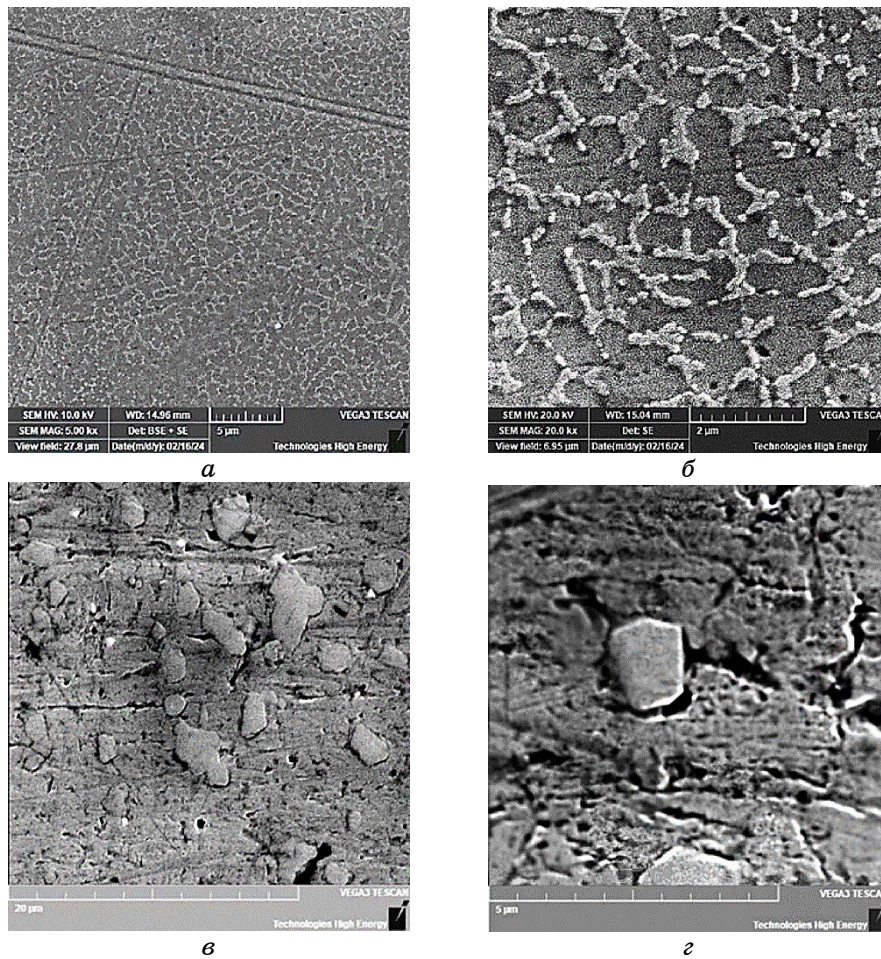


Рис. 5. Мікроструктура СЛТ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані (а, б) та після термічного оброблення СЛТ-О (в, г).

Fig. 5. Microstructure of SLM AlSi10Mg alloy in the as-built state (а, б) and after thermal treatment SLM-as-built (в, г).

Межі комірок складаються з взаємопов'язаної мережі, що включає евтектичні частинки Si та невелику кількість фази Mg_2Si (рис. 7, а). Окремі частинки Si спостерігаються також всередині комірок $\alpha-Al$, які утворилися в процесі швидкої кристалізації твердого розчину за умов, коли Si не встигає виділитися з розтопу на периферію зерен Al. В той самий час дрібнодисперсні включення, що містять Mg, розташовуються тільки в межах евтектики.

Усередині басейнів розтопу формується розвинута дуже тонка дендритна структура матриці $\alpha-Al$, обмежена волокнистою сіткою

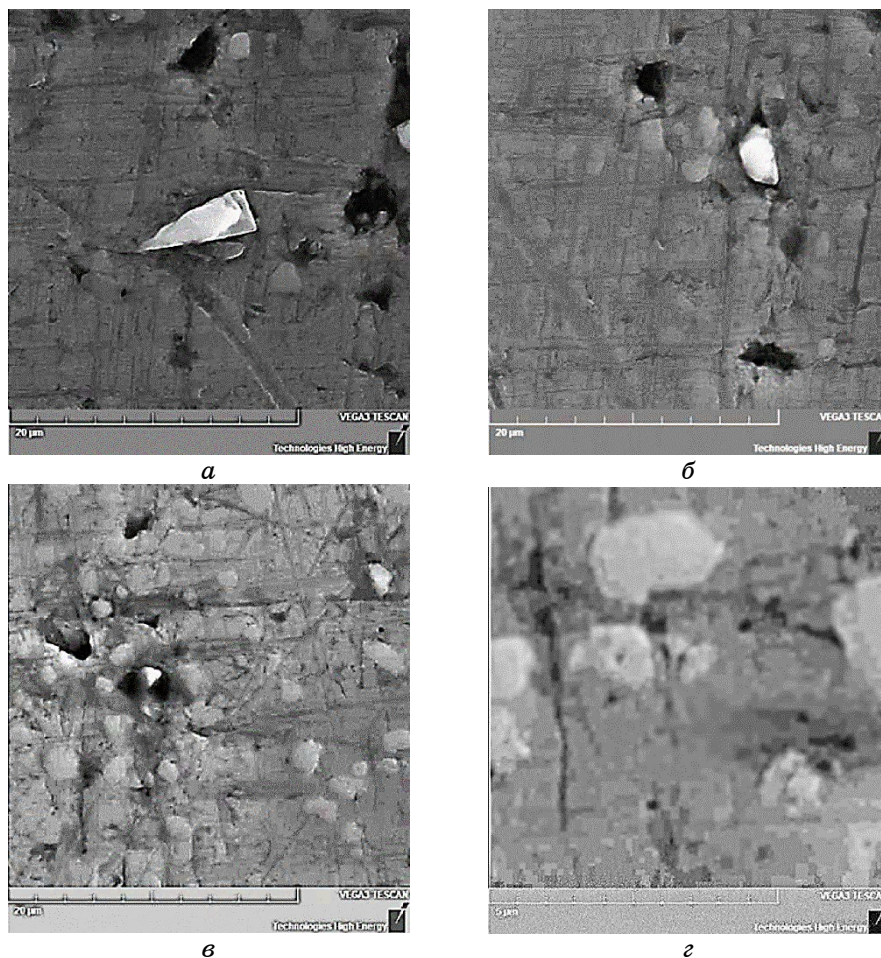


Рис. 6. Мікроструктура СЛТ-стопу AlSi10Mg після термічного оброблення СЛТ-4 (а, б) та СЛТ-6 (в, г).

Fig. 6. Microstructure of SLM AlSi10Mg alloy after thermal treatment SLM-T4 (а, б) and SLM-T6 (в, г).

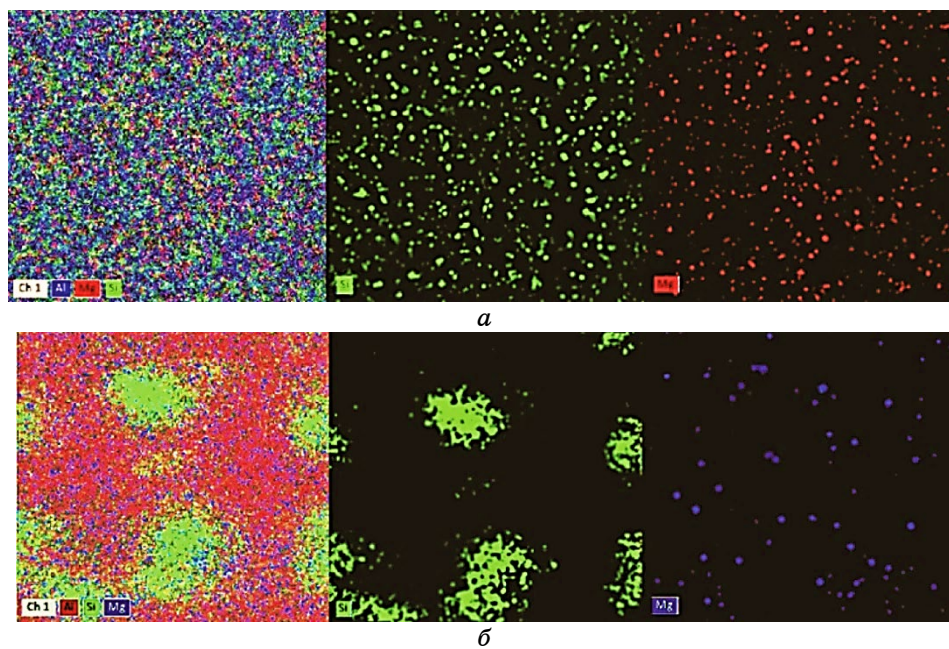


Рис. 7. Мапи розподілу хемічного складу СЛТ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані (*a*) та після термічного оброблення СЛТ-О (*б*) відповідно до рис. 5.

Fig. 7. Chemical composition distribution maps of SLM AlSi10Mg alloy in the as-built state (*a*) and after thermal treatment SLM-as-built (*b*) according to Fig. 5.

евтектичної фази Si. На відміну від мікроструктури виливків зі стопу AlSi10Mg, де великі стрижнеподібні або голчасті частинки Si осідають у матриці Al (рис. 10, *з*), в СЛТ-зразках сформована евтектична мікроструктура (рис. 5, *a*) містить дуже дрібні частинки Si (рис. 7, *a*). Розмір евтектичної сітки значно більший у литому матеріалі порівняно з аналогом СЛТ. За даними різних авторів довжина евтектичних виділень у ЛВ-стопах складає декілька десятків мкм, ширина — порядку 1 мкм, розмір дендритів — близько 1 мкм, віддалі між дендритами — 70 мкм [21, 22]. На відміну від цього, для СЛП-зразків AlSi10Mg характерна дрібнодисперсна волокниста сітка Si в матриці Al (ширина волокон складає 0,2 мкм, а розмір дендритів — 0,1 мкм), що позитивно впливає на механічні властивості, тоді як наявність у мікроструктурі литих стопів Al–Si–Mg крупнозернистого та голчастого евтектичного кремнію, як крихкої фази, вважається основним чинником погіршення механічних властивостей (пластичності та в'язкості) стопу.

Надзвичайно тонка мікроструктура, подрібнення зерна та, як наслідок, великий об'єм меж зерен є основними чинниками для обмеження руху дислокацій і, отже, високої міцності СЛТ-зразків

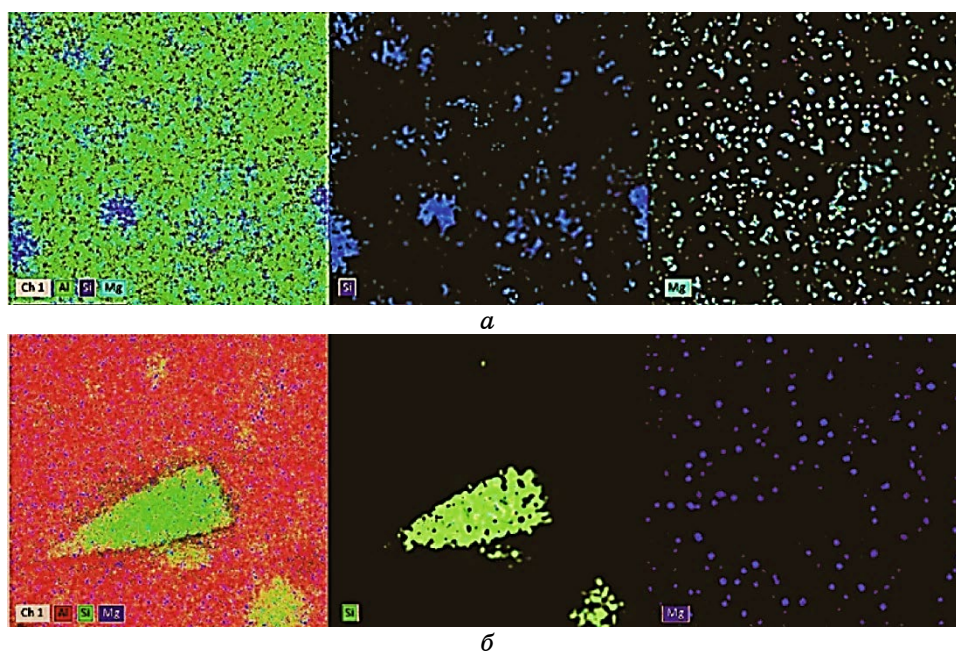


Рис. 8. Мапи розподілу хемічного складу СЛТ-стопу AlSi10Mg після термічного оброблення СЛТ-T4 (а) та морфологія включення Si (б) відповідно до рис. 6, а.

Fig. 8. Chemical composition distribution maps of SLM AlSi10Mg alloy after heat treatment SLM-T4 (a) and morphology of Si inclusions (b) according to Fig. 6, a.

AlSi10Mg порівняно з ЛВ. Зменшення розміру зерна зумовлює зменшення віддалі між частинками Si, збільшення інтерфейсу Al-Si і ефективне гальмування руху дислокацій. Більш того, у вихідному SLM-зразку AlSi10Mg спостерігаються залишкові макронапруження стиснення, що також підвищує міцність.

У рівноважному стані бінарної системи Al-Si максимальна розчинність Si у α -Al становить 1,65% за температури у 577°C. Однак у процесі СЛТ висока швидкість охолодження сприяє збільшенню кількості Si в α -Al до $\cong 8\%$ ваг. (табл. 5), що створює пересичену структуру твердого розчину на основі Al.

Термічне оброблення на твердий розчин (О). Вплив відпалу за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 6 годин з пічним охолодженням на мікроструктуру ЛВ- та СЛТ-стопів AlSi10Mg показано на рис. 3, 4, б. Процес термічного оброблення гомогенізує структуру, змінює морфологію евтектичного Si. В результаті мікротвердість СЛП-зразка різко зменшується.

Термічне оброблення литого стопу також зумовлює розчинення

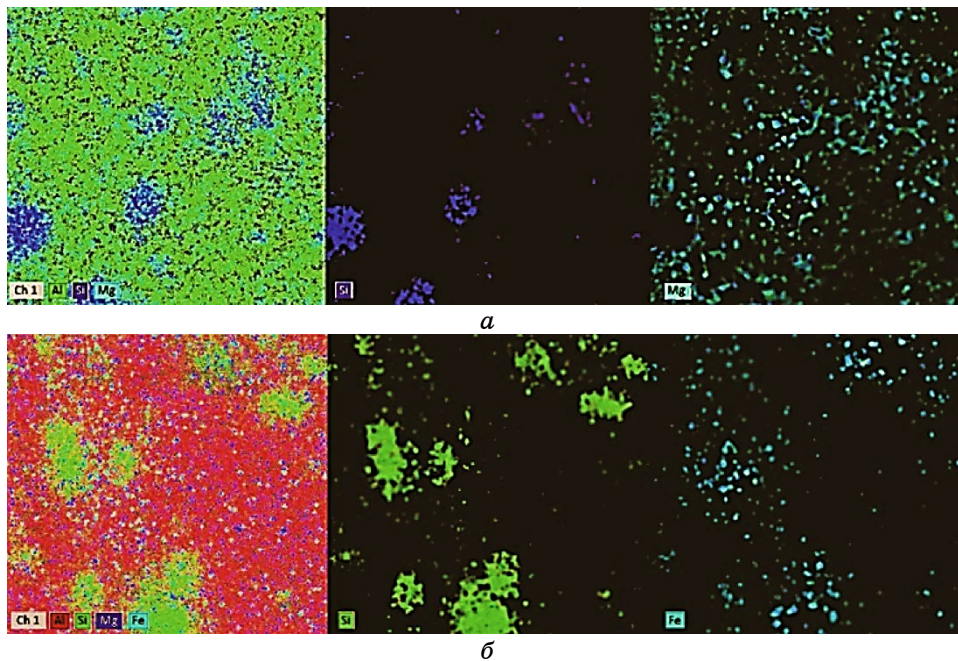


Рис. 9. Мапи розподілу хемічного складу СЛТ-стопу AlSi10Mg після термічного оброблення СЛТ-T6: сферичні вклучення Si та розподіл Mg (а), частинки Si різного розміру в процесі сфероїдизації та розподіл Fe (б) відповідно до рис. 6, б.

Fig. 9. Chemical composition distribution maps of SLM AlSi10Mg alloy after thermal treatment SLM-T6: spherical Si inclusions and Mg distribution (a), Si particles of different sizes during spheroidization and Fe distribution (b) according to Fig. 6, b.

вторинних гілок дендритів і розвинення рівновісної зернистої структури (рис. 3, б). В СЛТ-стопі після такого термооброблення спостерігаються зростання зерен і поступовий розпад коміркової структури — рисунок «риб'ячої луски» та структура басейнів розтопу зникають. Взаємопов'язана сітчаста структура (тобто межі комірок) евтектичного Si коралової форми трансформується в бімодальний розподіл великих (4–5 мкм) і дрібних (1–2 мкм) частинок Si довільної форми, які нерівномірно розподілені в матриці Al (рис. 4, б). Ця морфологічна трансформація є наслідком поверхневої й об'ємної дифузії елементів Mg і Si в матриці.

Фрагментація евтектичного Si й анігіляція дислокацій значно погіршують механічні властивості (наприклад, мікротвердість) стопу AlSi10Mg. Може бути деякий незначний ефект, викликаний твердорозчинним зміцненням через відмінність в атомних радіусах Si

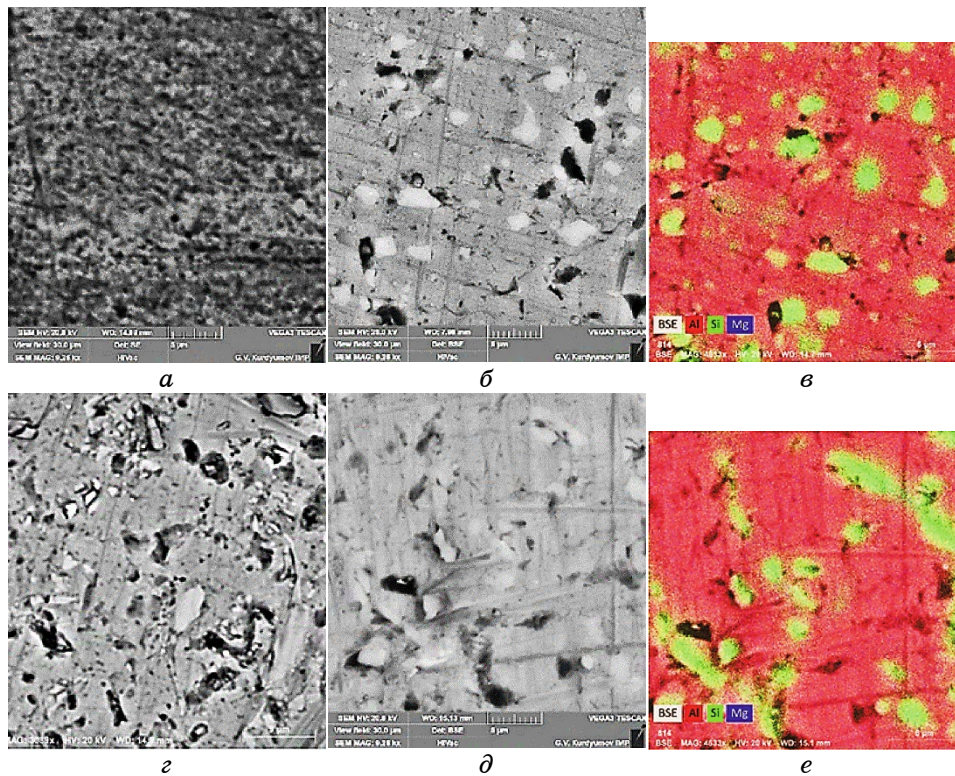


Рис. 10. Порівняння впливу термічного оброблення T6 на морфологію включень Si для сплаву AlSi10Mg, одержаного СЛТ (а–в) та ЛВ (г–е): вихідний стан (а, г), T6 (б, д), мапи розподілу хемічного складу після T6 (в, е).

Fig. 10. Comparison of the effect of T6 thermal treatment on the morphology of Si inclusions for AlSi10Mg alloy obtained by SLM (a–в) and casting (г–е): as-built state (а, г), T6 (б, д), chemical composition distribution maps after T6 (в, е).

(0,118 нм) і Al (0,143 нм), що створює поле деформацій у кристалічній структурі сплаву; однак втрата міцності через ріст зерна переважає.

Отже, дуже тонка комірчаста структура, одержана завдяки високій швидкості твердіння за умов адитивного лазерного виробництва, не зберігається після термічного оброблення на твердий розчин, і мікротвердість сплаву зменшується практично втричі ($v \approx 2,8$ разів). Коміркова мережа руйнується, а частинки евтектики Si неправильної геометричної форми мають різний розмір від 1–4 мкм, деякі укрупнюються до 5–6 мкм (рис. 5, б). Концентрація Si в Al-матриці досягає 12,4% ваг. (табл. 5). Термооброблення на твердий розчин понижуює залишкові макронапруження стиску (рис. 2, б), що виникають в процесі СЛТ; в результаті пластичність зразків AlSi10Mg зростає.

Після відпаду стінки евтектики Si у литому AlSi10Mg повністю

ТАБЛИЦЯ 5. Хемічний склад СЛМ-зразків за даними мікрорентгеноспектральної аналізи.**TABLE 5.** Chemical composition of SLM samples based on micro-x-ray spectral analysis.

Стан зразка	Вміст елементів, % ваг.		
	Al	Si	Mg
СЛТ	91,69	7,53	0,78
СЛТ-О	86,77	12,54	0,69
СЛТ-Т4	89,91	9,48	0,61
СЛТ-Т6	87,95	11,40	0,65

зникають, а в мікроструктурі виникають дисперговані виділення Si, розмір яких більший, ніж у СЛТ-стопі. Також спостерігається певна перебудова структури. Внутрішні напруження розтягу, перенасиченість Силіційом твердого розчину, дефектність структури, які виникли під час кристалізації, поступово зникають від тривалого впливу високої температури, і на якийсь момент лита структура стопу нібито зникає. Натомість, формуються області, розділені найбільш крупними евтектичними об'ємами, що також включають фази з Mg та Fe, всередині яких залишається дендритна будова, яку складно розгледіти через рівномірний перерозподіл Si та заокруглення дендритів. Значної зміни мікротвердості порівняно із вихідним станом не спостерігається. Через високу термостабільність інтерметалідних фаз (Mg_2Si та голчасті інтерметалідні фази, збагачені на Fe), наявних у мікроструктурі литого стопу, оброблення на твердий розчин може не змінювати кількість і розмір таких фаз.

Термічне оброблення Т4. Розглянемо наслідки впливу термооброблення за температури у $520 \pm 10^\circ C$ упродовж 1,5 годин з наступним гартуванням у воду. Після швидкого охолодження, оскільки немає часу для виділення розчинених частинок та інших легувальних елементів з алюмінієвої матриці, утворюється нестабільний перенасичений твердий розчин на основі Al. Дійсно, цілями загартування є: (i) запобігання процесам передчасного виділення для збереження максимального дисперсійного зміцнення твердого розчину, (ii) утворення перенасиченого твердого розчину за температур навколишнього середовища, (iii) уловлювання якомога більшої кількості вакансій у межах атомарної ґратниці [23].

Загалом структура зразка СЛТ після гартування Т4 (рис. 4, а) нагадує попередню структуру після відпалу (рис. 4, б); проте через набагато менший час витримки стопу за високої температури весь надлишковий Si не встигає виділитись із матриці та перерозподілитись із подальшим переміщенням до меж зерен твердого розчину. Таким чином, для СЛТ-зразків саме структура гартування може вва-

жатися перехідною. В процесі такого режиму нагріву й охолодження характер зростання частинок евтектичного Si сильно анізотропний, що приводить до утворення граней із гострими краями. Приклад такої частинки трикутної форми найбільшого розміру у 6 мкм, що щільно оточена частинками фази Mg_2Si , наведено на рис. 6, а.

Термооброблення за режимом Т4 забезпечує другий за твердістю стан для ЛВ- та СЛТ-зразків. Водночас зміцнення СЛТ-стопу відбувається набагато сильніше, ніж ЛВ-стопу, через сукупність наступних чинників: незначне врівноваження структури, збереження перенасиченого твердого розчину на основі Al, більш глобулярна форма кремнієвих частинок і наявність на їхніх межах частинок Mg_2Si (рис. 8, а), які істотно понижують розбіжність між кристалічними ґратницями Si та Al.

Структура перенасиченого твердого розчину є нестабільною; тому після гартування та штучного старіння за проміжних температур надлишок елементів буде видалений з насиченого (і нестабільного) твердого розчину у вигляді зміцнювальних виділень і розчин стане більш стабільним, підвищуючи міцність стопу.

Концентрація Si в твердому розчині зменшується до $\cong 9,5\%$ ваг. Розмір інтерметалідних частинок стає меншим після оброблення Т4; вони розташовуються в основному по межах зерен (рис. 8, б). У той час, як і для випадку їхнього ЛВ-аналогу, ці частинки проходять через стадію укрупнення та досягають діаметра в кілька мікрометрів. Гартування литого зразка проявляється і в загальному зменшенні розмірів евтектичних ділянок (рис. 3, в). Після гартування величина залишкових напружень стиснення збільшується (рис. 1, б), що також сприяє підвищенню мікротвердості ЛВ-зразків.

Термічне оброблення Т6. Такий тип термічного оброблення на твердий розчин з наступним гартуванням у воді та штучним старінням за проміжних температур є найбільш поширеним і застосовується для модифікування мікроструктури та механічних властивостей стопу $AlSi10Mg$ оскільки поліпшує пластичність без істотної втрати міцності на розтяг/вигин. Відповідний механізм забезпечується сфероїдизацією виділень Si. Коли стоп $AlSi10Mg$ витримується упродовж деякого часу за температури розчинення, евтектична структура Si в пористій сітці фрагментується на вершинах і гранях кристалів, а внаслідок твердофазної само- та/або взаємної дифузії його атомів відбувається процес сфероїдизації [24–26].

Вплив термооброблення Т6 на мікроструктуру СЛТ-зразка показано на рис. 4, з, а також на рис. 6, б та рис. 9, а, б. Після Т6 розмір частинок Si є найменшим серед усіх досліджених режимів (рис. 4, з) і становить 1–2 мкм (рис. 6, б). Більш детальна аналіза свідчить, що, коли СЛТ-стоп $AlSi10Mg$ піддається такому термообробленню, частинки набувають округлої/овальної форми та нерівномірно дис-

перговані в матриці Al (рис. 6, б). Водночас вміст Mg є більшим на межах зерен матриці Al (рис. 9, а), оскільки Mg реагує з Si з утворенням частинок фази Mg_2Si , що саме й забезпечує зміцнення литих стопів Al–Si–Mg. Слід звернути увагу, що для випадку СЛТ-стопу добре фіксується наявність залізовмісних фаз (рис. 9, б) біля включень Si. Вважається, що процес СЛТ уможлиблює зменшити розмір і змінити форму інтерметалідів з високим вмістом Fe в порівнянні з традиційними методами [27]. За умов дрібнодисперсності та компактної морфології такі фази забезпечують додаткове зміцнення. Слід звернути увагу, що об'ємна частка ферумвмісних фаз збільшується (рис. 4, з) порівняно з іншими режимами термооброблення (рис. 4, б, в). Подібного ефекту для ЛВ-зразків не зафіксовано (рис. 3, б–з).

Відомо, що евтектичні частинки Si частково розчиняються, формуючи частинки округлої форми під час витримки за температури у $520^{\circ}C$ та штучного старіння через Оствальдів механізм [21, 28]. Атоми Si на поверхні дрібних частинок мають тенденцію відриватися та дифундувати до поверхні більших частинок. Більш енергетично стабільний стан досягається, коли великі частинки з меншим співвідношенням поверхні до об'єму і, отже, меншою поверхневою енергією, пов'язаною з поверхнею поділу між частинками Si та матрицею Al, наявні в структурі. Оскільки СЛТ-матриця залишається пересиченою (до 11,4% ваг., табл. 5) і частинки Si істотно розрізняються за розміром (рис. 6, б), то процес сфероїдизації не завершується, а більші за розміром частинки продовжуватимуть зростати під час подальшого природнього старіння за рахунок дрібніших частинок (рис. 9, б).

Частинки Si в термічно обробленому СЛТ-матеріалі більш дрібні та додатково сфероїдизовані (рис. 10, б, в) порівняно з термічно обробленим литим матеріалом (рис. 10, д, е). Це наочно ілюструють дані, наведені на рис. 11. Зазначений ефект тісно пов'язаний зі швидкістю охолодження під час твердіння і, отже, початковою мікроструктурою ЛВ- і СЛТ-матеріалів (рис. 10, а, з). За умов СЛТ завдяки вищій швидкості охолодження дендритний розмір менший, відповідно, і дифузійна віддаль менша, внаслідок чого тривалість стадії фрагментації (розпаду) Si-евтектики скорочується. Крім того, рушійна сила для дифузії атомів Si є більшою завдяки пересиченню твердого розчину під час охолодження (твердіння) матеріалу СЛТ.

Режим Т6 забезпечує найбільшу мікротвердість СЛТ- і ЛВ-зразків порівняно з іншими режимами оброблення. Водночас мікротвердість СЛТ-стопу є дещо вищою, ніж ЛВ-стопу, завдяки дії усіх перерахованих вище чинників. Однак максимального значення мікротвердості, притаманного вихідному стану СЛТ-зразка, не вдається досягти навіть після штучного старіння, оскільки специфічна мікроструктура типу «риб'ячої луски», що зафіксована без-

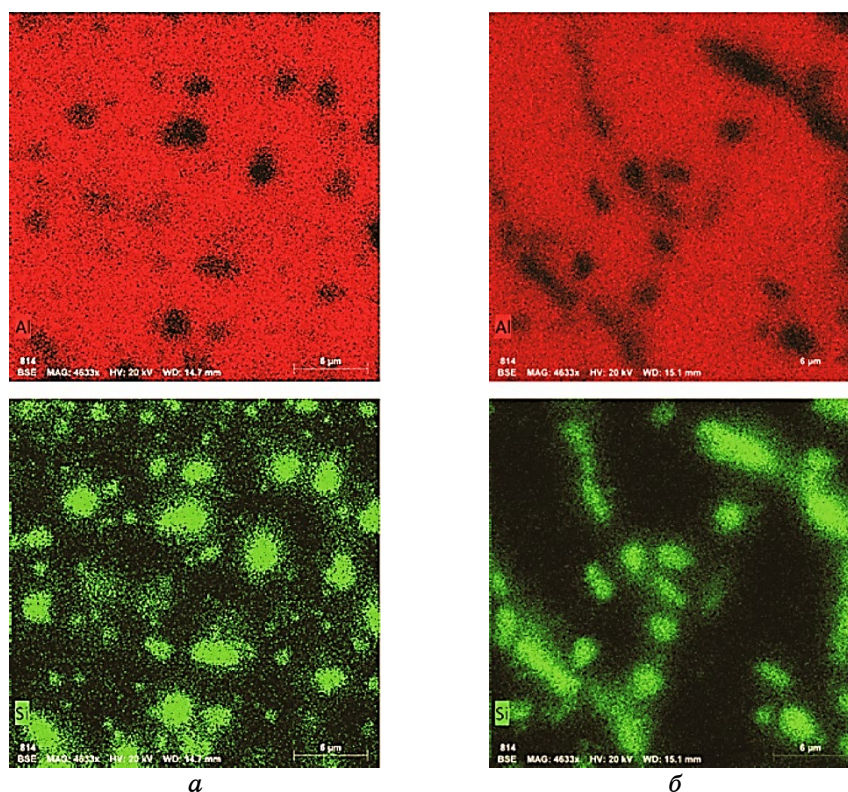


Рис. 11. Порівняння розміру та морфології включень Si після термічного оброблення T6 ступу AlSi10Mg, одержаного СЛТ (а) та ЛВ (б): мапи розподілу хемічного складу відповідають рис. 9, в та рис. 9, е.

Fig. 11. Comparison of the size and morphology of Si inclusions after T6 thermal treatment in AlSi10Mg alloy obtained by SLM (a) and casting (b): chemical composition distribution maps are shown in Fig. 9, e and Fig. 9, e.

ліччю нанорозмірних частинок Si, руйнується під час термічного впливу. Висока мікротвердість ЛВ-стопу після T6 в основному забезпечується максимальним значенням макронапружень стиснення (рис. 2, б), тоді як для СЛТ-стопу цей чинник практично не має значення. Тому доцільно розглянути зміни фазового складу після термічного оброблення ЛВ- та СЛТ-зразків і порівняти кількісний вміст фаз Mg та Fe, які можуть бути чинником додаткового зміцнення.

На рисунку 12, а наведено дифрактограми для СЛТ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані та після різних режимів термічного оброблення. У вихідному стані наявні виключно дифракційні максимуми від Al (PDF-2 ID: 03-065-2869, просторова група 225: $Fm-3m$)

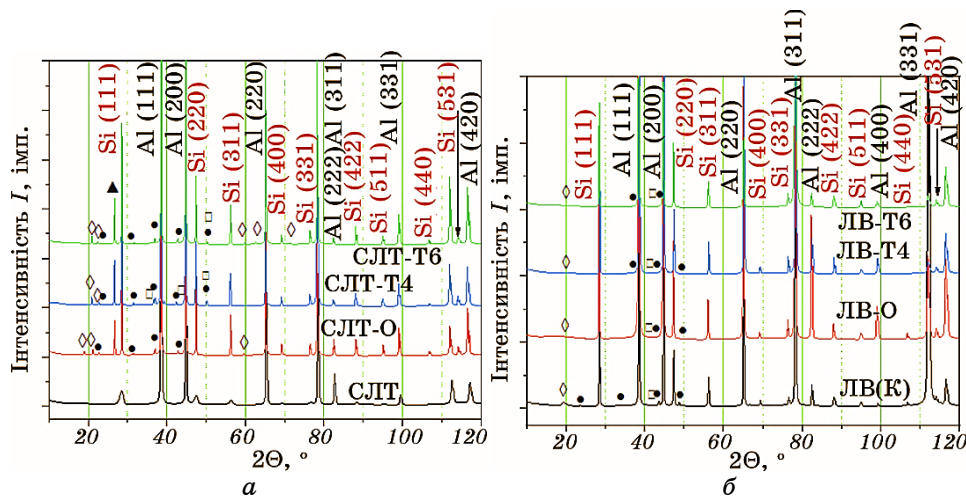


Рис. 12. Дифрактограми зразків сплаву AlSi10Mg, одержаних СЛТ (а) та ЛВ (б), у вихідному стані та після різних режимів термічного оброблення ($\square$ — Mg_2Si , $\bullet$ — $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, $\diamond$ — FeAl_3Si_2 , $\blacktriangle$ — Si).

Fig. 12. XRD patterns of AlSi10Mg alloy samples obtained by SLM (a) and casting (б) in the as-built condition and after various heat-treatment regimes ($\square$ — Mg_2Si , $\bullet$ — $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, $\diamond$ — FeAl_3Si_2 , $\blacktriangle$ —Si).

та Si (PDF-2 ID: 00-005-0565, просторова група 227: $Fd-3m$). За даними кількісної рентгенофазової аналізи вміст Si становить $\approx 11\%$ ваг. Розмір ОКР Al та Si становить 44 нм і 11 нм відповідно. Ступінь деформації кристалічної ґратниці обох фазових складових дорівнює $\approx 0,1\%$ (табл. 6).

Після відпалу СЛТ-О додатково з'являються дифракційні максимуми від фаз Mg_2Si (PDF-2 ID: 01-079-5428, просторова група $Pnma$ (62)), $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ (PDF-2 ID: 01-071-4015, просторова група $Pm-3$ (200)), FeAl_3Si_2 (PDF-2 ID: 01-087-3224, просторова група $Pbcn$ (60)) та Si (PDF-2 ID: 01-080-4570, просторова група $I4/mmm$ (139)). Загальна кількість зміцнювальних фаз становить $\approx 9,5\%$ ваг. За такого оброблення розмір ОКР Al збільшується в 1,5 рази, а Si — майже в 7 разів порівняно із вихідним станом. Також вдвічі зменшується ступінь деформації кристалічної ґратниці Al та Si (табл. 6). Зменшення розміру ОКР, ступеня деформації кристалічної ґратниці та рівня стискальних макроскопічних напружень впливають на зменшення величини мікротвердості з 1,3 ГПа до 0,52 ГПа.

Наступне термічне оброблення за режимом СЛТ-Т4 викликає збільшення загального вмісту фаз Mg_2Si , $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ та Fe_3AlSi_2 до $\approx 13,8\%$ ваг. Розмір ОКР Al та Si зменшується на 8 нм і 18 нм відповідно.

ТАБЛИЦЯ 6. Кількісний фазовий склад, розмір ОКР і ступінь деформації кристалічної ґратниці в зразках стопу AlSi10Mg, одержаних за різними технологіями.

TABLE 6. Quantitative phase composition, crystallite size, and lattice strain in AlSi10Mg alloy samples produced by different technologies.

Режим оброблення	Фазова складова	Кількісний фазовий склад, % ваг.		ОКР, нм		ε, %	
		ЛВ	СЛТ	ЛВ	СЛТ	ЛВ	СЛТ
Вихідний стан	Al	82	90,3	60	44	0,06	0,171
	Si	13	9,7	59	11	0,06	0,1
	Mg ₂ Si	3	—	—	—	—	—
	Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂	1	—	—	—	—	—
	Fe ₃ AlSi ₂	1	—	—	—	—	—
О	Al	92	78,5	79	72	0,09	0,046
	Si	7	12	74	70	0,1	0,057
	Mg ₂ Si	0,2	2,6	—	—	—	—
	Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂	0,6	1,9	—	—	—	—
	Fe ₃ AlSi ₂	0,2	5	—	—	—	—
Т4	Al	87	71,2	78	64	0,09	0,069
	Si	9	15	72	52	0,08	0,02
	Mg ₂ Si	2,2	4,7	—	—	—	—
	Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂	1,2	4,3	—	—	—	—
	Fe ₃ AlSi ₂	0,6	4,8	—	—	—	—
Т6	Al	88,3	72,5	60	71	0,1	0,053
	Si	9	13	72	65	0,1	0,047
	Mg ₂ Si	0,3	5	—	—	—	—
	Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂	1,3	4,8	—	—	—	—
	Fe ₃ AlSi ₂	1,1	4,7	—	—	—	—

Ступінь мікродеформації кристалічної ґратниці Al зростає в 1,5 рази, порівняно з відпалом СЛТ-О. Збільшення кількості зміцнювальних фаз та ступеня мікродеформації кристалічної ґратниці Al є причиною двократного зростання величини мікротвердості, порівняно з СЛТ-О, не зважаючи на зменшення величини стискальних залишкових макронапружень.

Після термічного оброблення СЛТ-Т6 відбувається збільшення загального вмісту зміцнювальних фаз до $\cong 14,5\%$ ваг.; водночас величина ОКР і ступінь мікродеформації кристалічної ґратниці Al та Si істотних змін не зазнають. Тобто зростання мікротвердості СЛТ-стопу AlSi10Mg після термічного оброблення за режимом Т6 відбувається здебільшого за рахунок високого загального вмісту зміцнювальних фаз.

На рисунку 12, б наведено дифрактограми для ЛВ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані та після різних режимів термічного оброблення. У вихідному стані спостерігаються дифракційні максимуми від Al , Si і фаз Mg_2Si , $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ та FeAl_3Si_2 . Загальна кількість зміцнювальних фаз становить $\cong 5\%$ ваг., тоді як в СЛТ-стопі виявити їх не вдалося. Розмір ОКР Al та Si в ЛВ-стопі більший, аніж у СЛТ-стопі, в 1,5 рази та в 5 разів відповідно. Слід також відмітити, що ступінь мікрореформації кристалічної ґратниці Al та Si в ЛВ-стопі майже вдвічі менший порівняно з СЛТ.

Більший розмір ОКР, менший ступінь мікрореформації кристалічної ґратниці та розтягувальні залишкові напруження (рис. 2, б) пояснюють значно меншу величину мікротвердості (0,75 ГПа) ЛВ-стопу AlSi10Mg порівняно з СЛТ-стопом (1,3 ГПа) у вихідному стані.

Термічне оброблення за режимом ЛВ-О зумовлює зменшення загального вмісту зміцнювальних фаз до 1% ваг. Величина ОКР і ступінь мікрореформації кристалічної ґратниці в ЛВ-стопі майже не відрізняються від СЛТ-стопу. Відсутність зменшення величини мікротвердості в ЛВ-зразках після такого оброблення, порівняно з вихідним станом, можна пояснити формуванням стискальних напружень у поверхневому шарі.

Після ЛВ-Т4 розмір ОКР і ступінь деформації кристалічної ґратниці істотно не змінюються. Проте збільшується загальний вміст зміцнювальних фаз з $\cong 1\%$ ваг. до $\cong 4\%$ ваг. порівняно з ЛВ-О, що пояснює деяке зростання величини мікротвердості. Також на зростання величини мікротвердості впливає збільшення величини стискальних напружень.

Після термічного оброблення ЛВ-Т6, як і після ЛВ-Т4, не спостерігається істотної зміни розміру ОКР, ступеня мікрореформації кристалічної ґратниці та кількості зміцнювальних фаз, але рівень залишкових макронапружень стиснення збільшується до максимального значення у -550 МПа.

За результатами проведених рентгеноструктурних досліджень можна зробити висновок, що домінуючим чинником впливу на величину мікротвердості в зразках ЛВ-стопу AlSi10Mg є високий рівень залишкових напружень стиснення (до -550 МПа), оскільки величина ОКР і ступінь мікрореформації кристалічної ґратниці за усіх режимів термічного оброблення істотних змін не зазнають. В зразках СЛТ-стопу AlSi10Mg домінуючим чинником впливу на величину мікротвердості є значно більший (до $\cong 5$ разів) загальний вміст зміцнювальних фаз порівняно з ЛВ. Результати кількісної аналізи вмісту цих фаз задовільно узгоджуються з якісними даними щодо розподілу Mg та Fe на мапах хемічного складу.

Слід також відмітити, що після термічного оброблення стопу AlSi10Mg , одержаного СЛТ та ЛВ, спостерігаються відмінності у

змінах співвідношення інтенсивностей дифракційних максимумів в різних кристалографічних напрямках (рис. 13).

Так, після відпалу за температури у 520°C інтенсивність дифракційного максимуму $\text{Al}(220)$ для СЛТ-стопу AlSi10Mg зменшується в 1,5 рази (рис. 13, а), а для ЛВ-стопу зростає у 2,5 рази (рис. 13, б). Після режиму Т6, за якого спостерігається максимальне зростання мікротвердості, інтенсивність дифракційного максимуму $\text{Al}(220)$ для СЛТ-стопу зростає вдвічі порівняно з режимом Т4, а для ЛВ-стопу навпаки — зменшується практично втричі. Наявність зерен переважної орієнтації щодо поверхні, тобто кристалографічної тек-

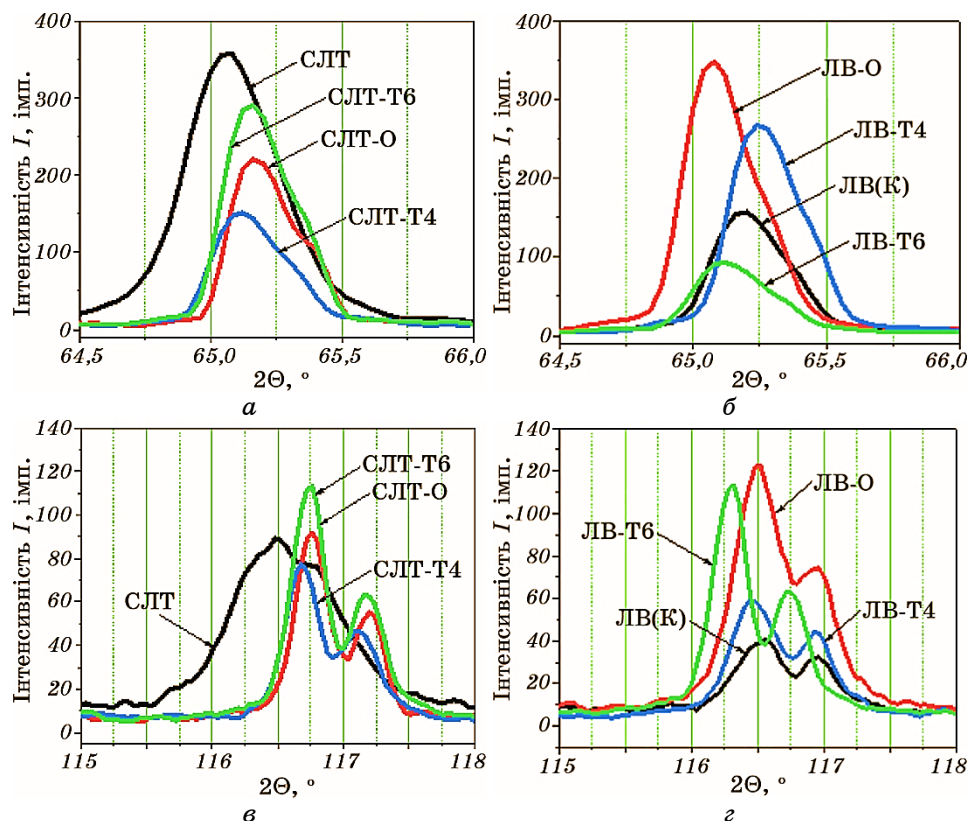


Рис. 13. Зміна інтенсивності та положення дифракційних максимумів $\text{Al}(220)$ та $\text{Al}(420)$ в стопі AlSi10Mg , одержаному СЛТ (а, в) та ЛВ (б, г), у вихідному стані та після різних режимів термічного оброблення: (220) (а, б), (420) (в, г).

Fig. 13. Change in the intensity and position of the diffraction maxima (220) and (420) of Al in the AlSi10Mg alloy, obtained by SLM (a, в) and casting (б, г), in the as-received state and after various heat treatment conditions: (220) (a, б), (420) (в, г).

стури, істотно впливає на механічні властивості.

Зміна кутового положення максимуму Al(420) свідчить про зменшення рівня стискальних напружень у СЛТ-стопі (рис. 13, *в*) та перетворення розтягувальних напружень на стискальні в ЛВ-стопі з подальшим зростанням їхньої величини (рис. 13, *з*). Характер цих змін відповідає рис. 2, *б*.

Аналіза змін інтенсивності дифракційного максимуму Al(420) (рис. 13, *в, з*) підтверджує відмінність впливу термічного оброблення на кристалічну структуру стопу AlSi10Mg не тільки в залежності від технології одержання, а й від кристалографічного напрямку. Даний ефект може бути пов'язаний з анізотропією кристалічної структури, яка виникає під час одержання зразків за технологією селективного лазерного топлення.

4. ВИСНОВКИ

Для СЛТ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані характерні найвищі значення мікротвердості у 1,38 ГПа, межі міцності та плинності — 0,79 ГПа і 4,15 ГПа відповідно, але найменше значення характеристики пластичності. Це пов'язано з формуванням ультратонкої метастабільної комірчасто-дендритної мікроструктури у вигляді «риб'ячої луски» із середнім розміром комірок у 1 мкм.

Загальний розмір структурних елементів СЛТ-стопу AlSi10Mg набагато менший, ніж для його литого аналогу. У ЛВ-стопі наявні велика кількість голчастих або пластинчастих евтектик Si і навіть великі частинки первинного Si, які фрагментують матрицю Al, тим самим погіршуючи механічні властивості. Межі комірок і межі зерен СЛТ-стопу зафіксовано безліччю нанорозмірних частинок Si, що збільшує опір руху дислокацій. Хоча ці частинки Si розподілені випадково та мають низьку об'ємну частку, вони утворюють напівкогерентний інтерфейс з матрицею Al і дають внесок до загального результату високої твердості друкованого зразка AlSi10Mg.

Термічне оброблення істотно впливає на усі механічні характеристики зразків AlSi10Mg, виготовлених як СЛТ, так і ЛВ. Для СЛТ-зразків значення мікротвердості після усіх режимів термооброблення значно нижче, ніж для вихідного стану. Для ЛВ-зразків після Т4 і Т6 значення мікротвердості зростають порівняно з вихідним станом, але не досягають значень, характерних для СЛТ-зразків після аналогічного термічного оброблення. Це пов'язане з тим, що частинки Si в термічно обробленому СЛТ-матеріалі більш дрібні та додатково сфероїдизовані порівняно з термічно обробленим литим матеріалом.

Режим Т6 забезпечує найбільшу мікротвердість СЛТ- і ЛВ-зразків порівняно з іншими режимами оброблення. Однак максимального значення мікротвердості, притаманного вихідному стану СЛТ-зразка, досягти не вдається, оскільки внаслідок термічного

впливу відбувається руйнування специфічної мікроструктури типу «риб'ячої луски». Висока мікротвердість ЛВ-стопу після Т6 в основному забезпечується максимальним значенням макронапружень стиснення (до -550 МПа), тоді як для СЛТ-стопу цей чинник практично не має значення. Проте після СЛТ-Т6 відбувається збільшення загального вмісту зміцнювальних фаз Mg_2Si , $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$, FeAl_3Si_2 до $\approx 14,5\%$ ваг., а після ЛВ-Т6 цей вміст у 7 разів менший.

Роботу виконано в рамках держбюджетної теми № 2701ф «Наукові основи ультразвукової ударної та адитивної технологій виготовлення високонавантажених деталей БПЛА з покращеною дальністю» (держреєстраційний № 0124U001001) Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського».

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. B. Li, H. Wang, J. Jie, and Z. Wei, *Mater. Design*, **32**, Iss. 3: 1617 (2011).
2. P. Fathi, M. Mohammadi, X. Duan, and A. M. Nasiri, *J. Mater. Processing Technol.*, **259**: 1 (2018).
3. S. D. McDonald, K. Nogita, and A. K. Dahle, *Acta Mater.*, **52**: 4273 (2004).
4. M. Srivastava, S. Rathee, S. Maheshwari, and T. K. Kundra, *Additive Manufacturing: Fundamentals and Advancements* (Boca Raton: CRC Press: 2019).
5. Y. Chabak, B. Efremenko, I. Petryshynets, V. Efremenko, A. G. Lekatou, V. Zurnadzhly, I. Bogomol, V. Fedun, K. Koval', and T. Pastukhova, *Mater.*, **14**, Iss. 24: 7671 (2021).
6. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and S. M. Voloshko, *Progress in Physics of Metals*, **24**, No. 1: 38 (2023).
7. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, and P. O. Gurin, *Progress in Physics of Metals*, **23**, No. 2: 337 (2022).
8. T. Ghidini, L. Pambaguian, and S. Blair, *European Space Agency Bulletin*, **163**: 24 (2015).
9. N. Read, W. Wang, K. Essa, and M. M. Attallah, *Mater. Design*, **65**: 417 (2015).
10. G. Maculotti, G. Genta, M. Lorusso, and M. Galetto, *Key Eng. Mater.*, **813**: 171 (2019).
11. D. Manfredi, F. Calignano, M. Krishnan, R. Canali, E. P. Ambrosio, S. Ugues, M. Pavese, and P. Fino, *Light Metal Alloys Applications* (Ed. W. A. Monteiro) (IntechOpen: 2014), p. 3.
12. S. I. Shakil, A. Hadadzadeh, B. Shalchi Amirkhiz, H. Pirgazi, M. Mohammadi, and M. Haghsheenas, *Results in Materials*, **10**: 100178 (2021).
13. S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasylyev, V. I. Zakiyev, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 2: 217 (2023) (in Ukrainian).
14. M. O. Vasylyev, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and T. Ishikawa, *Progress in Physics of Metals*, **17**, No. 3: 209 (2016).
15. L. S. Fomenko, A. V. Rusakova, S. V. Lubenets, and V. A. Moskalenko, *Low Temperature Phys.*, **36**: 645 (2010).
16. Ю. В. Мильман, А. Н. Слипенюк, В. В. Куприн, Д. В. Козырев, *Вопросы атомной науки и техники*, № 4: 85 (2011); Yu. V. Mil'man, A. N. Slipenyuk,

- V. V. Kuprin, and D. V. Kozyrev, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, No. 4: 85 (2011) (in Russian).
17. O. B. Бякова, O. I. Юркова, Ю. В. Мільман, O. В. Білоцький, *Теоретичні основи і методи визначення механічних властивостей матеріалів та покриттів при індентуванні на макро- та мікрорівнях* (Київ: Гарант СЕРВІС: 2011); O. V. Byakova, O. I. Yurkova, Yu. V. Mil'man, and O. V. Bilotskyu, *Teoretychni Osnovy i Metody Vyznachennya Mekhanichnykh Vlastyvostry Materialiv ta Pokryttiv pry Indentuvanni na Makro- ta Mikrorivnyakh* [Theoretical Foundations and Methods for Determining the Mechanical Properties of Materials and Coatings During Indentation at Macro- and Micro-Levels] (Kyiv: Harant SERVIS: 2011) (in Ukrainian).
 18. А. П. Бурмак, С. М. Волошко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильев, В. І. Закієв, М. М. Ворон, П. О. Гурін, *Металлофіз. новітні технол.*, **45**, № 7: 909 (2023); A. P. Burmak, S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasylyev, V. I. Zakiyev, M. M. Voron, and P. O. Huryn, *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 7: 909 (2023).
 19. *The Aluminium Automotive Manual, Materials—Designation System*.
 20. L. Lu, K. Nogita, and A. K. Dahle, *Mater. Sci. Eng. A*, **399**, Iss. 1–2: 244 (2005).
 21. W. Li, S. Li, J. Liu, A. Zhang, Y. Zhou, Q. Wein, C. Yann, and Y. Shi, *Mater. Sci. Eng. A*, **663**: 116 (2016).
 22. F. Alghamdi, X. Song, A. Hadadzadeh, B. Shalchi-Amirkhiz, M. Mohammadi, and M. Haghshenas, *Mater. Sci. Eng. A*, **783**: 139296 (2020).
 23. L. J. Colley, M. A. Wells, and W. J. Poole, *Canadian Metall. Quarterly* **53** (2): 125–137 (2014).
 24. E. Ogris, *Development of Al–Si–Mg Alloys for Semi-Solid Processing and Silicon Spheroidization Treatment (SST) for Al–Si Cast Alloys* (Disser. for Dr. Techn. Sci.) (Zurich: Swiss Federal Institute of Technology Zurich: 2002).
 25. M. Haghshenas, A. Zarei-Hanzaki, and M. Jahazi, *Mater. Characterization*, **60**, Iss. 8: 817 (2009).
 26. X. Liu, B. Beausir, Y. Zhang, W. Gan, H. Yuan, F. Yu, C. Esling, X. Zhao, and L. Zuo, *J. Alloys Compd.*, **730**: 208 (2018).
 27. Le Zhou, A. Mehta, E. Schulz, B. McWilliams, K. Cho, and Y. Sohn, *Mater. Characterization*, **143**: 5 (2018).
 28. A. E. W. Jarfors, H. Keife, and T. Antonsson, *J. Mater. Processing Technol.*, **127**, Iss. 2: 159 (2002).

PACS numbers: 61.43.Gt, 62.20.D-, 62.20.Qp, 81.05.Ni, 81.05.Rm, 81.20.Ev, 81.40.-z

Microstructure and Mechanical Characteristics of Layered Titanium-Based Materials Manufactured with Blended Elemental Powder Metallurgy

D. G. Savvakín, O. M. Ivasishin, O. O. Stasiuk, D. V. Oryshych,
O. V. Zatsarna, B. Ya. Melamed, N. V. Yarova*, L. M. Yashchenko*,
and P. E. Markovsky

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

**Institute of Macromolecular Chemistry, N.A.S. of Ukraine,
48 Kharkiv Highway,
UA-02160 Kyiv, Ukraine*

Press-and-sinter blended elemental powder-metallurgy approach using hydrogenated titanium powder is used to manufacture nearly-dense commercially-pure titanium, Ti–6Al–4V alloy, and metal-matrix composites based on them and reinforced with TiC particles. The potential for variation of mechanical characteristics of these materials depending on the matrix composition and TiC content within 10–40% is determined using hardness and compression tests. Highly-porous titanium samples (with 60–64% pores) are manufactured using titanium-hydride and space-holder powders. Impregnation of porous titanium with polymers based on epoxyurethanes and epoxides is used to affect deformation ability. Polymers based on epoxyurethanes improve the stress–strain characteristics of porous titanium under compression, which is useful for better energy-adsorption characteristics. Nearly-dense metal-matrix composites, porous titanium, and nearly-dense alloy lay-

Corresponding author: Dmytro Georhiyovych Savvakín
E-mail: savva@imp.kiev.ua

Citation: D. G. Savvakín, O. M. Ivasishin, O. O. Stasiuk, D. V. Oryshych, O. V. Zatsarna, B. Ya. Melamed, N. V. Yarova, L. M. Yashchenko, and P. E. Markovsky, Microstructure and Mechanical Characteristics of Layered Titanium-Based Materials Manufactured with Blended Elemental Powder Metallurgy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 8: 857–873 (2025). DOI: [10.15407/mfint.47.08.0857](https://doi.org/10.15407/mfint.47.08.0857)

© 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>)

ers are joined in various combinations using polymer to create layered structures. The mechanical behaviour of layered structures is determined with three-point flexure tests. It is shown the effect of intermediate porous layers for the decrease in strength and Young's modulus, but for the increase in deformation ability of the layered structure as a whole. Proper selection of material combinations and thickness of layers gives wide potential for controllable and useful adjustment of strength, ductile, and damping characteristics of layered materials.

Key words: titanium-based layered materials, titanium alloys and metal-matrix composites, porous titanium, polymer, mechanical characteristics.

Методом пресування та спікання порошку гідриду Титану та порошкових сумішей на його основі одержано малопористі технічно чистий титан, стоп Ti–6Al–4V та металоматричні композити, зміцнені додаванням до цих матеріалів частинок TiC. Потенціал зміни механічних характеристик в залежності від хемічного складу матриці та вмісту частинок TiC в межах 10–40% було оцінено під час випробування на стиск і мірванням твердості. Пористий (60–64% пор) технічно чистий титан, одержаний з використанням порошоків гідриду Титану та пороутворювача, просочено полімерами на основі епоксиретану й епоксиду для підвищення здатності до деформування. Полімери на основі епоксиретану під час випробувань на стиск поліпшують міцність і деформаційні характеристики, які визначають поліпшене вбирання енергії. Різні комбінації шарів малопористих металоматричних композитів і стопів, а також пористого титану було з'єднано полімерами з формуванням шаруватих структур. Механічну поведінку шаруватих структур досліджено під час випробувань на триточковий вигин. Показано вплив проміжного шару пористого титану на пониження міцності та модуля Юнга за одночасного поліпшення деформаційної здатності шаруватих структур. Правильний вибір комбінацій вказаних матеріалів і товщини окремих шарів дає можливість керовано регулювати показники міцності, пластичності та здатності до вбирання енергії під час деформування шаруватих матеріалів.

Ключові слова: шаруваті матеріали на основі титану, стопи та металоматричні композити, пористий титан, полімер, механічні характеристики.

(Received 30 January, 2025; in final version, 28 April, 2025)

1. INTRODUCTION

Today's realities, such as military operations and the growing risk of terrorist threats over the world, require a significant amount of work by engineering and sapper services to detect and neutralize explosive objects. An important task is the development of advanced materials for the manufacture of protective ammunition for personnel and equipment (shields, helmets, body armour, containers for transportation of explosive materials, *etc.*), which would effectively protect

against the striking elements of explosive devices, fragments, and the destructive and striking effect of shock waves. For effective and safe work of the sapper service, a reduced mass of protective ammunition, its paramagnetic, high strength and plasticity characteristics are required. However, the materials currently used in this area have certain disadvantages.

To protect personnel and equipment, steel, ceramics, high-modulus synthetic materials such as Kevlar, carbon fibre composites [1–5] and their combinations are currently used. However, such products do not always provide reliable protection having a number of disadvantages: Kevlar has very limited protective characteristics; fragile ceramic products are destroyed when hit by the first high-energy striking element, not providing effective protection in the future. Steel protective structures have a large mass and are therefore not sufficiently mobile. Moreover, ferromagnetic properties of steel products are a significant disadvantage when used by the enemy with magnetic mines. In addition, steel, ceramic and Kevlar materials, while protecting against bullets and fragments, are not effective in damping the energy of shock waves, which can cause significant damage to personnel and equipment.

Contrary, paramagnetic titanium alloys [6, 7] are considered as extremely attractive materials for the manufacture of protective ammunition owing to the unique combination of low specific weight (of about 4.5 g/cm^3), high strength (up to 1300–1600 MPa) and plasticity (elongation of 10–25% depending on the chemical composition). The strength of titanium alloys reaches the corresponding parameter of high-strength steels, while they are non-magnetic and half as light as steel counterparts are, giving a significant advantage in terms of personnel safety and ease of operation. A certain disadvantage of titanium alloys is their low hardness (not more than 300–350 *HV*) compared to steels. However, the hardness increases significantly (from 400 to 800 *HV* and higher [8–10]) for metal-matrix composites (MMC) based on titanium or its alloys, which are strengthened by high-modulus particles of TiC or TiB phases. At high hardness, such composites possess a desirable low specific weight and can achieve high strength levels.

It is generally recognized that a significantly improved complex of physical and mechanical, and, accordingly, protective and service characteristics, can be achieved by replacing individual materials with layered structures that combine them [1, 6, 11, 12]. The general principles of constructing such structures are well known from previously published data and are valid for a number of materials, including titanium [8, 9]. The advantage of layered structures is the combination of materials with significantly different mechanical characteristics: hard and high-strength MMC as the front layer, while ductile titanium alloys as the back layer. Such combination provides a unique set of high strength and ductile characteristics of the material as a whole, while

reducing the thickness of the material. Moreover, the inclusion of intermediate layers of highly porous titanium or titanium alloys in the layered structures contributes to the effective absorption of shock wave energy by deformation of such porous materials on impact loading.

The combination of titanium alloys and MMCs with different chemical and phase compositions, as well as highly porous layers, in one material can provide a unique set of physical and mechanical characteristics that are unattainable for each material separately. In particular, various combinations of the noted materials provide the potential to control the balance of all mechanical characteristics and to change parameters of strength, hardness, ductility and the ability to absorb shock wave energy, which will ensure the achievement of the desired protective characteristics of the entire layered material.

The aim of present study is to evaluate the potential for controlled change the mechanical characteristics of layered materials combining commercially-pure titanium (CP-Ti), Ti-6Al-4V alloy, MMCs on their base reinforced with TiC particles, as well as highly porous CP-Ti layers. These data will ensure development of layered titanium-based materials with promising physical and mechanical characteristics for effective protection against the damaging effects of explosive devices, including striking elements and shock waves.

2. MATERIALS AND EXPERIMENTAL PROCEDURE

A number of titanium-based materials, which differ significantly in their chemical and phase composition, and, accordingly, change their mechanical characteristics in a wide range, were selected (Table 1) to be included in layered structures. Commercially-pure titanium (CP-Ti) was chosen as the most-ductile and low-strength material. The most widely used Ti-6Al-4V (% wt.) composition was selected as medium

TABLE 1. Composition of studied materials.

No.	Composition	Raw powders used for manufacturing
1	commercially-pure titanium (CP-Ti)	TiH ₂
2	Ti + 10% TiC MMC	TiH ₂ , TiC
3	Ti + 20% TiC MMC	TiH ₂ , TiC
4	Ti + 40% TiC MMC	TiH ₂ , TiC
5	Ti-6Al-4V alloy	TiH ₂ , Al master alloy
6	Ti-6Al-4V + 10% TiC MMC	TiH ₂ , Al-V master alloy, TiC
7	Ti-6Al-4V + 40% TiC MMC	TiH ₂ , Al-V master alloy, TiC
8	highly-porous CP-Ti	TiH ₂ , ammonium carbonate

strength alloy. These materials were also used as metal matrixes to create composites reinforced with 10%, 20% and 40% (by volume) of high-modulus TiC particles to achieve enhanced strength and hardness characteristics. Comparison of CP-Ti and Ti-6Al-4V allows determining the influence of corresponding matrix material, while variation in TiC content allows evaluating the strengthening effect of TiC particles in the composites. To study the ability of porous structures to absorb energy during their deformation, highly-porous CP-Ti samples were manufactured.

All the above materials were manufactured using press-and-sinter blended elemental powder metallurgy. Titanium-hydride powder TiH_2 and powder blends on its base were used as raw materials, taking into account the positive role of hydrogen as a temporary alloying element for titanium [13–15].

Titanium-hydride powder (less than 100 μm in size), 60% Al–40% V master alloy (less than 63 μm) and titanium carbide TiC (less than 30 μm) powders were used as raw materials. The powders were blended in appropriate proportions to achieve the given composition of specific blends, after which the blends were pressed at room temperature in moulds at 620 MPa to obtain rectangular (65×10×10 mm) and cylindrical (diameter of 10 mm, height of 10 mm) compacts. The compacts were sintered in vacuum furnace (heated at a rate of 10°C/min to 1250°C, and kept at this temperature for 4 hours). In this thermal cycle, complete desorption of hydrogen from titanium hydride occurred, activating solid-state diffusion in dehydrogenated titanium [13–15]. As a result, redistribution of alloying elements (aluminium, vanadium) in titanium and sintering of powder particles led to formation of nearly-dense and chemically-uniform matrixes. When creating composites, the strengthening TiC particles remained quite inert in relation to the surrounding CP-Ti or Ti-6Al-4V alloy matrixes. Typical microstructures of sintered materials are shown in Fig. 1.

Manufacturing highly-porous CP-Ti included blending a fairly-large TiH_2 powder (63–125 μm) with ammonium carbonate particles (up to 400 μm in size), which was used as a space holder. Titanium hydride was blended with ammonium carbonate in proportions of 1:1, the blend was pressed at 150–250 MPa into rectangular (65×10×10 mm) compacts. Then, ammonium carbonate was removed as volatile compound from the compacts in two stages: by heating in air to 120°C and subsequent heating in vacuum to 300°C. After removing ammonium carbonate was completed, titanium-hydride powder compacts were heated in vacuum furnace up to 1000°C and exposed for 2 hours to remove hydrogen and sinter.

The microstructure of the sintered materials was investigated by scanning electron microscopy (VEGA III TESCAN equipped with a Brucker EDX detector to determine local chemical composition). The

Vickers hardness of the materials was determined using Wolpert 432 SVD machine. The compression characteristics of individual sintered materials were determined using cylindrical samples at Instron 8802 device under quasi-static loading conditions using rates of 10^{-3} and 10^{-1} mm·s⁻¹. To assess the potential for increasing the energy-absorbing (damping) characteristics of porous CP-Ti under compaction loading, their impregnation with polymers based on epoxyurethanes (PEU-1 and PEU-7) and modified epoxies was used. The polymers were developed at the Institute of Macromolecular Chemistry, N.A.S. of Ukraine, and recommended as damping materials.

To create layered materials, sintered rectangular samples (65×10×10 mm) of nearly-dense CP-Ti, Ti-6Al-4V alloy, MMCs and porous titanium were cut by spark erosion to obtain flat plates with a thickness of 2.5 to 5 mm, 65 mm length and 10 mm width. The plates of different materials were bonded each other in various combinations using polymers to form layered structures. Liquid polymers were deposited on the surfaces of individual materials, which were joined together to create 'sandwiches' and subsequently heated in drying chamber up to temperature range of 90–130°C for 3–6 hours to harden the polymers. Such operations led to joining the plates with the formation of a strong bond between the individual layers. The resulting layered structures of different compositions were subjected to three-point flexure tests on Instron 8802 machine, since the loading scheme during three-point flexure is similar to the loading on shock wave or projectile impact on the material.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Microstructures and Compression Characteristics of Individual Sintered Materials

Typical microstructures of sintered nearly-dense materials are shown in Fig. 1. CP-Ti consisted of relatively-coarse α -phase lamellae (thickness is up to 50–70 μ m) and globules having size up to 100 μ m (Fig. 1, *a*). About of 1.5% residual pores of spherical shape up to 30–40 μ m in size were presented in microstructure. Sintered Ti-6Al-4V alloy (Fig. 1, *b*) is characterized with noticeably finer lamellar $\alpha + \beta$ microstructure inside grains of 80–100 μ m in size, and 2% residual pores (up to 30 μ m in size). Microstructure of sintered MMC (see Fig. 1, *c* as an example) consists of lamellar CP-Ti or Ti-6Al-4V matrixes and reinforcing spherical TiC particles, which were not obviously changed in size and shape during sintering. A number of TiC particles form conglomerates, being not quite evenly redistributed over the matrixes. Residual porosity of MMCs is some higher than for matrixes itself, being within 3–8%.

As the first research stage, main mechanical characteristics of indi-

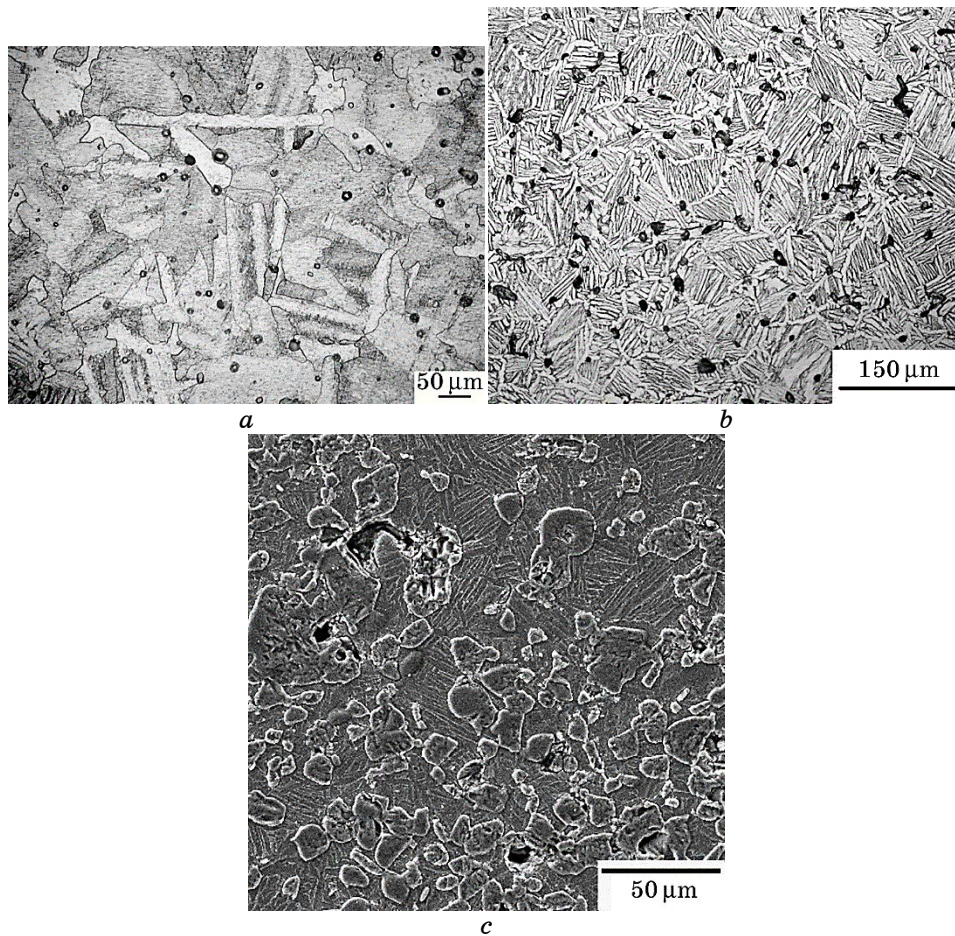


Fig. 1. Typical microstructures of sintered CP-Ti (*a*), Ti-6Al-4V alloy (*b*) and Ti-6Al-4V + 40% TiC composite (*c*).

vidual sintered materials were determined to evaluate the potential for characteristics modification with changing their chemical composition (Table 2). Corresponding stress-strain compression curves are presented in Fig. 2 together with tested samples.

Taking into consideration the data presented in Table 2 and Fig. 2, it was demonstrated that the yield strength and hardness values obviously increase, when replacing the CP-Ti matrix with an alloyed matrix of Ti-6Al-4V composition (yield strength (YS) from 590 to 1124 MPa, hardness from 260 to 357 *HV*). The similar result was achieved with introduction of reinforcing TiC phase in both matrixes and increase in TiC content. At the same time, with matrix alloying and increasing TiC phase content in MMC, the ability to deform (strain values correspond-

TABLE 2. Main mechanical characteristics of individual sintered materials.

No.	Material	Hardness, <i>HV</i>	Compression rate, $10^{-3}\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$			Compression rate, $10^{-1}\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$		
			YS, MPa	Ultimate strength, MPa	Strain, %	YS, MPa	Ultimate strength, MPa	Strain, %
1	CP-Ti	260	590	2086	52.5	613	2096	58
2	Ti- 10% TiC	288	812	1792	38	966	1947	43
3	Ti- 20% TiC	337	919	1411	23	1036	1325	21
4	Ti- 40% TiC	449	976	1203	9	1236	1292	10
5	Ti-6Al-4V	357	1124	1714	29.5	1165	1616	31.5
6	Ti-6Al- 4V- 10% TiC	379	1163	1601	22	1260	1553	22.5
7	Ti-6Al- 4V- 40% TiC	560	1257	1600	11	1453	1661	10

ing sample fracture) was reduced from 52–58% to 9–11%. Furthermore, severe deformation of CP-Ti and Ti-6Al-4V alloy resulted in significant material hardening; thus, the ultimate strength values achieved (stress, at which samples were fractured) are highest ($\cong 2090$ MPa and $\cong 1600$ – 1700 MPa) among tested samples. The higher content of TiC particles in the CP-Ti matrix led to reduced hardening ability of CP-Ti-based MMCs due to lower deformation. However, the tendency for reduced ultimate strength with higher TiC content is not obvious for MMCs based on Ti-6Al-4V matrix.

Increase in deformation rate within 10^{-3} – 10^{-1} mm/s range resulted in some higher YS and strain values recorded, while tendency for changing ultimate strength values was not clearly observed at increase in deformation rate.

Microstructures of tested Ti-6Al-4V alloy and MMC samples are shown in Fig. 3 as an example of typical deformed microstructures. Traces of intensive deformation such as bended α -phase lamellae and severely-deformed residual pores were observed for both CP-Ti and Ti-6Al-4V matrixes without TiC particles (see Fig. 3, *a* for Ti-6Al-4V alloy). As for MMCs (Fig. 3, *b*), reinforcing TiC particles prevent intensive deformation of matrix. Samples were crushed with cracks propagation through matrix/TiC interfaces and particle conglomerates, forming crushed TiC fragments. The number of cracks increases

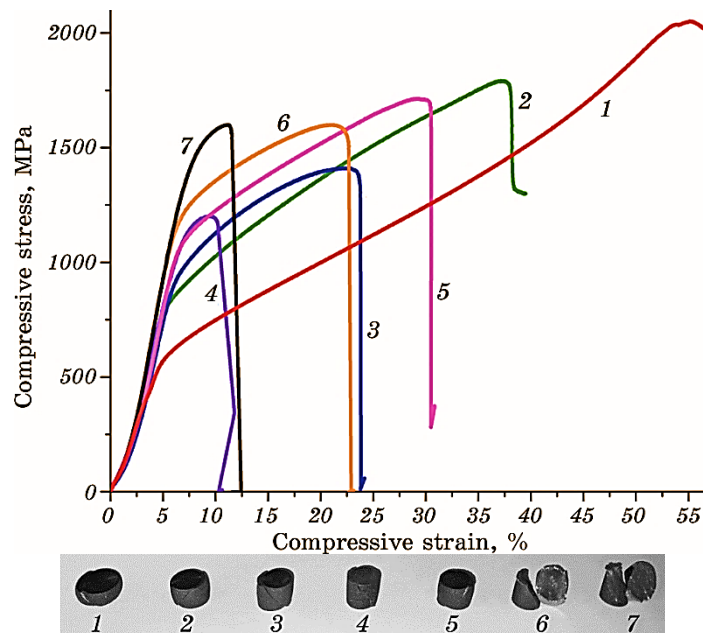


Fig. 2. Typical stress-strain curves for individual sintered materials (deformation rate 10^{-3} mm/s): 1—CP-Ti, 2—CP-Ti + 10% TiC, 3—CP-Ti + 20% TiC, 4—CP-Ti + 40% TiC, 5—Ti-6Al-4V alloy, 6—Ti-6Al-4V + 10% TiC, 7—Ti-6Al-4V + 40% TiC. Corresponding tested samples (1 to 7) are shown below.

with increasing TiC-phase content, gradually leading to a transition from a ductile fracture mode to a completely brittle one, which is especially characteristic for MMCs based on the Ti-6Al-4V alloy with 10% and 40% TiC phase. In areas, where intense stresses occur, in particular, on the surfaces of brittle fracture of MMC, crashed TiC particles are clearly visible.

The results above suggested useful combination of either CP-Ti or Ti-6Al-4V alloy layers (as materials possessing highest ductile characteristics) together with MMCs reinforced with 40% TiC (as a materials demonstrating highest YS and hardness values) to achieve improved set of characteristics for entire layered materials.

3.2. Characteristics of Porous CP-Ti and Their Modifying with Polymer Impregnation

As well-known [16, 17], presence of pores in sintered materials resulted in degradation of their strength and ductile characteristics. So, manufacturing of porous CP-Ti was aimed on achievement not only specified and uniform porous structure desirable for improved damping charac-

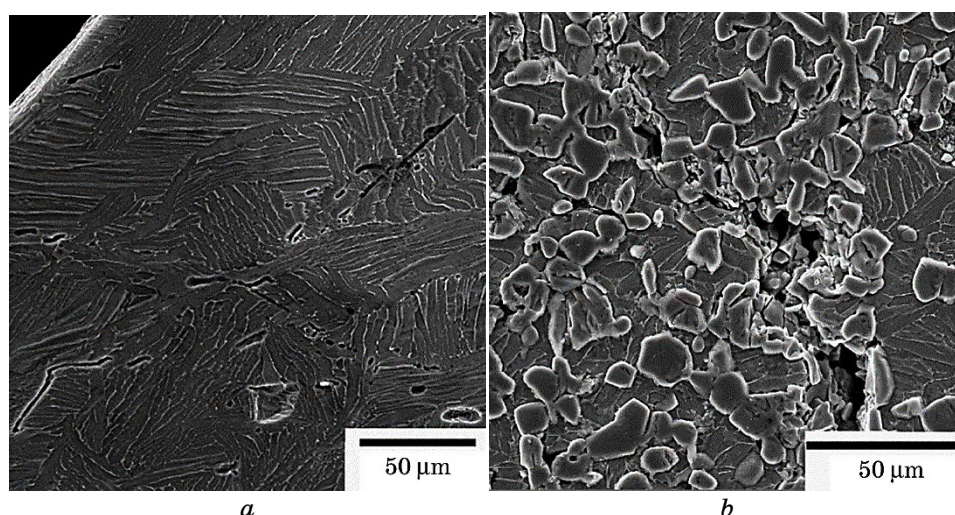


Fig. 3. Typical microstructures of deformed Ti-6Al-4V alloy (*a*) and Ti-6Al-4V + 40% TiC MMC (*b*).

teristics, but also to attain sufficient strength and ductile levels.

Selected modes of ammonium carbonate removal from the powder compacts and parameters of subsequent vacuum sintering at 1000°C allowed completed dehydrogenation of TiH_2 particles and formation of highly-porous sintered CP-Ti material with a density of 1.63–1.73 g/cm³, which corresponds to a porosity level of 60% to 64% (Fig. 4, *a*, *b*). The pores are evenly distributed over the volume of sintered CP-Ti with preservation of open pore channels between the voids (Fig. 4, *a*). The pore sizes are up to 200–400 microns (Fig. 4, *b*) that corresponds to the size of space holder particles used.

Despite enhanced porosity, sintered CP-Ti ensures sufficient compressive strength and significant degree of deformation before fracture (Fig. 5, curve *I*), promising for its using as damping material. However, ability to absorb energy on deformation (other words, better damping characteristics) should be as high as possible, which, in turn, needs increased deformation degrees. For this reason, the potential to increase deformation ability of porous titanium using its saturation with special polymers developed at the Institute of Macromolecular Chemistry, N.A.S. of Ukraine was investigated. The idea was to create a specific composite material by impregnating porous titanium with polymers in the liquid state, followed by their solidification, which was supposed to improve further the toughness and elastic properties of porous titanium and to increase its deformation degree before the fracture. As once more extremely important task, the polymers characterized by high adhesiveness and sufficient strength in solidified condition

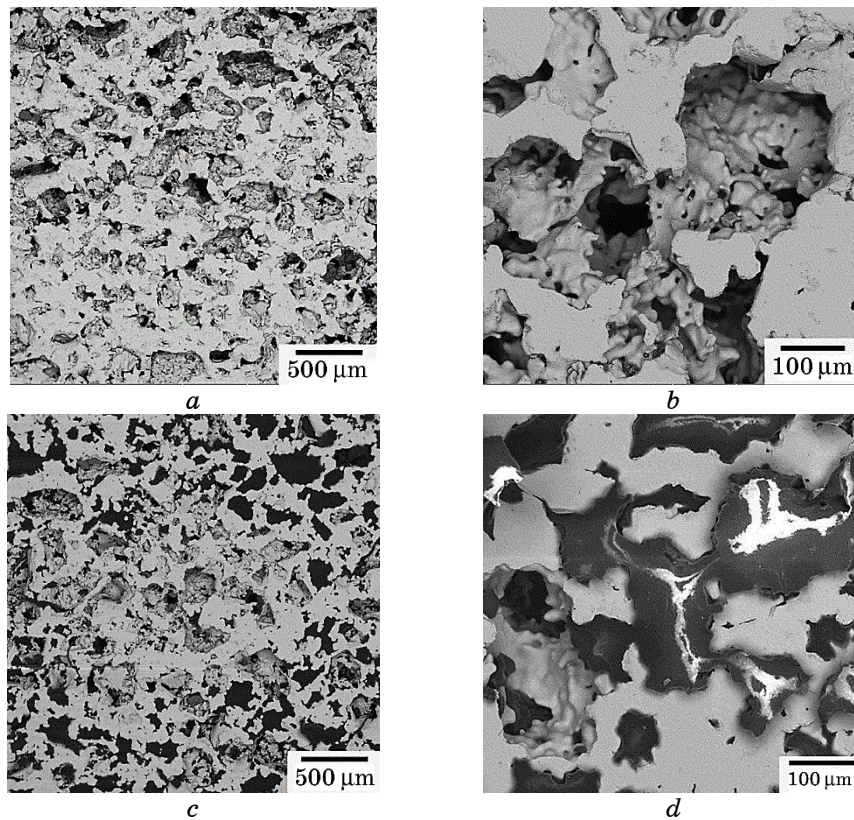


Fig. 4. SEM images (BSE mode) of sintered porous CP-Ti microstructure (*a, b*) and after its impregnation with polymers (*c, d*, polymer PEU-7 is used as an example). Pores filled with polymers are dark; those not filled are light.

can be used to join the surfaces of various titanium-based materials (including porous layers, alloys and MMCs) into entire layered structures.

On impregnation process, liquid polymers having a different, but sufficiently high fluidity partially fill the voids of porous CP-Ti (Fig. 4, *c*). Owing to good adhesion, polymers densely join with the internal surfaces of the porous material (Fig. 4, *d*), ensuring strong bond after polymer solidification. For used SEM BSE images, pores filled with polymers appear as dark zones, while pores not filled with polymers are light. The density of porous CP-Ti samples (of 1.63–1.73 g/cm³) increases somewhat after impregnation process; the densities after polymer impregnation are of 2.152 g/cm³ (Ti + PEU-1), 2.019 g/cm³ (Ti + PEU-7), and 2.317 g/cm³ (Ti + epoxy-based polymer). Different density values after impregnation are in accordance with the varying degrees of saturation of CP-Ti with the corresponding polymers due to their different fluidity characteristics.

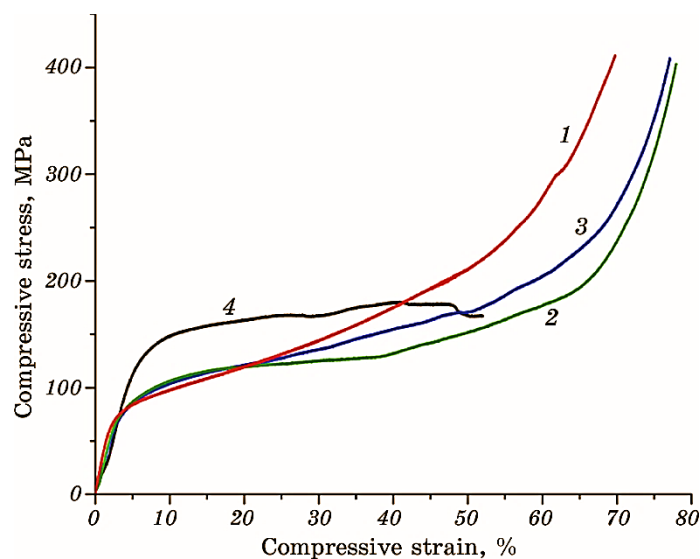


Fig. 5. Compression stress–strain characteristics of porous CP-Ti (1) and their changes under the influence of various polymer impregnations: PEU-1 (2), PEU-7 (3), epoxy-based (4). Deformation rate of 10^{-3} mm/s.

Impregnation with polymers noticeably affects the stress–strain compressive characteristics of porous CP-Ti (Fig. 5, curves 2–4, compare with curve 1). At the initial stages of loading (up to 66–67 MPa at both used deformation rates of 10^{-3} and 10^{-1} mm/s), the studied materials deform elastically. At higher compression stresses, they mainly demonstrate typical plastic behaviour without fracture of the samples (with the exception of the sample impregnated with an epoxy-based polymer).

At the beginning, plastic deformation of porous material occurs by a gradual decrease in the pore volume (areas of flat ‘plateaus’, located horizontally or with a slight slope), as a result of which a compacted poreless materials are gradually formed, which leads to deformation hardening and an increase in the slope of the curves with increasing stresses. Porous CP-Ti without polymers (Fig. 5, curve 1) has a yield strength of 66–67 MPa and plastically deforms to a relative compression strain of about 65–70% before the appearance of certain signs of sample failure (‘teeth’ and bend points on the stress–strain curves). The epoxy-based polymer (Fig. 5, curve 4) significantly increases the strength of porous titanium (yield strength of 105–221 MPa depending on deformation rates of 10^{-3} and 10^{-1} mm/s, correspondingly), but reduces its ability to deform (relative compression strain decreases to 25–50%, at which sample failure takes place). Impregnation with PEU-1 and PEU-7 polymers (Fig. 5, curves 2 and 3) has a fairly similar

effect on the mechanical behaviour of porous titanium, only slightly increasing its strength at the initial stages of deformation (yield strength is of up to 67–84 MPa depending on deformation rate), but reducing the slope of the curves with further development of plastic deformation and continuing the flat sections of the stress–strain curves (‘plateau’) to deformation values of 40–48%, at which the first signs of the development of the failure process appear, however, without fracture of the sample as a whole. At the same time, the sample impregnated with PEU-1 polymer (Fig. 5, curve 2) demonstrates the lowest slope of the stress–strain curve with a longest horizontal ‘plateau’, which indicates the practical absence of hardening, hence, improved ability to absorb energy owing to enhanced deformation degree compared to other samples.

Based on results above, it was determined that the impregnation with polymers PEU-1 and PEU-7 demonstrates similar plastic behaviour, which should make the desired contribution to increasing energy absorption during deformation, with PEU-1 being determined as the best suitable polymer for further experiments. PEU-1, having sufficient fluidity in liquid state, penetrates quite easily inside the depth of the porous CP-Ti during impregnation. Moreover, PEU-1 does not increase the strength of porous titanium, but provides better deformation characteristics (a longer horizontal plateau on stress–strain curve, and, accordingly, the enlarged area under it (Fig. 5), which corresponds to greater absorbed energy on deformation and indicates better damping characteristics).

3.3. Layered Structures and their Characteristics

The task of the next research stage was to manufacture layered samples using polymer PEU-1 to bond layers of different titanium materials, and to assess the mechanical behaviour of layered structures of different composition under loading conditions that simulate the loading conditions during the action of shock waves.

Two-, three- and four-layered samples of different design on the base of CP-Ti and Ti–6Al–4V alloy were manufactured (Fig. 6) to comparatively assess their mechanical characteristics and to understand the role of each individual material in the overall deformation behaviour. The samples 1 and 4 contain MMCs with high content (of 40%) of TiC phase as front layer, and back ductile layer of either CP-Ti or Ti–6Al–4V alloy. An intermediate layer of porous CP-Ti was included for samples 2 and 5; thickness of porous layer was furtherly increased for samples 3 and 6. The polymer PEU-1 impregnated intermediate porous CP-Ti layer and covered the adjacent surfaces of layers to ensure sufficient bonding between them. The overall thickness of each sample was of about 10 mm, while thickness of individual layers was variable with-

CP-Ti based <i>1</i>	Ti-6Al-4V based <i>4</i>
Ti-40% TiC	Ti-6-4-40% TiC
Ti	Ti-6-4
<i>2</i>	<i>5</i>
Ti-40% TiC	Ti-6-4-40% TiC
Porous Ti	Porous Ti
Ti	Ti-6-4
<i>3</i>	<i>6</i>
Ti-40% TiC	Ti-6-4-40% TiC
Porous Ti	Porous Ti
Ti	Ti-6-4
	<i>7</i>
	Ti-6-4-40% TiC
	Ti-6-4-10% TiC
	Porous Ti
	Ti-6-4

Fig. 6. Scheme of tested layered sample design: samples Nos. 1–3 are based on CP-Ti, while Nos. 4–7 on Ti-6Al-4V alloy.

in approximately 2.5–5 mm range to evaluate the influence of each layer thickness. Once more sample (7) included additional intermediate MMC layer with low TiC content (10%) to evaluate the role of gradual decrease of reinforced particle content from surface to the depth of layered material. The samples were tested with 3-point flexure; load was applied from MMC layer side (Fig. 7).

The comparison of flexure stress–flexure strain curves for samples based on CP-Ti (Fig. 8, *a*) and based on Ti-6Al-4V alloy (Fig. 8, *b*)

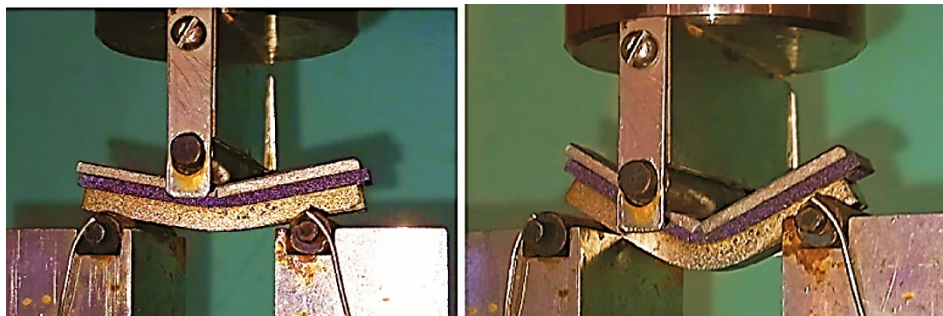


Fig. 7. Various stages of three-point flexure testing layered sample consisted of Ti-40% TiC MMC (upper), porous CP-Ti (intermediate) and bulk CP-Ti (bottom) layers.

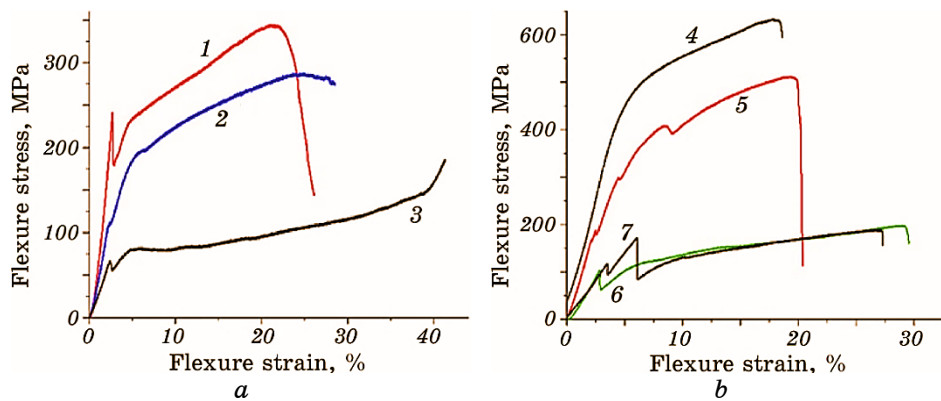


Fig. 8. Stress–strain curves for 3-point flexure tests of layered samples on the base of CP-Ti (*a*) and Ti-6Al-4V alloy (*b*), sample numbers correspond to samples shown in Fig. 6.

clearly demonstrates that alloying the matrix with aluminium and vanadium leads to noticeably higher strength values, but lower ductile characteristics than those for the unalloyed CP-Ti matrix. However, the other features of mechanical behaviour are quite similar for both groups of samples.

The characteristic feature of all layered materials is the presence of ‘teeth’ at stress–strain curves, mainly, within the elastic deformation stage at stresses in the range from 70 MPa to 400 MPa (depending on the type of layered samples; Fig. 8). The teeth are associated with the destruction of the polymer bonding the layers, delamination of individual layers and their cracking. The appearance of cracks mainly observed for the upper MMC layers, which are hard and have low fracture toughness, as well as for highly-porous layers, both of which are vulnerable to crack propagation in places of significant stress concentration. With an increase in the deformation degree, as a rule, the nucleation and growth of cracks is first observed in the upper MMC layer, then in the porous layer, and lastly in the bottom ductile layer.

The inclusion of highly porous titanium layers (which are relatively ductile and have lowest strength) between the layers of MMC and alloy leads to a decrease in the yield strength and the strength of the layered structure as a whole (compare samples 1 and 2 in Fig. 6 and corresponding curves in Fig. 8, *a*, as well as samples 4 and 5, Fig. 6, and corresponding curves in Fig. 8, *b*). At the same time, presence of intermediate porous layer increases ability to deform (increasing the plastic deformation stage of the stress–strain curves, which indicates a better ability to absorb energy during deformation). Increasing the thickness of the porous layers (comparison of curves 2 and 3 in Fig. 8, *a*, as well as curves 5 and 6 in Fig. 8, *b*) further demonstrates this trend.

It should be noted that the slope of the load curves gradually decreases with the inclusion of a porous CP-Ti layer between MMC and alloy layers and with an increase in its thickness from 2.5 mm (samples 2 and 5) to 5 mm (samples 3 and 6). We can draw a general conclusion about the decrease in Young's modulus of layered structures as a whole, with an increase in the thickness of their porous layers. This result is logical, taking into account the well-known data on the gradual decrease in Young's modulus [18, 19] for materials having higher porosity.

Sample 7 (four-layer), in which two composite layers with 40% and 10% TiC were used, demonstrates rather similar strain, strength, and Young's modulus characteristics in comparison to those for three-layer sample 6 (Fig. 8, *b*). Obviously, potential effect of additional MMC layer on mechanical characteristics was hidden with simultaneous reduction of porous layer thickness for sample 7 and with relatively low strength of polymer joins.

Thus, from the experiments conducted, it can be concluded that proper combinations of the studied materials and the thickness of individual layers allow wide range adjustment of strength characteristics (yield stress of 70–420 MPa, tensile strength of 80–600 MPa), plasticity (deformation of 18–40%) and Young's modulus of layered structures. An important result is the confirmation of the positive role of the inclusion of highly-porous CP-Ti in layered structures to reduce Young's modulus and to increase their overall deformation degree before the beginning of their destruction process, which is useful for controllable adjustment of strength, ductile, and damping characteristics of layered structures.

4. CONCLUSIONS

1. Nearly-dense commercially-pure titanium (CP-Ti), Ti-6Al-4V alloy and MMCs based on them with a content of high-modulus TiC particles from 10 to 40% were manufactured with powder metallurgy approach using hydrogenated titanium powder. The potential for variation of mechanical characteristics of these materials depending on the composition of the matrix and TiC content was determined using hardness and compression tests in quasi-static conditions.

2. Highly-porous CP-Ti samples (with 60–64% pores) were manufactured using titanium-hydride powder and ammonium carbonate as a space holder. Porous CP-Ti samples were impregnated with polymers based on epoxyurethanes (PEU-1 and PEU-7) and epoxide to evaluate the potential to affect deformation ability of porous CP-Ti. Polymers PEU-1 and PEU-7 similarly improve the stress-strain characteristics of porous titanium under compression loading, which is useful for higher energy adsorption characteristics on deformation.

3. Nearly-dense MMC and alloy layers, as well as porous CP-Ti one were joined in various combinations using PEU-1 polymer to create layered

structures. The mechanical behaviour of layered structures during three-point flexure tests was determined. The inclusion of porous layers and an increase in their thickness in layered structures leads to a decrease in strength and Young's modulus, but an increase in deformation ability of the layered structure as a whole. Proper selection of material combinations and thickness of layers gives wide potential for controllable and useful adjustment of strength, ductile and damping characteristics of layered structures.

The present study was funded by National Academy of Sciences of Ukraine (grant IMP-2024/5).

REFERENCES

1. M. Übeyli, R. O. Yıldırım, and B. Ögel, *Mater. Design*, **28**, Iss. 4: 1257 (2007).
2. Y. H. Cheng, H. Wu, R. G. Zhao, and F. Zhou, *J. Constructional Steel Research*, **197**: 107502 (2022).
3. R. Yadav, M. Naebe, X. Wang, and B. Kandasubramanian, *RSC Advances*, **6**: 116 (2016).
4. W. Gooch, *Advances in Ceramic Armor VII: Ceramic Engineering and Science Proceedings* (Eds. J. J. Swab, S. Widjaja, and D. Singh) (American Ceramic Society: 2011), p. 1931.
5. R. Stopforth and S. Adali, *Defence Technol.*, **15**, Iss. 2: 186 (2019).
6. J. S. Montgomery, M. G. H. Wells, B. Roopchand, and J. W. Ogilvy, *JOM*, **49**: 45 (1997).
7. J. C. Fanning, *J. Mater. Eng. Perform.*, **14**: 686 (2005).
8. S. V. Prikhodko, O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, D. G. Savvakina, and O. O. Stasiuk, *Proc. NATO SPS Cluster Workshop on Advanced Technologies* (Sept. 17–18, 2019) (Leuven: Springer: 2020), p. 127.
9. O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, D. G. Savvakina, O. O. Stasiuk, M. N. Rad, and S. V. Prikhodko, *J. Mater. Process. Technol.*, **269**: 172 (2019).
10. P. E. Markovsky, D. G. Savvakina, O. O. Stasiuk, M. Mecklenburg, M. Pozuelo, C. Roberts, V. Ellison, and S. Prikhodko, *Mater. Design*, **234**: 112208 (2023).
11. A. Petterson, P. Magnusson, P. Lundberg, and M. Nygren, *Int. J. Impact Eng.*, **32**, Iss. 1–4: 387 (2005).
12. R. M. Gamache, C. B. Giller, G. Montella, D. Fragiadakis, and C. M. Roland, *Mater. Design*, **111**: 362 (2016).
13. D. G. Savvakina, M. M. Humenyak, M. V. Matviichuk, and O. H. Molyar, *Mater. Sci.*, **47**: 651 (2012).
14. O. M. Ivasishin and D. G. Savvakina, *Key Eng. Mater.*, **436**: 113 (2010).
15. O. M. Ivasishin, D. G. Savvakina, M. M. Humenyak, and O. B. Bondarchuk, *Key Eng. Mater.*, **520**: 121 (2012).
16. *Titanium Powder Metallurgy: Science, Technology and Applications* (Eds. Ma Qian and F. H. Froes) (Elsevier: 2015).
17. Z. Z. Fang, J. D. Paramore, P. Sun, K. S. Ravi Chandran, Y. Zhang, Y. Xia, F. Cao, M. Koopman, and M. Free, *Int. Mater. Rev.*, **63**, Iss. 7: 407 (2018).
18. J. C. Wang, *J. Mater. Sci.*, **19**: 801 (1984).
19. B.-K. Jang and H. Matsubara, *Mater. Lett.*, **59**, Iss. 27: 3462 (2005).

PACS numbers: 06.60.Vz, 61.72.Ff, 81.05.Bx, 81.05.Ni, 81.20.Ev, 81.40.-z, 81.70.-q

Ti-Based Metal-Matrix Composites Reinforced with TiC or TiB Particles Obtained by Electron-Beam 3D Printing Using a Cored Wire

D. V. Kovalchuk^{*,**}, V. I. Nevmerzhytsky^{*,**}, V. P. Tkachuk^{*,**},
S. V. Akhonin^{***}, S. L. Schwab^{***}, D. G. Savvakín^{*}, D. V. Vedel^{*,****},
O. O. Stasiuk^{*}, D. V. Oryshych^{*}, and P. E. Markovsky^{*}

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

^{**}*JSC ‘NVO Chervona Hvyliá’,
28 Dubrovytska Str.,
UA-04114 Kyiv, Ukraine*

^{***}*E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine,
11 Kazymyr Malevych Str.,
UA-03150 Kyiv, Ukraine*

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

A metal-matrix composites (MMCs) based on titanium matrix reinforced with the TiB and TiC particles are obtained by printing with electron-beam melting and cored wires as feeding deposited material. These wires of three types are made of a mixture of fine powders of pure Ti with fine powders of (1) TiC, (2) TiB₂, or (3) Ti/TiB (obtained by preliminary sintering) wrapped into 100 µm-thick titanium foil. MMCs are formed due to the *in situ* reaction between Ti and fine hard particles during the deposition on the surface of the

Corresponding author: Oleksandr Oleksandrovych Stasiuk
E-mail: olek.stasiuk@gmail.com

Citation: D. V. Kovalchuk, V. I. Nevmerzhytsky, V. P. Tkachuk, S. V. Akhonin, S. L. Schwab, D. G. Savvakín, D. V. Vedel, O. O. Stasiuk, D. V. Oryshych, and P. E. Markovsky, Ti-Based Metal-Matrix Composites Reinforced with TiC or TiB Particles Obtained by Electron-Beam 3D Printing Using a Cored Wire, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 8: 875–889 (2025). DOI: [10.15407/mfint.47.08.0875](https://doi.org/10.15407/mfint.47.08.0875)

© 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>)

base Ti–6Al–4V plate. Upon printing, the gradients in both the composition and the microstructure state of the MMCs are formed. The bottom layer adjacent to the base Ti–6Al–4V plate has relatively-low concentrations of the TiC or TiB particles, while approaching the top surface, the concentration of hardening particles increases. This gradient microstructure ensures a smooth change in hardness along the height of the MMC layer, and its maximum reaches 525–540 *HV* in the cases of wires (1) and (2), while for wire (3), which has most uniform distribution of finest strengthening particles, it is up to 640 *HV*.

Key words: titanium-matrix composite, printing with electron beam, cored wire, interphase interaction, microstructure, phase composition, titanium carbide, titanium boride.

Металоматричні композити (ММК) на основі титанової матриці, зміцненої частинками TiB і TiC, було одержано шляхом 3D-друку електронно-променевим методом із використанням порошкового дроту в якості матеріалу, що нагрівався. Дроти трьох типів було виготовлено із суміші дрібних порошоків чистого Ti та порошоків (1) TiC, (2) TiB₂ або (3) суміші Ti/TiB (одержаної попереднім спіканням), загорнутих у титанову фольгу товщиною у 100 мкм. ММК утворився внаслідок реакції безпосередньо в процесі топлення між Ti та цими частинками під час осадження на поверхню базової пластини зі стопу Ti–6Al–4V. Під час 3D-друку утворилися градієнти у фазовому складі та мікроструктурі ММК. Нижній шар, що безпосередньо прилягає до базової пластини Ti–6Al–4V, має відносно низькі концентрації частинок TiC або TiB, а, наближаючись до поверхні композиту, концентрації цих зміцнювальних частинок збільшуються. Така градієнтна мікроструктура забезпечує плавну зміну твердості по висоті шару ММК, і її максимум сягає 525–540 *HV* у випадках дротів (1) і (2), а для дроту (3), який має найбільш рівномірний розподіл найдрібніших зміцнювальних частинок, сягає 640 *HV*.

Ключові слова: титановий матричний композит, 3D-друк електронним променем, порошковий дріт, міжфазова взаємодія, мікроструктура, фазовий склад, карбід Титану, борид Титану.

(Received 11 March, 2025; in final version, 2 July, 2025)

1. INTRODUCTION

Titanium alloys possess excellent strength-to-weight ratios and corrosion resistance. These characteristics promote their wide use in aerospace, marine and automotive industries [1–3]. However, such drawbacks of titanium alloys as insufficient hardness and wear resistance as well as increased manufacturing costs restrict their application. Hardness, wear resistance and strength level can be improved with creation of metal-matrix composites (MMCs) on the base of titanium matrixes reinforced with disperse high-moduli particles. It is general-

ly known, phases such as titanium carbide TiC and titanium monoboride TiB are the best suitable for reinforcing both commercially-pure (CP-Ti) titanium and alloyed titanium matrixes. On another hand, such characteristics of MMCs are reasons for their poor workability, creating problems with manufacturing net-shape products. Printing, also known as additive manufacturing (AM) [1, 2], is suitable approach for easy and fast manufacturing net-shape products in cost-efficient manner. printing has been widely used in industry for a long time for stainless steel and nickel-based products. However, AM technologies are less developed for titanium-based products, because of achievement of their desirable mechanical characteristics is rather problematic due to necessity for careful protection of titanium from contamination and strong microstructure control during printing process.

A promising AM technology for titanium-based products is xBeam metal-printing process [3, 4] using hollow electron beam and wire as feedstock material. Unique profile of electron-beam brings' advantages to control effectively heated area, molten pool, cooling conditions, and microstructure of crystallized metal. The noted technology was successfully used for printing various titanium-alloy products using wires of corresponding compositions. However, hard and brittle MMCs are not suitable to produce corresponding wires in conventional manner. As an alternative method to produce wires of desirable composition, so-called 'cored wire' consisted of powder mixtures sealed inside ductile foil shell, can be used [5–7]. This method is promising to obtain cored wires corresponding to titanium-based MMCs with various reinforcing additions and, then, to use noted cored wires as feedstock materials in xBeam 3D-printing process for MMCs' products [5, 8]. However, potential and peculiarities of xBeam 3D-printing process for manufacturing titanium-based MMCs reinforced with the TiC and TiB phases should be studied.

The aim of the present study is to establish the potential for using cored wires as feedstock materials for printing of MMCs, as well as peculiarities of microstructure and phase composition of 3D-printed products, as an example, using MMCs on the base of CP-Ti matrix reinforced with the TiC and TiB phases.

2. MATERIALS, TECHNOLOGICAL APPROACH, AND EXPERIMENTAL PROCEDURE

Two MMCs' compositions on the base of unalloyed titanium (CP-Ti) matrix reinforced with either 40% (vol.) TiC or 40% TiB were selected for present investigation. To produce the cored wires of noted compositions, titanium foil (20 μm thickness), titanium powder (40–125 μm in size), TiC (less than 30 μm) and TiB₂ (less than 10 μm) powders were used as raw materials. The cored wire manufacturing process was de-

scribed in details elsewhere [5–7]. The powders were blended in corresponding ratios and sealed in titanium foil shell 3 mm in diameter. Necessary amount of TiC powder was taken for Ti–40% TiC cored wire manufacturing, while raw TiB₂ powder was tested in two approaches to produce cored wires corresponding to 40% TiB reinforcements. First approach assumes *in situ* TiB₂ + Ti → TiB exothermic reaction to form monoboride TiB phase during printing. Second approach was comparatively used to clarify possible influence of noted reaction and heat release on microstructure formation. For the second one, the necessary amount of boron was introduced as composite Ti/TiB powder obtained with preliminary reaction sintering of Ti + TiB₂ powder blend at 1200°C, 1 hour in vacuum. Therefore, raw TiB₂ powder was transformed into porous Ti/TiB reaction product, which was crushed into powder again; composite Ti/TiB powder was sealed in Ti foil for manufacturing second cored wire of Ti–40% TiB composition.

The cored wires were used in the xBeam metal-printing method to print MMC products on the surface of Ti–6Al–4V (wt.%) plate as substrate. A profile electron beam in the form of a hollow inverted cone melts a cored wire that is fed coaxially with this electron beam. The advanced technological features [9–11] provided by the presented heating configuration and the use of a low-voltage (< 20 kV) but high-power (up to 18 kW) electron beam creates a moderate concentration of energy on the heating surface (in the range of 10³ kW/cm²), providing a number of exceptional technological possibilities for manufacturing of high-quality printed products with high productivity.

MMCs' samples of ≅ 20 mm in height and 7–10 mm in width (Fig. 1) were printed layer by layer on Ti–6Al–4V substrate using above described approach. The samples were cut with spark erosion; their verti-

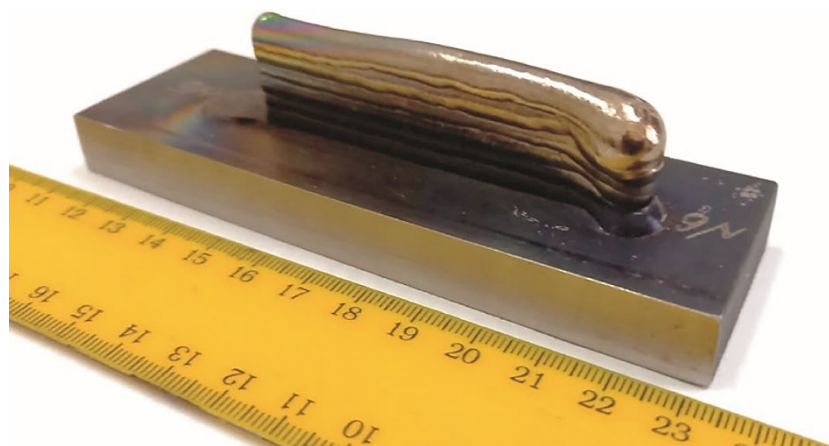


Fig. 1. General view of 3D-printed MMC sample.

cal cross sections were polished and etched with Kroll's reagent (2% HF, 5% HNO₃, 93% H₂O) for microstructure investigations over the sample height. Microstructure studies were performed using SEM (Tescan Vega III equipped with Brucker EDX analyser). Phase composition of materials, including transformation of boride phases, was studied with x-ray diffraction analysis. Hardness tests (Wolpert 432 SWD) were implemented to evaluate mechanical characteristics of printed MMCs.

3. RESULTS

3.1. MMCs with TiC Reinforcements

The typical microstructure of 3D-printed Ti-40% TiC MMC is shown in Fig. 2. The CP-Ti matrix demonstrates fine lamellar microstructure with rather miscellaneous distribution of reinforcing phase along the

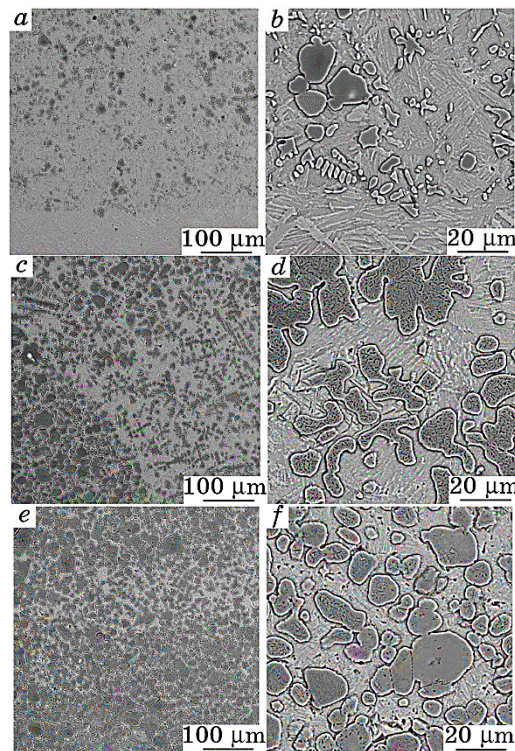


Fig. 2. Microstructure of 3D-printed MMC strengthened with TiC in various zones: bottom area near Ti-6Al-4V plate (*a, b*), the middle part (*c, d*), and on the top of the MMC layer (*e, f*) (SEM, BSE).

height of printed MMC. Bottom part of MMC adjacent to Ti-6Al-4V substrate (Fig. 2, *a, b*) is characterized with relatively low amount of reinforcing particles of nearly globular and needle-like/dendrite-like morphologies. Coarse globular particles (up to $\approx 25\ \mu\text{m}$ in size) looks like raw TiC powder, which does not noticeably changed on 3D-printing process. Needle- or dendrite-like finer ($1\text{--}10\ \mu\text{m}$) particles, obviously, precipitate during melting/crystallization cycles. The interface between substrate and printed MMC is sharply recognized owing to appearance and absence of reinforcing particles.

The middle part of printed MMC (Fig. 2, *c, d*) demonstrates quite higher amount of reinforcing particles of noticeably coarser sizes (up to $40\text{--}50\ \mu\text{m}$), their morphologies are nearly globular and dendrite-like ones.

The top part of 3D-printed MMC (Fig. 2, *e, f*) is characterized with highest observed amount of reinforcing particles up to $50\ \mu\text{m}$ in size. The particles morphology is changed for mainly globular one and the average size (of about $20\text{--}30\ \mu\text{m}$) is increased due to disappearing of finer particles.

The x-ray analysis (Fig. 3) was comparatively performed for upper and bottom parts of 3D-printed MMC. In both locations, MMC demonstrated two-phase composition: CP-Ti matrix with α (h.c.p.) crystal lattice and titanium carbide TiC (cubic lattice) reinforced phase. At the same time, x-ray analysis confirmed obvious increase in the amount of TiC phase for upper area of MMC compared to bottom part, where diffraction peaks of β (b.c.c.) phase were also observed due to partial x-ray

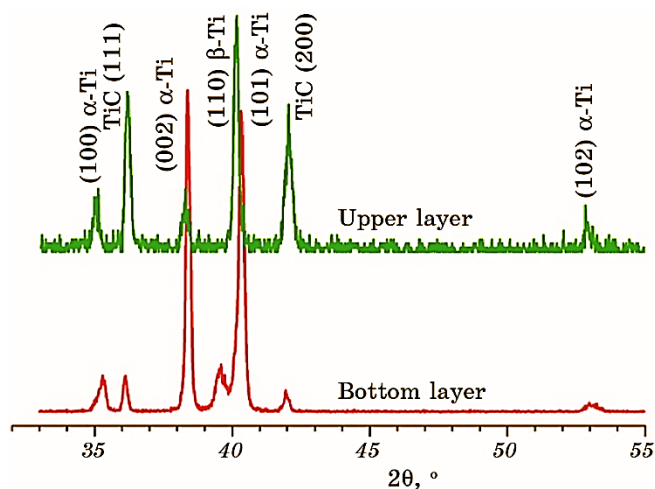


Fig. 3. Comparison of x-ray diffraction patterns for upper and bottom (near Ti-6Al-4V substrate) MMC material 3D-printed with a cored wire contained Ti + 40% TiC.

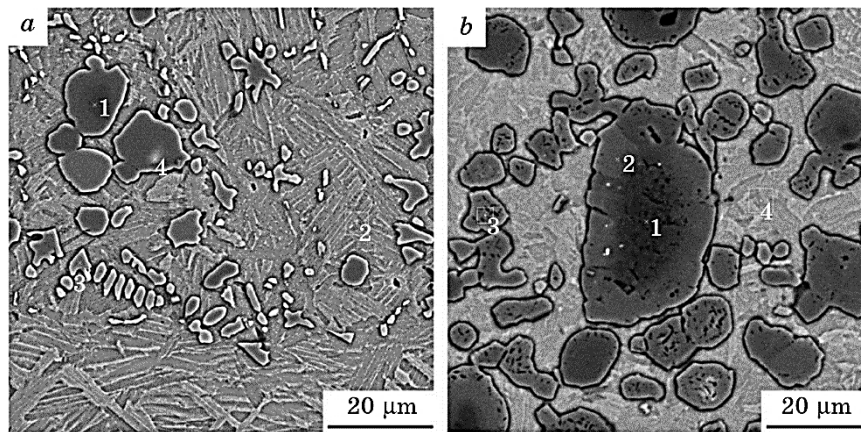


Fig. 4. Locations of the points, where chemical composition of Ti-40% TiC MMC was analysed: MMC zone near Ti-6Al-4V substrate (*a*), the middle part of printed MMC (*b*).

diffraction from Ti-6Al-4V substrate.

Local EDX analysis of reinforcing particles (Fig. 4, Table 1) revealed the main rules of carbon redistribution over the printed MMC microstructures. The composition of reinforcing particles is close to TiC titanium carbide phase, however, with some deficit of carbon content. The highest carbon content (29–33 at.%) was measured for the centre of coarse particles which allow to identify their composition corresponding to two-phase α -Ti + TiC area in Ti-C binary phase diagram [12] and stoichiometry as Ti_2C . Carbon content is obviously reduced at

TABLE 1. Local chemical composition of Ti-40% TiC MMC microstructure.

No. point	Content of chemical elements, wt.% /at. %				
	Ti	C	Al	V	W
Bottom (Fig. 4, <i>a</i>)					
1	90.70/70.98	9.30/29.02	–	–	–
2	92.61/87.30	0.88/3.29	4.61/7.72	1.90/1.69	–
3	92.69/76.91	6.72/22.22	0.59/0.87	–	–
4	82.62/70.72	7.96/27.17	0.01/0.02	–	9.40/2.10
Middle (Fig. 4, <i>b</i>)					
1	88.88/66.72	11.12/33.28	–	–	–
2	93.14/77.30	6.86/22.70	–	–	–
3	93.34/78.46	6.24/20.90	0.42/0.63	–	–
4	96.18/91.73	0.96/3.66	2.56/4.34	0.30/0.27	–

the edges of coarse particles and for fine particles (20–27%), while its measured content is minor ($\cong 3\%$) for CP-Ti matrix.

Some penetration of Al and V from Ti–6Al–4V substrate into printed MMC matrix was observed near the interface between them (Fig. 4, *a*, Table 1, point No. 4), while traces of these alloying elements can be observed even in middle part of printed MMC (Fig. 4, *b*, Table 1, point No. 4). In addition, W impurity was observed in some TiC particles (Table 1) as result of TiC powder manufacturing process.

In accordance with microstructure changes, namely, with increase in observed amount of titanium carbide particles in CP-Ti matrix, the hardness is increased from bottom to the top parts of printed Ti–40% TiC MMC. For the area around the MMC/Ti–6Al–4V substrate interface, the hardness was within 355–396 *HV*. The hardness is increased to 438–506 *HV* for the bottom part of printed MMC, while it was within 409–634 *HV* at the top part of MMC.

3.2. Ti–40% TiB MMC Manufactured Using Raw TiB₂ Powder

The x-ray diffraction patterns and microstructure of Ti–40% TiB MMC printed using a cored wire with raw TiB₂ powder additions are shown in Figs. 5, 6. It should be noted, remnants of raw TiB₂ phase was not detected by x-ray analysis (Fig. 5) suggesting $\text{Ti} + \text{TiB}_2 \rightarrow \text{TiB}$ reaction was completed or, at least, nearly completed on 3D-printing process. Diffraction peaks of α (h.c.p.) titanium matrix and reinforcing

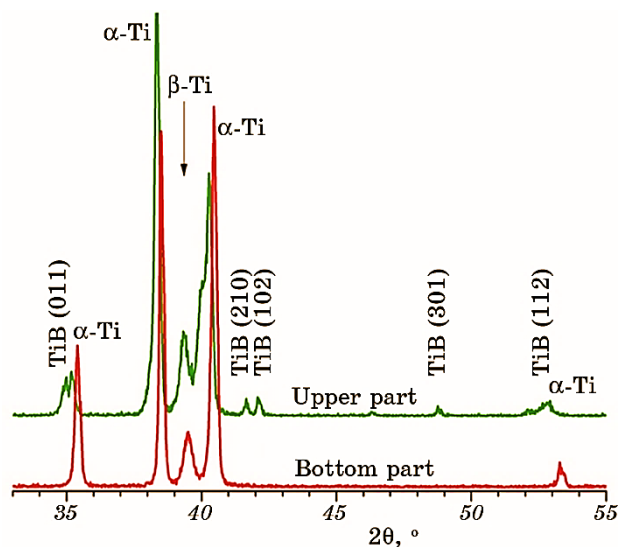


Fig. 5. Comparison of x-ray diffraction patterns for upper and bottom parts of MMC material 3D-printed with a cored wire containing Ti + 40% TiB₂.

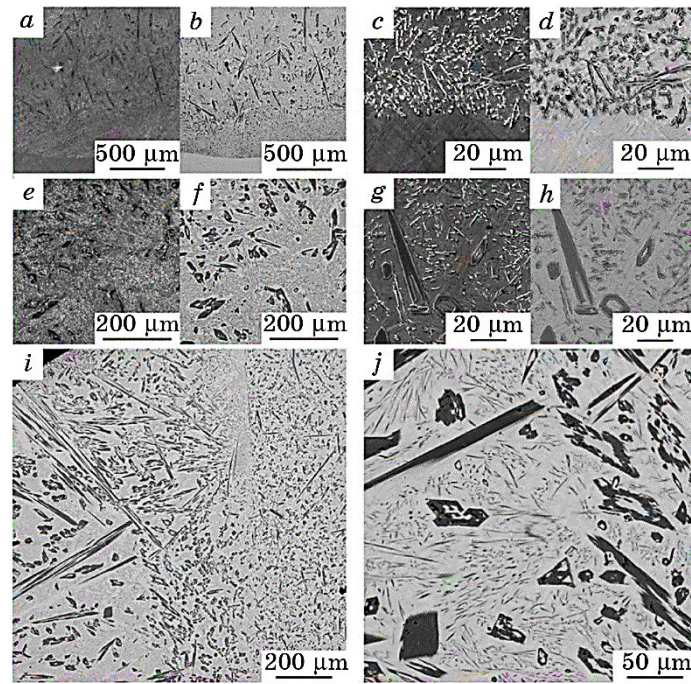


Fig. 6. Microstructure of 3D-printed MMC strengthened with TiB in zones: near base Ti-6Al-4V plate (*a–d*), in the middle (*e–h*), and on the top of the layer (*i, j*), SE mode (*a, c, e, g*), BSE (*b, d, f, h, i, j*).

TiB monoboride phase were observed with obvious tendency for increase of TiB-phase amount for upper part of MMC. In addition, traces of β -b.c.c. titanium phase were observed at x-ray diffraction patterns for bottom part of MMC due to presence of vanadium in Ti-6Al-4V substrate. Printed MMC demonstrates lamellar microstructure of titanium matrix with reinforcing precipitations having not-uniform morphology and size over the height of MMC (Fig. 6). The bottom part of MMC (Fig. 6, *a, b*) is characterized with relatively fine (width of 1–10 μm) needle-like precipitations of titanium boride phase, while interface between MMC and Ti-6Al-4V substrate demonstrates smallest (1–4 μm) boride precipitations. Sharp MMC/Ti-6Al-4V interface is observed on microstructure images.

For middle part of MMC (Fig. 6, *c, d*), the fine boride particles coexist with coarse boride precipitations up to 20 μm in width and up to 100–150 μm in length, which cross section looks like hollow hexagon shape. The distribution of coarse and fine precipitations in CP-Ti matrix is rather not uniform: near the coarse boride precipitations, matrix is free of fine ones (Fig. 6, *d*).

Upper part of MMC contains boride precipitations of wide size

TABLE 2. Chemical composition of the MMC in the different locations.

No.	Content of chemical elements, wt.% /at. %		
	Ti	B	Al
Near the Ti–6Al–4V substrate, overall			
1	94.57/83.31	3.51/13.69	1.92/3.00
Upper part, overall			
2	95.90/85.41	3.43/13.53	0.67/1.06

range: the coarsest boride needles (up to 1 mm in length, 50 μm width) exist together with fine precipitations between them (Fig. 6, *e, f*).

Despite observed microstructure non-uniformity, the total content of boron in Ti matrix measured with EDX method is slightly increased for upper part of MMC compared to bottom part (Table 2). Some aluminium additions were observed in bottom part of MMC obviously, due to penetration of this element from substrate, while the traces of this element as impurity were detected in upper part.

The hardness was changed over the height of the MMC. The lowest hardness within 399–406 *HV* was observed at the boundary with Ti–6Al–4V substrate; values of 432–447 *HV* were measured at the bottom part. The highest and variable within the wide-range hardness values were measured for top part of MMC: 430–541 *HV*.

3.3. MMC Produced Using Pre-Sintered Ti and TiB_2 Powders

Figures 7 and 8 show x-ray diffraction patterns and microstructure of MMC, which was 3D-printed using a cored wire produced with preliminary sintered Ti + TiB_2 powder blend. Similarly to previous sample, diffraction peaks corresponding to α -Ti (h.c.p.) and TiB phases were observed (Fig. 7), while traces of β -Ti (b.c.c.) were presented for bottom part of 3D-printed MMC. It should be noted, no obvious difference in TiB phase amount for upper and bottom parts of MMC was observed in present case.

Titanium matrix demonstrates lamellar microstructure (Fig. 8) similar to microstructure of previously described matrixes (Figs. 2 and 6) with variable size of boride reinforcements inside. However, size of boride precipitations in present case looks like more uniform than for previously described microstructure (Fig. 6), where TiB_2 powder was used without preliminary sintering. Bottom part of MMC (Fig. 8, *a, d*) is characterized with sharply designated MMC/substrate interface and mixture of relatively uniform near globular and needle-like boride precipitations which size is 1–10 μm in cross-sections, while length is up to 100 μm .

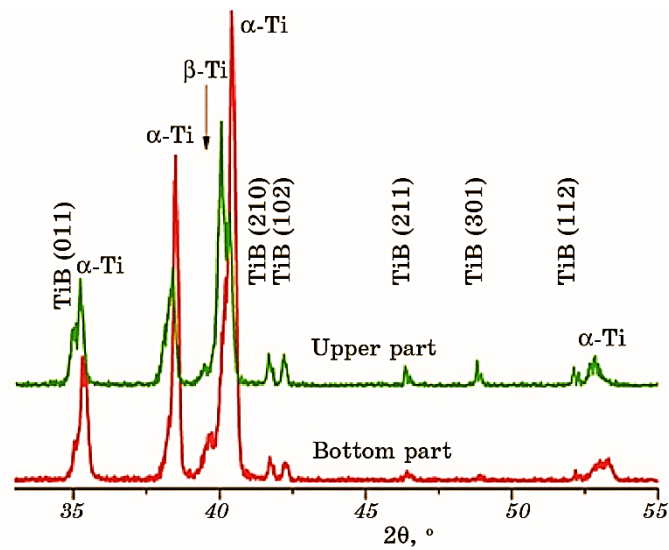


Fig. 7. X-ray diffraction patterns for lower and upper parts of MMC 3D-printed using a cored wire with Ti/TiB powder (as a product of preliminary sintered Ti + TiB₂ powder blend).

Central part of MMC demonstrates mainly thin and uniform needle-like boride reinforcements (Fig. 8, *c, f*) with higher length to width as-

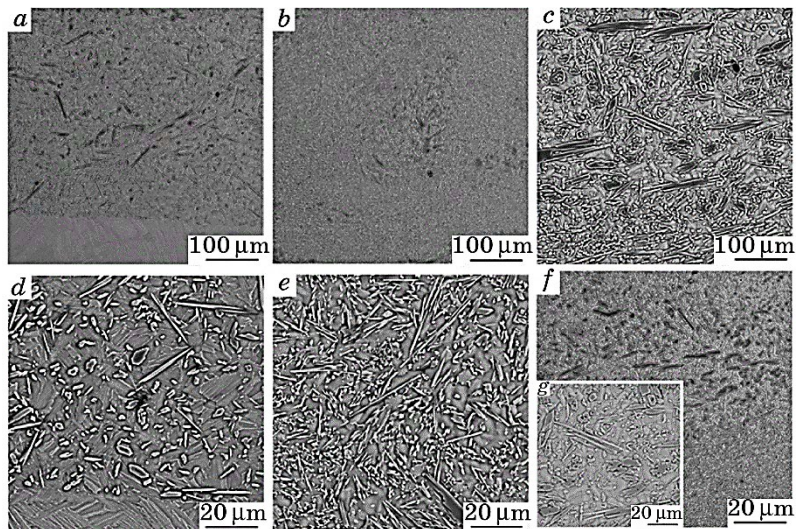


Fig. 8. Microstructure of 3D-printed MMC produced with pre-sintering Ti and TiB₂ powders: zone near Ti-6Al-4V substrate (*a, d*), the middle part of MMC (*b, e*), and on the top part of MMC (*c, f, g*) (SEM).

pect ratios as well as some occasional coarse laths. The coarsest borides are observed in upper part of MMC (Fig. 8, *c, g, f*), where significant amount of large laths (up to 100 μm in length and up to 20 μm in width) having hollow hexagon cross-sections co-exists with fine (of 1–5 μm) needle-like and nearly globular precipitations.

Hardness gradually increases from bottom to top of 3D-printed MMC; simultaneously, wider variations for measured hardness values were observed within the same area. Interface between MMC and Ti–6Al–4V substrate possesses hardness of 412–422 *HV*, bottom part of MMC demonstrates hardness within the 482–525 *HV* range, while top part of MMC was characterized with highest average hardness and widest deviation range of measured values: 532–623 *HV*.

4. DISCUSSION

Above-described results prove that desirable phase composition of 3D-printed MMC was achieved in all cases independently on what type of reinforcing powders (TiC, TiB₂ or Ti/TiB) was used in cored wires. At the same time, all 3D-printed MMCs are characterized with more or less pronounced microstructure inhomogeneity along the height of 3D-printed samples. This inhomogeneity is related to local amount, sizes and morphologies of reinforcing phase constituents, which, in turn, depend on powder used in cored wires and peculiarities of transformations upon 3D-printing process. In addition, some composition and microstructural features observed exclusively for bottom or upper part of printed MMCs are caused with specific conditions for first (bottom) and last (top) 3D-printed layers.

For Ti–40% TiC MMC, obvious redistribution of carbon from raw TiC powder particles during 3D-printing process is observed. Microstructure features shown in Figs. 2 and 4, namely, presence of dendritic-type carbide precipitations allows to suggest processes realized during printing. Titanium melting point (1668°C) is quite lower than TiC melting point (3067°C); thus, the pool locally formed during printing should consist of molten titanium and solid TiC particles. Decrease in carbon content at the edges of initial TiC particles (Fig. 4, Table 1) suggests diffusion penetration of carbon into titanium molten pool and formation of liquid Ti–C solution with gradual dissolution of TiC particle surface. Further crystallization resulted in newly formed fine dendritic-like carbide precipitations together with coarser initial TiC powder particles, while minor C content was detected in Ti matrix (Fig. 4, Table 1). Obvious increase in volume content of carbide precipitations (Figs. 2 and 3) for upper part of MMC allow to suppose delamination of components within the molten pool and upward movement of lighter, carbon-rich components on layer-by-layer melting and crystallization. Melting of Ti–6Al–4V substrate surface should take place on

printing of first MMC layers, which results in intensive mixing of liquids in molten area and penetration of alloying elements Al and V into bottom part of MMC. Saturation of bottom part of MMC with β -stabilizing element vanadium is a reason for appearance of β -phase traces (Figs. 3, 5, 7). However, with increase in height of 3D-printed material (*i.e.*, middle or even top parts of MMC) the concentration of aluminium and vanadium markedly reduces (Table 1).

Uneven redistribution of titanium carbide reinforcements within the Ti-40% TiC MMC microstructure is a reason for hardness variation within the wide range, this negative phenomenon is especially manifest itself for upper part of MMC (409–634 HV).

Contrary to MMC reinforced with TiC phase, for which started TiC powder particles preserve to a large extent and co-exist with newly formed titanium carbide dendrites, formation of MMC reinforced with TiB phase implies completed transformation of initial TiB_2 powder particles into TiB needles owing to boron diffusion through titanium matrix. The *in situ* realization of exothermic reaction between Ti and raw TiB_2 powder is an important peculiarity of Ti-40% TiB MMC manufacturing. Heat release due to reaction promotes faster boron transfer through titanium and uniform distribution of newly formed TiB needles. On the other hand, extensive heat release can result in overheating of molten pool and, hence, hardly controlled influence on microstructure of 3D-printed products. Thus, comparatively using cored wires with TiB_2 powder and with preliminary sintered Ti/TiB powders for manufacturing Ti-40% TiB MMCs allowed determining the better method for boron introduction in 3D-printing process.

Boron introduction as raw TiB_2 powder resulted in not uniform microstructure (Fig. 6) over the 3D-printed Ti-40% TiB MMC with increase in TiB phase content for upper part (Fig. 5). Similarly to MMC reinforced with TiC, this result also can be explained with delamination of liquid components within the molten pool and moving upward lighter boron-reached components. Slight diffraction peak of β -phase unexpectedly observed for upper part of printed MMC (Fig. 5) can be explained with some content of vanadium penetrated from substrate and presence of other β -stabilizing impurities (Fe, W, Cr) usually observed in TiB_2 and TiC powders. Another peculiarity of uneven microstructure, namely, finest TiB precipitations observed in bottom part of MMC (Fig. 6, *a, b*) and coarsest ones observed for top part (Fig. 6, *e, f*) is caused with specific (multiple cyclic) heating and cooling conditions for first printed MMC layer and last printed layer. First (bottom) printed layer adjacent to cold Ti-6Al-4V substrate is characterized with fastest cooling rates, resulting in smallest TiB precipitations. Contrary, the last (top) printed MMC layer is exposed for relatively long time at high temperatures and cooled relatively slowly due to final pass of electron beam used for smoothing of top printed surfaces. Such

heating/cooling conditions led to formation of mixture of coarse and fine TiB precipitations. Significant difference in size and morphology of observed TiB reinforcements, namely, alternation of large laths and dispersed needles in microstructure is a reason for wide variation of measured hardness values (430–541 *HV*). The relatively low and variable hardness caused with formation of phase and structural inhomogeneities, as well as possible formation of such defects of 3D-printing process as voids and pores, which, in turn, caused by uncontrolled kinetic and heat release of reaction between TiB₂ powder and Ti (powder and foil). Usually, this reaction started in solid state at temperatures above 900°C, however, higher temperatures and melting of titanium components in our case, obviously, significantly accelerates this reaction.

Improved microstructure uniformity of Ti–40% TiB MMC was achieved with boron introduction as Ti/TiB powdered reaction product (Fig. 8). The even microstructure was observed for almost the entire height of the printed MMC, excluding upper part, which was distinguished by above described special thermal conditions on finishing 3D-printing process. Moreover, contrary to both above described MMCs, x-ray analysis does not reveal noticeable difference in phase composition for bottom and upper parts of 3D-printed material (Fig. 7).

In this case, microstructure of Ti–40% TiB MMC is more uniform and fine in the terms of TiB sizes and its distribution inside the Ti matrix. Owing this fact, the highest level of hardness was achieved for the top part (up to 623 *HV*), while relatively-uniform hardness was achieved for bottom part (482–525 *HV*). However, decrease in hardness for bottom part of MMC is still observed, confirming preservation of some microstructural inhomogeneity even for this case. This result requires further adjustment of 3D-printing regimes and parameters for cored-wire manufacturing, including size of raw powders.

5. CONCLUSION

1. Ti–40% TiC and Ti–40% TiB metal-matrix composites were 3D-printed using profile electron beam and cored wires of corresponding compositions as feedstocks.
2. Desirable phase composition of printed MMC products was achieved in all cases, while some microstructure inhomogeneity related to higher content of reinforcing TiC and TiB phases and their larger size observed for upper part of printed MMC. In general, the possible reasons for such inhomogeneity are delamination of melt components within the molten pool and upward movement of lighter, carbon-rich and boron-rich components on layer-by-layer building of samples, as well as specific (cyclic) heating and cooling conditions for bottom and top areas of 3D-printed products. For Ti–40% TiB MMC produced with raw

TiB₂ powder additional reason is exothermic reaction on TiB₂ → TiB transformation giving hardly uncontrolled influence on size of boride precipitations.

3. The preliminary sintering of Ti + TiB₂ powder blend forms composite Ti/TiB powder, which was effectively used in a cored wire to produce most uniform and promising microstructure of Ti–40% TiB MMC with promising hardness up to 482–623 HV.

This work was supported by funding from the National Academy of Sciences of Ukraine within the framework of projects 07/01-2025 and 5.7/25-F. The authors express their gratitude to Dr. O. P. Karasevska for conducting the x-ray studies.

REFERENCES

1. G. Rasiya, A. Shukla, and K. Saran, *Mater. Today: Proc.*, **47**: 19 (2021).
2. L. Zhou, J. Miller, J. Vezza, M. Mayster, M. Raffay, Q. Justice, Z. Al Tamimi, G. Hansotte, L. D. Sunkara, and J. Bernat, *Sensors*, **24**: 9 (2024).
3. O. Ivasishin and D. Kovalchuk, *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry* (Elsevier: 2019), ch. 12.
4. D. Kovalchuk, V. Melnyk, I. Melnyk, D. Savvakina, O. Dekhtyar, O. Stasiuk, and P. Markovsky, *J. Mater. Eng. Perf.*, **30**: 5307 (2021).
5. P. E. Markovsky, D. V. Kovalchuk, S. V. Akhonin, S. L. Shwab, D. G. Savvakina, O. O. Stasiuk, D. V. Oryshych, D. V. Vedel, M. A. Skoryk, and V. P. Tkachuk, *Progress in Physics of Metals*, **24**, No. 4: 715 (2023).
6. S. Schwab, R. Selin, and M. Voron, *Welding in the World*, **67**: 981 (2023).
7. S. Akhonin, V. Nesterenkov, V. Pashynskiy, V. Matviichuk, S. Motrunich, V. Berezos, and I. Klochkov, *Eastern-European J. Enterprise Technol.*, **3**, No. 12: 36 (2024).
8. P. E. Markovsky, D. V. Kovalchuk, J. Janiszewski, B. Fikus, D. G. Savvakina, O. O. Stasiuk, D. V. Oryshych, M. A. Skoryk, V. I. Nevmerzhytskyi, and V. I. Bondarchuk, *Progress in Physics of Metals*, **24**, No. 4: 741 (2023).
9. D. Kovalchuk, V. Melnyk, I. Melnyk, and B. Tugai, *Elektrotechnika & Elektronika (E+E)*, **51**, Iss. 5–6: 36 (2016).
10. D. V. Kovalchuk, V. I. Melnik, I. V. Melnik, and B. A. Tugai, *Automatic Welding*, No. 12: 26 (2017).
11. D. Kovalchuk, V. Melnyk, I. Melnyk, and B. Tugai, *Elektrotechnika & Elektronika (E+E)*, **53**, Iss. 3–4: 60 (2018).
12. H. Okamoto, *J. Phase Equilibria*, **19**: 89 (1998).

PACS numbers: 61.43.Gt, 61.72.Dd, 61.72.Ff, 81.05.Bx, 81.20.Ev, 81.20.Hy, 83.50.Uv

The Potential of Titanium-Alloys' Manufacturing with Metal Injection Moulding Approach Using Various Powder Feedstocks

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**, and V. G. Manzhos**

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

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

***JSC 'Ivchenko-Progress',
2 Ivanova Str.,
UA-69068 Zaporizhzhia, Ukraine*

Two types of powder feedstocks based on pre-alloyed Ti–6Al–4V powder and blend of TiH₂ + Al–V powders (Ti–3Al–2V total composition) are comparatively studied to evaluate the conditions ensuring formation of promising microstructure and characteristics of titanium-alloy products with the metal-injection moulding (MIM) approach. Microstructure evolution on feedstock-compaction stage, debinding and vacuum sintering of powder compacts is studied to determine main features of powder-compact transformation into bulk titanium alloys. Sintering of debinded powders starts at 800°C; dehydrogenated TiH₂-based compacts demonstrate more active sintering owing to useful effect of hydrogen as temporary alloying element. Similar nearly dense (6% pores) and uniform alloy microstructure is formed in the depth of

Corresponding author: Orest Mykhalovych 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, B. Kronowetter, Yu. I. Torba, and V. G. Manzhos, The Potential of Titanium-Alloys' Manufacturing with Metal Injection Moulding Approach Using Various Powder Feedstocks, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 8: 891–906 (2025). DOI: [10.15407/mfint.47.08.0891](https://doi.org/10.15407/mfint.47.08.0891)

© 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>)

both sintered-powder compacts, while surface layers contain disperse Ti–O–C titanium-oxycarbide particles due to reaction of titanium matrix and binder remnants. Despite presence of oxycarbides useful for improvement of surface hardness and wear resistance, it suggests optimization of debinding regimes. Hardness values of sintered alloys (of 304–308 HV) allow recommendation of MIM approach as promising one for manufacturing titanium-based products possessing sufficient mechanical characteristics.

Key words: metal injection moulding (MIM), titanium alloys, powder, binder, sintering, microstructure, mechanical properties.

Легований порошок складу Ti–6Al–4V та суміш порошків TiH₂ + Al–V (складу Ti–3Al–2V) було порівняльно досліджено з метою оцінки умов, що забезпечать формування гідної мікроструктури та характеристик титанових виробів за технологією інжекційного формування порошків. Досліджено еволюцію мікроструктури на стадіях компактування порошків із органічною зв'язкою, видалення зв'язки та вакуумного спікання порошкових компактів під час їхнього перетворення в масивні титанові стопи. Після видалення зв'язки спікання порошків розпочинається за температури у 800°C; водночас заготовки на основі гідриду Титану TiH₂ після дегідрування демонструють більш активне спікання завдяки корисному впливу Гідрогену як тимчасового легувального елементу. Стопи із схожою однорідною мікроструктурою та малим вмістом залишкових пор (6%) сформовано в об'ємі обох спечених порошкових заготовок, в той час як їхні поверхневі шари містили дисперсні частинки оксикарбідів Ti–O–C, що утворилися в результаті реакції залишків зв'язки та титанової матриці. Присутність оксикарбідів є корисною для підвищення поверхневої твердості та показників стійкості щодо зношування; проте, це вимагає оптимізації режимів видалення зв'язки. Твердість спечених стопів (304–308 HV) уможливорює рекомендувати технологічні підходи на основі інжекційного формування металевих порошків для одержання титанових виробів з достатніми механічними характеристиками.

Ключові слова: технологія інжекційного формування металевих порошків (MIM), титанові стопи, порошок, зв'язка, спікання, мікроструктура, механічні характеристики.

(Received 16 June, 2025; in final version, 1 July, 2025)

1. INTRODUCTION

The titanium alloys are attractive materials for wide application in aerospace, machinery, oil industries and medicine owing to high strength-to-weight ratio and excellent corrosion resistance [1, 2]. Titanium alloys are used for manufacturing gas turbine components (blades, discs) serving at temperatures up to 600–650°C, fasteners and other critical and not critical components. However, excessive cost of titanium restricts its practice application and forces development of advanced cost-efficient manufacturing technologies for titanium-

based alloys and products of them. The manufacturing approaches should ensure not only sufficient cost-efficiency of the processing, but also achievement of required microstructure, mechanical, service characteristics and high shape accuracy of titanium products, which is challenging and extremely important target.

Contrary to conventional multistep manufacturing processes based on casting, hot deformation of alloy ingots and machining with significant material losses, the net-shape manufacturing technologies based on powder metallurgy ensure cost-efficiency owing to reduction of material waste and avoidance of complicated processing steps [2]. Metal-injection moulding (MIM) powder technology [3–5] is promising to reduce the processing cost and to achieve sufficient product characteristics that was proved by wide net-shape production of stainless steel and ceramic products. MIM approach is based on relatively simple set of operations, including mixing metal powders and organic binders to create feedstock granules, heating powder + binder feedstocks to achieve sufficient fluidity and forming at low pressures (20–150 MPa) into net-shape workpieces, subsequent binder removal and sintering of the powders to obtain final products of desirable shape.

Despite significant progress in MIM processing for other materials, MIM production of titanium alloys faces problematic issues. On heating of titanium-based MIM powder compacts, organic binder should be completely removed from compacts before temperatures at which sintering activates. Otherwise, binder remnants react with activated titanium surface contaminating metal with oxygen, carbon and other impurities, forming brittle titanium carbide phase [2], and hindering densification, thus, leading to degradation of mechanical characteristics. After debinding completion and before sintering development, adhesion forces between powder particles become weak, creating risk for powder compact destruction. At higher temperatures, activated sintering should ensure transformation of powder particles into bulk nearly-dense and uniform microstructure with minimal impurity content, which, in turn, provide sufficient mechanical characteristics. For the reasons above, development of proper debinding and sintering conditions for titanium-based MIM compacts is challenging task.

Conventional die-pressing and sintering powder technology is alternative method for production titanium-based materials of relatively simple geometrical shape. Compared to MIM powder method, die-pressing and sintering one uses noticeably higher compaction pressure values (200–600 MPa and even more), allowing successful powder compaction even without binder at room temperature. Despite noticeably different conditions for MIM feedstock compaction and die-pressing of metal powders, powder + binder MIM feedstock can be also compacted with die-pressing. Die-compacted titanium-based feedstocks can be used as model samples to investigate main features of

MIM process, which occurs during heating, debinding, sintering of powder compacts and microstructure evolution.

High fluidity of disperse spherical powder particles determines their wide use in MIM technologies [3–5]. For this reason, gas-atomized pre-alloyed powders of spherical shape are the most attractive raw materials. On the another hand, titanium-hydride TiH_2 powder of irregular shape and powder blends on its base demonstrated significant advantages compared to conventional (not hydrogenated) titanium powders in simplest press-and-sinter manufacturing technology [2, 6, 7]. In hydrogenated powder approach, hydrogen is temporary alloying element for titanium and emitted from metal on vacuum heating, ensuring activated sintering and enhanced characteristics of sintered products at noticeably improved cost-efficiency. Therefore, comparative study of MIM feedstocks based on either spherical pre-alloyed titanium powder or blend of irregular TiH_2 and alloying powders is of great interest.

The aim of the study was comparative investigation of main features of compaction, debinding and sintering powder feedstocks based on various titanium powders to determine the conditions ensuring formation of promising microstructure and characteristics of titanium alloy materials with the MIM approach.

2. MATERIALS AND EXPERIMENTAL PROCEDURE

Two titanium-based powder compositions were selected for investigation. The first one was industrially produced pre-alloyed Ti–6Al–4V (% wt.) spherical powder (less than 30 μm in size). The second one was powder blend of Ti–3Al–2V (% wt.) total composition consisted of irregular TiH_2 titanium hydride (less than 63 μm) and alloying 60% Al–40% V (less than 40 μm) master alloy powders (hereafter, blend is designated as $\text{TiH}_2 + 3\text{Al}–2\text{V}$). The first composition is the most widely used titanium alloy over the world. Because of Ti–6Al–4V alloy possessing sufficiently-high strength level ($UTS = 950 \text{ MPa}$, elongation 10% [8]), the Ti–3Al–2V one was selected for testing as material providing some lower strength but better ductile characteristics and taking into consideration better cost-efficiency. Comparative study of two noted powder compacts at all MIM processing stages allows determination of hydrogen effect on material (either hydrogenated TiH_2 or non-hydrogenated conventional titanium powders), powder shape (either spherical or irregular one) as well as pre-alloyed and blended elemental powder approaches in compaction, debinding and sintering stages to select promising MIM processing options.

Each powder composition was mixed with PolyMIM [9] organic binder to obtain powder-binder feedstock granules of about 3 mm in size. The feedstock granules were compacted at 620 MPa in steel die to

form compacts 10 mm in diameter and 10–12 mm in height. The feedstock compacts were debinded in two steps: preliminary debinding was implemented in hot water at 70°C for 30 hours, then compacts were put in vacuum furnace and heated (rate of 5°C/min) to 800°C with 2 hours isothermal exposure for final debinding step. After that, heating was continued; compacts were sintered at 1250°C for 3 hours, and cooled in the furnace. For investigations of microstructure evolution at intermediate heating steps, some compacts were cooled immediately after 800°C, 2 hours exposure, and after subsequent heating up to 900°C. To evaluate the influence of heating regime on debinding and development of powder sintering, selected compact was heated 5°C/min up to 900°C without exposure at 800°C and immediately cooled.

The microstructure of samples at all processing steps was studied using scanning electron microscopy (SEM, TESCAN Vega III, equipped with Brucker EDX analyser to determine local chemical composition of material, including powder surface contamination with binder remnants). Polished surfaces of sintered alloys were also studied with light optical microscopy (Olympus IX 70) using etching with Kroll's reagent (2% HF + 5% HNO₃ + 92% H₂O) to reveal microstructure. The phase composition of green feedstock compacts and final sintered products was investigated with x-ray diffraction using Mo anode. The density of compacts was evaluated with precise measuring their geometrical sizes and mass, while the mass loss of samples at each processing steps was measured to evaluate the debinding degree. Finally, the density of sintered materials was determined with Archimedes' technique. For preliminary evaluation of mechanical properties of sintered materials, Vickers hardness measurements were performed using Wolpert 432 SVD testing machine.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The microstructures of green compacted feedstocks are presented in Fig. 1. Not quite uniform redistribution of powder particles and binder within the compacts of both types was observed (Fig. 1, *a, b*). Both spherical and irregular powder particles were not closely arranged at compaction stage, leaving the voids between particles and thin pore channels densely filled with binder. The surface of all particles is covered with binder at sufficient adhesion between binder and surfaces (Fig. 1, *c, d*). The density of Ti–6Al–4V green compacts was 2.75 g/cm³ due to considerable volume part of lightweight binder in the compact. For TiH₂ + 3Al–2V powder blend, the density of compacts was even lower (2.18 g/cm³) due to lower density of titanium hydride (3.9 g/cm³) versus density of Ti–6Al–4V alloy (4.43 g/cm³). Used compacting pressure value (620 MPa) was not high enough for considerable deformation of hardened gas atomized Ti–6Al–4V powder particles (Fig. 1,

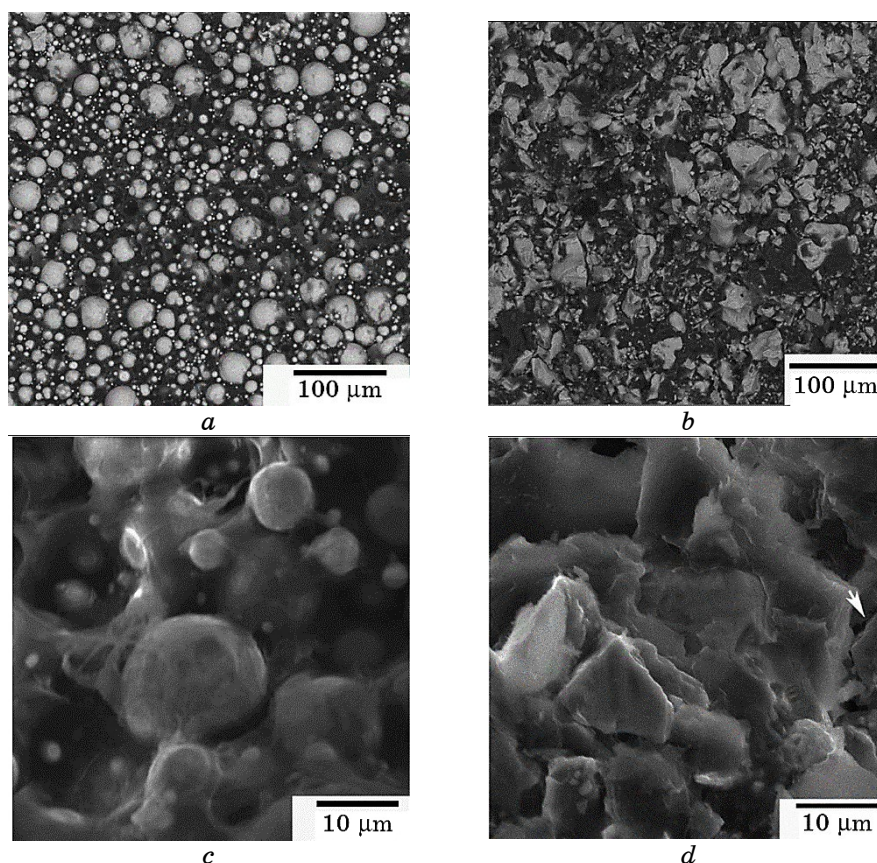


Fig. 1. Microstructure of green feedstock compacts: Ti-6Al-4V (*a*, *c*), $\text{TiH}_2 + 3\text{Al}-2\text{V}$ (*b*, *d*). Crack in TiH_2 particle is shown by arrow in (*d*).

c); however, traces of deformation were observed at some contacts between particles. Contrary, cracking of brittle and low-strength TiH_2 particles with formation of fine irregular fragments was observed (Fig. 1, *b*, *d*) for corresponding green compacts.

X-ray diffraction (XRD) analysis was conducted for both ‘green’ feedstock compacts of Ti-6Al-4V alloy and $\text{TiH}_2 + 3\text{Al}-2\text{V}$ powder mixture (Fig. 2, *a*, curve 1 and Fig. 2, *b*, curve 1, respectively). The diffraction pattern of the Ti-6Al-4V-based sample (Fig. 2, *a*, curve 1) shows characteristic peaks corresponding to the either h.c.p. α - or α' -martensite phase, while diffraction peaks of b.c.c. β -phase were not detected. This result suggests that metastable single-phase α' martensite condition was formed instead of stable $\alpha + \beta$ phase condition for Ti-6Al-4V powder during fast cooling on gas atomization manufacturing process. The diffraction pattern of the TiH_2 -based sample (Fig.

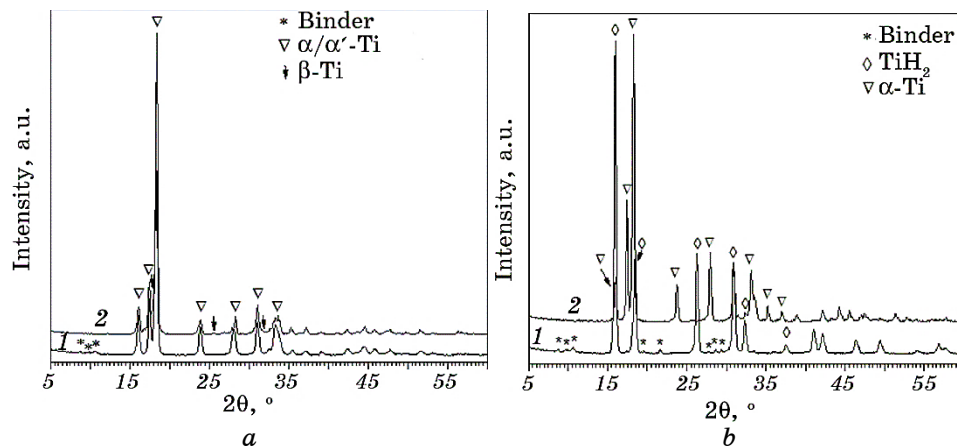


Fig. 2. XRD patterns of Ti-6Al-4V (a) and TiH₂ + 3Al-2V (b) feedstock samples in initial compacted condition (1) and after debinding and sintering at 1250°C for 3 hours (2).

2, b, curve 1) shows distinct peaks corresponding to titanium hydride (TiH₂), while peaks corresponding to Al-V-master alloy powder were not detected due to low amount of this powder in the mixture. Traces of binder were also observed for both compacted feedstock samples. So, the XRD analysis indicates the typical phase composition of the raw powders and their structural stability after forming green compacts. The absence of new phases or reaction products suggests that the powder materials remain stable during the early stages of processing. These results are crucial for subsequent control of the sintering process and for tailoring the final properties of the materials.

The first debinding stage (washing in hot water with removal of binder soluble components) resulted in appearance of caves between powder particles and their fragments (see Fig. 3). However, surface of particles is still covered by binder at this stage. Partial binder removal led to $\approx 5\%$ mass loss for Ti-6Al-4V compact and 10–11% mass loss for titanium hydride-based compacts. Such difference in mass loss at first debinding stage can be explained with more intensive binder removal from TiH₂ + 3Al-2V compacts, obviously, due to more developed surface for irregular TiH₂ particles and their finer fragments, and, hence, better water penetration in caves and channels between irregular fragments.

Subsequent vacuum heating up to 800°C with 2 hours isothermal exposure led to noticeable changes in microstructure of both compacts (Fig. 4, a, b) due to final debinding, dehydrogenation of titanium hydride and sintering beginning within noted temperature range. After vacuum debinding stage, binder remnants were not observed between

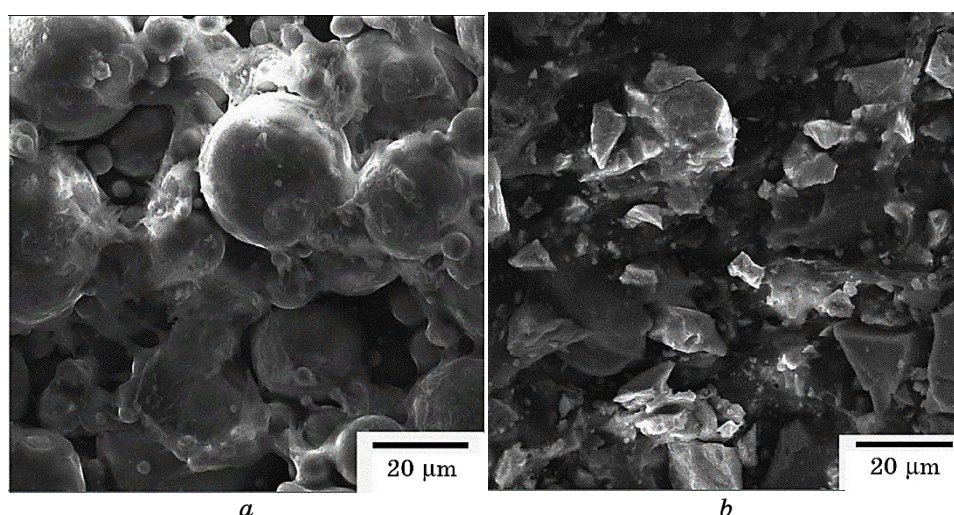


Fig. 3. Microstructure of compacts after first debinding stage (washing in hot water): Ti-6Al-4V (*a*), TiH₂ + 3Al-2V feedstock (*b*).

powder particles, while carbon content up to 2.1% (wt.) was still detected at the cleaned particle surfaces (Table 1). The mass loss increased to 11.2% for Ti-6Al-4V powder compared to corresponding green feedstock, while for TiH₂ + 3Al-2V powder blend mass loss achieved 22% due to debinding development and emission of 3–4% (wt.) hydrogen on TiH₂ → Ti + H₂ (gas) transformation.

At this heating stage, obvious features of sintering beginning are revealed. Sintering necks are formed between spherical Ti-6Al-4V particles (Fig. 4, *a*), while formation of necks and smoothing of surface relief (Fig. 4, *b*) for irregular dehydrogenated titanium particles are observed. Sintering processes were developed even more intensive during subsequent heating up to 900°C (Fig. 4, *c*, *d*). Sintering development at 800–900°C ensures appearance of sufficient bonding forces between particles and, hence, improved strength of compacts. Crushing of compacts allows observation of fractured necks between particles, traces of fractured necks are especially visible at smooth surfaces of spherical particles (Fig. 4, *a*, *c*). Densification and shrinkage of dehydrogenated compacts (Fig. 4, *b*) became clearly observed at this heating stage, despite porous channels between particles still presented. Contrary, densification and shrinkage of Ti-6Al-4V powder compacts was slightly developed (Fig. 4, *a*). Since sintering beginning stage and formation of necks between particles is controlled by surface diffusion, while volume diffusion is responsible for shrinkage and densification, it can be concluded activation of surface diffusion for Ti-6Al-4V powder and noticeable activation of both surface and volume diffu-

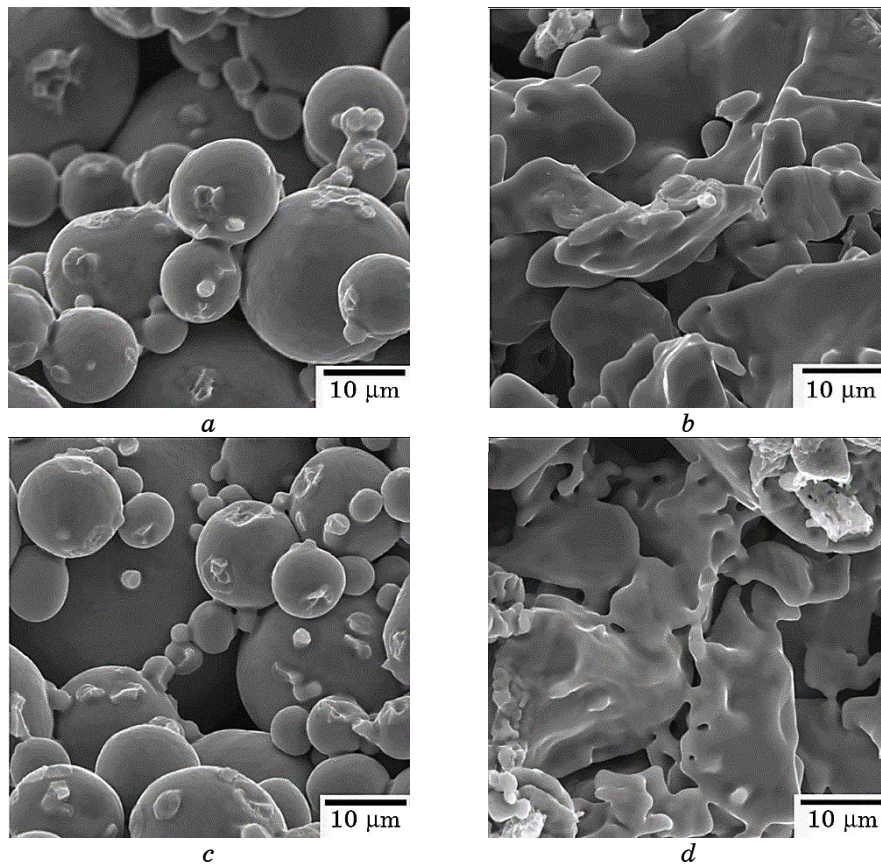


Fig. 4. Microstructure of Ti-6Al-4V (*a*, *c*) and $\text{TiH}_2 + 3\text{Al}-2\text{V}$ (*b*, *d*) powder compacts after debinding at 800°C, 2 hours (*a*, *b*) and subsequent heating to 900°C (*c*, *d*).

sion for dehydrogenated titanium powder before 800–900°C.

Average chemical composition of the powder surfaces at different debinding and heating stages was presented for analysis in Table 1. Despite significant variation in local element content at the powder surfaces detected with Brucker EDX analyser, data presented in Table 1 allow making general conclusion about debinding and surface processes for both pre-alloyed Ti-6Al-4V particles and $\text{TiH}_2 + 3\text{Al}-2\text{V}$ powder blend. Variation of measured values was caused with different thickness of binder layer preliminary covering the powder particles and different opportunities for binder evacuation through pore channels of various thicknesses.

Significant amount of binder remains at the particle surfaces after washing in hot water. Surfaces are characterized with high local con-

TABLE 1. Average values of element content at the surfaces of Ti-6Al-4V and TiH₂ (dehydrogenated Ti) powder particles at different processing steps (N/M—measured value is below error value/element was not detected).

Element, % wt.	Ti-6Al-4V powder surface			TiH ₂ /dehydrogenated Ti powder surface			
	800°C, 2 washed 800°C, 2 hours in hot 2 hours exposure water exposure + heated to 900°C			800°C, 2 washed 800°C, 2 hours ex- water exposure + heated continuous to 900°C heating to 900°C			
Ti	balance	balance	balance	balance	balance	balance	balance
Al	5.9	6.0	6.2	0.4	0.7	1.3	0.2
V	3.9	3.8	3.8	N/M	N/M	0.5	N/M
C	10.4 (up to 41.0)	2.1	2.1	12.5	1.9	1.1	1.1
O	2.5	0.5	N/M	3.2	N/M	N/M	0.5

tent of carbon (average values are about of 10–12%, however, it achieves up to 41% in some locations due to thicker binder layers remaining at the surfaces) and oxygen (about of 3%). Relatively-slow vacuum heating used in present study (5°C/min) and 2 hours exposure at 800°C resulted in binder removal accompanied with noticeable reduction of carbon (2.1–1.9%) and oxygen (0.5% and even lower, being below error value) contents.

For TiH₂ + 3Al-2V powder blend, completed dehydrogenation of titanium hydride and hydrogen evacuation took place during heating to 800°C. Among particles of TiH₂ + 3Al-2V powder blend, surface composition of dehydrogenated titanium particles was investigated only (Table 1) due to relatively low amount of Al-V master alloy particles in the blend. Diffusion activation at 800–900°C, in addition to sintering beginning, led to redistribution of Al from Al-V master alloy particles and increase in Al content at the dehydrogenated titanium particles, while diffusion redistribution of vanadium is much slower and do not observed at 800°C. As expected, noticeable changes in Al and V content in pre-alloyed Ti-6Al-4V powder do not occur. All diffusion-controlled processes were less developed during continuous heating to 900°C (no exposure at 800°C); thus, some higher O content and lower Al content were detected at the surface of dehydrogenated Ti particles. Earlier investigation of both titanium and titanium-hydride powder surfaces [10] revealed that they demonstrate quite similar surface structures. Titanium oxide layers (TiO₂ and oxides with lower titanium oxidation degree TiO_x, $X < 2$) as well as absorbed atmospheric moisture (H₂O, OH groups) were detected on the surface. Current results suggest not only binder removal from the powder surfaces during vacuum

heating to 800–900°C. Sufficient contribution into decreased O content observed at these heating stages for surfaces of both Ti–6Al–4V and dehydrogenated TiH₂ powders (Table 1) was also caused with diffusion dissolution of surface oxides at high temperatures [2, 11]. It should be noted obvious advantage of titanium hydride powder, because of emission of atomic hydrogen promotes surface cleaning of dehydrogenated titanium particles [2, 10] and, thus, gives contribution into reduction of C and O contents compared to unhydrogenated Ti–6Al–4V powder at this heating stage (Table 1).

All described surface processes make contribution into activated sintering of powder particles already at 800°C (Fig. 4). Moreover, dehydrogenation of titanium hydride increases density of crystal defects in titanium, which accelerates volume diffusion providing more developed sintering and homogenization of Ti + 3Al–2V powder blend. As a result, bulk sintered and chemically uniform alloys were produced for both studied MIM compacts. Both sintered alloys (Fig. 5, *a*, *b*) demonstrated typical lamellar $\alpha + \beta$ microstructures with some coarser α -phase lamellae (up to 20 μm thickness) for Ti–3Al–2V alloy due to lower content of alloying elements.

The XRD patterns of sintered samples (Fig. 2) show the complete disappearance of peaks corresponding to the organic binder, indicating its full removal during thermal processing for both materials. In the Ti–6Al–4V sample (Fig. 2, *a*, curve 2), the diffraction peaks of the α -phase of titanium and traces for β -phase peaks confirms transformation of initial martensite phase into stable $\alpha + \beta$ structure on sintering. The diffraction pattern of the TiH₂ + 3Al–2V material (Fig. 2, *b*, curve 2) shows a complete disappearance of peaks corresponding to titanium hydride, while peaks of the α -phase Ti appear confirming the entire release of hydrogen during sintering. Content of vanadium (2%) in the alloy is obviously too low to detect weak β -phase peaks in produced $\alpha + \beta$ structure. The results once more confirmed the feasibility of using TiH₂ as an alternative titanium source with controlled dehydrogenation.

Formation of bulk materials accompanied with significant shrinkage of powder compacts. Ti–6Al–4V compacts demonstrated 12% linear shrinkage due to sintering only, while linear shrinkage for TiH₂-based Ti–3Al–2V compacts achieved 18% owing to additional shrinkage of TiH₂ particles on dehydrogenation. The measured densities of sintered materials are 4.17 g/cm³ for Ti–6Al–4V alloy and 4.18 g/cm³ for Ti–3Al–2V alloy, which both correspond to approximately 6% of residual pores in materials. So, for both alloys, similar level of residual porosity and pores of similar sizes demonstrating close to spherical shape are observed. However, pores are not quite uniformly redistributed over the sintered materials. Noticeably-higher amount of pores was observed for surface and subsurface layers (Fig. 5, *c*, *d*) than for

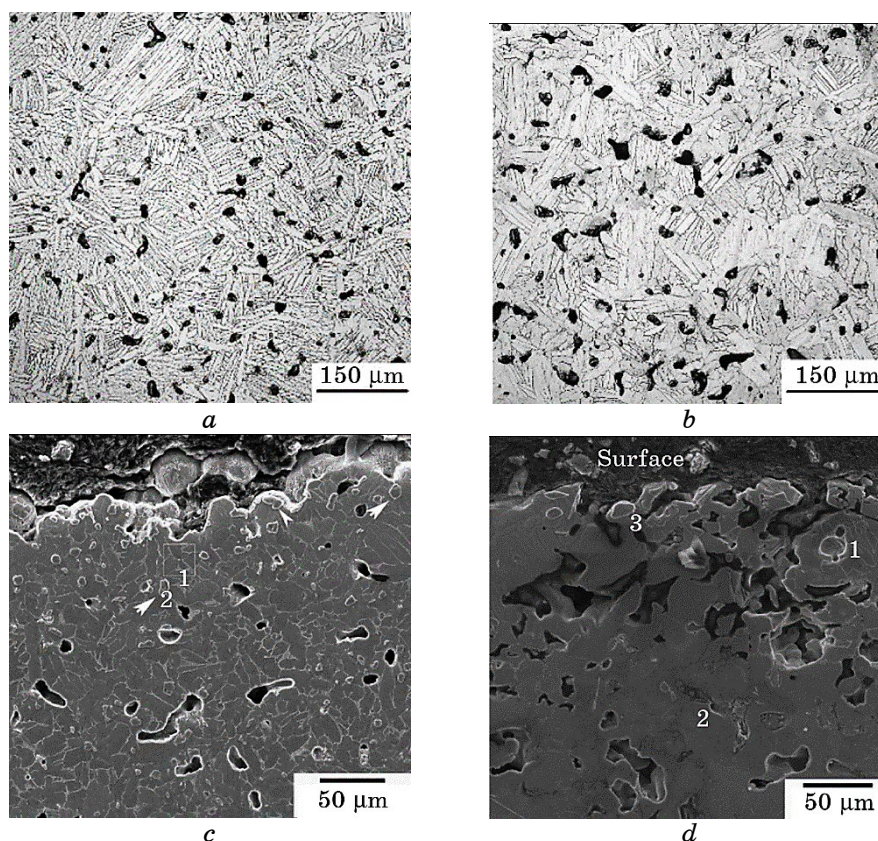


Fig. 5. Microstructure images (light optical microscopy) of sintered (1250°C, 3 hours) Ti-6Al-4V (*a*) and Ti-3Al-2V (*b*) alloys, as well as more detailed SEM images (*c*, *d*) of surface and subsurface layers of corresponding alloys. Ti-O-C particles are shown by arrows in (*c*), while points and areas used for local chemical analysis (see Table 2) are shown by numbers in (*c*, *d*).

nearly-dense compact depth; this tendency was especially manifested for Ti-3Al-2V material (Fig. 5, *d*).

Increased porosity observed within subsurface layers up to 200 μm in depth was explained with presence of binder remnants, which obviously negatively affect densification. Despite used EDX method does not allow reliable and accurate measurement of local carbon and oxygen contents at polished and etched alloy surfaces, it allows qualitative determination of the element distribution regularities. For both sintered alloys, increased content of carbon and oxygen (Table 2) as well as particles with especially-high content of noted impurities (identified as Ti-C-O titanium oxycarbides) were observed in subsurface layers 200–250 μm in depth (Fig. 5, *c*, *d*). At the same time, Ti-C-O precipitations

TABLE 2. Content of alloying elements and impurities (% wt.) measured in various locations at the polished and etched surfaces of sintered alloys (see Fig. 5, *c*, *d*).

Element	Ti-6Al-4V (Fig. 5, <i>c</i>)			Ti-3Al-2V (Fig. 5, <i>d</i>)			
	Subsurface, area 1	Subsurface, point 2	Material volume	Subsurface, particle 1	Subsurface, area 2	Surface, particle 3	Material volume
Al	5.9	0.2	6.0	0.2	2.0	0.1	2.7
V	3.5	0.0	3.3	0	0	0	1.3
C	2.1	10.2	1.8	7.1	2.7	8.6	2.0
O	1.7	4.2	1.7	5.7	5.6	4.3	3.4

were not observed in deeper part of material volume at generally lower C and O contents detected in alloy matrixes. Oxygen content measured at polished and etched surfaces (Table 2) looks noticeably higher than real oxygen content in material volume due to surface preparation procedures and additional surface oxidation during polishing and etching. Higher content of oxygen measured at the polished Ti-3Al-2V alloy surface than for Ti-6Al-4V one (Table 2) is unexpected result, because of materials produced *via* hydrogenated powder approach usually are characterized with lower oxygen content. However, in present case, raw materials were produced with absolutely different methods, hence, contained different starting content of impurities.

Hardness measurements confirmed hypothesis about preservation of impurity content at admissible level in the depth of sintered alloys. Average hardness value within the volume of Ti-6Al-4V alloy was of 304 *HV* (individual values were within 289–320 *HV* in various locations), which is lower than hardness value for corresponding conventional material (342 *HV*) due to residual porosity. Average hardness for Ti-3Al-2V material volume was some higher: 308 *HV* (291–331 *HV*), this result can be explained with higher impurity content (O, C) despite lower content of alloying elements (aluminium and vanadium). Unfortunately, there was no possibility to measure the hardness of subsurface layer with Ti-O-C particles due to its low thickness. At the same time, the fact that volume hardness of both sintered materials with $\cong 6\%$ residual pores are quite below hardness value for conventional cast and wrought Ti-6Al-4V material means total content of all reinforcing impurities are close to those required by standards (O below 0.2%, C below 0.08%, N below 0.05%) and, hence, markedly lower than those detected on the surfaces (Table 2).

As important peculiarity of sintering process for both used MIM titanium compositions, it should be noted development of their sintering at relatively low temperatures (already at 800°C), which is noticeably lower then temperatures for sintering activation of nickel-based In-

conel 718 powder previously studied in similar MIM compacts [12]. Such difference in sintering activation temperature for titanium and nickel-based powders results from different processes occur at their surfaces, which, in turn, depends on stability of passivation surface oxide films and diffusion mobility of base elements. Titanium-based and titanium-hydride particles are covered with TiO_2 films [10, 11], which are barriers for diffusion and prevent sintering. On heating and diffusion activation, surface titanium oxides either dissolve at temperatures above 600°C [11] or can be reduced with atomic hydrogen emitted from the TiH_2 powder above $300\text{--}350^\circ\text{C}$ [10]. Disappearance of surface titanium oxide layers for Ti-6Al-4V and dehydrogenated titanium particles owing to both noted reasons leads to surface activation with accelerated surface diffusion and formation of sintering necks between particles. Nickel surface is characterized with bilayer structure consisted of nickel hydroxide Ni(OH)_2 outer layer and oxide NiO inner layer [13]. For nickel-based Inconel-718 powder sintering was not developed up to 900°C and higher [12] suggesting the passivation effect of surface layer is more stable than for titanium. In addition, another reason for different sintering kinetic is difference in diffusion mobility of base elements: for example, self-diffusion of Ti is $10^{-17} \text{ m}^2\cdot\text{s}^{-1}$ at 800°C [1], while this parameter for nickel is approximately one order of magnitude lower ($\cong 10^{-18} \text{ m}^2\cdot\text{s}^{-1}$ at 800°C [14]).

Therefore, comparative analysis of results obtained for both types of model MIM samples suggests the MIM powder approach has promising potential for manufacturing titanium-alloy products using both blended elemental and pre-alloyed powders. Both spherical and irregular powder particles can be quite successfully used in press-and-sintering process to form comparable nearly-dense sintered microstructures with similar levels of residual porosity. Using hydrogenated powder (TiH_2 one in present study) obviously brings additional advantages into sintering and homogenization (if any) processes, namely, ensuring useful activation of diffusion in powder system at lower temperatures compared to conventional unhydrogenated titanium powder (Ti-6Al-4V one used in present study) (see Fig. 4). Following earlier results [2, 10], TiH_2 powder also promotes effective cleaning of powders with atomic hydrogen emitted on vacuum sintering. At the same time, using hydrogenated titanium led to higher shrinkage values of powder compacts that should be taken into consideration on product manufacturing.

Die-compaction at relatively high pressure (620 MPa) and subsequent sintering of both tested powder plus binder feedstocks ensure formation of low-porous uniform alloys with rather acceptable impurity content in the material depth, which follows from the obtained hardness characteristics comparable with hardness of conventional Ti-6Al-4V alloy. It is worth to note the presence of oxycarbide particles Ti-C-O in surface and subsurface layers of final alloy products, which

is consequence of the reaction of titanium and binder remnants at not optimized debinding conditions. Titanium-oxycarbide particles were formed on sintering either due to premature closing open porous channels between powder particles that prevents completed binder removing or due to deposition of volatile binder remnants on the compact surface in heated vacuum chamber. Despite Ti-C-O particles in alloy matrix are harmful for ductile characteristics, they create composite structure useful for higher strength-hardness characteristics of the surface and, hence, useful for wear resistance improvement. For the reasons above, optimization of debinding and sintering regimes is necessary in future to achieve set of mechanical characteristics required for each specific application.

No doubts, relatively-high compaction pressure (620 MPa) used in present experiments promotes reduction of porosity of green MIM compacts and final sintered products, as well as sufficient strength of powder compacts at all processing stages allowing easy handling even at the absence of binder. Classical MIM powder approach usually uses noticeably lower pressures (20–150 MPa) [3–5] but higher temperatures (up to 200°C) for feedstock compaction. Low compaction pressure results in higher shrinkage of compacts on sintering, which often is problematic issue. Moreover, at low compaction pressure when contacts between adjacent powder particles are less deformed and weakly bonded, there is a risk for fracture of powder compacts within 450–800°C interval, for which binder is already removed, but sintering not developed yet. The problem of compact fracture at intermediate processing stage was successfully overcome in present study for press-and-sintered titanium-based compacts. However, obviously, all noted problematic issues require further modification of debinding and sintering parameters to achieve nearly-dense net-shape titanium products with classic MIM approach.

4. CONCLUSIONS

1. MIM feedstocks based on spherical Ti-6Al-4V pre-alloyed powder and $\text{TiH}_2 + \text{Al-V}$ irregular powder blend (corresponding to Ti-3Al-2V composition) with PolyMIM binder were comparatively studied in press-and-sinter approach to determine main features of MIM compact transformation into bulk titanium alloys.

2. Washing in hot water and subsequent vacuum heating ensured nearly completed debinding before 800°C, while sintering begun simultaneously at this temperature for both powder compacts. Dehydrogenation of TiH_2 powder led to more active sintering development for corresponding compacts at 800–900°C and higher shrinkage value (18%) than that for not hydrogenated Ti-6Al-4V powder (12%). In addition to accelerated sintering, raw hydrogenated powder is useful for reduc-

tion of impurity content in final alloy products.

3. Both types of used powders allow formation of similar nearly dense (6% pores) and uniform microstructure of titanium alloys. Surface layer of both sintered compacts contains disperse inclusions (up to 10–20 μm), which were identified as Ti–O–C titanium oxycarbides formed due to reactions of titanium matrix and binder remnants. Despite presence of oxycarbides is useful for improvement of surface characteristics (wear resistance, hardness), it suggests optimization of debinding regimes.

4. The hardness values (of 304–308 *HV*) of sintered alloys are comparable to the hardness of the conventional Ti–6Al–4V material that allows us to recommend the MIM method as promising for manufacturing titanium-based products with sufficient mechanical characteristics.

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

REFERENCES

1. G. Lutjering and J. C. Williams, *Titanium* (Springer: 2007).
2. *Titanium Powder Metallurgy: Science, Technology and Application* (Eds. Ma Qian and F. H. Froes) (Elsevier: 2015).
3. R. M. German, *Handbook of Metal Injection Molding* (Ed. D. F. Heaney) (Woodhead Publishing: 2012), p. 1.
4. F. T. Teferi and A. A. Tsegaw, *Advances of Science and Technology* (Ed. M. L. Berihun) (Springer: 2022), p. 309.
5. I Putu Widianara, Rosy Amalia Kurnia Putri, Da In Han, Warda Bahanan, Eun Hye Lee, Chang Hoon Woo, Jee-Hyun Kang, Jungho Ryu, and Young Gun Ko, *Materials*, **16**, Iss. 6: 2516 (2023).
6. S. Dong, G. Ma, P. Lei, T. Cheng, D. Savvakín, and O. Ivasishin, *Adv. Powder Technol.*, **32**, Iss. 7: 2300 (2021).
7. B. Wang, D. Savvakín, and O. Ivasishin, *Mater. Sci. Eng. A*, **808**: 140908 (2021).
8. *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys* (Eds. R. Boyer, G. Welsh, and E. W. Collings) (ASM International: 1994).
9. www.polymim.com
10. O. M. Ivasishin, D. G. Savvakín, M. M. Gumenyak, and A. B. Bondarchuk, *Key Eng. Mater.*, **520**: 121 (2012).
11. M. Qian, *Int. J. Powder Metallurgy*, **46**, Iss. 5: 29 (2010).
12. 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, and V. G. Manzhos, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 4: 391 (2025).
13. D. Zuili, V. Maurice, and P. Marcus, *J. Electrochem. Soc.*, **147**: 1393 (2000).
14. X. Zhang, H. Deng, S. Xiao, Z. Zhang, J. Tang, L. Deng, and W. Hu, *J. Alloys Compd.*, **588**: 163 (2014).