

A MONTHLY RESEARCH JOURNAL

METALLOPHYSICS AND ADVANCED TECHNOLOGIES

(Metallofizika i Noveishie Tekhnologii)

FOUNDED IN SEPTEMBER, 1979

Volume 48, No. 1; January 2026

CONTENTS

Editorial Announcements	Information for Foreign Subscribers	V
	Information for Contributors	VII
Crystal-Lattice Defects	Influence of Temperature–Time Conditions of High-Speed Normalization of Low-Carbon Steels on the Formation of Their Grain Structure. Pt. I. Peculiarities of Austenite-Formation Processes <i>R. V. TELIOVYCH, Yu. A. GARASYM, and N. O. BONDAREVSKA</i>	1
	Titanium- and Zirconium-Based Porous Materials Manufactured by Sintering Hydrogenated Powders <i>D. G. SAVVAKIN, D. V. ORYSHYCH, O. O. STASIUK, M. M. HUMENIAK, V. I. BONDARCHUK, and P. E. MARKOVSKY</i>	19
Physics of Strength and Plasticity	Technology for Manufacturing Parts from Aluminium Alloys Using Hot Deformation <i>L. V. SHVETS, K. V. CHMYKH, O. O. TRUKHANSKA, A. A. SHTUTS, and M. A. KOLISNYK</i>	35
	Approximation of the Yield Strength in Function of Young’s Modulus and Poisson’s Ratio from Continuous Needle Indentation Testing <i>A. BOUDILMI, M. SLAMANI, L. BECHANE, K. LOUCIF, Kh. BOUCHERB, and M. SILM</i>	51
	Surface Modification of Additively Manufactured AlSi10Mg Alloy by Ultrasonic Impact Treatment <i>A. P. BURMAK, S. M. VOLOSHKO, I. A. VLADYMYRS’ KYI, B. M. MORDYUK, M. O. VASYL’YEV, and M. M. VORON</i>	61
Structure	Structural Features of Carbon Nanomaterials and	

and Properties of Nanoscale and Mesoscopic Materials	Determination of Their Thermophysical Properties Using Pulsed Radiation <i>A. I. KHOVAVKO, E. V. STRATIVNOV, D. S. FILONENKO, A. A. NEBESNYI, A. V. MINITSKYI, R. V. LYTVYN, D. S. LEONOV, A. A. KOLESNICHENKO, and M. Yu. BARABASH</i>	87
Amorphous and Liquid States	Formation of an Amorphous Phase during Quenching of a Metal Melt <i>A. I. KARASEVSKII and A. Yu. NAUMUK</i>	99

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

Executive Managing Editor—*O. S. Gatsenko*

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

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

Editorial Office Address:

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

36 Academician Vernadsky Boulevard, UA-03142 Kyiv, Ukraine

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

Media Identifier R30-03171

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

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

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

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

Registration Certificate of Publishing Subject: ДК № 544 on 27.07.2001

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

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

Issue DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.48.01>

МЕТАЛОФІЗИКА ТА НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ

ЩОМІСЯЧНИЙ НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ
ЗАСНОВАНИЙ У ВЕРЕСНІ 1979 р.

Том 48, № 1; січень, 2026

ЗМІСТ

Редакційні оголошення	Інформація для закордонних передплатників	V
	Інформація для авторів	VII
Дефекти кристалічної ґратниці	Вплив температурно-часових умов швидкісної нормалізації низьковуглецевих криць на формування їхньої зеренної структури. Ч. I. Особливості процесів аустенітоутворення <i>Р. В. ТЕЛЬОВИЧ, Ю. А. ГАРАСИМ, Н. О. БОНДАРЄВСЬКА</i>	1
	Пористі матеріали на основі титану та цирконію, одержані спіканням гідроґенізованих порошків <i>Д. Г. САВВАКІН, Д. В. ОРИШИЧ, О. О. СТАСЮК, М. М. ГУМЕНЯК, В. І. БОНДАРЧУК, П. Є. МАРКОВСЬКИЙ</i>	19
Фізика міцності та пластичності	Технологія виготовлення деталей з алюмінієвих стопів методом гарячого деформування <i>Л. В. ШВЕЦЬ, К. В. ЧМИХ, О. О. ТРУХАНСЬКА, А. А. ШТУЦ, М. А. КОЛІСНИК</i>	35
	Апроксимація межі плинності як функції модуля Юнга та Пуассонового коефіцієнта за даними безперервного голкоподібного інденування <i>А. БУДІЛМІ, М. СЛАМАНІ, Л. БЕЧАН, К. ЛУСИФ, Х. БУШЕРБ, М. СІЛМ</i>	51
	Модифікування поверхні адитивно виготовленого стопу AlSi10Mg ультразвуковим ударним обробленням <i>А. П. БУРМАК, С. М. ВОЛОШКО, І. А. ВЛАДИМИРСЬКИЙ, Б. М. МОРДЮК, М. О. ВАСИЛЬЄВ, М. М. ВОРОН</i>	61
Будова та властивості наномасштабних і мезоскопічних	Структурні особливості вуглецевих наноматеріалів і визначення їхніх теплофізичних властивостей за допомогою імпульсного випромінення <i>А. І. ХОВАВКО, Є. В. СТРАТІВНОВ,</i>	

матеріалів	<i>Д. С. ФІЛОНЕНКО, А. А. НЕБЕСНИЙ, А. В. МІНІЦЬКИЙ, Р. В. ЛИТВИН, Д. С. ЛЕОНОВ, А. А. КОЛЕСНІЧЕНКО, М. Ю. БАРАБАШ</i>	87
Аморфний і рідкий стани	Утворення аморфної фази під час гартування металевого розтопу <u>А. І. КАРАСЕВСЬКИЙ</u> , А. Ю. НАУМУК	99

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 29.01.2026 р. Формат 70×100/16.
 Ум. друк. арк. 9,59. Обл.-вид. арк. 8,82.
 Тираж 53 пр. Зам. № 0000 від 18.02.2026 р.

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

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

DOI (випуску): <https://doi.org/10.15407/mfint.48.01>

INFORMATION (GUIDELINES) FOR CONTRIBUTORS

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

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

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

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

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

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

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

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

1. S. O. Firstov and T. G. Rogul, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 1: 127 (2022) (in Ukrainian). <https://doi.org/10.15407/mfint.44.01.0127>
2. V. B. 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 ДЛІЯ АВТОРІВ

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

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

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

Journal title abbreviations should conform to generally accepted styles:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Copyright Transfer Agreement

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

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

Correspondence Address: _____

Phone and e-mail: _____

(Signature)

(Date)

ІНФОРМАЦІЯ (ПРАВИЛА) ДЛЯ АВТОРІВ

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

ІНФОРМАЦІЯ ДЛІЯ АВТОРІВ

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

Слід використовувати загальноприйняті скорочення назв журналів:

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

Необхідною вимогою є також надання авторами додаткового списку цитованої літератури (**References**) в латинській транслітерації (система BGN/PCGN; рекомендовані транслітератори: <http://www.slovyuk.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: 61.66.Dk, 61.72.Ff, 61.72.Mm, 81.05.Bx, 81.30.Kf, 81.40.Ef, 81.40.Np

Вплив температурно-часових умов швидкісної нормалізації низьковуглецевих криць на формування їхньої зеренної структури. Ч. I. Особливості процесів аустенітоутворення

Р. В. Тельович, Ю. А. Гарасим, Н. О. Бондаревська

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

Робота стосується вивчення особливостей формування аустеніту та його зеренної структури за безперервного нагрівання з підвищеними швидкостями гарячекатаних низьковуглецевих Fe–Mn–C-криць 09Г2 та 10Г2ФБ. Встановлено вплив пришвидшення нагріву на зміну температури параметрів $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення й особливості процесу утворення аустеніту, а також на зміну середнього діаметра його зерен. Показано, що за рахунок пригнічення процесів інтенсивного зростання зерен збільшення швидкості нагріву уможливорює формувати в крицях дрібнозернисту структуру аустеніту, яка відрізняється високою однорідністю за розміром зерна.

Ключові слова: аустеніт, нормалізація, структура, криця, легування.

The work is concerned with the study of the features of formation of austenite and its grain structure during continuous heating with increased rates of hot-rolled low-carbon 09G2 and 10G2FB Fe–Mn–C steels. The influence of heating acceleration on the change in the temperature of the parameters of $\alpha \rightarrow \gamma$ -transformation and the features of the process of austenite formation,

Corresponding author: Yulian Andriiovych Garasym
E-mail: garasym@imp.kiev.ua

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

Citation: **Р. В. Тельович**, Yu. A. Garasym, and N. O. Bondarevska, Influence of Temperature–Time Conditions of High-Speed Normalization of Low-Carbon Steels on the Formation of Their Grain Structure. Pt. I. Peculiarities of Austenite-Formation Processes, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **48**, No. 1: 1–17 (2026), DOI: [10.15407/mfint.48.01.0001](https://doi.org/10.15407/mfint.48.01.0001)

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

as well as on the change in the average diameter of its grains, are established. As shown, due to the suppression of intensive grain-growth processes, an increase in the heating rate allows the formation of a fine-grained austenite structure in steels, which is characterized by high uniformity in grain size.

Key words: austenite, normalization, structure, steel, alloying.

(Отримано 10 квітня 2025 р.; остаточн. варіант — 15 квітня 2025 р.)

1. ВСТУП

Проблеми поліпшення якості крицевого прокату з низьковуглецевих низьколегованих Fe–Mn–C-криць нині вирішуються як шляхом створення нових марок криць даного класу, так і розробкою ефективних високотехнологічних процесів металургійного виробництва їх. Основну увагу при цьому зосереджено на пошуку засобів, які забезпечують формування кінцевої структури, яка б відрізнялася високою дисперсністю феритно-перлітної суміші. Поліпшення комплексу механічних властивостей гарячекатаної криці нині досягається в основному за рахунок додаткового легування добавками Ti, Nb, V, Mo, здатними утворювати високодисперсні карбіди та карбонітриди, що важко розчиняються в аустеніті, а також оптимізацією температурних режимів контрольованого вальцювання. До недоліків даного підходу, крім підвищення собівартості прокату й ускладнення технологічного процесу його виробництва, слід також віднести посилення анізотропії механічних властивостей, зумовленої успадкуванням шаруватості та текстурованості структури в процесі гарячої деформації та $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу, а також зростання характеристик деформаційного зміцнення термооброблених криць, що небажано для листового прокату, призначеного для наступного холодного деформування. Крім того, є певна частина сортаменту крицевого прокату, виготовлення якого методами контрольованого вальцювання пов'язане з певними технологічними труднощами (наприклад складність профілю). Вирішити проблему поліпшення якості такого типу прокату можна шляхом застосування додаткового термічного оброблення з використанням різних методів швидкісного електронагріву, техніко-економічні переваги якого підтверджено на практиці за термозміцнення конструкційних криць [1]. Ефективне використання даних методів термозміцнення прокату з низьковуглецевих криць неможливе без знання особливостей впливу підвищених швидкостей нагріву на кінетику утворення аустеніту та формування під час подальшого його охолодження дисперсної феритно-перлітної структури. Такі відомості необхідні також для розробки технологічних високоефективних схем електрозварювання криць даного класу (як основного способу виготовлення з них металоконструкцій), що уможливають уникнути форму-

вання в зоні зварного з'єднання структур з погіршеними механічними та службовими властивостями.

Відомо [2, 3], що розмір зерна фериту, який визначає рівень міцності та пластичності й опір крихкому руйнуванню нормалізованих низьковуглецевих криць, контролюється в основному величиною вихідного зерна аустеніту та температурно-часовими умовами його розпаду. У разі застосування під час аустенізації криць підвищених швидкостей нагріву додатковим чинником такого впливу може бути концентраційний стан аустеніту, який відрізняється неоднорідним об'ємним розподілом Карбону та легувальних елементів, внаслідок незавершеності процесів гомогенізації.

З огляду на це, у даній роботі передбачається дослідити у першій частині вплив підвищених швидкостей ($2\text{--}300\text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$) нагріву на формування зеренної структури аустеніту в низьковуглецевих Fe–Mn–C крицях з різним ступенем легування їх добавками Nb та V. У другій частині — взаємозв'язок характеристик зеренної структури фериту нормалізованих криць із величиною зерна аустеніту, утвореного в умовах нагрівання з підвищеними швидкостями.

2. МАТЕРІЯЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Досліджували конструкційні низьковуглецеві криці марок 09Г2 та 10Г2ФБ промислового витоплення. Хемічний склад криць наведено в табл. 1.

Вибрані марки криці в основному відрізняються хемічним складом, зокрема різним вмістом легувальних добавок Nb і V, що уможливає оцінити роль даних елементів у зміні фазових і структурних перетворень в умовах підвищених швидкостей нагріву. Концентрація Сульфуру у криці 10Г2ФБ майже на порядок нижча, ніж у криці 09Г2. Заготівки зразків криць для металографічних досліджень виготовляли із штанг квадратного перерізу, вирізаних з листового прокату криць товщиною у 20 мм вздовж напрямку вальцювання. Термічне оброблення зразків для металографічних досліджень включало:

- безперервне нагрівання зразків перерізом 15×15 мм і висотою у 10 мм за допомогою програмного пристрою в електропечі зі швидкістю

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний склад криць.

TABLE 1. Chemical composition of steels.

Марка криці	Хемічний склад, % мас.													
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Ti	Nb	V	N
09Г2	0,13	1,27	0,29	0,022	0,022	0,030	0,020	0,040	0,003	0,027	0,019	0,006	0,007	≤0,008
10Г2ФБ	0,11	1,64	0,24	0,004	0,02	0,030	0,020	0,03	–	0,03	0,014	0,043	0,09	0,01

у $0,02 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ до заданої температури з наступним гартуванням у воду;
 - електронагрівання заготовок зразків квадратного перерізу зі швидкостями у $2\text{--}300 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ шляхом пропускання через них струму промислової частоти до вибраних температур в інтервалі $700\text{--}1150^\circ\text{C}$ та гартування у воду;

- нагрівання частини зразків шляхом посадки в нагріту піч із витримкою у 2 години для одержання порівняльних результатів.

Структуру термооброблених криць виявляли шляхом хемічного щавлення шліфів з використанням розчинів азотної та пікринової кислот. Металографічні дослідження проводили на площинах шліфів, по-різному орієнтованих по відношенню до площини та напрямку вальцювання. Для вивчення структурного стану криць використовували методи світлової (Neophot-32) й електронної трансмісійної (JOEL 2003) мікроскопій. Для характеристики зеренної структури аустеніту обрано середній діаметер перерізу зерна аустеніту D_i [мкм], який визначали, використовуючи співвідношення

$$D_i = \sqrt{\frac{4S}{\pi}},$$

де S — площа перерізу зерна, яка вимірюється за допомогою програмного забезпечення Image-Pro Plus.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Мікроструктура криць у вихідному стані є феритно-перлітною сумішшю з характерним для гарячекатаних виробів розподілом структурних складових (рис. 1). Через особливості процесів пластичної деформації під час вальцювання криць у площинах, перпендику-

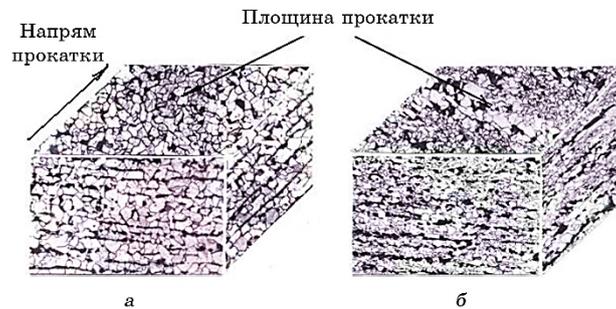


Рис. 1. Мікроструктура криць 09Г2 (а) та 10Г2ФБ (б) у вихідному стані після гарячої прокатки.

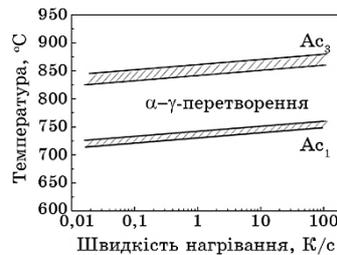
Fig. 1. Microstructure of steels 09G2 (a) and 10G2FB (b) in the initial state after hot rolling.

ТАБЛИЦЯ 2. Характеристики мікроструктури криць у вихідному стані.**TABLE 2.** Characteristics of the microstructure of steels in the initial state.

Марка криці	Площина	Ферит		Перліт		Неметалічні включення		
		Середній діаметер перерізу зерна, мкм	Середня площа перерізу зерна, мкм ²	Товщина карбідних пластин, Å	Товщина феритного прошарку, Å	Середній розмір, мкм	Найбільший розмір, мкм	Об'ємний вміст, %
09Г2	1	9,5	107					
	2	11,5	166	212	1060	2,23	5	1,3
	3	10,0	123					
10Г2ФБ	1	6,24	46,2					
	2	6,04	43,2	-	-	-	-	-
	3	6,06	49,1					

лярних до площини вальцювання, формується шарувата структура з періодичним чергуванням по товщині шарів феритних зерен переважно полідральної форми та перліту. Середній діаметер перерізу зерен фериту в площині, паралельній площині вальцювання та перпендикулярній до неї, приблизно однаковий (табл. 2). Аналогічно в процесі вальцювання формуються й перлітні ділянки. Встановлено, що досліджувані криці характеризуються різною дисперсністю зерен фериту. Найбільший середній діаметер зерен фериту (9,5–11 мкм) спостерігається в прокаті з криці 09Г2. У комплексно легованій добавками V і Nb криці 10Г2ФБ він становить 6 мкм. Результати електронно-мікроскопічних досліджень свідчать про розмірну близькість елементів внутрішньої будови перліту досліджуваних криць, а саме, товщин карбідних пластин і феритних прошарків. Не виявлено також істотних відмінностей у розмірах та об'ємному вмісті неметалевих включень (табл. 2).

На рисунку 2 показано зміну температури критичних точок по-

**Рис. 2.** Зміна зі швидкістю нагріву інструментального початку (A_{c1}) і закінчення (A_{c3}) $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення криць 09Г2 і 10Г2ФБ.**Fig. 2.** Change of the instrumental beginning (A_{c1}) and ending (A_{c3}) $\alpha \rightarrow \gamma$ -transformation of steels 09G2 and 10G2FB with the heating rate.

чатку (A_{c1}) та закінчення (A_{c3}) утворення аустеніту в крицях 09Г2 та 10Г2ФБ із зростанням швидкості нагрівання. Значення температур A_{c1} та A_{c3} визначено за максимумом і мінімумом дилатометричного ефекту $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення на кривих зміни довжини зразків криць за безперервного нагрівання їх згідно з методикою, розробленою авторами [1]. В результаті аналізу одержаних залежностей A_{c1} , $A_{c3} = f(V_n)$ встановлено, що збільшення швидкості нагріву з 0,02 до 100 $K \cdot c^{-1}$ викликає приблизно однаковий $(15-20^\circ C)$ зсув температурного інтервалу $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення обох криць в область більш високих температур.

Вплив температурно-часових умов нагріву на зміну величини аустенітного зерна вивчали на загартованих у воду зразках криць, попередньо нагрітих до різних температур. Типові структури загартованої криці 09Г2 з виявленими межами аустенітних зерен показано на рис. 3.

Хемічне цвавлення зразків здійснювалося пересиченим розчином пікринової кислоти з додаванням поверхнево-активних речовин. Важливо відмітити, що у структурі криць у площинах, перпендикулярних площині вальцювання, помітної зміни форми зерен аустеніту не виявлено, що характерно для феритних зерен у вихідному стані гарячекатаної криці. Зміну середнього діаметра зерна аусте-

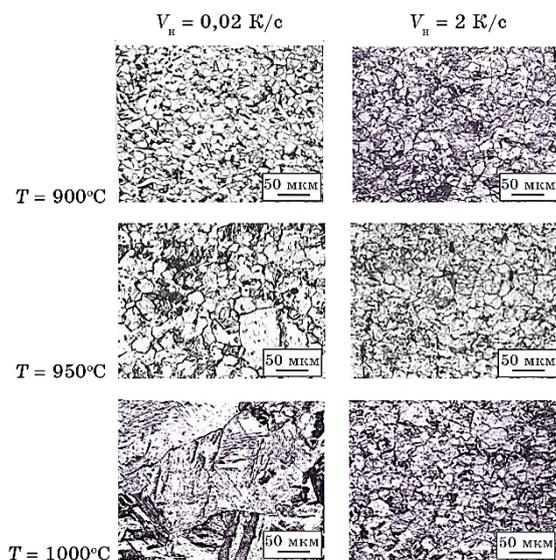


Рис. 3. Мікроструктура загартованої криці 09Г2 з виявленими межами аустенітних зерен.

Fig. 3. Microstructure of hardened steel 09G2 with revealed austenite grain boundaries.

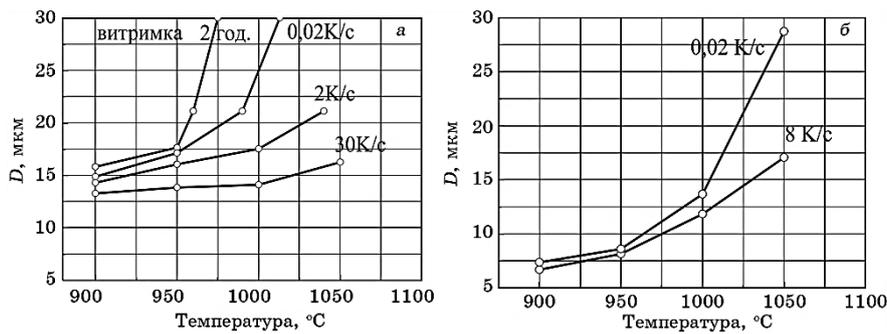


Рис. 4. Зміна середнього діаметра зерна аустеніту криць 09Г2 (а) і 10Г2ФБ (б) через нагрівання до різних температур з різними швидкостями.

Fig. 4. Change in the average austenite grain diameter of steels 09G2 (a) and 10G2FB (b), when heated to different temperatures with different rates.

ніту криць 09Г2 та 10Г2ФБ зі зростанням температури нагріву показано на рис. 4. Видно, що характер зміни величини зерна аустеніту криць більшою мірою визначається ступенем легування добавками V, Nb, ніж температурно-часовими умовами нагрівання. Найменша чутливість до температури та швидкості нагрівання спостерігається за нагрівання комплексно легованої цими добавками криці 10Г2ФБ. За повільного нагрівання ($V_n = 0,02 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$) цієї криці помітне зростання зерна аустеніту починається вище 1000°C . Збільшення швидкості нагріву більше, ніж на 2 порядки, від $0,02$ до $8 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ практично не приводить до подрібнення початкових зерен аустеніту, що утворюються в області температур, близьких до A_{c1} . Подібна низька чутливість даної характеристики до збільшення швидкості нагрівання властива також криці 09Г2.

Разом з тим, на відміну від криці 10Г2ФБ, криця 09Г2 характеризується підвищеною нестабільністю зеренної структури аустеніту за нагрівання вище A_{c3} . В умовах нагрівання зі швидкістю у $0,02 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ або витримки тривалістю у 2 години інтенсивне зростання зерен аустеніту, в основному, шляхом розвитку процесів коалесценції, починається вже вище 950°C . Збільшення швидкості нагрівання до $30 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ викликає зсув температури інтенсивного зростання зерна аустеніту до $980\text{--}1020^\circ\text{C}$. Через пригнічення розвитку цього процесу вдається значною мірою зберегти однорідність структури криці за величиною зерна аустеніту під час нагрівання до високих температур (рис. 5).

Величина зерна аустеніту, що формується під час нагрівання криць, залежить від ряду чинників, пов'язаних з кінетичними особливостями $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення, яких зумовлено вихідним структурним станом і температурно-часовими умовами нагріву, а також

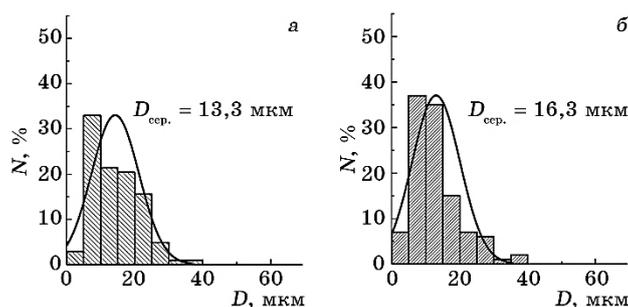


Рис. 5. Гістограми розподілу середніх діаметрів зерен аустеніту криці 09Г2; швидкість нагрівання — $30 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$; температура нагрівання — 950°C (а) та 1050°C (б).

Fig. 5. Histograms of the distribution of average diameters of austenite grains of steel 09G2; heating rate of $30 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$; heating temperature of 950°C (a) and 1050°C (b).

об'ємним вмістом і розмірами важкорозчинних виділень, які перешкоджають зростанню зерен аустеніту.

Основні уявлення про механізм і кінетику утворення аустеніту в низьколегованих Fe–Mn–C-крицях з вихідною феритно-перлітною структурою сформовано на підставі результатів дослідження процесів аустенітоутворення в умовах ізотермічних витримок у міжкритичному інтервалі температур [5–10]. Загальноприйнято вважати, що зі збільшенням тривалості витримки утворення аустеніту в цих крицях здійснюється в декілька етапів:

- на першому етапі зародки аустеніту, що утворилися переважно на феритно-перлітній межі чи то всередині перлітної колонії, проростають усередину з постійним розчиненням їх; швидкість даного процесу контролюється швидкістю дифузії Карбону в аустеніті, що утворився, а після завершення цього етапу вміст Карбону в аустеніті близький до евтектоїдного;

- на другому етапі утворення нових порцій аустеніту пов'язане з проростанням аустеніту у ферит і досягненням часткової рівноваги з феритом; низьку швидкість даної стадії зумовлено збільшенням дифузійних шляхів переміщення атомів Карбону в аустеніті та Мангану у фериті для виконання умов парарівноваги на межі ферит–аустеніт;

- фінальна стадія, що вирізняється найменшою швидкістю розвитку, пов'язана з остаточним дифузійним вирівнюванням концентрації Мангану в об'ємі аустеніту.

У ряді робіт [12, 13] встановлено, що зародження та зростання аустенітної фази поряд з перлітом може відбуватися на міжзеренних межах фериту або субмежах, що не містять карбідних частинок усередині зерна. У цьому випадку зростання об'єму аустеніту, що

утворився в зазначених місцях, контролюється швидкістю дифузії Карбону в фериті. Крім того, під час вивчення за допомогою лазерного сканівного мікроскопа *in situ* процесів утворення аустеніту низьковуглецевої криці показано можливість перетворення збереженого за безперервного нагрівання надлишкового фериту безпосередньо в аустеніт за так званим «псевдомасивним» механізмом [14]. Необхідною умовою для реалізації такої схеми аустенітоутворення є досягнення феритом температури ($T_0 < 910^\circ\text{C}$) термодинамічної рівноваги ферит–аустеніт для даного хемічного складу по Карбону криці.

Під час докладного розгляду кінетичних і концентраційних умов утворення аустеніту в досліджуваних крицях необхідно враховувати вплив легувальних елементів і, насамперед, Мангану. Підвищений ($\cong 1,5\%$) вміст Mn у крицях даного класу сприяє пониженню температур A_{c1} і A_{c3} , а також утворенню температурної області, в якій перебувають у рівновазі 3 фази: α , γ та Fe_3C . Крім того, в роботі [11] встановлено, що в процесі утворення аустеніту в низьковуглецевій криці з 1,5% Mn поблизу меж фаз Fe_3C й α/γ в умовах парарівноваги в цементиті та фериті утворюються області з підвищеним вмістом Mn, що спричиняє пониження швидкості росту аустенітної фази. Вплив Мангану на кінетику утворення аустеніту ще більшою мірою посилюється за наявності в гарячекатаних крицях шаруватої структури, яка характеризується різним вмістом Mn у по чергово розташованих по товщині прокату шарах фериту та перліту. Відповідно до [12], вміст Mn у перлітній складовій у 2–3 рази вищий, ніж у феритній. Отже, можна було очікувати, що такий високий вміст Mn в перліті впливатиме як на кінетику утворення аустеніту в криці в цілому, так і на його морфологію. Однак помітних відхилів у формі аустенітних зерен по товщині прокату металографічно не спостерігається. Зауважимо, що зазначена неоднорідність здатна зберігатись як в умовах застосування підвищених швидкостей нагріву, так і за тривалих ізотермічних витримок. Відповідно до [15, 16], вирівнювання концентрації по Mn в об'ємі прокату, яке контролюється швидкістю його дифузії в аустеніті, можливе лише у разі більш тривалих ($2 \cdot 10^3 - 10 \cdot 10^3$ год.) витримок за температури у $1200 - 1300^\circ\text{C}$.

Основні закономірності формування в умовах ізотермічних витримок (0,1–5000 год.) зеренної структури аустеніту в низьковуглецевих крицях двох типів (спадково дрібно- і крупнозернистих), що відрізняються швидкістю зростання зерен аустеніту, достатньо докладно вивчено О. О. Miller [17].

Утворення аустеніту в низьковуглецевих крицях в умовах безперервного нагрівання з підвищеними швидкостями характеризується рядом кінетичних особливостей, зумовлених збільшенням ступеня перегріву над рівноважною температурою перетворення та

визначальним впливом вихідного структурного стану криці перед нагріванням. Взаємозв'язок зазначених чинників з температурно-часовими параметрами $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення у вуглецевих крицях у рамках дифузійного моделю фазового перетворення достатньо докладно вивчено в [1, 18]. Встановлено, що зсув інструментальних температур початку та завершення утворення аустеніту, який зумовлений пригніченням дифузійних процесів переміщення атомів Карбону в аустеніті, значною мірою визначається типом і дисперсністю феритно-карбідної суміші, сформованої до початку перетворення. Зокрема, вивченням особливостей аустенітоутворення в доєвтектоїдній криці показано, що зі збільшенням швидкості нагрівання відбувається поступова локалізація в окремих температурних областях процесів утворення аустеніту у феритних і перлітних ділянках структури. Водночас, через сильніше пригнічення процесів розчинення фериту в аустеніті створюються умови для перегріву надлишкового фериту до температур, за яких можливе його перетворення на аустеніт бездифузійним механізмом.

Відповідно до [1], такий варіант кінетики утворення аустеніту реалізується під час нагрівання відпаленої середньовуглецевої криці 45 з достатньо високими швидкостями (більше $1000 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$). Безперечно, особливості кінетики аустенітоутворення, які виникли в умовах застосування безперервного нагріву, позначатимуться на розвитку процесів формування зеренної структури аустеніту. Результати металографічних досліджень показали, що за нагрівання криць з повільною ($0,02 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$) швидкістю до температури A_{c1} у них встигають завершитися процеси сфероїдизації цементиту в перлітній складовій, і формування аустеніту починається переважно поблизу скоагульованих частинок цементиту на межах феритних зерен (рис. 6). З підвищенням температури зростання аустенітної фази відбувається, як правило, у напрямку, перпендикулярному до феритних меж. Частина аустенітної фази може також утворюватися всередині феритних зерен. Слід зазначити, що у структурі криці, нагрітої до температури A_{c1} і вище, металографічно не виявлено слідів смугастості, що спостерігається у вихідному перед нагріванням стані. Можна припустити, що в процесі розвитку сфероїдизації та коагуляції частинок карбідної фази за високих температур відбувається частковий перерозподіл не тільки Карбону, а й легувальних елементів, зокрема Mn, зі збільшенням їхньої концентрації в карбідній та аустенітній фазах за рахунок пониження її в збагачених областях. Про можливість реалізації такого процесу перерозподілу легувальних елементів (не- та карбідотвірних) за ізотермічної витримки в трифазній ($\alpha\text{-}\gamma\text{-Fe}_3\text{C}$) температурній області низьколегованої криці повідомлено в роботі [19].

Під час нагрівання криць зі швидкістю у $2 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$, коли реалізується типова за швидкісного нагрівання доєвтектоїдних криць схема

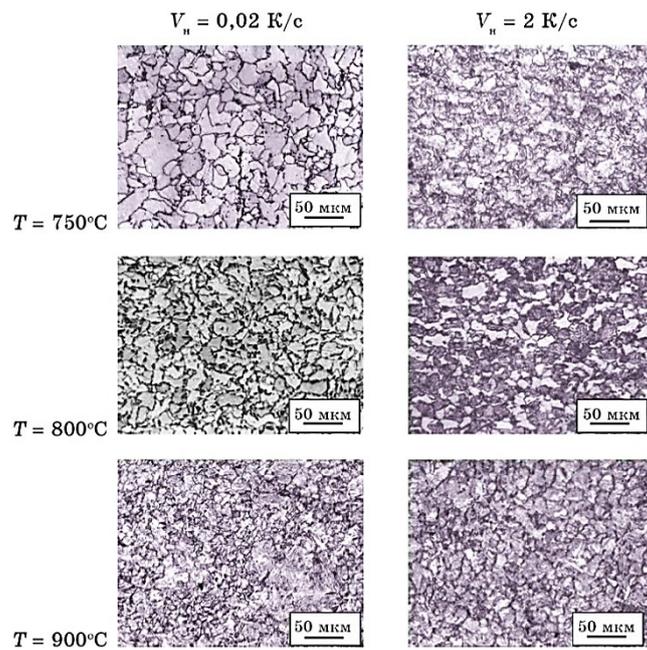


Рис. 6. Мікроструктура криці 09Г2 після гартування з міжкритичного інтервалу температур. Травник — «ніталь».

Fig. 6. Microstructure of steel 09G2 after quenching from the intercritical temperature range. Etchant—‘nital’.

утворення аустеніту, початкові порції аустеніту формуються переважно в перлітній складовій з подальшим поширенням його в надлишковому фериті [1]. Необхідно відзначити, що через пригнічення процесів сфероїдизації карбідної фази перліту за даної швидкості нагріву, до початку $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення об'ємний вміст вільного фериту практично не зростає в порівнянні з вихідним станом, як це спостерігається під час нагрівання криць з більш повільною швидкістю. Можна припустити, що через низьку дифузійну рухливість атомів легувальних добавок в аустеніті в процесі швидкісного нагріву до високих температур буде зберігатися неоднорідність хемічного складу, успадкована від вихідного гарячекатаного стану.

Одержані результати досліджень свідчать, що пришвидшення нагріву за аустенізації практично не впливає на величину початкового зерна аустеніту, який утворюється після завершення $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення (рис. 7). Так, збільшення швидкості нагріву криці 09Г2 від 0,02 до 30 $\text{K}\cdot\text{c}^{-1}$ не викликає помітного зменшення розміру зерна аустеніту, яке сформувалося за нагрівання до температури, близької до A_{c3} (900°C), хоча процеси формування аустеніту в умовах нагрівання істотно відрізняються через різний структурний

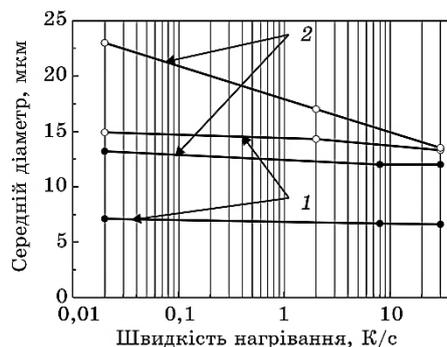


Рис. 7. Вплив швидкості нагрівання на середній діаметр зерна аустеніту криць 09Г2 (○) та 10 Г2ФБ (●); 1 і 2 — температура нагрівання у 900 та 1000°C відповідно.

Fig. 7. The effect of heating rate on the average austenite grain diameter of 09G2 (○) and 10G2FB (●) steels; 1 and 2—heating temperature of 900 and 1000°C, respectively.

стан, сформований до початку перетворення. Важливо відзначити, що розміри початкового зерна аустеніту криці 09Г2, одержаного в результаті ізотермічної витримки впродовж 2 годин за температури у 900°C і після швидкісного нагрівання ($0,02 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$) до тієї ж температури, практично збігаються. Аналогічним чином пришвидшення нагріву позначається і на величині початкового зерна аустеніту криці 10Г2ФБ. Важливо відмітити, що відсутність помітного впливу підвищення швидкості нагріву на величину аустенітного зерна властива не тільки низьковуглецевим крицям.

Авторами [20] показано, що збільшення швидкості нагріву більш ніж у 300 разів (від 3 до $1000 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$) не викликає істотного подібнення початкового зерна аустеніту в середньовуглецевій легіваній криці. Можливою причиною цього, на думку авторів [20], є зсув з пришвидшенням нагріву в область більш високих температур процесів перетворення структурно-вільного фериту в аустеніт, що сприяє інтенсифікації дифузійних процесів і розростанню раніше утворених зерен аустеніту. Більш ймовірною, на наш погляд, причиною є те, що швидкість утворення нових порцій аустеніту більшою мірою контролюється кількістю місць переважного зародження, ніж ступенем перегріву структурних складових криці зі збільшенням швидкості нагрівання. Це означає, що в умовах застосування нагріву з підвищеними швидкостями під час аустенізації можливе додаткове подібнення зерна аустеніту за рахунок створення у вихідній структурі криці максимальної кількості дефектних місць, здатних зберегтися за нагрівання до початку перетворення та служити центрами зародження аустеніту. Зокрема, авто-

рами [21] показано, що ефективним засобом подрібнення зерна аустеніту під час нагрівання криць з вихідною феритно-перлітною структурою є диспергування структурних складових, що сприяє збільшенню питомої поверхні меж поділу між ними як потенційного місця зародження аустенітної фази. Ймовірно, з цієї причини більш висока дисперсність феритно-перлітної суміші у вихідній структурі криці 10Г2ФБ перед нагріванням сприяє формуванню дрібнозернистого аустеніту, середній діаметер зерна якого в 3–4 рази менше, ніж у криці 09Г2 за однакових режимів нагрівання.

Пришвидшення нагріву більшою мірою впливає на процеси зростання початкового зерна аустеніту з подальшим підвищенням температури, сприяючи пониженню темпу його укрупнення та зміщенню температури початку інтенсивного зростання в область вищих температур. Водночас більш значне уповільнення зростання аустенітних зерен із зростанням швидкості нагрівання характерне для криці 09Г2, ніж для криці 10Г2ФБ (див. рис. 4). Провідну роль у цьому, найімовірніше, відіграє бар'єрна дія важкорозчинних частинок карбідів і карбонітридів, яка значною мірою нівелює вплив температурно-часових умов нагрівання на величину початкового зерна аустеніту. Можливо, з цієї причини як за повільного ($V_n = 0,02 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$), так і за швидкого ($V_n = 8 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$) нагрівання формується приблизно однакове за розміром початкове зерно аустеніту (рис. 7). Необхідно відзначити, що донині питання про стійкість щодо розчинення карбідних і карбонітридних частинок у процесі безперервного швидкісного нагрівання практично не досліджено. Докладніше вивчено особливості розчинення частинок карбідів і карбонітридів Ti, Mo, V, Nb у високоміцних низьковуглецевих крицях в умовах ізотермічних витримок [4]. Згідно з результатами досліджень, виконаних авторами [22], величина початкового зерна аустеніту більшою мірою контролюється типом леґувальної домішки, ніж її концентрацією. Показано, що збільшення в мікролеґованій Fe–Mn–Si-криці вмісту Ніобію (0,11%) практично не впливає на розмір зерна аустеніту, сформованого за нагрівання до температури, трохи вище A_{c3} . Стабільність різного типу сполук Ti, Nb, Mo за швидкісного нагрівання трубної мікролеґованої Nb–Ti–Mo-криці X80 з вмістом 0,06% і 1,6% Mn досліджено авторами [23]. Встановлено, що найбільшу схильність до розчинення мають частинки типу Mo_2C , які за нагрівання зі швидкістю у $10 \text{ K}\cdot\text{c}^{-1}$ встигають розчинитися до початку аустенітного перетворення, тоді як частинки типу нітриду Титану (TiN) зберігаються за нагрівання до 1350°C . Разом з тим, розташовані на межах феритних зерен частинки карбонітриду Ніобію типу NbCN внаслідок розвитку процесів коалесценції під час нагрівання в аустенітну область схильні до укрупнення. Важливо відзначити, що, незважаючи на короткочасність швидкісного нагріву, розвиток цього процесу не пригнічується на-

віть збільшенням швидкості нагрівання до $1000 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$. На підставі одержаних результатів авторами [23] встановлено, що величина зерна аустеніту, що формується за нагрівання мікролегованих криць зі швидкостями понад $100 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$, визначається, перш за все, температурними умовами і меншою мірою швидкістю нагрівання.

Вплив дисперсних виділень на зростання зерна достатньо докладно вивчено в роботах [25, 26], у яких авторами в межах модельних уявлень Зенера [24] встановлено взаємозв'язок характеристик зеренної структури з обсягами й об'ємним вмістом виділень у металах. Використовувати подібний підхід до аналізу формування зеренної структури аустеніту за безперервного нагрівання маловуглецевих криць з легувальними добавками, на наш погляд, некоректно. Пов'язано це з тим, що в даних умовах нагрівання на зростання зерна аустеніту, крім стопорної дії важкорозчинних виділень, додатково впливає ряд чинників, зумовлених особливостями процесу аустенітоутворення в доевтектоїдних крицях. До основних з них слід віднести:

- залежність кінетичних параметрів (швидкості зародження та зростання) $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення від вихідного структурного стану та швидкості нагрівання;
- присутність в аустеніті нерозчинених до кінця цементитних частинок;
- негомогенність аустеніту, що утворився;
- текстурованість феритної матриці.

Під впливом зазначених чинників вдається з підвищенням швидкості нагрівання уповільнити інтенсивне зростання зерен аустеніту з нагріванням до високих температур. Особливо це проявляється за нагрівання криці 09Г2 зі швидкістю у $30 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ без легувальних домішок, здатних утворювати важкорозчинні виділення. Температура початку інтенсивного зростання зерна аустеніту змінена на $100\text{--}120^\circ\text{C}$ порівняно з повільним нагріванням ($V_n = 0,02 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$).

Таким чином, застосування підвищених швидкостей нагріву сприяє, за рахунок пригнічення зростання зерен, у маловуглецевих крицях без легувальних домішок за нагрівання їх до високих температур формуванню структури аустеніту, яка відрізняється достатньо високою однорідністю зерен за розмірами, що важливо для практики термомеханічного оброблення крицевого прокату.

3. ВИСНОВКИ

Вивчено вплив температурно-часових умов нагрівання на формування зеренної структури аустеніту в гарячекатаних низьковуглецевих Fe–Mn–C-крицях 09Г2 та 10Г2ФБ.

На підставі результатів дилатометричної аналізи нагріву криць з

різними швидкостями (від 0,02 до 100 К·с⁻¹) встановлено, що зі збільшенням швидкості нагріву температурний інтервал $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення зміщується в область більш високих температур. В умовах повільного ($V_n = 0,02 \text{ К} \cdot \text{с}^{-1}$) нагріву в крицях на момент початку утворення аустеніту встигають завершитися процеси сфероїдизації цементиту перліту, і формування аустенітної фази відбувається переважно на межах фериту поблизу скоагульованих карбідних частинок.

Підвищення швидкості нагрівання до 2 К·с⁻¹ і вище сприяє реалізації схеми $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення, згідно з якою утворення початкових порцій аустеніту відбувається в перлітній складовій із збереженням пластинчастої форми цементиту та подальшим поширенням у феритну складову криці. Пришвидження нагрівання порізно впливає на величину початкового зерна аустеніту, що утворюється за нагрівання до температур, близьких до A_{c3} .

В умовах нагрівання з ізотермічною витримкою впродовж 2-х годин, а також з повільною швидкістю у 0,02 К·с⁻¹ розмір початкового зерна аустеніту практично не залежить від вихідного стану криць.

Збільшення швидкості нагріву до 300 К·с⁻¹ не викликає помітного подрібнення початкового зерна аустеніту в крицях 09Г2 і 10Г2ФБ, хоча водночас, через більшу дисперсність феритно-перлітної структури криці 10Г2ФБ, середній діаметер початкового зерна в 3–4 рази менший, ніж у криці 09Г2. Зі збільшенням швидкості нагрівання температура початку інтенсивного зростання зерна аустеніту криць зміщується в область більш високих температур, що уможливорює в широкому діапазоні температур формувати в крицях дрібнозернисту структуру аустеніту з високою однорідністю за розміром зерна.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадеров, В. И. Трефилов, *Физические основы электротермического упрочнения стали* (Київ: Наукова думка: 1973).
2. В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадеров, Н. Ф. Черненко, *Технологические основы электротермической обработки стали* (Київ: Наукова думка: 1977).
3. E. B. Pickering, *Sci. Technol. A. Comprehensive Treatment*, 7: 337 (1992).
4. M. Korchynski, *Mater. Eng.*, October: 45 (1986).
5. G. R. Speich and A. Szirmae, *Trans. AIME*, 245: 1063 (1969).
6. R. R. Judd and W. Paxton, *Trans. AIME*, 242: 206 (1968).
7. C. I. Garcia and A. J. Deardo, *Metall. Trans.*, 12A: 521 (1981).
8. N.C. Law and D.V. Edmons, *Metall. Trans.*, 11A: 33 (1980).
9. J. Huang, W. J. Poole, and M. Militzer, *Metall. Mater. Trans. A*, 35: 3363 (2004).

10. S. Estay, L. Chengji, and G. R. Purdy, *Canadian Metallurgical Quarterly*, **23**, No. 1: 121 (1984).
11. G. R. Speich and A. Szirmae, *Trans. AIME*, **245**: 1063 (1969).
12. V. I. Savran, Y. Yan Leeuwen, D. N. Hanlon, C. Kwarkernark, W. G. Sloofand, and J. Sietsma, *Metall. Mater. Trans. A*, **38A**, May: 964 (2007).
13. V. I. Savran, S. E. Offerman, and J. Sietsma, *Metall. Mater. Trans. A*, **41A**, March: 583 (2010).
14. E. Schmidt, D. Soltesz, S. Roberts, A. Bednar, and S. Sridhar, *ISIJ International*, **46**, No. 10: 1500 (2006).
15. R.G. Ward, *J. Iron and Steel Inst.*, No. 9: 930 (1965).
16. G. Kraus, *Met. Trans. B*, **34**, Iss. 6: 781 (2003).
17. O. O. Miller, *Trans. ASM*, **43**: 260 (1951).
18. С. С. Дьяченко, *Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах* (Москва: Металлургия: 1982).
19. M. Svoboda, L. Karmasin, and A. Kroupa, *Mater. Sci. Eng.*, **A114**: 121 (1989).
20. К. З. Шепеляковский, Г. А. Островская, *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 7: 16 (1967).
21. В. П. Морозов, В. А. Волохов, *Металлы*, № 3: 70 (1991).
22. L. I. Cuddy and J. C. Reley, *Metall. Trans. A*, **14A**, October: 1899 (1983).
23. K. Banerjee, M. Militzer, M. Perez, and Y. Wang, *Metall. Mater. Trans. A*, **41**, 10 August: 3161 (2010).
24. C. Zener and C. S. Smith, *Trans. AIME*, **175**: 47 (1948).
25. T. Gladman, *Proc. Roy. Soc.*, **294A**: 298 (1966).
26. P. Hellman and M. Hillerd, *Scand. J. of Met.*, **4**: 211 (1975).

REFERENCES

1. V. N. Gridnev, Yu. Ya. Meshkov, S. P. Oshkadyorov, and V. I. Trefilov, *Fizicheskie Osnovy Ehlektrotermicheskogo Uprochneniya Stali* [Physical Principles of Electrothermal Hardening of Steel] (Kiev: Naukova Dumka: 1973) (in Russian).
2. V. N. Gridnev, Yu. Ya. Meshkov, S. P. Oshkadyorov, and N. F. Chernenko, *Tekhnologicheskie Osnovy Elektrotermicheskoy Obrabotki Stali* [Technological Principles of Electrothermal Treatment of Steel] (Kiev: Naukova Dumka: 1977) (in Russian).
3. E. B. Pickering, *Sci. Technol. A. Comprehensive Treatment*, **7**: 337 (1992).
4. M. Korczynski, *Mater. Eng.*, October: 45 (1986).
5. G. R. Speich and A. Szirmae, *Trans. AIME*, **245**: 1063 (1969).
6. R. R. Judd and W. Paxton, *Trans. AIME*, **242**: 206 (1968).
7. C. I. Garcia and A. J. Deardo, *Metall. Trans.*, **12A**: 521 (1981).
8. N.C. Law and D.V. Edmons, *Metall. Trans*, **11A**: 33 (1980).
9. J. Huang, W. J. Poole, and M. Militzer, *Metall. Mater. Trans. A*, **35**: 3363 (2004).
10. S. Estay, L. Chengji, and G. R. Purdy, *Canadian Metallurgical Quarterly*, **23**, No.1: 121 (1984).
11. G. R. Speich and A. Szirmae, *Trans. AIME*, **245**: 1063 (1969).
12. V. I. Savran, Y. Yan Leeuwen, D. N. Hanlon, C. Kwarkernark, W. G. Sloofand, and J. Sietsma, *Metall. Mater. Trans. A*, **38A**, May: 964 (2007).

13. V. I. Savran, S. E. Offerman, and J. Sietsma, *Metall. Mater. Trans. A*, **41A**, March: 583 (2010).
14. E. Schmidt, D. Soltesz, S. Roberts, A. Bednar, and S. Sridhar, *ISIJ International*, **46**, No. 10: 1500 (2006).
15. R.G. Ward, *J. Iron and Steel Inst.*, No. 9: 930 (1965).
16. G. Kraus, *Metall. Trans. B*, **34**, Iss. 6: 781 (2003).
17. O. O. Miller, *Trans. ASM*, **43**: 260 (1951).
18. S. S. Diyachenko, *Obrazovanie Austenita v Zhelezouglerodistykh Splavakh* [Formation of Austenite in Iron–Carbon Alloys] (Moskva: Metallurgiya: 1982) (in Russian).
19. M. Svoboda, L. Karmasin, and A. Kroupa, *Mater. Sci. Eng.*, **A114**: 121 (1989).
20. K. Z. Shepelyakovskiy and G. A. Ostrovskaya, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, No. 7: 16 (1967) (in Russian).
21. V. P. Morozov and V. A. Volokhov, *Metally*, No. 3: 70 (1991) (in Russian).
22. L. I. Cuddy and J. C. Reley, *Metall. Trans. A*, **14A**, October: 1899 (1983).
23. K. Banerjee, M. Militzer, M. Perez, and Y. Wang, *Metall. Mater. Trans. A*, **41**, 10 August: 3161 (2010).
24. C. Zener and C. S. Smith, *Trans. AIME*, **175**: 47 (1948).
25. T. Gladman, *Proc. Roy. Soc.*, **294A**: 298 (1966).
26. P. Hellman and M. Hillerd, *Scand. J. of Met.*, **4**: 211 (1975).

PACS numbers: 61.43.Gt, 61.66.Dk, 61.72.Ff, 61.72.Qq, 81.05.Bx, 81.05.Rm, 81.20.Ev

Пористі матеріали на основі титану та цирконію, одержані спіканням гідрогенізованих порошків

Д. Г. Саввакін, Д. В. Оришич, О. О. Стасюк, М. М. Гуменяк,
В. І. Бондарчук, П. Є. Марковський

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

Оцінено потенціал виготовлення високопористих технічно чистих титану, цирконію та двокомпонентного ступу Ti–10% Zr шляхом холодного компактування та вакуумного спікання порошків гідридів вказаних металів. Пористі структури одержано без використання пороутворювальних добавок, які можуть негативно вплинути на чистоту кінцевих матеріалів, в той час як використання гідридів металів у якості стартових порошків сприяє пониженню вмісту домішок. Встановлено основні закономірності формування мікроструктури й особливостей пористої структури цих матеріалів в залежності від розмірів гідрогенізованих порошків, тиску компактування їх і температур спікання. Одержано матеріали із загальним об'ємом пор близько 30% і значною часткою відкритих поруватих каналів діаметром від 20 мкм до 60–80 мкм. Такі пористі матеріали є перспективними для використання в системах фільтрації газів і рідин, а також в якості гетерів.

Ключові слова: гідриди Титану та Цирконію, спікання, пористі матеріали, мікроструктура.

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

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

Citation: D. G. Savvakín, D. V. Oryshych, O. O. Stasiuk, M. M. Humeniak, V. I. Bondarchuk, and P. E. Markovsky, Titanium- and Zirconium-Based Porous Materials Manufactured by Sintering Hydrogenated Powders, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **48**, No. 1: 19–33 (2026) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.48.01.0019](https://doi.org/10.15407/mfint.48.01.0019)

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

The potential for the fabrication of highly porous commercially pure titanium, zirconium, and a binary Ti–10% Zr alloy by cold compaction and vacuum sintering of hydride TiH_2 and ZrH_2 powders is evaluated. Porous materials are obtained without the use of pore-forming additives, which can negatively affect the purity of the final materials, while the use of initial hydride powders contributes to a decrease in the impurity content. The main regularities of the microstructure formation and the features of the porous structure depending on the size of the hydride powders, compaction pressure and sintering temperatures are established. Materials with a total pore volume of about 30% and a significant proportion of open pore channels with a diameter of 20 μm to 60–80 μm are obtained. Such porous materials are promising for use in gas and liquid filtration systems, as well as getters.

Key words: titanium and zirconium hydrides, sintering, porous materials, microstructure.

(Отримано 22 грудня 2025 р.; остаточн. варіант — 25 грудня 2025 р.)

1. ВСТУП

Високопористі матеріали на основі титану та цирконію мають значний потенціал використання в якості гетерів у вакуумній техніці, в системах фільтрації газів і рідин, а також як демпферні матеріали. Особливості фізико-хімічної поведінки поверхонь титану та цирконію визначають в певних умовах їхню високу корозійну стійкість, але за зміни стану поверхні — значну активність по відношенню до багатьох газів і рідин [1–3]. За контакту з атмосферою відбувається швидке окиснення та насичення поверхні цих металів газами; водночас миттєво утворюються пасивувальні оксидні плівки. Товщина оксидної плівки для титану дорівнює від 50 ангстрем до декількох мікрметрів в залежності від умов витримки титану на повітрі; сама ж плівка складається переважно з оксиду TiO_2 та оксидів нижчого порядку TiO_x ($x < 2$) [1]. Подібна плівка оксиду ZrO_2 за контакту з атмосферою миттєво утворюється і на поверхні цирконію. Такі плівки гальмують або повністю зупиняють процес взаємочину металів з газами, одночасно ведучи до їхньої високої корозійної стійкості в кислотних і лужних середовищах. Саме завдяки тому, що в природніх умовах поверхня цих металів завжди вкрита оксидними плівками, титан і цирконій, будучи достатньо інертними, використовуються для виготовлення пористих фільтрувальних елементів для механічного очищення газів і рідин.

З іншого боку, із видаленням оксидних плівок (наприклад, шляхом нагрівання металів у вакуумі, що веде до дифузійного розчинення оксидних плівок вглибину матеріалу) очищена поверхня титану та цирконію знову стає надзвичайно активною, зокрема щодо атмосферних газів та Гідрогену. Ця особливість титану та цирконію зумовлює

їхнє широке використання в якості гетерних матеріалів [2, 3].

Для гетерних і фільтрувальних матеріалів надзвичайно важливим є формування не ізольованих пор, а відкритих поруватих каналів (відкрита пористість) для вільного проникнення газів і рідин всередину виробу, що зазвичай вимагає об'ємного вмісту пор більше 10%. Тому досягнення необхідних сорбційних характеристик гетерів і фільтраційних показників вимагає строгого контролю параметрів пористості, включаючи загальний об'ємний вміст пор, їхні розміри, ширину відкритих поруватих каналів. Контрольований рівень пористості поверхні також необхідний під час виготовлення медичних імплантів із біосумісних стопів на основі титану та цирконію, для ліпшого живлення імпланту в біологічні тканини.

З вищесказаного випливає актуальність дослідження перспективних методів створення пористих структур на основі цих металів із визначенням характеристик пористості. Пористі структури зазвичай одержують з порошкових матеріалів; водночас значна кількість підходів використовує додавання до порошоків відповідних металів спеціальних пороутворювачів. Пороутворювачі видаляються в процесі спікання порошоків, що дає змогу створити високопористі системи із регульованим розміром пор, але з іншого боку, цей підхід несе ризик забруднення металів залишками пороутворювачів, в першу чергу, Карбоном та Оксигеном. З іншого боку, перспективним методом створення пористих металевих структур із низьким вмістом сторонніх домішок є операції пресування та спікання порошоків металів без додавання пороутворювачів. В цьому аспекті викликає інтерес використання гідрогенізованих порошоків титану та цирконію (порошків відповідних гідридів) як стартових матеріалів для створення пористих структур. Такий вибір стартових порошоків зумовлений тим, що Гідроґен є тимчасовою леґувальною домішкою до вказаних металів і повністю видаляється з порошкових частинок під час вакуумного спікання [4–7]; в той же час Гідроґен має корисний вплив на метали, збільшуючи дефектність їхньої кристалічної структури, що активує дифузію у твердій фазі та процеси спікання порошоків. Крім того, атомарний Гідроґен, що виходить з кристалічної ґратниці на поверхню частинок, має очищувальний вплив на метали, понижуючи кінцевий вміст домішок у них [4–7]. Тому гідрогенізовані порошки титану та цирконію мають ліпшу здатність до спікання, а спечені з них стопи — менший вміст домішок і ліпші механічні характеристики у порівнянні зі стопами, одержаними спіканням традиційних негідрогенізованих порошоків.

Зважаючи на вищевикладене, метою роботи є дослідження потенціалу одержання пористих титанових і цирконійових матеріалів шляхом компактування та спікання порошоків відповідних гідридів і визначення перспективних технологічних параметрів для досягнення бажаної структури пористих матеріалів.

2. МАТЕРІЯЛИ І МЕТОДИКИ

У даній роботі досліджували створення як однокомпонентних титанових і цирконійових пористих матеріалів, так і пористого бінарного ступу Ti–10% Zr (% мас.). В якості стартових матеріалів використано титанову губку марки ТГ-110 і йодидний цирконій (ТУ 95.46-97). Порошки заданого розміру виготовлено шляхом насичення воднем вказаних металів у лабораторних умовах до стану гідридів (TiH₂ та ZrH₂) та наступного їхнього диспергування.

Гідриди Титану та Цирконію подрібнювали в планетарному млині RETSCH PM100 в порошок, частинки заданої дисперсності (різні розмірні фракції в межах від 40 до 200 мкм) відділяли за допомогою сит. Одержані порошки гідридів використано для оцінки впливу їхніх розмірів на кінцеву мікроструктуру та пористість технічно чистого титану та технічно чистого цирконію. Для двокомпонентного ступу Ti–10% Zr використовували суміші частинок гідридів у відповідній пропорції. Компактування порошоків або їхніх сумішей відбувалося за методом холодного пресування у прес-формах з криці циліндричної форми (діаметер пресованих зразків — 10 мм, висота — до 10–15 мм). Тиски пресування складала 100–460 МПа. Спресовані зразки нагрівали для спікання у вакуумній печі зі швидкістю у 10°C/хв. до температур у 900°C та 1000°C із подальшою витримкою у 2 години, після чого охолоджували разом із піччю.

Такий режим нагрівання забезпечував десорбцію Гідрогену з гідрогенізованих порошоків, їхнє спікання, а для гетерогенних систем порошоків частинок TiH₂ + ZrH₂ — їхню гомогенізацію із метою одержання однорідного пористого ступу Ti–Zr.

Мікроструктурні дослідження проводили методом оптичної мікроскопії (мікроскоп Olympus IX-70) та сканівної електронної мікроскопії (TESCAN VEGA 3) за режимами вторинних та зворотно розсіяних електронів. Електронний мікроскоп Tescan VEGA III обладнано системою EDX (energy dispersive x-ray) мікроаналізи Brucker, яку використано для визначення локального хемічного складу матеріалів і побудови «карт» розподілу хемічних елементів. Пористість спечених зразків визначали, вимірюючи їхню густину (за оцінками маси на аналітичних вагах і геометричних розмірів) із порівнянням одержаної величини з теоретичною густиною відповідних матеріалів, а також контролюючи зображення пористих поверхонь металографічних шліфів.

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ Й ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Одержання пористих титану та цирконію

Пористість спечених порошоків матеріалів визначається такими

основними чинниками як розміри порошкових частинок, тиск компактування їх, температура та час спікання. Відомо, що досягнення більшої пористості спечених порошкових систем досягається за мінімальних тисків компактування, мінімальних температур і часу ізотермічних витримок під час спікання. З іншого боку, тиски компактування мають бути достатньо високими, щоб забезпечити достатню силу зчеплення між частинками та запобігти руйнуванню зразків, а температура та час за подальшого спікання їх мають забезпечити досягнення мінімально необхідних характеристик міцності кінцевого пористого матеріалу. Також добре відомо, що в однакових умовах компактування та спікання порошкові частинки меншого розміру завдяки більшій поверхневій енергії активніше спікаються, ведучи до меншої пористості кінцевих матеріалів, аніж за використання порошкових частинок більшого розміру.

Основні закономірності формування пористих структур під дією вказаних технологічних параметрів було перевірено на прикладі порошкового гідриду Титану (табл. 1). Щодо вибору тисків компактування, то попередні експерименти показали, що тиски компактування до 100 МПа є недостатніми для забезпечення цілісності пресованої системи гідридних частинок. З іншого боку, тиск пресування на рівні 460 МПа (табл. 1, п. 1) гарантовано забезпечує щільні контакти між частинками, але виявився занадто високим для збереження високої пористості, яка склала лише близько 15%; водночас значна об'ємна доля пор мала ізольований (закритий) характер. Оскільки такі характеристики пористості є не завжди достатніми для високих гетерних і фільтрувальних показників, в роботі для дослідження було обрано тиски компактування порошоків в межах від 125 МПа до 200 МПа (табл. 1).

ТАБЛИЦЯ 1. Вплив основних технологічних параметрів виготовлення порошкових заготовок на пористість технічно чистого титану.

TABLE 1. Influence of main technological parameters of manufacturing process on porosity of commercially pure titanium.

№	Розмір порошку TiH ₂ , мкм	Тиск пресування, МПа	Режим спікання	Густина, г/см ³	Пористість, %
1	40–125	460	1000°C, 2 год.	3,81	15
2	63–125	200	900°C, 2 год.	3,23	28
3	63–200	200	900°C, 2 год.	3,17	30
4	63–200	125	1000°C, 2 год.	3,20	29
5	менше 63	150	900°C, 2 год.	2,94	35
6	менше 63	125	1000°C, 2 год.	3,70	18
7	менше 100	125	900°C, 2 год.	2,75	39
8	менше 100	125	1000°C, 2 год.	3,52	22

Обидва гідриди є крихкими матеріялами, які мають практично нульову пластичність під час стискання та низьку міцність. Зокрема, міцність гідриду Цирконію є на рівні від 150 до 500 МПа в залежності від вмісту Гідрогену та легувальних елементів [8, 9], а міцність гідриду Титану TiH_2 — 150–250 МПа [1, 10]. Це свідчить, що за вказаних тисків компактування гідридних частинок (125–200 МПа) є значна вірогідність їхнього крихкого руйнування, особливо в місцях контактів між частинками, де локальні стискальні напруження можуть істотно перевищувати межу міцности гідридів Титану та Цирконію. Частишки гідридів, маючи неправильну осколкову форму (рис. 1, *a*), зчіплюються між собою нерівностями поверхонь, забезпечуючи достатню міцність контактів. Процеси десорбції Гідрогену за нагрівання у вакуумі починаються близько 300°C для обох гідридів, а завершуються за 600–700°C для гідриду Титану, та за дещо вищих температур (до 750–800°C) для гідриду Цирконію [6]. Спінання практично дегідрогенізованих частинок достатньо активно розвивається за температур, вищих за 700°C (рис. 1, *б, в*), що є наслідком активувальної ролі Гідрогену, який покинув матеріял.

З метою одержання достатньо високої пористости спечених титанового та цирконійового матеріялів їх було порівняльно досліджено за однакових розмірних параметрів частинок, тисків компактування та температур спікання. Так, за однакових розмірів частинок (менше 100 мкм) і тиску компактування у 125 МПа вплив температури спікання добре ілюструється рис. 2. За температури спікання у 900°C із ізотермічною витримкою впродовж двох годин обидві досліджені порошкові системи зберігають достатньо високу об'ємну частку пор із чітко видимими стартовими частинками та сіткою відкритих поруватих каналів між ними шириною до 10–20 мкм. Водночас пористість титану істотно вища (38–40%), ніж для цирконію (близько 20%). Така різниця пояснюється тим, що стартові порошкові частинки виготовляли із пористої титанової губки та масивного (малопористого) йодидного цирконію. Вказані високі значення пористости є наслідком, в тому числі, недостатнього розвитку процесів спікання за температури у 900°C, що також веде до низької міцности зразків, які руйнуються навіть у процесі шліфування й обточування їх. Температура спікання у 1000°C (рис. 2, *в, з*) істотно активує спікання, що забезпечує перетворення системи окремих частинок у практично масивний матеріял із залишковими порами, значна частина яких стає ізольованими, а їхня морфологія наближається до рівновісної із розмірами до 30–40 мкм для титану та до 15 мкм для цирконію. Відповідно до формування масивних матеріялів із пониженою пористістю (22% для титану і 8% для цирконію), їхня міцність стає достатньою для виготовлення виробів необхідної геометричної конфігурації.

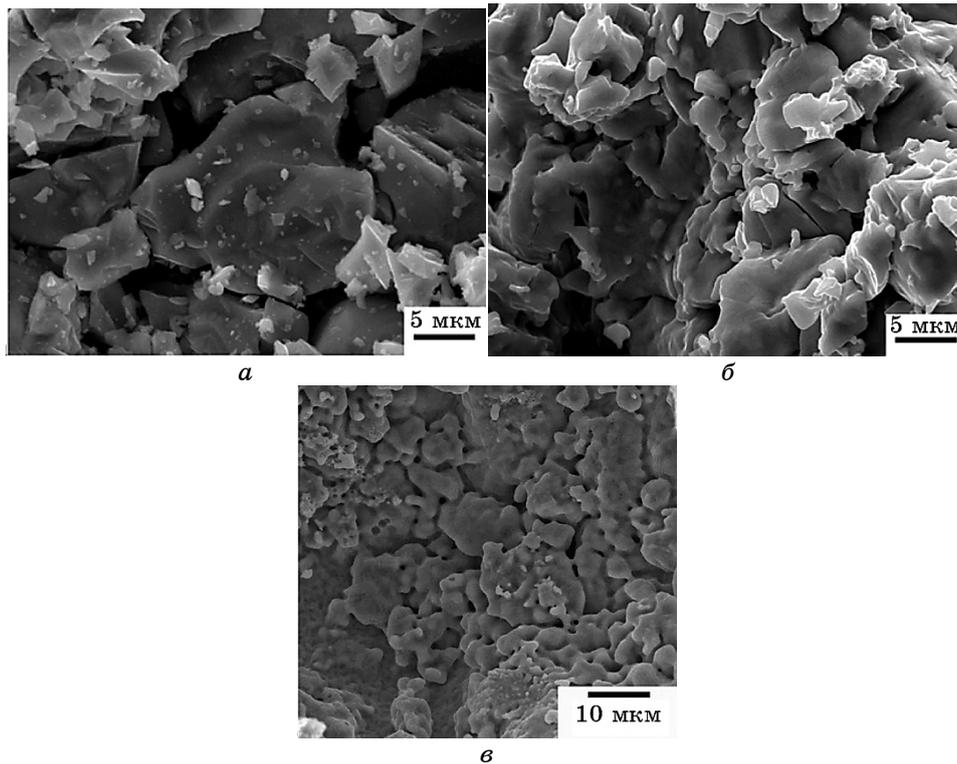


Рис. 1. Порошкові частинки гідриду Титану (а), початок формування шийок спікання між частинками дегідрогенізованого Титану за 710°C (б) та сформовані шийки спікання між частинками дегідрогенізованого Цирконію після нагрівання до 1000°C (в).

Fig. 1. Titanium-hydride powder particles (a), start of sintering-necks' formation between dehydrogenated titanium at 710°C (b), sintering necks between dehydrogenated zirconium particles after heating to 1000°C (c).

Крім різниці в кількості та морфології залишкових пор, слід зазначити істотну різницю в мікроструктурі спечених зразків (рис. 2, в, г). Титан, спечений за 1000°C, складається із кристалітів α -фази, які мають морфологію, достатньо близьку до рівноважної, в той час як цирконій характеризується переважно дрібною пластинчастою структурою α -фази із присутністю рівноважних складових.

Такі морфологічні особливості пояснюються наступним. Температура спікання у 1000°C відповідає однофазній β -області для обох чистих металів. В процесі повільного охолодження в печі після спікання відбувається $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення із формуванням α -фази пластинчастої морфології. Товщина α -пластин в нелегованому (технічно чистому) титані швидко зростає, перетворюючи пластини на

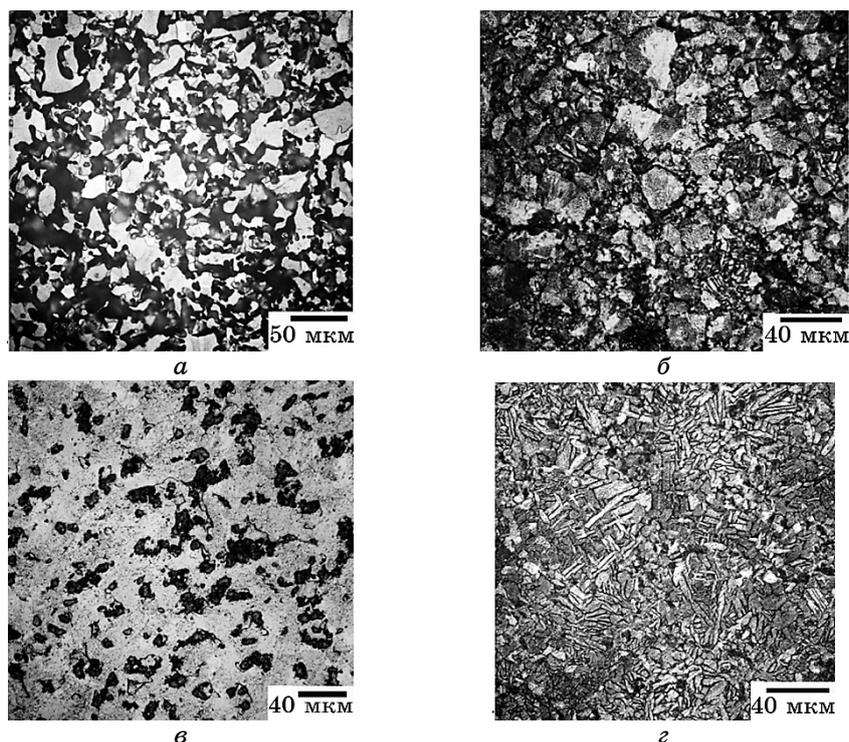


Рис. 2. Особливості мікроструктури титанового (*а, в*) й цирконійового (*б, г*) пористих матеріалів за тиску пресування у 125 МПа і температур спікання у 900°C (*а, б*) та 1000°C (*в, г*) з ізотермічною витримкою у 2 години.

Fig. 2. Microstructure peculiarities of titanium (*a, в*) and zirconium (*б, г*) porous materials produced with 125 MPa compaction pressure and sintering temperatures of 900°C (*a, б*) and 1000°C (*в, г*) with 2 h isothermal exposure.

близькі до глобулярних кристаліти. В той же час, цирконій, який має більшу хемічну активність, активно накопичує атмосферні домішки (Оксиген, Нітроген) як в процесі підготовки порошку, так і сорбуючи залишкові гази у вакуумованій камері під час спікання. Оскільки Оксиген і Нітроген є домішками, які стабілізують α -фазу, підвищуючи температуру $\alpha \rightarrow \beta$ -перетворення, то в окремих найбільш забруднених зонах частинок цирконію α -фаза зберігається навіть за температури спікання у 1000°C.

Саме такі зони характеризуються глобулярною морфологією кристалітів, в той час як інший об'єм матеріалу, який за нагрівання до 1000°C перейшов у β -область, за охолодження формує дрібну пластинчасту структуру α -фази цирконію.

Більш детально особливості пористих структур титану та цирконію, одержаних спіканням за 1000°C, та вплив на них розмірів ста-

ртових порошкових частинок можна проаналізувати з рис. 3. Відносно дрібні частинки гідриду Титану (до 100 мкм) ведуть до збереження під час спікання пор, морфологія яких наближається до сферичної, та поруватих каналів, які мають відкритий характер, а їхня форма наслідує форму пустот між скомпактованими порошковими частинками. Поперечні розміри й окремих пор, і каналів сягають до 30 мкм (рис. 3, *a*). Крупні частинки гідриду Титану (63–200 мкм), між якими зберігаються відповідні крупніші пустоти ще на стадії компактування частинок, ведуть до формування достатньо крупних каналів і пор неправильної морфології, шириною до 60–80 мкм (рис. 3, *в*).

Спечені системи порошкових частинок Цирконію характеризуються не лише меншою загальною пористістю (в межах 4–15% із зміною вказаних параметрів), але й іншими розмірами пор (рис. 3, *б, з*).

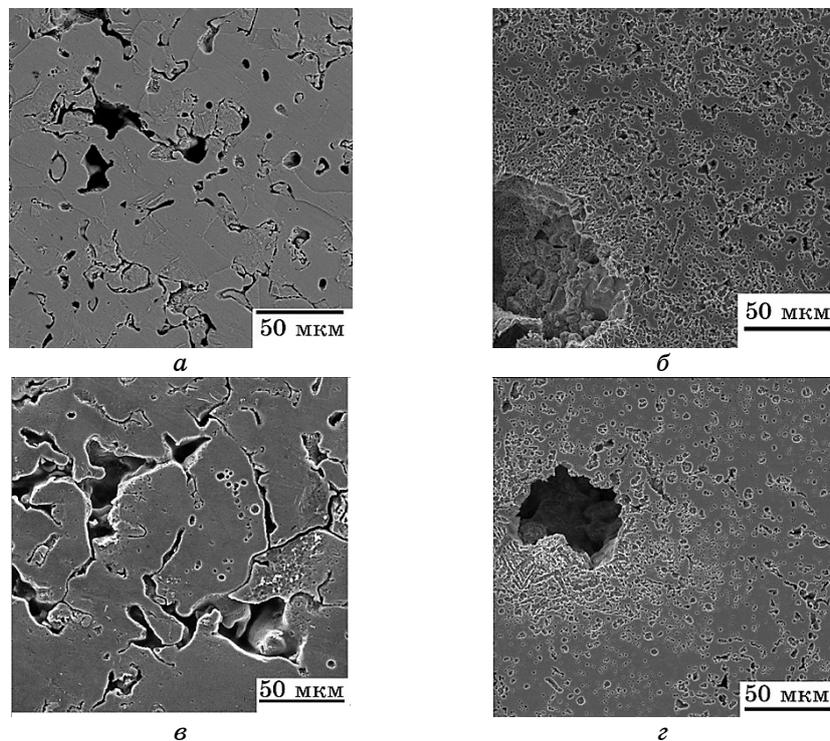


Рис. 3. Типові мікроструктури пористих титанових (*a, в*) та цирконійових (*б, з*) матеріалів. Розміри стартових частинок — менше 100 мкм (*a, б*) та 63–200 мкм (*в, з*).

Fig. 3. Typical microstructures of porous titanium (*a, в*) and zirconium (*б, з*) materials. Sizes of starting powder particles are less than 100 μm (*a, б*) and 63–200 μm (*в, з*).

В спечених матеріялах, незалежно від розмірів порошку, співіснують незначна кількість крупних пор розмірами до 50–100 мкм і велика кількість дрібних (до 10–15 мкм) пор, велика частина яких сполучена між собою у вигляді поруватих ланцюжків. Дрібні пори дають основний внесок у загальну залишкову пористість спеченого цирконію.

Внутрішні поверхні відкритих поруватих каналів характеризує рис. 4 на прикладі спеченого титану. Наявність таких каналів, через які гази та рідини проникають всередину пористого матеріялу, істотно підвищує активну сорбувальну поверхню для гетерних матеріялів та є необхідною умовою для проникнення газів і рідин за їхньої фільтрації.

Враховуючи, що гідрогенізовані частинки масивного йодидного цирконію ведуть до істотно нижчої пористости, ніж гідрогенізовані частинки пористої титанової губки, зокрема, до практично повної відсутности відкритих поруватих каналів у спеченому цирконії, було визнано перспективність подальшої роботи з титановим матеріялом.

З метою одержання достатньо високої пористости (не менше 20%) спечених титанових заготовок було перевірено вплив зміни таких параметрів, як розміри порошкових частинок гідриду Титану, тиск їхнього пресування та температура спікання (900–1000°C); результати узагальнено в табл. 1. З даних таблиці 1 було зроблено наступні висновки. Спікання за температури у 900°C (п. 2, 3, 5, 7) визнано недоцільним, оскільки, хоча і зберігаються найбільші рівні пористости (28–39%), процеси спікання порошку розвиваються

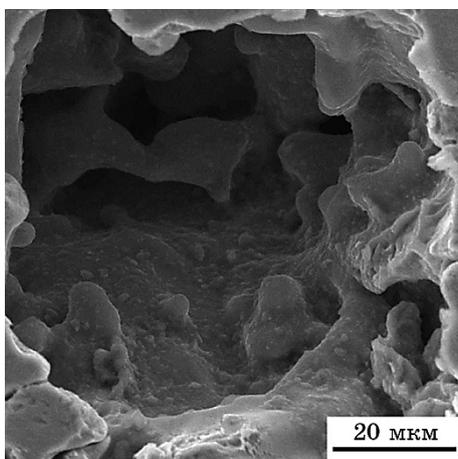


Рис. 4. Електронно-мікроскопічне зображення внутрішньої поверхні поруватого каналу.

Fig. 4. SEM image of inner surface of porous channel.

недостатньо, не забезпечуючи бажану міцність спечених заготовок. Рекомендовано використовувати температуру спікання у 1000°C , яка, з одного боку, забезпечує достатню міцність систем спечених частинок, а з іншого, ще уможлиблює зберегти в них достатньо високу пористість. Розміри частинок бажано використовувати не менше 63 мкм, оскільки дисперсна порошкова система, характеризуючись високою поверхневою енергією, спікається занадто активно за 1000°C (п. 6, табл. 1), ведучи до небажаного пониження загального об'єму пор (до 18%) і до істотно менших розмірів окремих пор (10–30 мкм). Враховуючи очевидний вплив розмірів стартових частинок на розміри пор між ними у скомпактованому порошковому ансамблі та, відповідно, на розміри й загальний об'єм пор у спечених матеріялах, розміри частинок в межах 63–200 мкм можна оцінити як найбільш перспективні з досліджених варіантів (табл. 1). Воднораз, в кожному окремому випадку можна підбирати оптимальні розміри частинок, зважаючи на необхідні характеристики пор. Тиск пресування порошкових систем для збереження значної пористості та відкритих поруватих каналів має бути мінімальним, в той же час забезпечуючи достатню міцність спресованих порошкових систем. Зважаючи на це, тиски у 125–150 МПа є найбільш перспективними. Беручи до уваги вищенаведене, оптимальними технологічними параметрами виготовлення та характеристиками одержаних титанових пористих систем було визначено ті, яких наведено в п. 4 табл. 1.

3.2. Двокомпонентні стопи Ti–Zr

Цирконій, знаходячись із Титаном в одній групі Періодичної таблиці елементів і маючи той самий тип кристалічної ґратниці, що і титан, є зміцнювальним леґувальним елементом для титану, формуючи в системі Ti–Zr неперервний ряд твердих розчинів з α -ґратницею. Додавання Цирконію до титану та формування пористих стопів Ti–Zr викликає інтерес з точки зору досягнення вищих рівнів міцності та більшої активності поверхні гетерних матеріялів.

За нагрівання сумішей обох гідридів, десорбція Гідрогену з обох металів підвищує дефектність кристалічної структури дегідрогенованих частинок, активуючи дифузійні процеси в твердій фазі. Завдяки цьому вже в процесі нагрівання до $800\text{--}900^{\circ}\text{C}$ з'являються ознаки поступового розвитку процесів спікання частинок, а взаємна дифузія Титану та Цирконію веде до утворення стопів системи Ti–Zr з двокомпонентних сумішей. Проте, процес утворення повністю хемічно однорідного стопу вимагає витримок упродовж декількох годин і залежить від таких чинників як розміри стартових порошкових частинок і температури.

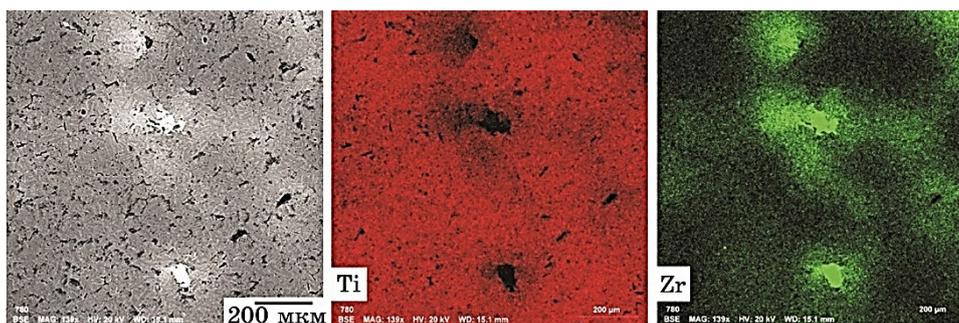


Рис. 5. Мікроструктура та карти розподілу елементів на проміжних стадіях гомогенізації системи Ti–Zr за 1000°C. Видно залишки відносно крупних частинок цирконію та ґradient концентрацій навколо них.

Fig. 5. Microstructure and element distribution maps at intermediate homogenization stages of Ti–Zr system at 1000°C. The remnants of relative coarse zirconium particles and concentrations' gradient around them are visible.

На рисунку 5 показано типову картину розподілу леґувальних елементів у двокомпонентній системі на проміжних стадіях хемічної гомогенізації в ході ізотермічних витримок за 1000°C. Завдяки взаємній дифузії Титану та Цирконію, цирконійові частинки поступово розчиняються в титановій матриці, створюючи зони ґradientів концентрацій навколо себе. Відносно дисперсні частинки (розмірами менше 80–100 мкм) за час близько 2 годин практично повністю розчиняються, завдяки чому локальна концентрація Цирконію в титановій матриці стає практично однорідною та близькою до заданої (9–10%). Але крупніші частинки цирконію розмірами у 125–150 мкм, а також ті, що мають поганий контакт з титановою матрицею, який є бар'єром для дифузії, ще значною мірою зберігаються під час достатньо повільного процесу їхнього розчинення. В центрі нерозчинених цирконійових частинок вміст Титану ще достатньо низький (локальний склад — близько 77% Zr–23% Ti), в той час як у матриці навколо них концентрація Цирконію не перевищує 4%, тобто склад таких зон є достатньо далеким від досягнення однорідного складу Ti–10% Zr.

Поліпшенню однорідності матеріялу сприяють як зменшення розмірів стартових частинок гідриду Цирконію, так і збільшення температури спікання чи часу високотемпературної витримки. Найбільш перспективним для досягнення хемічної однорідності бачиться оптимізація розмірів частинок, оскільки підвищення температурно-часових показників сприяє помітному пониженню кінцевої пористості матеріялу.

З використанням частинок цирконію розмірами до 63 мкм було одержано достатньо однорідний пористий матеріял Ti–10% Zr,

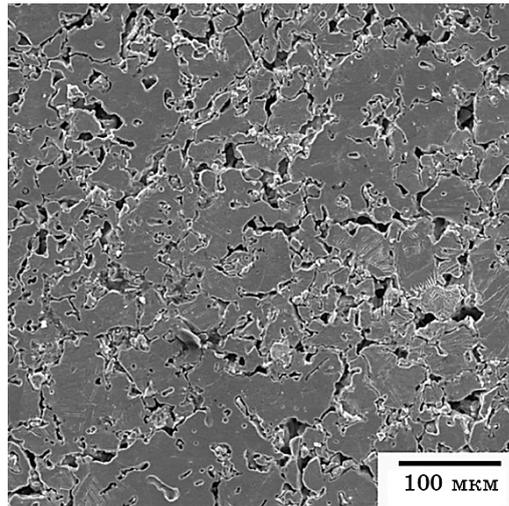


Рис. 6. Пориста структура сплаву Ti–10% Zr, одержаного спіканням за 1000°C з ізотермічною витримкою у 2 години.

Fig. 6. Porous microstructure of Ti–10% Zr alloy sintered at 1000°C for 2 hours.

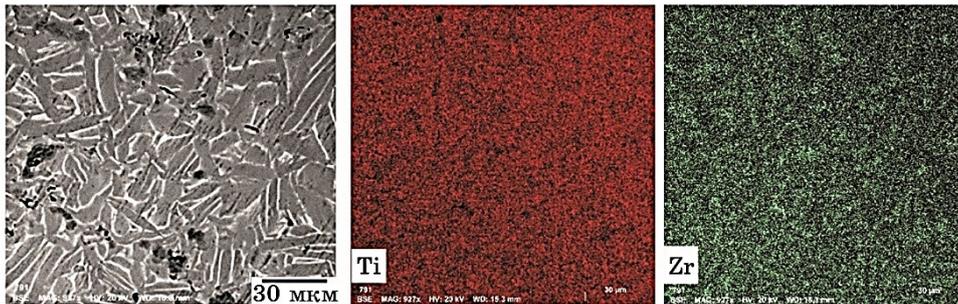


Рис. 7. Однорідна пластинчаста α -структура сплаву Ti–10% Zr та карти розподілу елементів.

Fig. 7. Uniform lamellar α -structure and element distribution maps of Ti–10% Zr alloy.

який мав близько 28% пор (рис. 6). Пориста структура складалася з відкритих поруватих каналів та окремих пор діаметром до 20–40 мкм.

Спечений матеріал характеризується пластинчастою α -структурою; водночас, краї пластин збагачено Цирконієм (рис. 7). Цей результат можна пояснити розшаруванням твердого розчину Ti–Zr в процесі зародження та росту α -пластин під час охолодження

від температур однофазної β -області. Вочевидь, під час $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення відбувається деяке збагачення залишків β -фази Цирконієм, внаслідок чого Цирконій концентрується на поверхнях утворених α -пластин.

Підсумовуючи, можна зазначити, що структура одержаних пористих технічно чистого титану та стопів системи Ti–Zr (на прикладі складу Ti–10% Zr) є перспективною для використання в системах фільтрації газів і рідин, а також, за умови активації їхніх поверхонь, у вакуумних приладах в якості гетерних матеріалів.

4. ВИСНОВКИ

1. Оцінено потенціал виготовлення пористих матеріалів на основі титану та цирконію шляхом холодного пресування та вакуумного спікання гідрогенізованих порошкових частинок (гідридів) вказаних металів.

2. Встановлено основні закономірності формування мікроструктури й особливостей пористої структури титану, цирконію та стопу Ti–10% Zr в залежності від таких технологічних параметрів їхнього виготовлення як розміри гідрогенізованих порошкових частинок, тиск компактування їх та температура спікання.

3. Визначено технологічні параметри, що забезпечують формування високопористих матеріалів із загальним об'ємом пор близько 30% та значною часткою відкритих поруватих каналів діаметром від 20 мкм до 60–80 мкм. Такі пористі матеріали є перспективними для використання в системах фільтрації газів і рідин, а також в якості гетерів.

AUTHORS' CONTRIBUTIONS

D. G. Savvakina developed the general strategy for the investigation, critically analysed the experimental results and wrote the manuscript with input from all authors. D. V. Oryshych and O. O. Stasiuk performed experiments on powder preparation, treatment and sintering; M. M. Humeniak reviewed the literature and collected data on transformations of powder systems into porous materials. V. I. Bondarchuk and P. E. Markovsky performed microstructure investigations. All authors approved the final version of the manuscript.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. G. Lutjering and J. C. Williams, *Titanium* (Berlin: Springer: 2007).
2. H. P. Tang, J. Wang, and Ma Qian, *Titanium Powder Metallurgy: Science, Technology and Applications* (Eds. Ma Qian and F. H. Froes) (Elsevier: 2015), ch. 28, p. 533.

3. F. Habashi, *Encyclopedia of Metalloproteins* (Eds. R. H. Kretsinger, V. N. Uversky, and E. A. Permyakov) (New York: Springer: 2013), p. 2572.
4. O. Ivasishin and V. Moxson, *Titanium Powder Metallurgy: Science, Technology and Applications* (Eds. Ma Qian and F. H. Froes) (Elsevier: 2015), ch. 28, p. 117.
5. D. G. Savvakın, M. M. Humenyak, M. B. Matvyuchuk, and O. H. Molyar, *Physicochemical Mechanics of Materials*, **47**, No. 5: 72 (2011) (in Ukrainian); Д. Г. Саввакін, М. М. Гуменяк, М. В. Матвийчук, О. Г. Моляр, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, **47**, № 5: 72 (2011).
6. O. M. Ivasishin and D. G. Savvakın, *Physicochemical Mechanics of Materials*, **51**, No. 4: 27 (2015) (in Ukrainian); О. М. Івасишин, Д. Г. Саввакін, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, **51**, № 4: 27 (2015).
7. O. M. Ivasishin, D. G. Savvakın, M. M. Gumenyak, and O. B. Bondarchuk, *Key Eng. Mater.*, **520**: 121 (2012).
8. M. P. Puls, San-Qiang Shi, and J. Rabier, *J. Nuclear Mater.*, **336**: 73 (2005).
9. S. Yamanaka, K. Yoshioka, M. Uno, M. Katsura, H. Anada, T. Matsuda, and S. Kobayashi, *J. Alloys Compd.*, **293–295**: 23 (1999).
10. D. Setoyama, J. Matsunaga, H. Muta, M. Uno, and S. Yamanaka, *J. Alloys Compd.*, **381**: 215 (2004).

PACS numbers: 06.60.Vz, 46.35.+z, 81.40.Ef, 81.40.Gh, 81.40.Jj, 81.40.Lm, 83.60.-a

Technology for Manufacturing Parts from Aluminium Alloys Using Hot Deformation

L. V. Shvets, K. V. Chmykh, O. O. Trukhanska, A. A. Shtuts,
and M. A. Kolisnyk

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

Pressure treatment of metals includes the method developed by us for manufacturing billets from aluminium alloys by hot deformation. There are many methods of hot manufacturing of blanks from various materials; our proposed method of hot deformation of aluminium alloys involves heating not only the metal itself, but also the dies, in which the billet is to be melted for the required part. The essence of the method also consists in the fabrication of different-calibres' stamps depending on the desired part, which can be both symmetrical and complex ones with an elongated, bent axis, of various configurations, with a minimum of waste. The material consumption factor for this technology is of 0.15–0.3.

Key words: technological process, deformation, heat treatment, deformation drawing, annealing, aluminium alloys, smooth rolls, stamps, stressedly-deformed state, plasticity.

До оброблення металів тиском відноситься розроблена нами метода виготовлення заготовок із алюмінієвих стопів гарячим деформуванням. Є багато методів гарячого виготовлення заготовок із різних матеріалів, та запропонована нами метода гарячого деформування алюмінієвих стопів передбачає нагрів не тільки самого металу, а й штампів, в яких має виплавлятися заготовка під потрібний деталь. Суть методи також полягає у

Corresponding author: Liudmyla Vasylyvna Shvets
E-mail: shlv0505@ukr.net

Citation: L. V. Shvets, K. V. Chmykh, O. O. Trukhanska, A. A. Shtuts, and M. A. Kolisnyk, Technology for Manufacturing Parts from Aluminium Alloys Using Hot Deformation, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 48, No. 1: 35–50 (2026), DOI: [10.15407/mfint.48.01.0035](https://doi.org/10.15407/mfint.48.01.0035)

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

виготовленні різного калібру штампів в залежності від потрібного деталю, які можуть бути як симетричні, так і складні з витягнутою, зігнутою віссю, різної конфігурації, з мінімумом відходів. Коефіцієнт витрати матеріялу за такою технологією складає 0,15–0,3.

Ключові слова: технологічний процес, деформація, термічне оброблення, деформаційне протягування, відпал, алюмінійові стопи, гладкі валки, штампи, напружено-деформований стан, пластичність.

(Received May 13, 2025; in final version, December 5, 2025)

1. INTRODUCTION

Aluminium alloys have great potential in various industries due to their properties and structure. Lightness, corrosion resistance, and mechanical properties make them attractive for the production of a variety of parts used in aviation, automotive, agricultural machinery, shipbuilding, electronics, and other light and heavy industries. It is not insignificant that this is an expensive material, and it is desirable to use it with minimal costs. When processing these alloys, various processing technologies are used, which affect the structure and mechanical properties of the material and change it, which negatively affects the purpose of the part itself. We offer a method of hot deformation of aluminium alloys, which restores both the structure and mechanical properties of the manufactured workpiece, which is as close as possible to the dimensions and design of the finished part, requires a minimum of processing, and in some cases, even without additional mechanical processing. There are many methods of hot manufacturing of blanks from various materials; the proposed method of hot deformation of aluminium alloys involves heating not only the metal itself, but also the dies, in which the billet is to be melted, for the desired part. The essence of the method also consists in the production of stamps of different calibres, depending on the required part, which can be both simple and complex, of different configurations.

2. PRESENTATION OF THE MAIN RESEARCH MATERIAL

The results of theoretical studies of the flow of metal in the transition and stable zones during hot deformation of workpieces in the centre of deformation, taking into account the development of deformation over time, formed the basis of studies of the unevenness of deformation and the nature of the flow of metal depending on the ratio of the geometric shapes of the gauges. The results of the research were used in obtaining formulas for determining the expansion and advance during the deformation of blanks in smooth rolls and gauges of different systems [1].

Expansion Δb is defined as the difference in the width of the sample

before and after deformation:

$$\Delta b = b_1 - b_0, \quad (1)$$

where b_0 is the width of the sample before deformation [mm], b_1 is the sample width after deformation [mm].

The advance of S is determined by the formula

$$S = (l_1 - l_2)/l_2 \cdot 100\%, \quad (2)$$

where l_1 is the distance between the impressions of the cores on the workpiece [mm], l_2 is the distance between the impressions of the cores on the rolls [mm].

The metal pressure on the rolls was determined by the formula

$$P = 1 - (P_0 - P_1)/P_0, \quad (3)$$

where P is relative pressure, P_0 is metal pressure on rolls with a temperature of 20°C [kg/mm²], P_1 is metal pressure on rolls with a temperature of 50–450°C [kg/mm²].

The technology of manufacturing parts from aluminium alloys by hot deformation for stamping includes: construction of a drawing of the workpiece; determination of the size of the initial workpiece; determination of the general coefficient of extraction on transitions and selection of the system of gauges; calculation of calibres and design of stamps on transitions; the choice of thermomechanical modes of deformation of blanks of a specific aluminium alloy; safety issues.

Thermomechanical modes of deformation should ensure sufficient plasticity, uniform structure and high mechanical properties [2, 3].

Table 1 shows data on the selection of thermomechanical modes of deformation of aluminium alloys [3].

When the blanks are deformed in the perpendicular direction of the axis, the permissible deformation values given in Table 1 should be reduced for aluminium alloys by 15–25% for one heating in order to avoid obtaining a coarse-grained structure, due to the processes of recrystallization, forging and stamping of aluminium alloys according to typical technologies [3].

When studying the main technological parameters of the deformation of billets from aluminium alloys according to the proposed method, comprehensive studies of the macro- and microstructure of samples cut from the deformed billet were carried out. Billets were made of AK6 alloy with dimensions $\varnothing 14 \times 150$ mm and were deformed in oval calibres, the dimensions of which are given in Table 2.

The manufactured blanks were thermally treated and subjected to comprehensive analysis. Mechanical tests were carried out on a break-

TABLE 1. Thermomechanical modes of deformation of aluminium alloys.

Alloy grade	Temperature interval of deformation, °C	Admissible degree of deformation, %	
		Casting workpiece	Pressed workpiece
AMn, AMg1, AMg2, AB AD31, AD33, AD35, AK6, AD0, AD1, 01205	470–300	70	90
D1, D1ch, BD17, 1230 AK8	470–370	60	70
	450–350	–	60
D20, D21, 1201, AK4 AK4-1, K4-1ч	470–350	60	70
	430–320	–	60
AMg3, AMg4, AMg5 AMg5p, AMg6, B92	430–320	60	60
M40, B92c, 1915, 1913	430–300	–	50
B95, B95pch, B96C, B96Cpch, B96C3	430–350	60	60
	430–320	–	50
D19ch, BAD1 (1191), D16ch	470–350	60	60
	430–350	–	50

TABLE 2. Dimensions of oval gauges for deformation of workpieces from aluminium alloys with dimensions of $\varnothing 14 \times 150$ mm [3].

Axis ratio a	Calibre height h , mm	Calibre width b , mm	Calibre radius R , mm	Coefficient of elongation λ
2.0	9.3	18.65	11.70	1.45
2.4	8.3	19.9	11.95	1.55
2.8	7.1	20.1	12.00	1.65

ing machine with a nominal force of 20 000 N. The test results are shown in Table 3.

From Table 3, we can see that the hot deformation of the blanks increases the strength σ by 7.14% and the plasticity δ by 14.33% compared to the original bar.

As the process of hot deformation was mastered, regularity was confirmed: the blanks after deformation had a higher strength than the pressed bar. The improvement of the metal structure and the improvement of the mechanical properties of the workpieces can be explained as follows: the deformation is carried out in hot dies with gauges, the shape of which is close to the shape of the cross section of the final part. Differences of intersections along the gauge are selected by smooth radii [1].

This form of the tool ensures a sufficiently uniform deformation of the metal, creates a comprehensive crimping of the workpiece, as a re-

TABLE 3. Results of mechanical tests of samples after hot deformation [3].

Type of semi-finished product	σ , MPa	δ , %
Initial sample	380	16,0
Samples after deformation	405	22,0
-//-	415	22,0
-//-	415	18,0
-//-	425	24,0
-//-	427	22,0
-//-	420	22,0
-//-	420	18,0
-//-	430	18,0
-//-	420	20,0
-//-	430	20,0
-//-	420	20,0

TABLE 4. Sizes of calibres for hot deformation of billets from the AK6 alloy, $\varnothing 25 \times 150$ mm.

Oval calibre						Square calibre						
h , mm	b , mm	R , mm	m , mm	r , mm	F , mm ²	m , mm	h , mm	b , mm	c , mm	h' , mm	r , mm	F , mm ²
7.9	41.8	57.5	1.0	3	214	1.0	15.2	16.7	11.8	16.7	1.8	137

sult of lateral pressure that approaches the final part. This increases the plasticity of the metal and allows only one deformation. High degrees of crimping ensure the penetration of deformation into the central zones of the workpiece, causing grinding, compaction and orientation of the grains in the direction of movement of the metal during processing.

In another series of experiments, workpieces made of AK6 alloy with dimensions of $\varnothing 25 \times 150$ mm were deformed according to the circle–oval–square system in calibres, the dimensions of which are given in Table 4 (refer with Fig. 1).

The deformed blanks were thermally treated according to the technology shown in Table 5. As a result of a visual inspection and analysis of the macrostructure of the deformed blanks, it was established that pinching, cracks, fibre pinching and other structural violations were not detected [4]. The results of mechanical tests of samples cut from rolled blanks are given in Table 5.

Features of Hot Deformation of Aluminium Alloy Parts. To calculate gauges and develop a technological process of deformation of blanks from aluminium alloys for subsequent stamping, it is necessary to know the peculiarities of stamping parts from these alloys [5–7].

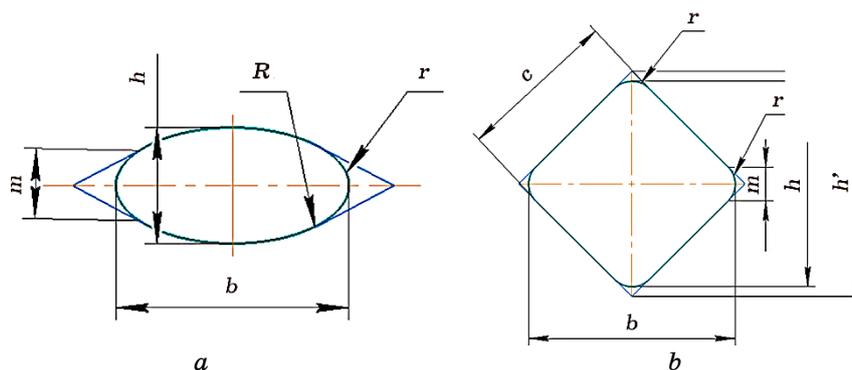


Fig. 1. Calibre sizes: *a*—oval, *b*—square.

TABLE 5. Technology of heat treatment of deformed billets from AK6 alloy, $\varnothing 25$.

Type heating furnace	Type of heat treatment	Alloy	Temperature of the initial reference time, °C	Heat treatment temperature, °C	Exposure time	Cooling medium
PN-32	Hardening	AK6	500	505–252	50 min	Water
PN-32	Ageing	AK6	500	160–175	3.4–4 hrs	Air

1. The essence of hot deformation is the deformation of metal at low speeds at a uniform temperature of the stamped material, which is achieved as a result of the equality of the initial heating temperatures of the workpiece and the tool. During hot deformation, heat loss of the workpiece to the environment is excluded.

2. The possibility of deformation at low speeds and a constantly high temperature of the workpiece ensure high plastic properties of the processed materials, uniform deformation, and reduced specific stamping forces.

3. The increased plasticity of the stamped material allows you to stamp parts of a complex configuration with thin webs and high thin ribs in one pass.

4. Constant temperature stamping conditions, absence of tool temperature fluctuations, reduced stamping forces provide the possibility of stamping high-precision parts and a significant reduction in the volume of further mechanical processing.

5. Low loads on the stamps and stable temperature conditions of the stamps guarantee their high stability.

6. The high accuracy of the parts obtained by hot deformation causes increased requirements for the accuracy and cleanliness of the tooling and stamping equipment.

7. The production of parts by the method of hot deformation allows

you to reduce significantly the labour intensity of mechanical processing and the consumption of metal, which is expensive.

Requirements for Initial Preparation [8, 9]. For the production of blanks by hot deformation, blanks previously deformed by pressing, rolling or forging are used. The blanks loaded into the furnace for heating for deforming operations must not have surface defects: drains, cracks, burrs, *etc.* Defects must be removed by mechanical processing (turning).

Surface roughness after turning should correspond to alloys with high and medium technological plasticity $R_a = 6.3 \mu\text{m}$, and with reduced technological plasticity $R_a = 1.6 \mu\text{m}$. The imprint of the remaining centres on the ends of the workpieces made of alloys with high and medium technological plasticity after turning should be smoothed with sandpaper, and the ends of the workpieces with reduced plasticity should be sanded until the traces of the centres are completely removed, the edges should be rounded with a radius of 5–10 mm.

The surface of the workpieces loaded into the furnace must be clean and dry (without shavings, sand, soot). Moisture on the surface of the workpieces is not allowed.

The initial material intended for cutting into dimensional blanks, in terms of structure and mechanical properties, must meet the requirements of the technical documentation in force [6].

Production of Profiles of Complex Cross-Section Using Hot Deformation Technology. The problem of manufacturing profiles of a complex cross-section from aluminium alloys is acute in the aviation industry and other branches of mechanical engineering. The lack of special equipment for pressing profiles from aluminium alloys of arbitrary cross-section at machine-building plants (especially at enterprises of small-scale production) poses the task of researching the possibility of manufacturing profiles by other methods, since their production by mechanical processing is associated with significant labour costs and increased consumption of metal.

We propose to divide the typical workpieces proposed by us into groups in Table 6, the basis of which classification includes typical workpieces and profiles, their configuration and technological possibilities of obtaining them on the equipment proposed by us.

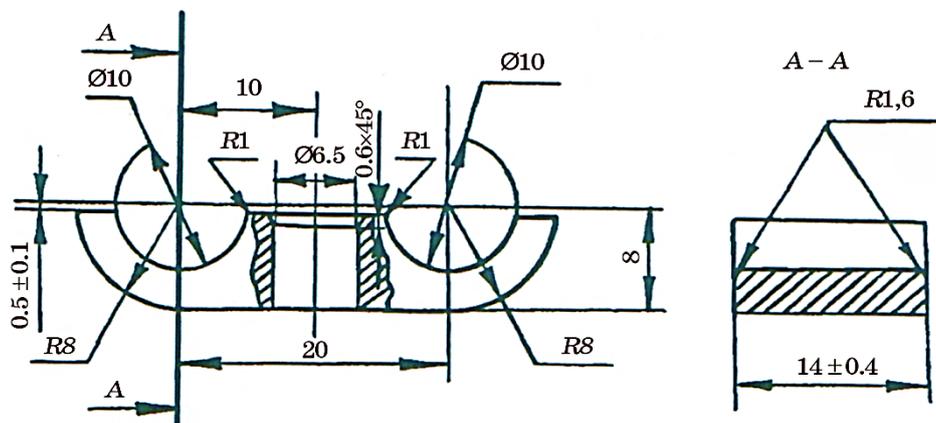
A review of literature sources showed a lack of recommendations for the use of rolling and rolling to obtain profiles of complex cross-section from aluminium alloys [10]. Along with the lack of a universal method of calculating gauges for the manufacture of profiles of a complex shape [11–13], it also turned out to be limited data on the calibration of rolls of already mastered profiles. The existing methods cover issues specific only to certain groups of profiles (channel, angle, I-beam) and are based on empirical, semi-empirical methods, as well as methods based on various techniques.

TABLE 6. Classification of typical blanks for production by hot deformation.

I group	Blanks with one thickening at the end	
II group	Blanks with two thickenings at the ends	
III group	Blanks with one thickening in the middle	
IV group	Blanks with three thickenings	
V group	Workpieces with a curved axis	

Some authors [11–14] recommend, when calculating gauges, to develop simultaneously several calibration options in order to establish the best of them through successive tests. They indicate that the calibration of profiles of arbitrary cross-section should be accompanied by systematic tests of designed gauges, making the necessary corrections based on the results of experiments.

Due to the fact that the existing methods of calculating the calibres of steel profiles do not allow to unambiguously solve the question of the necessary and sufficient number of calibres, we proposed to take as a basis the dimensions of the calibres described in Ref. [3] (Fig. 2), and conduct experiments on the production of a steam pad, on the proposed equipment in rolls $\text{Ø}160$ mm with a frequency of their rotation of 12 min^{-1} according to the ‘pre-cleaning–cleaning’ calibre scheme. The overall extraction coefficient λ was of 2.82 (in the pre-clean gauge, 1.92, and in the clean, 1.46); Fig. 3. In addition, on forging rolls of the C1335 model in rolls of $\text{Ø}320$ mm with a rotation frequency of 26 min^{-1} , which have room temperature, for conducting experiments, workpieces from aluminium alloys AK4-1 and AK6 with dimensions $\text{Ø}25 \times 130$ mm were used.

**Fig. 2.** Scheme of the calibre of the paired pads [3].

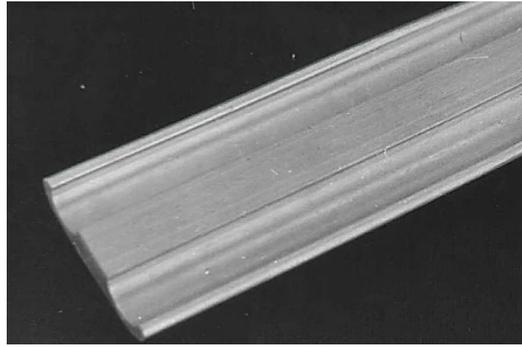


Fig. 3. A sample of the manufactured Paired Pads.

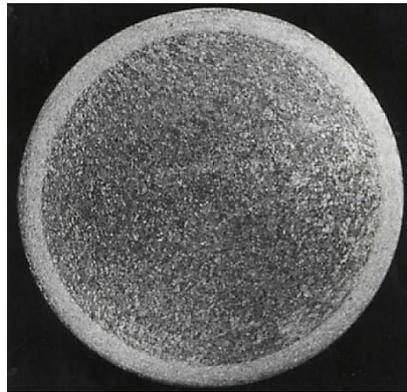


Fig. 4. Macrostructure of the primary workpiece with a large crystalline rim.

The heating temperature of the blanks and dies was of 470°C. Initial uneven structure (refer with Fig. 4) workpieces in the process of deformation have improved significantly. A visual inspection and analysis of the macrostructure is presented in Fig. 5 defects were not detected. The block profile has a uniform fine-grained structure along the length and width of the deformed part of the workpiece and meets the requirements of the technical documentation.

Table 7 shows the technical characteristics of the equipment and the technological parameters, at which the pad profile was manufactured, from which it can be seen that, for the manufacture of a pad in conditions of hot deformation, equipment of much less effort and dimensions is required, that allows to reduce energy consumption, reduce the labour intensity of manufacturing a part and the cost of workpieces.

The nature of the dependence of the expansion on the temperature of heating the stamps in the range of 20–250°C (Fig. 6) can be explained as follows. At the temperature of the stamps of 20°C and degrees of

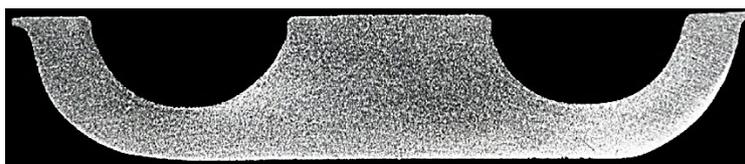


Fig. 5. Cross-section of the two-pass calibration profile of a paired pad.

TABLE 7. Comparative technical characteristics of equipment and technological parameters.

No.	Characteristic	Equipment	
		Rollers for forging C1335	Equipment for hot deformation
1	Drive power [kW]	80	7
2	Roll rotation frequency [min^{-1}]	26	12
3	Diameter of rollers [mm]	320	160
4	Dimensions for setting stamps [mm]	160	80
5	Stamp sizes [mm]:		
	first transition	92×80	50×40
	second transition	92×80	45×40
6	Central angle [α°]	180	180
7	Temperature of workpieces [$^\circ\text{C}$]	470	470
8	Temperature of rolling dies [$^\circ\text{C}$]	20	470

deformation of 30, 40, 50%, the contact area of contact between the metal and the stamps is small, taking into account the rolling of a round workpiece $\varnothing 14$ mm. At the same time, the axial compressive stresses directed along the centre of deformation are insignificant compared to the compressive stresses acting in the transverse direction, therefore, an increase in expansion is observed. A decrease in expansion with an increase in the heating temperature of the rolling dies occurs due to the flow of strengthening processes and an increase in the plasticity of the processed metal.

In the heating temperature range of the rolling dies of 250–350 $^\circ\text{C}$ at a constant degree of deformation, the expansion practically does not change, and the change in the degree of deformation changes the absolute values of the expansion by 15, 26, 37% relative to the initial cross section of the deforming blanks, respectively, with degrees of deformation 30, 40 and 50%. This occurs as a result of achieving equality of axial compressive stress directed along and across the centre of deformation, as well as equality of displaced volumes in these directions.

With an increase in the heating temperature of the stamps to 450 $^\circ\text{C}$ and blanks with degrees of deformation of 30, 40 and 50%, the value of

expansion relative to the initial cross-section of the blank decreases and amounts to 12.2, 23.6, 33%, respectively. The decrease in expansion occurs due to an increase in axial compressive stress directed along the centre of deformation, a more complete flow of strengthening processes, and the absence of zones of difficult deformation.

The analysis of expansion changes showed that with an increase in the heating temperature of the stamps, the expansion values decrease. Thus, the values of expansion obtained at the temperature of heating the dies to $t_b = 250$ and 450°C at deformation $\varepsilon = 30\%$ decrease in relation to the expansion obtained during rolling of blanks in dies with a temperature of 20°C by 37 and 67.2%, respectively [15]. The decrease in expansion at $t_b = 450^\circ\text{C}$ relative to $t_b = 250^\circ\text{C}$ is of 22%.

Similarly, the analysis of the change in expansion values during rolling of blanks at degrees of deformation of 40, 50% and other equal conditions showed that the expansion decreases by 15.4 and 27.3% ($\varepsilon = 40\%$), 13 and 26.45% ($\varepsilon = 50\%$). The decrease in expansion at $t_b = 450^\circ\text{C}$ relative to $t_b = 250^\circ\text{C}$ is of 10.3% ($\varepsilon = 40\%$), 11.8% ($\varepsilon = 50\%$).

Analysing Fig. 6, it can be seen that the change in the degree of deformation from 30 to 50% increases the value of the expansion, without changing the nature of their dependence on the temperature of heating the dies. It was noted above that with an increase in the degree of deformation, the volume of the metal in width and, therefore, the expansion, other things being equal, increase.

Figure 7 shows the macrostructure of the longitudinal cross-section of billets made of AK6 alloy in smooth dies in one pass at a temperature of billets and dies of 470°C , degrees of deformation 40 and 50%. Conducted comprehensive studies (macro-, microstructures, and mechanical properties) of the quality of rolled blanks, in hot conditions, met the requirements of the technical documentation.

Analysing Table 3 and Fig. 7, it can be seen that when rolling workpieces with dimensions $\varnothing 14 \times 150$ mm at a temperature of 450°C , the relative pressure of the metal on the R_v rolls decreases with an increase in the heating temperature of the dies, and, most intensely, with an increase in the degree of deformation [16].

Thus, with an increase in the heating temperature of the stamps to 250, 350 and 450°C , the pressure on the rolls decreases in comparison with the pressure values during the deformation of the blanks in the stamps with a temperature of 20°C and a degree of deformation of 30, 40, 50%, respectively, by: 250°C —62.45%, 54%, 45%; 350°C —55.8%, 47.5%, 38.73%; 450°C —53.3%, 46.5%, 38.2%.

In the temperature range of 350 – 450°C , the metal pressure on the rolls at different degrees of deformation changes slightly, and when the dies reach temperatures of 400°C and above, it almost stabilizes, and an increase in the degree of deformation affects only the absolute values of the relative pressure P_v (Fig. 8).

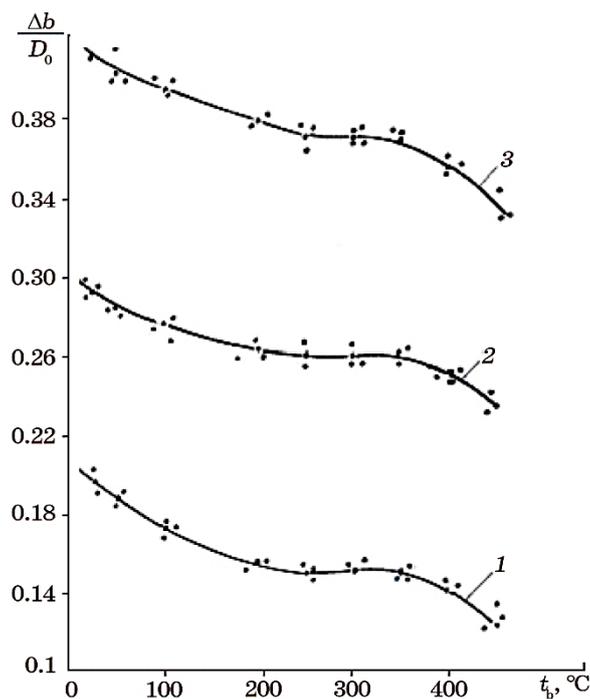


Fig. 6. Dependence of expansion on the degree of deformation and heating temperature of rolling dies (degree of deformation: 1—30%, 2—40%, 3—50%; heating temperature of blanks 450°C).

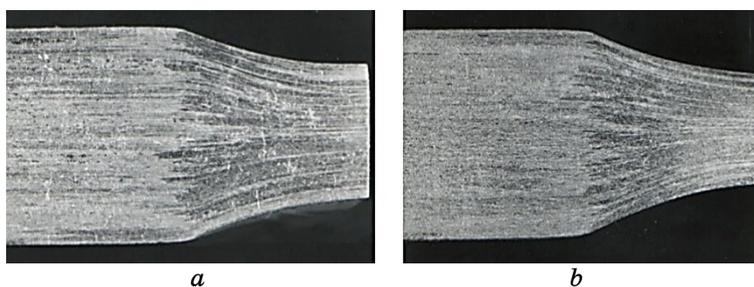
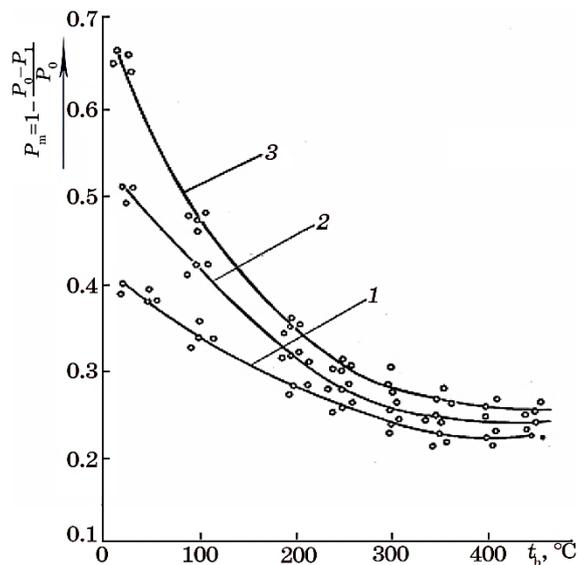


Fig. 7. Macrostructure of longitudinal sections of rolled blanks in smooth rolls. Alloy AK6, $\varnothing 14 \times 150$ mm. Temperature of blanks and stamps—470°C: a—degree of deformation of 40%, b—degree of deformation of 50%.

Analysis of the experimental data presented in Fig. 8 shows that, during the rolling of blanks on forging rolls, in hot conditions, the metal pressure on the rolls decreases with the increase in the heating temperature of the dies, most intensively in the temperature range of 20–350°C. Further heating of the stamps does not lead to a significant

TABLE 8. The value of the relative pressure P_v depending on the temperature heating of stamps t_b and degree of deformation ε .

Item No.	$\varepsilon = 30\%$		$\varepsilon = 40\%$		$\varepsilon = 50\%$	
	$t_b, ^\circ\text{C}$	P_v	$t_b, ^\circ\text{C}$	P_v	$t_b, ^\circ\text{C}$	P_v
1	20	0.4	20	0.5083	20	0.6664
2	250	0.2498	250	0.2747	250	0.3
3	300	0.2365	300	0.2498	300	0.2664
4	350	0.2232	350	0.2415	350	0.2581
5	400	0.2166	400	0.2365	400	0.2548
6	450	0.2133	450	0.2365	450	0.2548


Fig. 8. Addition the relative pressure of the metal for rolling from the temperature of heating the dies and the degree of deformation: 1—30%, 2—40%, 3—50%. The heating temperature of the blanks is of 450°C.

decrease in pressure and is impractical, because it leads to additional energy consumption. In addition, the appearance of scale on the surface of the stamps is observed.

In another series of experiments, workpieces from the above-mentioned alloys with dimensions of $\varnothing 14, 18, 20, 25 \times 150$ mm, electric resistance heated in a chamber furnace to temperatures of 300, 350, 400, 450, 470+10°C were rolled in smooth dies, which were heated sequentially to temperatures of 20, 50, 100, 150, 200, 250, 300, 350, 400, 470°C. The blanks were rolled with degrees of deformation of 30 and 40%. The results of the experimental data are presented in Figs. 9, 10.

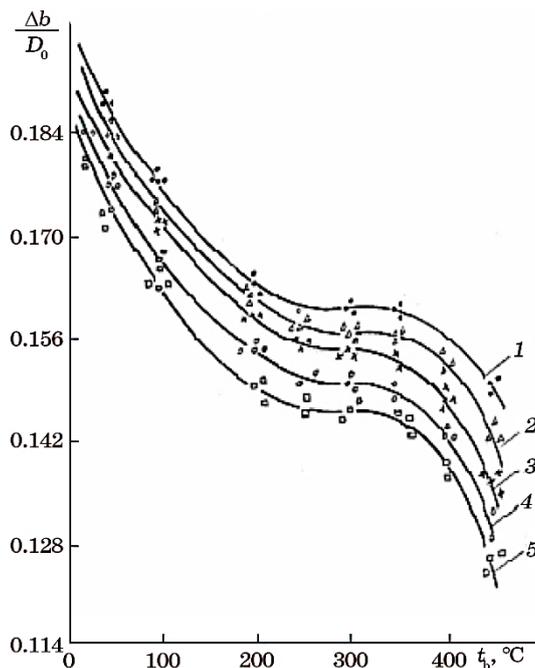


Fig. 9. Dependence of expansion on the heating temperature of blanks and stamps at a degree of deformation of 30% workpiece heating temperature: 1—300°C, 2—350°C, 3—400°C, 4—450°C, 5—470°C.

Analysis of the experimental data presented in Figs. 9, 10 shows that, with an increase in the heating temperature of the blanks and stamps, the expansion decreases due to the strengthening processes. In addition, it should be noted that in the temperature range of heating stamps 250–350°C, the expansion at a constant degree of deformation (similarly presented in Fig. 10) practically does not change, and a change in the degree of deformation leads to a change in its absolute values.

Figure 11 shows the macrostructure of the longitudinal and transverse sections of rolled blanks made of AK6 alloy with dimensions $\varnothing 14 \times 150$ mm, corresponding to the requirements of the technical documentation. Rolling was carried out at temperatures of blanks and dies equal to 450°C with a degree of deformation of 50%.

3. CONCLUSION

Conducted experiments on the example of the production of a profile of a paired pads showed that the production of profiles with a complex cross-section is economically profitable to produce on the equipment for hot deformation proposed by us, since the equipment is used with

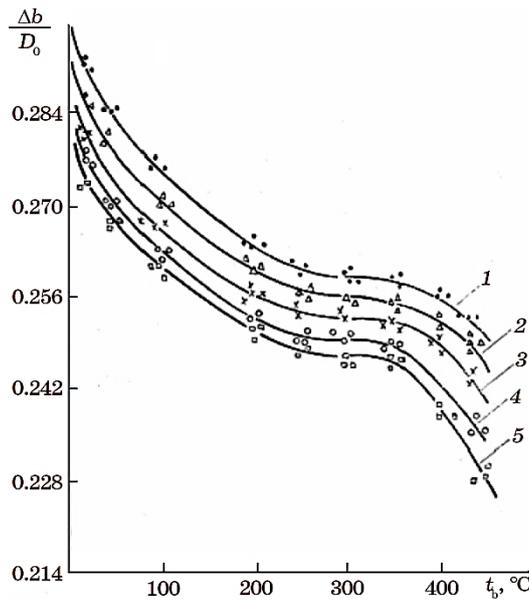


Fig. 10. Dependence of expansion on the heating temperature of blanks and stamps at a degree of deformation of 40% workpiece heating temperature: 1—300°C, 2—350°C, 3—400°C, 4—450°C, 5—470°C.

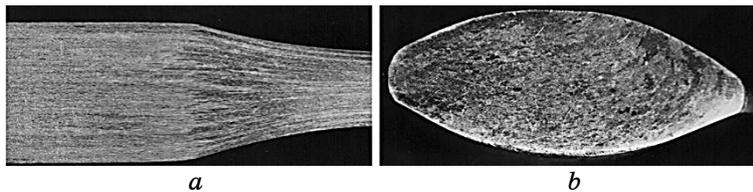


Fig. 11. Macrostructure of the longitudinal (*a*) and transverse (*b*) cross-sections of the rolled blank in oval gauge: AK6 alloy, Ø14×150; degree of deformation—50%; the temperature of blanks and stamps is of 450°C.

less effort and dimensions, due to the improvement of plasticity. In addition, the production cost of pads is reduced, due to decrease in the labour-intensiveness of mechanical processing, the reduction of the cost of the labour-intensive production of stamps, and the reduction of energy consumption. The quality of the structure and the mechanical properties of the manufactured workpiece are improving.

AUTHORS' CONTRIBUTIONS

L. V. Shvets developed the concept of the hot deformation technology

for aluminium alloys, participated in planning the experiments, analysed the obtained results, and contributed to the interpretation of the mechanical and structural properties. K. V. Chmykh conducted experimental studies of hot deformation processes, performed mechanical testing of the samples, and processed the experimental data. O. O. Trukhanska carried out analysis of the stressed–deformed state, participated in the investigation of macro- and microstructures, and contributed to the discussion of the results. A. A. Shtuts participated in the development of technological parameters, assisted in experimental work, and contributed to the preparation of figures and tables. M. A. Kolisnyk supervised the research, formulated the main methodological and technological approaches, coordinated the study, and wrote the manuscript with contributions from all authors. All authors reviewed and approved the final version of the manuscript.

REFERENCES

1. J. W. Lee, H. W. Son, and S. K. Hyun, *Journal of Alloys and Compounds*, **774**: 1081 (2019).
2. E. Posviatenko, N. Posviatenko, R. Budyak, L. Shvets, Y. Paladiichuk, P. Aksom, I. Rybak, B. Sabadash, and V. Hryhoryshen, *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, **5**, No. 12 (95): 48 (2018).
3. M. Pulupec and L. Shvets, *Current Problems of Transport*, **2019**: 391 (2019).
4. V. Matvijchuk, A. Shtuts, M. Kolisnyk, I. Kupchuk, and I. Derevenko, *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*, **66**, No. 1: 51 (2022).
5. A. Shtuts, M. Kolisnyk, A. Vydmysh, O. Voznyak, S. Baraban, and P. Kulakov, *Key Engineering Materials*, **844**: 168 (2020).
6. V. M. Mykhalevych, M. A. Kolisnyk, and A. A. Shtuts, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 1: 57 (2025).
7. O. Solona, I. Derevenko, and I. Kupchuk, *Solid State Phenomena*, **291**: 110 (2019).
8. O. L. Haydamak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 10: 1189 (2023).
9. O. L. Haydamak and V. F. Hraniak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 12: 1485 (2023).
10. O. Voznyak, Y. Polievoda, I. Kupchuk, O. Trukhanska, L. Shvets, and M. Zamrii, *Przeglad Elektrotechniczny*, **99**, No. 11: 192 (2023).
11. J. Ren, R. C. Wang, Y. Feng, C. Q. Peng, and Z. Y. Cai, *Vacuum*, **161**: 434 (2019).
12. E. B. Aliev, V. M. Bandura, V. M. Pryshliak, V. M. Yaropud, and O. O. Trukhanska, *INMATEH–Agricultural Engineering*, **54**, No. 1: 95 (2018).
13. V. M. Myhalevych, A. A. Shtuts, M. A. Kolisnyk, I. A. Zozulyak, and A. P. Jelenich, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 6: 647 (2025).
14. P. J. Hao, A. He, and W. Q. Sun, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, **18**: 245 (2018).
15. D. F. Li, D. Z. Zhang, S. D. Liu, Z. J. Shan, X. M. Zhang, Q. Wang, and S. Q. Han, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **26**: 1491 (2016).

PACS numbers: 46.55.+d, 46.80.+j, 62.20.fg, 62.20.Qp, 68.55.jd, 68.60.Bs, 81.70.Bt

Approximation of the Yield Strength in Function of Young's Modulus and Poisson's Ratio from Continuous Needle Indentation Testing

A. Boudilmi^{*,**}, M. Slamani^{*}, L. Bechane^{*}, K. Loucif^{*}, Kh. Boucherb^{*},
and M. Silm^{*}

^{*}*Mohamed Boudiaf University,
University Pole, Bordj Bou Arreridj Road,
DZ-28000 M'Sila, Algeria*

^{**}*Institute of Optics and Precision Mechanics, Ferhat Abbas University of Setif 1,
El Bez Campus,
DZ-19137 Setif, Algeria*

Based on mathematical assumptions by Love and Sneddon with co-workers, a yield strength-relationship result from the indentation of a needle of sharp conical tip in elastic materials is determined. This study offers mathematical expressions of the yield strength of solid material, when the penetrator is a sharp needle with a cone tip. According to Love (1939) and by Sneddon (1965) workers, we have deduced the relationship between the yield strength, the Young's modulus (E), and the Poisson's ratio (γ) for the tested material and the semi-included angle of the sharp tip of the needle indenter (θ). Firstly, mathematical concepts of the right circular cone are established. Secondly, the yield strength formula for the bulk material was derived. Thirdly, an approach of the yield strength resulted from the indentation of the sharp conical needle is presented. Finally, yield strength expressions resulted from the indentation of the sharp conical needle of different semi-angles are determined and collected in tables at the last.

Key words: pressure, cone contact, geometric modelling, indentation, yield

Corresponding author: Aissa Boudilmi
E-mail: aissa.boudilmi@univ-msila.dz

Citation: A. Boudilmi, M. Slamani, L. Bechane, K. Loucif, Kh. Boucherb, and M. Silm, Approximation of the Yield Strength in Function of Young's Modulus and Poisson's Ratio from Continuous Needle Indentation Testing, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 48, No. 1: 51–60 (2026), DOI: [10.15407/mfint.48.01.0051](https://doi.org/10.15407/mfint.48.01.0051)

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

strength.

На основі математичних припущень Лава та Снеддона із колегами визначено залежність межі плинності, одержану в результаті вдавлювання голки з гострим конічним кінчиком в еластичні матеріали. Це дослідження пропонує математичні вирази межі плинності твердого матеріалу, коли пенетратор є гострою голкою з конічним кінчиком. Згідно з Лавом (1939) та Снеддоном (1965), ми вивели залежність між межею плинності, модулем Юнга (E) та Пуассоновим коефіцієнтом (γ) випробуваного матеріалу та напіввключеним кутом гострого кінчика голчастого індентора (θ). По-перше, встановлено математичні концепції правильного кругового конуса. По-друге, одержано формулу межі плинності об'ємного матеріалу. По-третє, представлено підхід щодо визначення межі плинності, одержаної в результаті вдавлювання гострої конічної голки. Нарешті, визначено вирази межі плинності, одержані в результаті вдавлювання гострої конічної голки з різними напівкутами, що узагальнено у таблицях.

Ключові слова: тиск, конічний контакт, геометричне моделювання, вдавлювання, межа плинності.

(Received 29 March, 2025; in final version, 27 October, 2025)

1. INTRODUCTION

The study of the deformation between materials in contact can reveal some information about their mechanical properties. The first try of materials contact is considered by Heinrich Hertz for two contacting spheres (Hertz, 1881–1882).

The material properties are an important condition for the investigation, design and safety assessment of engineering structures. There is a grand deal of effort has been directed at the way to develop the methods of determining of the mechanical properties of materials. Indentation tests have been applied to establish the material's strength [1] since many years ago. In addition, methods of indentation tests have been developed and are extensively used to determine some material properties, such as Young's modulus and hardness, *etc.* [2–13].

As of penetration, it is common and efficient use; a grand importance has grown in the needle's indentation while penetrating a material, to minimize the impact on the penetrated surface and improve the performance of the needle tip.

The indentation test is a large technique used for characterizing the mechanical properties of materials at the nano/microscale; it has been successfully used to evaluate the strength of surface material due to its ability to penetrate the materials on a micro- or nanoscale.

While the indenter is a needle of a cone tip, the horizontal project result from the indentation is circle form. According to Love (1939)

and by Sneddon (1965) workers, the yield strength relationship of bulk material was determined in function of the Young's modulus, E , and the Poisson's ratio, γ , for the tested material and the semi-included angle of the conical indenter, θ .

2. THEORETICAL BACKGROUND

2.1 Cartesian Equation of the Cone Form

The right circular cone is a three-dimensional geometric shape; it has a pointy end on one side and a flat circular surface on the other side. It has a line that touches the apex point of the cone in a perpendicular of the centre of its circular base. Furthermore, its apex lies just above the centre of its base.

In Cartesian co-ordinate system, a right cone of a circular base of diameter $D = 2R$ and height H , oriented along the Z -axis, with a vertex pointing down of half angle, θ and a base located at $Z = H$ (Fig. 1), can be described by the equation [12]:

$$x^2 + y^2 - (D / 2H)^2 Z^2 = 0 . \quad (1)$$

2.2 Indentation of Elastic Solids with Rigid Cones

Boussinesq provide the earliest formula of the distribution of pressure within the elastic half-space that deformed by a rigid punch [17]. Due the easy machinability of conical form tips, conical indentation methods have been generally developed. Compared with the other indentation technique, the sharp indentation using a conical form has

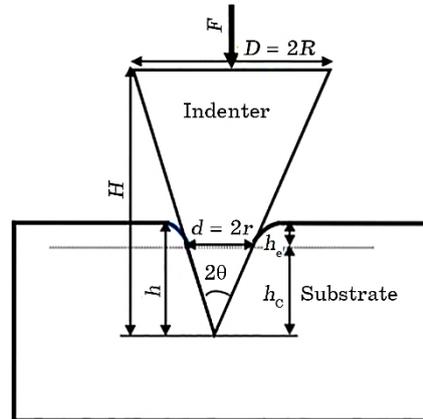


Fig. 1. Right cone of a circular base in Cartesian co-ordinate system.

a large variety of indented depth.

The static pressure on rigid materials is defined as the resistance of the permanent shape penetration on the surface of the tested material when a constant compressive load is applied [12]; it is defined by the report of the load F , applied to the indenter on the contact surface S :

$$P_c = \frac{F}{S}. \quad (2)$$

In the cone indentation method, which is adopted in this study, a right needle of a cone tip of a circular base of radius R , and height H , is pressed into the surface of the tested material (Fig. 2). The result pressure value P_c is obtained as the ratio of the applied load to the surface area of the project of the resulting imprint.

While the projected surface of the resulting imprint takes the form of a circular disk (Fig. 3) of half axes, r , [20]:

$$S = \pi r^2. \quad (3)$$

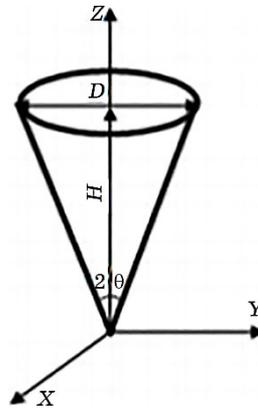


Fig. 2. Right cone of a circular base in Cartesian co-ordinate system.

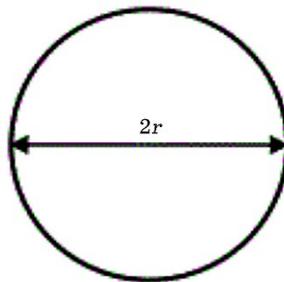


Fig. 3. Projected surface of resulting imprint.

The hardness of the cone indentation can be expressed as follows:

$$P_c = \frac{F}{\pi r^2}. \quad (4)$$

As shown in Fig. 2, the true distance of the indenter tip below the original surface of the test substrate, h , can be written in function of the contact depth, h_c , and is the deflection of the tested surface at the contact edge of the indenter, h_e , as follows:

$$h_e \approx 0. \quad (5)$$

In addition, in Figure 2, it is evident that it can be written the half angle θ in a function of the height H , the radius of the cone, radius of the imprint and base R and the contact depth, h_c as

$$\tan \theta = \frac{r}{h_c} = \frac{R}{H}. \quad (6)$$

When the deflection of the tested surface at the contact edge of the indenter is neglected, $h_e \approx 0$, the true distance of the indenter tip below the original surface of the test substrate, h , becomes:

$$h = h_c. \quad (7)$$

When replacing Eq. (7) into Eq. (6), the radius of the imprint, r , can be determined as function of the height H , the radius R , and the contact depth, h , as

$$\tan \theta = \frac{r}{h} \approx \frac{R}{H} \rightarrow r \approx h \frac{R}{H}. \quad (8)$$

Then, the static pressure, P_c , becomes according of the load F , the height H , the radius, R , and the contact depth h as follows:

$$P_c = \frac{H^2 F}{\pi (hR)^2}. \quad (9)$$

2.3 Load-Depth Relation of Elastic Indentation

The mathematical basics of the punch penetration on an elastic half-space are more than a century old.

In 1885, Boussinesq presented a resolution of contact between an elastic continuum and a solid of revolution, then, Love found a solution for the important cases of conical and cylindrical [14, 15] punches, and later, Harding and Sneddon [16] established an analytical

procedure for deriving load-displacement relations for a punch of arbitrary axisymmetric shape.

The earliest study focused on the indentation test as an elastic half-space problem is according to results by Boussinesq, Love [14–23] and Sneddon successively derived the load–depth relation of elastic indentation with a cone.

In elastic contact hypothesis, specifically, the analyses of Love and Sneddon [14–18] for contact of an isotropic elastic half-space by rigid indenters of various geometry, the elastic loading of a frictionless rigid cone on to an elastic half-space F , have been determined as follows:

$$F = \frac{2Eh^2}{\pi(1-\gamma^2)} \tan(\theta), \quad (10)$$

where E and γ are Young's modulus and Poisson's ratio, respectively, of the tested material, h —the true distance of the indenter tip below the original surface of the test substrate, and θ is the semi-included angle of the conical indenter.

By replacing Eq. (10) into Eq. (9), the yield strength gets the following expression:

$$\sigma_y = \frac{2H^2E \tan\theta}{(\pi R)^2 (1-\gamma^2)} = 0.2026 \frac{H^2E \tan\theta}{(R)^2 (1-\gamma^2)}. \quad (11)$$

Because $\tan(\theta) = \frac{r}{h} = \frac{R}{H}$, the yield strength becomes

$$\sigma_y = \frac{0.2026E}{(1-\gamma^2) \tan\theta}. \quad (12)$$

For a sharp needle of a cone form, the semi-included angle is very small, $\theta \leq \frac{\pi}{n}$ with $n \geq 18$, so, we can write

$$\tan\theta \approx \sin\theta. \quad (13)$$

Then, the relationship between the applied load F on the needle, the true distance of the indenter tip below the original surface of the test substrate, h , the Young's modulus, E , the Poisson's ratio, γ , and the semi-included angle of the conical indenter, θ , becomes as follows:

$$F = \frac{2Eh^2}{\pi(1-\gamma^2)} \sin(\theta). \quad (14)$$

TABLE 1. Variation of the applied load (F) and yield strength (σ_y) with semi-included angle of the needle indenter (θ).

Semi-included angle (θ)	10°	8°	6°	4°	2°
Applied load F	$\frac{0.11Eh^2}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{0.88Eh^2}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{0.66Eh^2}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{0.44Eh^2}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{0.22Eh^2}{(1-\gamma^2)}$
Yield strength	$\frac{1.166E}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{1.455E}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{1.938E}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{2.904E}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{5.805E}{(1-\gamma^2)}$

When replacing Eq. (13) into Eq. (12), the yield strength expression becomes as follows:

$$\sigma_y = \frac{0.2026E}{(1-\gamma^2)\sin(\theta)}. \quad (15)$$

To determine the suitable semi-angle to find the yield hardness, we take, for example, the values from Table 1.

In addition, where the semi-included angle of the needle tip is very small, we can consider that

$$\sin(\theta) \approx \pi/n \text{ with } n \geq 18. \quad (16)$$

By replacing Eq. (16) into Eq. (14), the applied load F on the needle indenter becomes as function of the Young's modulus E , the Poisson's ratio γ , the reel number n , and the resulting displacement h as

$$F = \frac{2Eh^2}{n(1-\gamma^2)}. \quad (17)$$

In addition, when substituting Eq. (16) into Eq. (15), the hardness

TABLE 2. Expressions of the applied load (F) and yield strength (σ_y) with semi-included angle of the needle indenter ($\sin(\theta) \approx \pi/n$).

Real number n	18	22.5	30	45	90
Applied load F	$\frac{0.11Eh^2}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{0.88Eh^2}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{0.66Eh^2}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{0.44Eh^2}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{0.22Eh^2}{(1-\gamma^2)}$
Yield strength σ_y	$\frac{1.161E}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{1.141E}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{1.935E}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{2.9025E}{(1-\gamma^2)}$	$\frac{5.805E}{(1-\gamma^2)}$

becomes as the following expression:

$$\sigma_y = 0.0645 \frac{nE}{(1-\gamma^2)}. \quad (18)$$

3. CONCLUSIONS

The conclusions of this work may be summarized as follow.

- In the present guess, a novel expression of the yield strength of a bulk material is proposed on the basis of the indentation of a sharp needle of cone tip and using the Love (1939) and by Sneddon (1965) expression of the applied load.
- We have chosen an indenter of sharp needle form of cone tip of small the semi-included angle, $\theta \leq \pi/18$, to appreciate the hardness of tested material σ_y by using a neglect charge on the needle indenter and reduce the phenomena occurring during and after the tests, as cracking, deformation, *etc.*.
- The most important results of using the sharp needle-shaped indenter are the measuring of the elastic material strength and deriving its mathematical expression.
- The geometric and mathematical approximation of the indentation of needle of a sharp cone tip that presented in this work is revealed to establish the expression of the yield strength of solid material and the relationship provides a simple equation to evaluate directly the yield strength expression of an elastic solid from the Young's modulus E and the Poisson's ratio γ of the tested material.
- For a very pointed indenter of needle form of the cone tip ($R \ll H$), the yield strength of material can be expressed as the follow form:

$$\sigma_y = \frac{0.2026E}{(1-\gamma^2)\sin(\theta)}.$$

- The main conclusion is that application of a needle-shaped indenter put forward a new theoretical expression of the material hardness and experimental findings, which widen the scope of applications of various hardness test methods.
- Finally, we believe that the evaluation of the material hardness by the indentation of a sharp needle penetrator of cone-tip form is a very important theoretical and experimental study in area of the mechanical characterization of materials and the field of the contact mechanic, which will carry to extend the fields of application of the hardness tests.

The authors gratefully acknowledge the supports from the general directorate of Scientific Research and Technological Development (DGRSDT).

AUTHORS' CONTRIBUTIONS

The contributions of the first author are formulating ideas, hypotheses, the formulation and evolution of overarching research goals and aims, writing preparation, creation, and presentation of the published work. The second and the fourth authors reviewed the intellectual content and verified the methodology. As of the third and the last authors, their role is the verification of results, reproducibility, and the reference collection.

REFERENCES

1. W. C. Oliver and G. M. Pharr, *J. Mater. Res.*, **7**, Iss. 6: 1564 (1992).
2. A. Boudilmi and K. Loucif, *Strength of Materials*, **48**, Iss. 3: 419 (2016).
3. A. Boudilmi and K. Loucif, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, Iss. 12: 1689 (2018).
4. P. L. Larsson, *J. Mater. Eng. Perform.*, **30**, Iss. 4: 2566 (2021).
5. G. M. Pharr, W. C. Oliver, and F. R. Brotzen, *J. Mater. Res.*, **7**, Iss. 3: 613 (1992).
6. A. Boudilmi and K. Loucif, *Trans. Indian Inst. Met.*, **70**, Iss. 6: 1527 (2017).
7. A. Boudilmi and K. Loucif, *Strength of Materials*, **54**, Iss. 1: 154 (2022).
8. P. J. Blau and B. R. Lawn, *Microindentation Techniques in Materials Science and Engineering* (International: 1986).
9. A. Boudilmi, *Contribution a la Caractérisation des Revêtements et des Matériaux stratifiés par micro dureté et tenue a l'usure* (Thesis of the Dissert. for the Degree of Dr. Phys.-Math. Sci.) (Setif : Université Ferhat Abbas: 2017) (in French).
10. A. Boudilmi, K. Loucif, M. Slamani, M. Titoum, and K. Bouchareb, *Strength of Materials*, **55**, Iss. 4: 800 (2023).
11. D. Tabor, *The Hardness of Metals* (Oxford: Clarendon Press: 1951).
12. A. Boudilmi and K. Loucif, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, Iss. 4: 555 (2023).
13. M. Gunda, P. Kumar, and M. Katiyar, *Crit. Rev. Solid State*, **42**, Iss. 2: 129 (2017).
14. A. E. H. Love, *Quart. J. Math.*, **10**, Iss. 1: 161 (1939).
15. A. E. H. Love, *Philos. Trans. A*, **228**: 659 (1929).
16. J. W. Harding and I. N. Sneddon, *Proc. Cambridge Philos. Soc.*, **41**, Iss. 1: 16 (1945).
17. I. N. Sneddon, *Int. J. Eng. Sci.*, **3**, Iss. 1: 47 (1965).
18. I. N. Sneddon, *Fourier Transforms* (New York: McGraw-Hill Book Company Inc.: 1951).
19. O. Neumann, H. V. Surana, S. Melly, P. Steinmann, and S. Budday, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, **163**: 106863 (2025).
20. J. Boussinesq, *Applications des Potentiels a l'étude de l'équilibre et du Mouvement des Solides Élastiques* (Paris: Gauthier-Villars: 1885) (in French).
21. A. S. Alaboodi and Z. Hussain, *J. King Saud Univ. - Eng. Sci.*, **31**, Iss. 1: 61 (2019).
22. Y. Y. Lim and M. M. Chaudhri, *Phil. Mag.*, **84**, Iss. 27: 2877 (2004).
23. M. Munawar Chaudhri, *Rev. Mater. Trans.*, **60**, Iss. 8: 1404 (2019).

PACS numbers: 43.35.+d, 61.72.Ff, 62.20.Qp, 81.40.Gh, 81.65.-b, 81.70.Bt, 83.10.Tv

Модифікування поверхні адитивно виготовленого стопу AlSi10Mg ультразвуковим ударним обробленням

А. П. Бурмак*, С. М. Волошко*, І. А. Владимирський*,
Б. М. Мордюк**, М. О. Васильєв**, М. М. Ворон*,***

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

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

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

Досліджено вплив ультразвукового ударного оброблення (УЗУО) на мікроструктуру та властивості стопу AlSi10Mg, виробленого селективним лазерним топленням порошку. В залежності від тривалості УЗУО проаналізовано еволюцію мікротвердості, морфології поверхні, залишкових напружень, ступеня деформації та структурно-фазового стану зразків AlSi10Mg безпосередньо після 3D-друку та після попереднього термічного

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

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

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

Citation: A. P. Burmak, S. M. Voloshko, I. A. Vladymyrs'kyi, B. M. Mordyuk, M. O. Vasyl'yev, and M. M. Voron, Surface Modification of the Additively Manufactured AlSi10Mg Alloy by Ultrasonic Impact Treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 48, No. 1: 61–85 (2026) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.48.01.0061](https://doi.org/10.15407/mfint.48.01.0061)

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

оброблення T6 (нагрівання із 1°C/с, відпал за температури у 520°C, 1,5 години, гартування у воду, штучне старіння за температури у 150 ± 5°C, 10 год.). Доведено, що УЗУО може бути рекомендовано для постоброблення 3D-друкованих виробів, оскільки є ефективним засобом поліпшення комплексу властивостей ступу AlSi10Mg завдяки модифікуванню поверхні, а саме: зростанню мікротвердості вище 4 ГПа, наведенню макроскопічних стискальних напружень (до –1380 ГПа) та зменшенню дефектності.

Ключові слова: селективне лазерне топлення, термічне оброблення, ультразвукове ударне оброблення, мікроструктура, фазовий склад, AlSi10Mg.

The effects of ultrasonic impact treatment (UIT) on the microstructure and properties of the AlSi10Mg alloy manufactured by selective laser melting of powder are studied. Depending on the UIT duration, the evolutions of microhardness, surface morphology, residual stresses, strain extent, and structural–phase state of the AlSi10Mg-alloy specimens are analysed both directly after 3D printing and after preliminary T6 heat treatment (*i.e.*, heating at 1°C/s, tempering for 1.5 h, water quenching, and artificial ageing at 150°C for 10 h). As proven, UIT can be recommended for post-processing of the 3D-printed products, as it is an effective method for improving the properties' complex of the AlSi10Mg alloy owing to surface modification, namely: a microhardness increase above 4 GPa, the formation of macroscopic compressive stresses (up to –1380 GPa), and defectiveness reduction.

Key words: selective laser melting, thermal treatment, ultrasonic impact treatment, microstructure, phase composition, AlSi10Mg.

(Отримано 12 травня 2025 р.; остаточн. варіант — 20 липня 2025 р.)

1. ВСТУП

Технології адитивного виробництва (АВ) є невід'ємною частиною Industry 4.0 завдяки кардинальному скороченню етапів виробництва та мінімізації відходів. Швидкий розвиток АВ сприяє все більшій його важливості для виготовлення інноваційної продукції, особливо у високотехнологічних галузях для виготовлення складних компонентів конструкцій, які неможливо створити за допомогою традиційних виробничих інструментів [1].

Особлива увага до АВ ступу AlSi10Mg пов'язана з його легкістю, високою питомою міцністю та чудовою стійкістю до корозії, що робить його придатним для застосування в аерокосмічній, автомобільній і морській промисловостях. Така технологія АВ, як селективне лазерне топлення (СЛТ) порошку, дає змогу створювати з цього ступу легкі конструкції зі складною геометрією [2]. Але поки що не вдається уникнути дефектів/недосконалостей різних типів, таких як поруватість, вади топлення, шерстка поверхня, включення оксидів, бризки, нерозтоплені плями, сліди оброблення, утворення

кульок, подряпини від полірування, окремі частинки Si тощо [3]. Теплові умови під час виробництва, які залежать як від параметрів процесу (наприклад, потужності лазера, швидкості сканування, товщини шару та віддалі між траєкторіями сканування), так і від параметрів проектування (зокрема, геометрії деталю та його орієнтації під час побудови), можуть впливати на характеристики цих дефектів, включаючи розмір, розташування та кількість [4–8].

Загалом використання технології СЛТ для виготовлення деталей зі сплаву AlSi10Mg уможлиблює досягти достатньо високих показників міцності; однак підвищена дефектність знижує пластичність і ускладнює оброблення матеріалу [9]. Окрім явних чинників, що впливають на механічні та технологічні властивості матеріалу, слід також зазначити формування високодисперсної структури та перенасичення твердого розчину на основі алюмінію Силіцієм. З одного боку, дисперсність структури може бути позитивним чинником для досягнення високих механічних і експлуатаційних характеристик сплаву AlSi10Mg, однак напруження розтягу в структурі, її перенасичення Силіцієм та анізотропія властивостей вимагають додаткового термічного оброблення 3D-виробів [10, 11].

Нині залишкові дефекти та напруження у таких виробках здебільшого усуваються саме за допомогою термічного оброблення, що у більшості випадків уможлиблює поліпшити комплекс механічних характеристик, таких як межа плинності, міцність на розтяг, пластичність і довговічність. Варто зазначити, що конкретні параметри термічного оброблення, такі як температура, тривалість і швидкість охолодження, можуть істотно впливати на кінцеву мікроструктуру сплаву AlSi10Mg і, як наслідок, на критично важливі властивості матеріалу [12].

Для зміни мікроструктури поверхні використовують також і різні методи деформаційного впливу, включаючи шротоструменеве оброблення, прокатування, лазерне ударне зміцнення, ультразвукове ударне оброблення (УЗУО) та ін. Вважається, що саме УЗУО є одним з найбільш ефективних методів поверхневого зміцнення, оскільки завдяки високочастотному впливу спричиняє пластичну деформацію поверхневих шарів матеріалу, подрібнює зерна до нанорозмірів і генерує стискальні залишкові напруження [13, 14]. В результаті УЗУО вдалося, наприклад, збільшити втомну довговічність сплаву 7075-T651 до 20 разів порівняно з необробленим зразком [15]. А можливість усунення залишкової поруватості внаслідок УЗУО, як продемонстровано в [16, 17], є надзвичайно корисним ефектом для 3D-виробів, одержаних шляхом СЛТ.

Тому ультразвукові технології поверхневого оброблення останнім часом все частіше впроваджуються до адитивного виробництва, наприклад, ультразвукове абразивне полірування [18], УЗУО [19, 20] тощо. Інший підхід засновано на обробленні поверхні кожного

сформованого шару матеріалу ударним інструментом безпосередньо в процесі 3D-друку. В результаті ефективно підвищується якість кожного шару й усього виробу, заліковуються та ущільнюються наявні дефекти, подрібнюється структура, зростають твердість, мікротвердість і втомна міцність, ініціюються фазові перетворення [21, 22]. Наприклад, для стопу AlSi10Mg шерсткість поверхні зменшується на $\cong 98\%$, а твердість збільшується на $\cong 24\%$ [23].

Використання УЗУО не тільки безпосередньо під час 3D-друку, а й в якості окремого етапу пост-оброблення поверхні готових виробів має очевидні переваги оскільки дає змогу обробляти великогабаритні деталі складної форми або здійснювати локальне зміцнення в місцях, що піддаються критичним вібраційним навантаженням. За допомогою УЗУО можна зменшити розмір зерна на 55,8%, збільшити густину дислокацій до 46%, рівномірно розподілити виділення вторинних фаз у матриці, таким чином ефективно поліпшуючи механічні властивості алюмінійового стопу 2219 [24]. Але в цьому випадку доцільно піддавати дії УЗУО вже термічно оброблений матеріал. Якщо це стосується СЛТ-стопу AlSi10Mg, то мова йде про термічне оброблення за типовим режимом T6 — відпал, загартування та штучне старіння [25].

Таким чином, вивчати вплив УЗУО на структуру та властивості стопу AlSi10Mg без термічного оброблення доцільно з метою удосконалення технології СЛТ шляхом застосування інтенсивного деформаційного впливу безпосередньо під час 3D-друку, а після термічного оброблення T6 — для зменшення кількості залишкових дефектів, зміцнення та наведення стискальних напружень у поверхневих шарах готових 3D-виробів. Однак режими УЗУО підлягають ретельному визначенню для обох зазначених випадків, на чому і зосереджено основний фокус цього дослідження.

Метою даної роботи є комплексна аналіза еволюції мікротвердості, морфології поверхні, залишкових напружень, ступеня деформації, структурно-фазового складу стопу AlSi10Mg, одержаного селективним лазерним топленням порошку, внаслідок ультразвукового ударного впливу різної тривалості, зокрема у комбінації з термічним обробленням T6.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки стопу AlSi10Mg у вигляді паралелепіпеда розмірами $20 \times 10 \times 5$ мм і густиною в $2,66 \text{ г/см}^3$ виготовлено за технологією селективного лазерного топлення порошку на принтері Alfa-150D компанії «АЛТ України» (Адитивні лазерні технології України). Принципову схему друку та технічні характеристики використаного принтера наведено в [26].

У якості вихідного матеріалу використовувався сферичний по-

рошок стопу AlSi10Mg з розмірами частинок в діапазоні 20–63 мкм. Пристрій 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 $\cong 45$ мкм і довжиною хвилі у 1070 ± 2 нм. Параметри, використані для виготовлення зразків: швидкість сканування — 500 мм/с, товщина шару — 25 мкм, віддаль штрихування — 150 мкм. Для запобігання окисненню виготовлення зразків проводилося в інертному середовищі Ar.

Після відокремлення від платформи побудови СЛТ-заготівки стопу AlSi10Mg розділено на дві серії: першу використовували для досліджень у вихідному стані після друку, а другу — для досліджень після термічного оброблення (ТО).

Вибір режиму термічного оброблення ґрунтується на результатах, наведених в [12]. 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 1,5 години з гартуванням у воду. Штучне старіння упродовж 10 годин відбувалося за температури у $150 \pm 5^\circ\text{C}$.

Хемічний склад визначено методом рентгенофлуоресцентної аналізи і наведено в табл. 1.

Ультразвукове ударне оброблення проводилося на повітрі на приладі УЗГ-300 (рис. 1) ударною голівкою з циліндричним бойком діаметром у 10 мм та довжиною у 18 мм (із загартованої криці ШХ15) за методикою [27]. Для досліджень використовувалися зразки у вигляді паралелепіпедів розміром 10×10 мм і висотою у 5 мм ($\pm 0,1$ мм). Амплітуда торця концентратора складала $A = 25$ мкм, тривалість оброблення змінювалася від 30 с до 300 с. В процесі навантаження зразок отримував 10^4 – 10^5 ударів. Вибір значення амплітуди торця концентратора, середовища та тривалости оброблення проведено з урахуванням попередніх досліджень, наведених в [28].

Використовувалися дві серії зразків — безпосередньо після 3D-друку та після подальшого термічного оброблення за режимом T6 згідно зі стандартом EN1780 [29]. Обробленню піддавалася найбільша площа; схему 3D-друку й особливості структури зразків наведено в [12].

Вимірювання мікротвердості поверхні проводилося за Віккерсо-

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний склад зразків стопу AlSi10Mg.

TABLE 1. Chemical composition of AlSi10Mg alloy samples.

Вміст, % ваг.				
Al	Si	Mg	Fe	Mn
88,065 ± 0,167	10,505 ± 0,132	0,718 ± 0,128	0,210 ± 0,009	0,502 ± 0,012



Рис. 1. Зовнішній вигляд установки для УЗУО.

Fig. 1. General view of UIT equipment.

ТАБЛИЦЯ 2. Позначення зразків.

TABLE 2. Samples markings.

№	Зразок	Вид оброблення
1	СЛТ	Вихідний стан безпосередньо після 3D-друку
2	СЛТ + Т6	Стан після 3D-друку та термічного оброблення
3	СЛТ + УЗУО	Стан після 3D-друку та ультразвукового ударного оброблення
4	СЛТ + Т6 + УЗУО	Стан після 3D-друку, термічного та ультразвукового ударного оброблень

вою методою з використанням приладу LHVS-1000Z із навантаженням у 100 г. За величиною мікротвердості HV з урахуванням табличних значень Пуассонова коефіцієнта ($\nu = 0,33$) і модуля Юнга ($E = 70$ ГПа) розраховано межу плинності $\sigma_{0,2}$ [30], характеристику пластичності δ_n , межу міцності σ_s за Ю. В. Мільманом [31], пружну деформацію ε_e та пластичну деформацію ε_p [32] за формулами, яких наведено в [33].

Дослідження мікроструктури проведено за допомогою металографічного тринокулярного мікроскопа iScore IS.1053-PLMi. Для цього поліровані зразки стопу AlSi10Mg проявляли в 1%-водному розчині HF. Використано також сканівний електронний мікроскоп TESCAN Vega3 SBH SEM з енергодисперсійним аналізатором. В режимі зйомки поверхні зразків пришвидшувальна напруга стано-

вила 20 кВ.

Для рентгеноструктурних досліджень використано дифрактометр Rigaku Ultima IV (випромінення $\text{CuK}\alpha$): інтервал кутів — $2\Theta = 20^\circ\text{--}120^\circ$, 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 (2025)). Кількісну фазову аналізу проведено методом RIR (Reference Intensity Ratio), яка полягає у порівнянні відношення інтенсивностей 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–Vissers. Визначення кутового положення дифракційних максимумів проводилося на основі значень положення центру ваги. Оброблення одержаних даних проведено з використанням програмного забезпечення Rigaku Residual Stress Analysis.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 2, *a* наведено зміни мікротвердості в залежності від тривалості УЗУО алюмінійового СЛТ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані, тобто безпосередньо після його 3D-друку, а також після наступного термічного оброблення за режимом T6.

Для вихідного стану стопу AlSi10Mg характерне значення мікротвердості у 1,45 ГПа, яке є вищим за значення мікротвердості термообробленого зразка. Це пов'язано з особливостями технології СЛТ, за якої формується дисперсна мікроструктура з окремих сегментів. У результаті межі зерен займають значний об'єм і стають одним з головних чинників гальмування руху дислокацій, що і забезпечує високу міцність адитивно виготовлених зразків AlSi10Mg.

Після термічного оброблення, — гартування та штучного старіння, — відбувається руйнування вихідної мікроструктури, яка забезпечувала високу твердість. Це супроводжується зменшенням значення мікротвердості СЛТ-стопу AlSi10Mg до 1,12 ГПа. Виділення Si та інших зміцнювальних фаз, яких цілком достатньо для забезпечення високої твердості ливарних стопів після T6, у даному випадку відіграють значно меншу роль.

УЗУО поверхні вихідного зразка AlSi10Mg зумовлює зростання мікротвердості поверхневого шару (рис. 2, *a*) від початкового значення у 1,5 ГПа до максимального значення у $\cong 4,34$ ГПа після 240 с

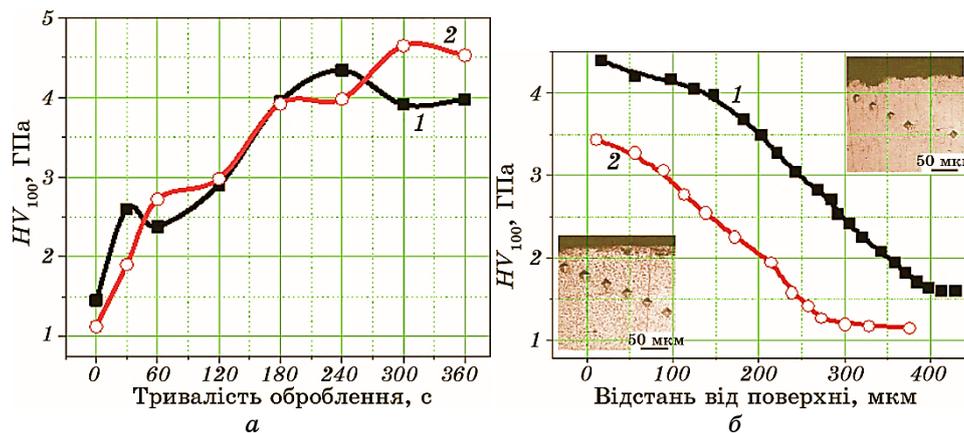


Рис. 2. Залежність мікротвердості сплаву AlSi10Mg після УЗУО: від тривалості оброблення поверхні (1 — СЛТ, 2 — СЛТ + Т6) (а), за товщиною модифікованого шару (1 — СЛТ + УЗУО, $\tau = 240$ с, 2 — СЛТ + Т6 + УЗУО, $\tau = 300$ с) (б).

Fig. 2. Dependence of the AlSi10Mg-alloy microhardness after UIT: on the surface-treatment duration (1—SLM, 2—SLM + T6) (a), on the layer depth (1—SLM + UIT, $\tau = 240$ s, 2—SLM + T6 + UIT, $\tau = 300$ s) (b).

оброблення. Ефект зміцнення у цьому випадку сягає $\cong 3$ разів. Подальше збільшення тривалості УЗУО призводить до зменшення величини мікротвердості, що пов'язане з початком перебігу релаксаційних процесів [34].

Характер зміни мікротвердості зразків СЛТ + Т6 після УЗУО має дещо інший характер — на залежності значень мікротвердості від тривалості оброблення спостерігаються горизонтальні ділянки. Максимальне значення мікротвердості у $\cong 4,65$ ГПа досягається після 300 с оброблення, а максимальний ефект зміцнення зразка СЛТ + Т6 + УЗУО становить $\cong 4,15$ разів. Тобто після термічного оброблення за режимом Т6 адитивно виготовленого сплаву AlSi10Mg можна досягти більш істотного зміцнення поверхні в процесі УЗУО, хоча і за дещо більшої тривалості оброблення.

Такий багатостадійний характер змін мікротвердості, який проявляється у чергуванні стадій зміцнення та пластифікації упродовж УЗУО, спостерігається і для інших алюмінієвих сплавів. Наприклад, для сплаву Д16 знеміцнення під час аналогічної схеми УЗУО відбувається до практично постійного значення мікротвердості, що відповідає початковому деформаційному наклепу, який досягається за 30 с оброблення та вдвічі перевищує значення мікротвердості для вихідного стану [34].

В даному разі для зразка СЛТ + УЗУО також за стадіями зміц-

нення слідує стадії пластифікації, тоді як для термообробленого стопу СЛТ + Т6 + УЗУО спостерігаються періоди накопичення деформації, упродовж яких мікротвердість не змінюється, після чого стрибкоподібно зростає (причому ці три стадії чітко спостерігаються після кожних 120 с оброблення).

Добре відомо, що механізм зміцнення під час інтенсивної пластичної деформації (ІПД) заснований на подрібненні зерен і переході меж зерен до нерівноважного стану внаслідок накопичення високого рівня локальних внутрішніх напружень в їхньому okolí. Кількість і характер розподілу дислокацій є ключовим чинником. Складні взаємодії між дислокаціями сприяють формуванню нових субзерен і посилюють ефект подальшого подрібнення. Як правило, зростання твердості на початкових стадіях деформації, — деформаційний наклеп, — зумовлено тим, що петлі дислокацій стають структурно більш організованими, формуючи межі дислокаційних комірок, всередині яких дислокації відсутні. Надалі для звичайних полікристалічних однофазних матеріалів зміцнення за рахунок подрібнення зерен стає домінуючим.

Для багатозфазних систем, до яких належать деформівні алюмінієві стопи, що зміцнюються термообробленням, механізм зміни механічних характеристик у процесі ІПД значно складніший і залежить від перебігу процесів дисперсійного твердіння. Формування під час старіння великої кількості зміцнювальних частинок сприяє створенню навколо них полів пружних напружень, які перешкоджають руху дислокацій. Субмікронні фази за ІПД можуть також зміщуватися, ділитися на нанорозмірні фрагменти та потім розчинятися, якщо їхній розмір менше критичного. Вторинні інтерметалідні фази можуть навіть повністю розчинятися. Такі складні процеси зумовлюють монотонне підвищення мікротвердості із зростанням ступеня деформації до певного рівня, після чого досягається насит. А за великих ступенів деформації відзначається ефект «пом'якшення» за рахунок динамічного відпочинку та повернення.

Що стосується адитивно виготовлених алюмінієвих стопів, яким притаманна достатньо специфічна мікроструктура у вигляді напівсферичних застиглих ванн розтопу (сегментів) з дрібними зернами, подальше подрібнення цих зерен під час ІПД, скоріш за все, не може бути домінуючим чинником у процесах зміцнення. Та й напружений стан, який формується після 3D-друку, спотворює баланс тих рушійних сил, що зазвичай забезпечують зміцнення [44].

На рисунку 2, б показано зміни мікротвердості за глибиною зміцненого шару та мікроструктуру поперечного перерізу після тих режимів УЗУО, за яких спостерігається максимальне зростання мікротвердості поверхні СЛТ-стопу AlSi10Mg.

Можна бачити, що ефект зміцнення монотонно зменшується зі збільшенням віддалі від поверхні. За результатами мікроінденту-

вання товщина модифікованого шару для зразків СЛТ + УЗУО становить приблизно 400 мкм, а для СЛТ + Т6 + УЗУО — 300 мкм.

У першому випадку підвищена мікротвердість зберігається до віддалі $y \cong 295$ мкм від поверхні (рис. 3, *a*). В модифікованому шарі товщиною $y \cong 150$ мкм, твердість якого складає $\cong 4$ ГПа, відсутня сегментована структура та дефекти. В перехідному (менш зміцненому) шарі спостерігаються залишки сегментів, межі яких гальмують деформаційний вплив. Ці межі зазвичай є більш крупнозернистими внаслідок циклічної термічної історії, яку зазнає зразок під час 3D-друку. Розмірний градієнт у басейнах розтопу та на їхніх межах зумовлено тепловими ефектами, зокрема максимальною температурою нагрівання та швидкістю охолодження від цієї температури.

Відомо, що істотне протоплення попереднього шару у період формування наступного шару та високий температурний градієнт перед межею твердіння сприяють формуванню смугастих крупнозернистих структур, у той час як недостатнє топлення порошку та низький перегрів супроводжуються утворенням дрібних майже рівновісних зерен [35, 44]. Слід також зважати на те, що охолодження останнього верхнього шару матеріалу 3D-зразка відбувається з найбільшою швидкістю, спричиненою додатковими втратами тепла через конвекцію та випромінювання. Специфічну мікроструктуру цього шару зумовлено також відсутністю перетоплення та термоциклювання, яких зазнають попередні шари. В результаті саме в поверхневому шарі формується найбільш дрібнодисперсна мікроструктура [36], яка найлегше піддається деформаційному зміцнен-

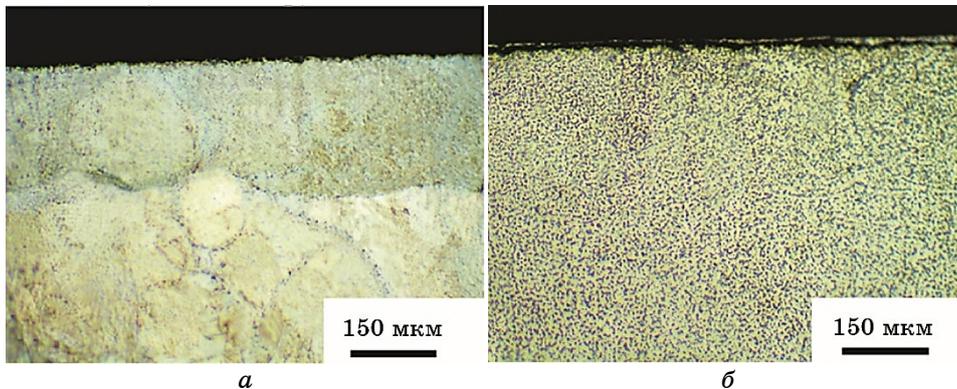


Рис. 3. Мікроструктура поперечного перерізу стопу AlSi10Mg (оптична мікроскопія): СЛТ + УЗУО тривалістю у 240 с (*a*), СЛТ + Т6 + УЗУО тривалістю у 300 с (*б*).

Fig. 3. Microstructure of AlSi10Mg-alloy cross-sections (optical microscopy): SLM + UIT for 240 s (*a*), SLM + T6 + UIT for 300 s (*b*).

ню з формуванням модифікованого шару практично однакової товщини.

У другому випадку СЛТ + Т6 + УЗУО (рис. 3, б) деформаційного оброблення зазнає вже гомогенізована структура, в якій сфероїдизовані включення силіцію рівномірно розподілені в об'ємі матеріялу; тому формується однорідний зміцнений шар, але меншої товщини порівняно із СЛТ + УЗУО. У цьому шарі спостерігаються скупчення подрібнених частинок Si, які ще більш сфероїдизовані, ніж в об'ємі. Вони можуть зупиняти рух дислокацій за Орованавим механізмом, що пояснює малопомітне виявлення зміни структури поверхневих шарів матеріялу внаслідок його ударного оброблення.

Одержані дані уможливають пропонувати поверхнєве модифікування за допомогою УЗУО у випадках, коли доцільним є зміцнення лише поверхневого шару з одночасним збереженням механічних властивостей серцевини. Такі бімодальні структурні стани дають змогу одержувати підвищені втомні характеристики у режимах малоциклової та багатоциклової втоми різних матеріалів [16, 17, 22, 46–48].

З метою оцінки комбінованого впливу ультразвукового та термічного оброблення на механічні характеристики вихідних зразків AlSi10Mg за одержаними величинами мікротвердості розраховано межу плинності ($\sigma_{0,2}$), межу міцності (σ_S), характеристику пластичності (δ_H), а також внески двох компонент деформації матеріялу під індентором: пружної ϵ_e та пластичної ϵ_p . Результати розрахунків представлено в табл. 3 та 4. Одержані величини σ_S добре корелюють із даними роботи [4], в якій виконано випробування на розтяг СЛТ-зразків стопу AlSi10Mg у друкованому та відпаленому (275°C, 2 год.) станах й одержано величини σ_S у 500 МПа і 310 МПа

ТАБЛИЦЯ 3. Механічні характеристики стопу AlSi10Mg (СЛТ + УЗУО).

TABLE 3. Mechanical characteristics of AlSi10Mg alloy (SLM + UIT).

Тривалість оброблення, с	HV_{100} , ГПа	$\sigma_{0,2}$, ГПа	δ_H	σ_S , ГПа	H_M , ГПа	ϵ_e	ϵ_p
0	1,45	0,49	0,87	0,47	1,56	-0,010	-0,155
30	2,60	0,86	0,76	0,96	2,80	-0,018	-0,144
60	2,38	0,78	0,78	0,86	2,57	-0,017	-0,146
120	2,90	0,96	0,73	1,1	3,13	-0,020	-0,141
180	3,95	1,304	0,64	1,61	4,26	-0,028	-0,130
240	4,34	1,43	0,60	1,81	4,68	-0,030	-0,126
300	3,97	1,31	0,63	1,62	4,28	-0,028	-0,130
360	3,89	1,28	0,64	1,58	4,22	-0,027	-0,130

ТАБЛИЦЯ 4. Механічні характеристики стопу AlSi10Mg (СЛТ + Т6 + УЗУО).

TABLE 4. Mechanical characteristics of AlSi10Mg alloy (SLM + T6 + UIT).

Тривалість оброблення, с	HV_{100} , ГПа	$\sigma_{0,2}$, ГПа	δ_H	σ_S , ГПа	H_M , ГПа	ε_e	ε_p
0	1,12	0,37	0,90	0,35	1,21	-0,008	-0,159
30	1,92	0,63	0,82	0,67	2,07	-0,013	-0,151
60	2,72	0,898	0,75	1,02	2,93	-0,019	-0,143
120	2,98	0,98	0,72	1,14	3,21	-0,021	-0,140
180	3,92	1,294	0,64	1,59	4,23	-0,027	-0,130
240	3,98	1,31	0,63	1,62	4,29	-0,028	-0,129
300	4,65	1,53	0,57	1,97	5,02	-0,032	-0,122
360	4,53	1,5	0,58	1,91	4,89	-0,032	-0,124

відповідно. Тобто відпал і за нижчих температур також веде до погіршення механічних характеристик.

Після термічного оброблення 3D-друкованого стопу спостерігається незначне поліпшення пластичності (з 0,87 до 0,90) із істотним зменшенням мікротвердості (з 1,45 до 1,12 ГПа). Після УЗУО характеристика пластичності зменшується у більшій мірі для стопу після Т6, але для часу УЗУО у 180 с пластичність зразків СЛТ + УЗУО та СЛТ + Т6 + УЗУО стає однаковою (0,64), хоча межі плинності (1,304) і міцності (1,61) для СЛТ-стопу безпосередньо після 3D-друку мають дещо вищі значення, ніж для термічно обробленого зразка (1,294 і 1,59 відповідно), за практично однакових внесків пружної та пластичної деформацій матеріалу в напрямку прикладення навантаження.

Як відомо, пружна деформація ε_e веде до зростання напруження згідно із Гуковим законом, нормальні складові якого є відповідальними за зародження та розвиток крихких тріщин [32]. Водночас, що легше за умов УЗУО відбувається пластична деформація, яка забезпечує релаксацію напружень, то більш пластичним є матеріал. Разом з тим, здатність матеріалу до релаксації напружень шляхом пластичної деформації після УЗУО зменшується приблизно в 1,2–1,3 рази, а пружна деформація збільшується (для СЛТ + УЗУО — у 2,7 разів, для СЛТ + Т6 + УЗУО — у 4 рази). Це пов'язане з розмноженням і перерозподілом дефектів кристалічної будови та відповідним зміцненням. Також слід враховувати, що за умов УЗУО на матеріал впливають дві складові — накопичувальна деформаційна складова, що діє в основному в поверхневих шарах, і вібраційна складова, пов'язана з вимушеними коливаннями атомів завдяки проходженню ультразвукових хвиль крізь об'єм матеріалу.

У залежності від амплітуди циклічних напружень порівняно з певною критичною величиною коливання можуть викликати або накопичення, або релаксацію дефектів структури.

На рисунку 4 наведено морфологію поверхні сплаву AlSi10Mg у вихідному стані після 3D-друку, після термічного оброблення та після УЗУО тривалістю у 180 с і 300 с. Саме за цих значень часу оброблення спостерігаються характерні максимуми мікротвердості (рис. 2).

Зазвичай мікроструктура сплаву AlSi10Mg складається з дендритної фази α -Al та крупнозернистих Si-, Mg- і Fe-вмісних фаз. В той же час в СЛТ-зразках сформована евтектична мікроструктура містить більш дрібні частинки Si на відміну від крупнозернистого та голчастого евтектичного силіцію у ливарних стопах AlSi10Mg. Як відомо, висока швидкість охолодження під час СЛТ зумовлює формування пересиченого твердого розчину на основі Al із кількістю Si до $\cong 8\%$ ваг. хоча за бінарною системою Al-Si максимальна розчинність Si у α -Al становить 1,65% за температури у 577°C [10].

Термічне оброблення за режимом Т6 гомогенізує структуру за рахунок розпаду сегментованої структури — рисунок «риб'ячої луски» (рис. 4, а) та басейни розтопу зникають, морфологія евтектичного Si змінюється на сферичну (рис. 4, б). В результаті мікротвер-

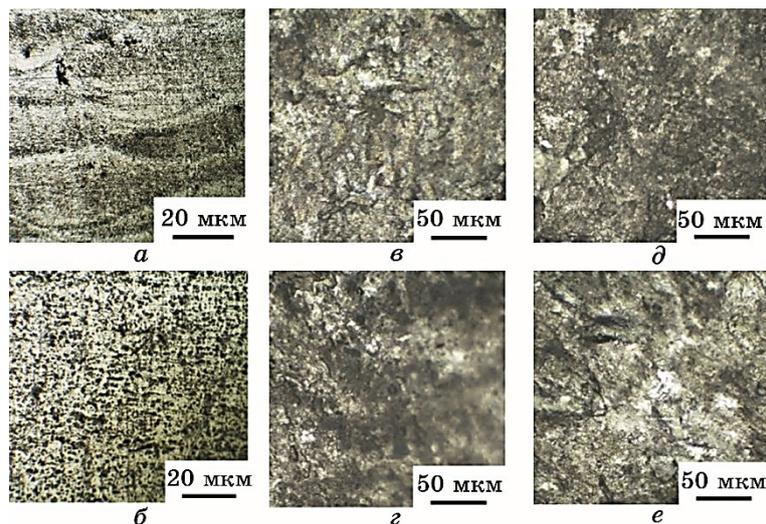


Рис. 4. Морфологія поверхні сплаву AlSi10Mg (оптична мікроскопія): СЛТ (а), СЛТ + Т6 (б), СЛТ + УЗУО тривалістю у 180 с (в) і 300 с (д) та СЛТ + Т6 + УЗУО тривалістю у 180 с (е) і 300 с (е).

Fig. 4. Surface morphology of AlSi10Mg alloy (optical microscopy): SLM (a), SLM + T6 (b), SLM + UIT for 180 s (c) and 300 s (d), and SLM + T6 + UIT for 180 s (e) and 300 s (e).

дість зразка СЛТ + Т6 порівняно з СЛТ зменшується. Вважається, що такий ефект забезпечується саме сфероїдизацією виділень Si за дифузійним механізмом.

На рисунку 4, *в-е* світлі ділянки відповідають α -твердому розчину Al, темні можуть бути частинками евтектики (α -Al + Si) або включеннями інших фаз. Якщо порівнювати із вихідним СЛТ-зразком (рис. 4, *а*), який не піддавався термічному обробленню, то після УЗУО відбувається деформаційне згладжування хвилеподібної морфології «риб'ячої луски», що пов'язане з локальними ударами УЗ-хвиль. Кількість мікронерівностей, дрібних заглиблень на поверхні зростає з часом оброблення.

Для зразків СЛТ + Т6 + УЗУО ультразвуковий ударний вплив зумовлює формування більш розвиненої морфології поверхні порівняно із СЛТ та СЛТ + УЗУО (рис. 4, *з, е*). У цьому випадку виявляються ознаки пластичної течії матеріалу з появою напливів, що пов'язане із меншою мікротвердістю зразка після термічного оброблення порівняно із СЛТ-зразком. Після УЗУО тривалістю у 180 с наявні ділянки поверхні з помітною структурною неоднорідністю, спостерігаються мікродфекти, які виникають внаслідок ППД поверхні. Збільшення розміру світлих областей після УЗУО впродовж 300 с, можливо, свідчить про фазові зміни або формування оксидних включень.

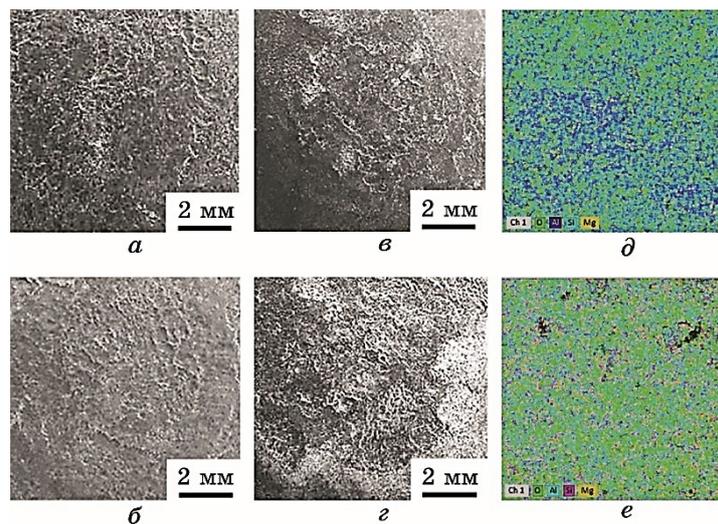


Рис. 5. Макроструктура поверхні СЛТ-стопу AlSi10Mg та мапи хемічного складу (растрова електронна мікроскопія): СЛТ + УЗУО — $t = 180$ с (*а, д*), $t = 300$ с (*в*); СЛТ + Т6 + УЗУО — $t = 180$ с (*б, е*), $t = 300$ с (*з*).

Fig. 5. Surface macrostructure of SLM AlSi10Mg alloy (SEM): SLM + UIT for 180 s (*a, d*), for 300 s (*e*); SLM + T6 + UIT for 180 s (*b, e*), for 300 s (*z*).

Структуру та хемічний склад поверхні стопу AlSi10Mg в області ультразвукового ударного впливу після різних режимів УЗУО досліджено із застосуванням растрової електронної мікроскопії та мікрорентгеноспектральної аналізи. На рисунку 5 наведено макроструктуру поверхні зразків після УЗУО тривалістю у 180 с і 300 с, яка є найбільш показовою, а також карти розподілу хемічних елементів Al, Si, Mg, O для часу оброблення у 180 с. В таблиці 5 представлено відповідні результати хемічної аналізи.

Можна бачити, що за тривалості УЗУО 180 с відбувається більш однорідне оброблення, а поверхнева шерсткість є меншою для випадку термообробленого зразка. Із збільшенням часу оброблення до 300 с шерсткість поверхні, кількість світлих ділянок і їхній розмір, навпаки, зростають для зразка СЛТ + Т6 + УЗУО.

У вихідному стані після 3D-друку зразки стопу AlSi10Mg мають наступний хемічний склад (% ваг.): Al — 91,69, Si — 7,53, Mg — 0,78, Оксиген відсутній (табл. 5). Після УЗУО упродовж 180 с відбувається насит оброблюваної поверхні атомами Оксигену, кількість якого становить $\cong 21,8\%$ ваг. Збільшення тривалості оброблення до 300 с сприяє ще більшому зростанню вмісту Оксигену (табл. 5).

Після термічного оброблення стопу AlSi10Mg Оксиген також відсутній і зразки СЛТ + Т6 мають наступний хемічний склад (% ваг.): Al — 87,95, Si — 11,40, Mg — 0,65 (табл. 5). Для зразків СЛТ + Т6 + УЗУО порівняно із СЛТ + УЗУО відбувається інтенсифікація процесів окиснення поверхні, що наочно простежується за картами хемічного складу (рис. 5, *д*, *е*). Так, за однакової тривалості УЗУО у 180 с вміст Оксигену для термообробленого зразка дорівнює $\cong 28\%$ ваг., що на $\cong 29\%$ більше, ніж для зразка без ТО. За тривалості оброблення у 300 с, за якої встановлено максимальне зна-

ТАБЛИЦЯ 5. Вміст елементів на поверхні зразків за даними мікрорентгеноспектральної аналізи.

TABLE 5. Elements contents on the sample surface based on the EDS data.

Умови оброблення	Вміст, % ваг.			
	Al	O	Si	Mg
СЛТ	91,69	–	7,53	0,78
СЛТ + УЗУО, $\tau = 180$ с	66,80	21,79	10,90	0,51
СЛТ + УЗУО, $\tau = 300$ с	60,44	31,42	7,75	0,39
СЛТ + Т6	87,95	–	11,40	0,65
СЛТ + Т6 + УЗУО, $\tau = 180$ с	62,08	28,13	8,76	1,03
СЛТ + Т6 + УЗУО, $\tau = 300$ с	56,28	35,98	7,13	0,61

чення мікротвердості, вміст Оксигену для СЛТ + Т6 + УЗУО також є вищим (і сягає $\approx 36\%$ ваг.), порівняно з СЛТ + УЗУО.

Також слід зазначити, що для зразка СЛТ + Т6 + УЗУО спостерігається вдвічі більше Mg порівняно із зразком СЛТ + УЗУО та менше Si. Із збільшенням часу оброблення Силіцію стає менше, що свідчить про можливу фрагментацію його сферичних виділень та можливе масоперенесення атомів Si вглиб матеріялу впродовж УЗУО.

На дифрактограмах СЛТ-стопу AlSi10Mg після 3D-друку, термічного оброблення й УЗУО ідентифікуються виключно дифракційні максимуми від Al (PDF-2 ID: 03-065-2869, просторова група 225: $Fm-3m$), Si (PDF-2 ID: 00-005-0565, просторова група 227: $Fd-3m$) та Si (PDF-2 ID: 01-080-0005, просторова група 186: $P63mc$). Хоча за результатами хемічної аналізи після УЗУО фіксується наявність Оксигену від $\approx 21,8\%$ ваг. до $\approx 36\%$ ваг., проте дифракційних рефлексів від оксиду Алюмінію не виявлено.

Достатньо інформативною є аналіза переважної кристалографічної орієнтації (рис. 6). Для полікристалічного алюмінію співвідношення інтенсивностей дифракційних максимумів (200) і (111) становить 0,476 [37]. Для стопу AlSi10Mg після 3D-друку це співвідношення становить $I_{200}/I_{111} = 1,6$, що свідчить про переважну кристалографічну орієнтацію в одному з напрямків й істотну мікροструктурну анізотропію [38, 39], наслідком якої є анізотропія механічних та інших властивостей [21, 40, 41].

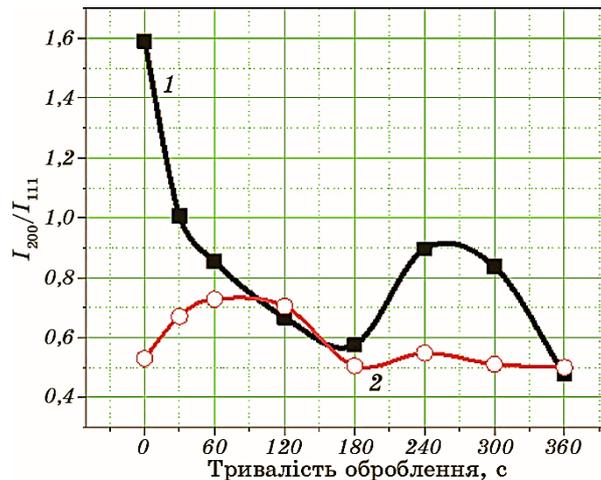


Рис. 6. Співвідношення інтенсивностей дифракційних максимумів Al(111) та Al(200) для стопу AlSi10Mg: 1 — СЛТ + УЗУО, 2 — СЛТ + Т6 + УЗУО.

Fig. 6. Intensity ratio for diffraction maxima Al(111) and Al(200) for AlSi10Mg alloy: 1—SLM + UIT, 2—SLM + T6 + UIT.

Застосування УЗУО для поверхневого зміцнення зразків стопу AlSi10Mg після 3D-друку зумовлює стрімке зменшення величини I_{200}/I_{111} , ймовірно, через формування у поверхневому шарі ультрадисперсної дезорієнтованої структури. За тривалості оброблення у 180 с значення I_{200}/I_{111} дорівнює 0,57, а після 240 с зростає до 0,89, вказуючи на підвищення кількості зерен, орієнтованих за площиною (100) паралельно до поверхні. За максимальної тривалості УЗУО величина I_{200}/I_{111} становить 0,48, що практично відповідає значенню для полікристалічного алюмінію [42]. Одержані дані корелюють із результатами роботи [49], в якій найвищі твердість і міцність екструдованого стопу AlSiMgCu спостерігалися для перерізу, що характеризувався максимальною інтенсивністю рентгеновських піків (111) і/або (200).

Застосування термічного оброблення за режимом T6 після 3D-друку стопу AlSi10Mg майже повністю усуває текстуру, оскільки співвідношення I_{200}/I_{111} дорівнює 0,53. Застосування УЗУО в даному випадку зумовлює лише незначне зростання величини I_{200}/I_{111} на початкових етапах оброблення (максимальне значення 0,73 досягається за 60 с, після чого зменшується до рівня вихідного стану).

Слід відмітити, що після термічного й ультразвукового ударного оброблень стопу AlSi10Mg також спостерігаються зміни співвідношення інтенсивностей дифракційних рефлексів Si у різних кристалографічних напрямках. За результатами рентгеноструктурних досліджень стопу AlSi10Mg після 3D-друку встановлено наявність двох модифікацій силіцію — з гранецентрованою кубічною ґратницею (просторова група 227: $Fd-3m$) і гексагональною кристалічною ґратницею (просторова група 186: $P63mc$). Внаслідок УЗУО вміст силіцію з ГЦК-ґратницею збільшується і після 300 с оброблення дифракційні максимуми від силіцію з ГЦП-ґратницею вже не фіксуються. Після термічного оброблення стопу AlSi10Mg за режимом T6 також залишаються дві модифікації силіцію. Відмінність від попереднього випадку полягає тільки в тому, що зменшення вмісту ГЦП-силіцію відбувається за менший час УЗУО — 240 с. Зменшення кількості ГЦП-силіцію може бути одним з чинників знеміцнення поверхні стопу AlSi10Mg після тривалого деформаційного впливу (рис. 2), оскільки за літературними даними твердість кубічного силіцію становить 11,1 ГПа, а з ГЦП-ґратницею — близько 12,2 ГПа [43].

За результатами рентгеноструктурних досліджень також розраховано ступінь деформації кристалічної ґратниці та розмір областей когерентного розсіяння (рис. 7). Після 3D-друку стопу AlSi10Mg ступінь деформації кристалічної ґратниці ε алюмінію становить 0,157%, а після його термічного оброблення очікувано зменшується до 0,073%. Застосування УЗУО зумовлює зростання ступеня деформації кристалічної ґратниці, характер залежності

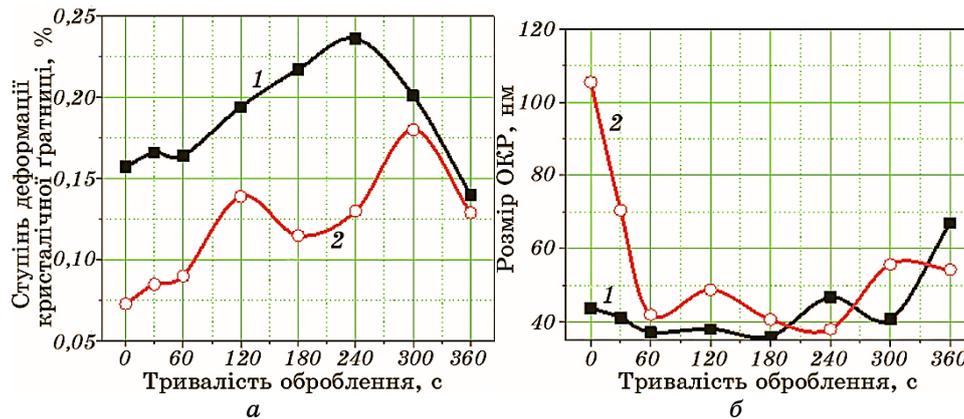


Рис. 7. Ступінь деформації кристалічної ґратниці (а) та розмір областей когерентного розсіяння (б) для сплаву AlSi10Mg: 1 — СЛТ + УЗУО, 2 — СЛТ + Т6 + УЗУО.

Fig. 7. Crystalline lattice strain extent (a) and coherent scattering area size (b) for AlSi10Mg alloy: 1—SLM + UIT, 2—SLM + T6 + UIT.

якої від часу дещо відрізняється для зразків СЛТ + УЗУО та СЛТ + Т6 + УЗУО (рис. 7, а).

Для зразків СЛТ + УЗУО спостерігається стрімке зростання ε до максимального значення 0,236% за тривалості оброблення у 240 с (у 1,5 рази вище за вихідне значення). Ця тривалість УЗУО відповідає максимуму величини мікротвердості для даного зразка. Подальше збільшення тривалості УЗУО до 360 с супроводжується зменшенням ε до значень, менших, ніж у вихідному стані, що свідчить про початок релаксаційних процесів, у тому числі й внаслідок можливого зростання температури поверхні зразка [34].

Характер зміни ступеня деформації кристалічної ґратниці СЛТ-зразків, які пройшли стадію термічного оброблення після 3D-друку, є дещо іншим — після УЗУО спостерігаються два максимальні значення за тривалості оброблення у 120 с і 300 с, які також відповідають максимумам на залежності мікротвердості від часу оброблення (рис. 2, а).

Розмір областей когерентного розсіяння після 3D-друку зразків сплаву AlSi10Mg приблизно становить 44 нм, а після термічного оброблення за режимом Т6 — 105 нм (рис. 7, б). Застосування УЗУО для зміцнення поверхні СЛТ-зразка не супроводжується істотними змінами розміру ОКР до 180 с оброблення та лише із подальшим зростанням тривалості УЗУО починає збільшуватися, що пояснюється локальним розігрівом поверхні та початком розвитку процесів динамічної рекристалізації. За тривалості оброблення у 360 с розмір ОКР стає в 1,5 рази більшим, ніж у вихідному стані. Після

УЗУО зразків, які піддавалися термічному обробленню, спостерігається стрімке зменшення розміру ОКР до $\cong 40$ нм вже після 60 с оброблення. Подальше збільшення тривалості оброблення вже не викликає значних змін ОКР (40–50 нм), але після 240 с оброблення спостерігається тенденція до зростання розміру ОКР, що узгоджується із зменшенням величини мікротвердості (рис. 2).

На рисунку 8 наведено зміни величини напружень першого роду для різних зразків стопу AlSi10Mg після УЗУО, яких також визначено за рентгенівськими даними.

У вихідному стані в зразках, як безпосередньо після 3D-друку, так і після термічного оброблення, фіксуються напруження стиснення, величина яких становить близько -100 МПа після СЛТ і -65 МПа після СЛТ + ТО.

Для зразків СЛТ + УЗУО величина стискальних напружень досягає максимального значення у -400 МПа за тривалості оброблення у 180 с, після чого відбувається поступове зменшення напружень до вихідного стану, ймовірно, через релаксацію, зумовлену початком подальшої перебудови накопичених дефектів. Ця залежність цілком задовільно корелює із змінами величини поверхневої мікротвердості, хоча максимальне значення мікротвердості відповідає тривалості оброблення у 240 с, але це свідчить лише про те, що ефект зміцнення досягається за рахунок комплексного впливу багатьох чинників, у тому числі структурних.

Більш значні зміни спостерігаються для зразків СЛТ + Т6 + УЗУО

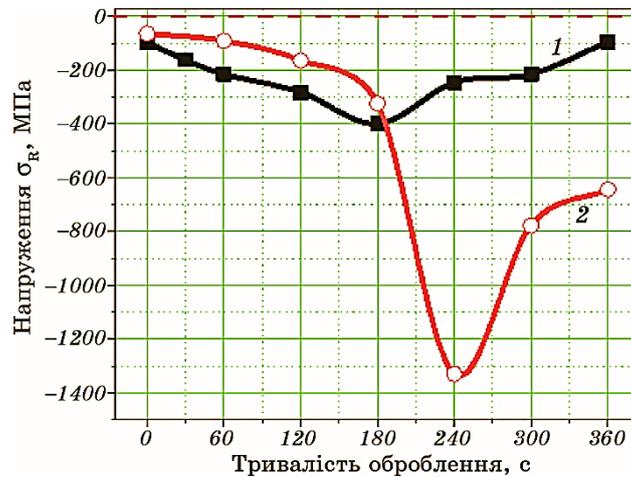


Рис. 8. Рівень залишкових напружень першого роду в стопі AlSi10Mg після УЗУО: 1 — СЛТ + УЗУО, 2 — СЛТ + Т6 + УЗУО.

Fig. 8. Residual stresses of the first order in AlSi10Mg alloy after UIT: 1—SLM + UIT, 2—SLM + T6 + UIT.

— до 180 с оброблення напруження стиснення зростає монотонно, а зі збільшенням тривалості деформаційного впливу до 240 с стрибкоподібно збільшується до -1380 ГПа, після чого починає зменшуватися. Тобто в даному випадку максимальному значенню мікротвердості ($\tau = 240$ с) відповідає до 6 разів більша величина стискальних напружень (порівняно із СЛТ + УЗУО). Слід відмітити, що за тривалості оброблення у 360 с величина напружень стиску становить -610 МПа для СЛТ + Т6 + УЗУО та -100 МПа для СЛТ + УЗУО. Тобто відновлення до вихідного стану не відбувається, а перебіг релаксаційних процесів є повільнішим для зразків СЛТ + Т6 + УЗУО (значення σ зменшується вдвічі порівняно із 4-разовим зменшенням для СЛТ + УЗУО). Таким чином сформовані напруження стиснення, що уможливають підвищити опір втомним навантаженням СЛТ-стопу AlSi10Mg [46], демонструють достатньо високу тривкість, а отже, здатні подовжувати витривалість і експлуатаційний ресурс конструкцій і виробів, що також було показано експериментально для різних матеріалів [16, 17, 22, 48].

За результатами проведених рентгеноструктурних досліджень можна зробити висновок, що високий рівень напружень першого та другого роду є важливим чинником впливу на мікротвердість стопу AlSi10Mg після УЗУО. Для зразків СЛТ-стопу AlSi10Mg, які піддавалися термічному обробленню за режимом Т6, величина макроскопічних напружень стиску більше ніж втричі перевищує це значення для зразків без ТО. Зміни розміру ОКР є істотними тільки для зразків СЛТ + Т6 + УЗУО для тривалості оброблення до 60 с.

4. ВИСНОВКИ

Ультразвукове ударне модифікування поверхні стопу AlSi10Mg після його 3D-друку дає змогу досягти максимального значення мікротвердості у $4,34$ ГПа упродовж 240 с оброблення. Ефект зміцнення зберігається до віддалі у $\cong 400$ мкм від поверхні. В обробленому шарі зникає специфічна мікроструктура типу «риб'ячої луски», характерна для металевих стопів після 3D-друку. В перехідному, менш зміцненому, шарі деформаційний вплив гальмується на сферичних межах залишкової сегментованої мікроструктури. Домінуювальними чинниками зміцнення є подвійне зростання величини напружень першого та другого роду, а також зміни в переважній орієнтації зерен поверхневого шару.

Застосування УЗУО до термічно оброблених після 3D-друку зразків є навіть більш доцільним, оскільки уможливорює підвищити мікротвердість до $\cong 4,65$ ГПа, хоча і за дещо більшої тривалості оброблення — 300 с, а також додатково втричі збільшити рівень стискальних напружень. Товщина зміцненого шару з дрібними виділеннями Si дорівнює 300 мкм. Порівняно із вихідним станом, мак-

симальний ефект зміцнення зразка СЛТ + Т6 + УЗУО становить $\cong 4$ рази.

Для зразка СЛТ + УЗУО спостерігається циклічний характер деформації — за стадіями зміцнення слідує стадія пластифікації, тоді як для термообробленого зразка СЛТ + Т6 + УЗУО між цими стадіями наявні періоди накопичення деформації, які чергуються через кожні 120 с оброблення та характеризуються усталеними значеннями мікротвердості. Остаточне зменшення величини мікротвердості за великих часів оброблення пов'язане із початком релаксаційних процесів, які приводять до зменшення величини стискальних напружень та кількості ГЦП-силіцію; тому тривалість УЗУО, яка більша за 240–300 с, слід вважати недоцільною.

Застосування УЗУО є ефективним засобом зміцнення поверхні стопу AlSi10Mg, одержаного селективним лазерним топленням, оскільки зумовлює подрібнення мікроструктури, істотне зміцнення та високий рівень макроскопічних напружень стиснення, а також заліковування залишкових пор, і може бути перспективним видом деформаційного пост-оброблення 3D-друкованих виробів.

Роботу виконано в рамках д/б теми № 2701ф Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» «Наукові основи ультразвукової ударної та адитивної технологій виготовлення високонавантажених деталей БПЛА з покращеною дальністю» (д/р № 0124U001001) та за часткової підтримки НАН України (д/р № 0123U102368).

AUTHORS' CONTRIBUTIONS

А. П. Бурмак виконав рентгенівські та мікроскопічні дослідження, а також макетування рукопису. С. М. Волошко розробила концепцію роботи, виконала аналіз отриманих експериментальних результатів і підготувала перший варіант рукопису. І. А. Владимирський взяв участь у аналізі результатів, Б. М. Мордюк виконав модифікування поверхні зразків, взяв участь у аналізі результатів, а також виконав редагування рукопису. М. О. Васильєв проаналізував літературні дані щодо поверхневого оброблення стопів системи AlSiMg методами деформації поверхні, взяв участь у аналізі результатів. М. М. Ворон виконав термічне оброблення зразків. Усі автори схвалили остаточну версію рукопису.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. M. Bartošák, M. Jambor, J. Halamka, L. Pelikán, O. Stránský, E. Galčíková, M. Slaný, J. Horváth, Š. Petrášek, and I. Šulák, *Mater. Design*, **253**: 113926 (2025).

2. A. M. Fattahi, H. Beheshti, and M. Shamanian, *J. Mater. Res. Technol.*, **17**: 3016 (2022).
3. M. M. H. Tusher and A. Ince, *Eng. Failure Analysis*, **154**: 107667 (2023).
4. A. Tridello, J. Fiocchi, C. A. Biffi, G. Chiandussi, M. Rossetto, A. Tuissi, and D. S. Paolino, *Int. J. Fatigue*, **137**: 105659 (2020).
5. H. Rao, S. Giet, K. Yang, X. Wu, and C. H. J. Davies, *Mater. Design*, **109**: 334 (2016).
6. Z. M. Jian, G. A. Qian, D. S. Paolino, A. Tridello, F. Berto, and Y. S. Hong, *Int. J. Fatigue*, **143**: 106013 (2021).
7. M. T. Andani, R. Dehghani, M. R. Karamooz-Ravari, R. Mirzaeifar, and J. Ni, *Additive Manuf.*, **20**: 33 (2018).
8. R. K. Rhein, Q. Shi, S. Arjun Tekalur, J. Wayne Jones, and J. W. Carroll, *Fatigue Fracture Eng. Mater. Struct.*, **44**, Iss. 2: 295 (2021).
9. D. Bhatt, J. Vora, P. Sahlot, and P. Trivedi, *Int. J. Membrane Sci. Technol.*, **8**, No. 2: 119 (2020).
10. А. П. Бурмак, С. М. Волошко, С. І. Сидоренко, І. А. Владимирський, М. М. Ворон, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, *Металофіз. новітні технол.*, **47**, № 5: 473 (2025).
11. S. I. Shakil, A. Hadadzadeh, B. Shalchi Amirkhiz, H. Pirgazi, M. Mohammadi, and M. Haghshenas, *Results Mater.*, **10**: 100178 (2021).
12. А. П. Бурмак, М. М. Ворон, С. М. Волошко, С. І. Сидоренко, І. А. Владимирський, С. І. Конорев, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, *Металофіз. новітні технол.*, **47**, № 8: 827 (2025).
13. Z. Xu, L. Xu, W. Liu, J. Li, J. Wu, W. Zhou, X. Zhang, D. Zhang, C. Ye, and H. Ding, *J. Mater. Eng. Perform.*, **34**: 9198 (2025).
14. Y. Yuan, R. Li, X. Bi, M. Yan, J. Cheng, and J. Gu, *J. Mater. Res. Technol.*, **30**: 1319 (2024).
15. H. Zhang, A. Amanov, and Y. S. Pyun, *Int. J. Fatigue*, **153**: 106463 (2021).
16. A. I. Dekhtyar, B. N. Mordyuk, D. G. Savvakina, V. I. Bondarchuk, I. V. Moiseeva, and N. I. Khripta, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 348 (2015).
17. B. N. Mordyuk, A. I. Dekhtyar, D. G. Savvakina, and N. I. Khripta, *J. Mater. Eng. Perform.*, **31**: 5668 (2022).
18. J. Zhang, Y. F. Xing, J. J. Zhang, J. Y. Cao, F. Y. Yang, and X. B. Zhang, *Materials*, **15**, Iss. 15: 5168 (2022).
19. Y. Cao, Y. Zhang, W. Ming, W. He, and J. Ma, *Metals*, **13**, Iss. 2: 398 (2023).
20. C. Ye, A. Telang, A. S. Gill, S. Suslov, Y. Idell, K. Zweigacker, J. M. K. Wiezorek, Z. Zhou, D. Qian, S. R. Mannava, and V. K. Vasudevan, *Mater. Sci. Eng. A*, **613**: 274 (2014).
21. С. М. Волошко, А. П. Бурмак, А. К. Орлов, М. М. Ворон, *Металознавство та обробка металів*, **30**, № 1: 28 (2024).
22. S. M. Voloshko, M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and M. M. Voron, *Метал та лиття України*, **32**, № 3–4: 41 (2024).
23. A. Teramachi and J. Yan, *J. Micro-Nano-Manuf.*, **7**, Iss. 2: 024501 (2019).
24. C. Wang, Y. Li, W. Tian, J. Hu, B. Li, P. Li, and W. Liao, *J. Mater. Res. Technol.*, **21**: 781 (2022).
25. L. Zhou, A. Mehta, E. Schulz, B. McWilliams, K. Cho, and Y. Sohn, *Mater. Characterization*, **143**: 5 (2018).
26. С. М. Волошко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Н. В. Франчік, *Металофіз. новітні технол.*, **45**, № 2: 217 (2023).

27. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, Н. В. Франчік, *Металофіз. новітні технол.*, **39**, № 7: 905 (2017).
28. D. A. Lesyk, B. N. Mordyuk, V. V. Dzhemelinskiyi, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *J. Mater. Eng. Perform.*, **31**: 8567 (2022).
29. *European Aluminium. The Aluminium Automotive Manual, Materials—Designation System* (European Aluminium Association: 2002).
30. L. S. Fomenko, A. V. Rusakova, S. V. Lubenets, and V. A. Moskalenko. *Low Temp. Phys.*, **36**, Iss. 7: 645 (2010).
31. Y. V. Milman, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, and A. A. Golubenko, *Usp. Fiz. Met.*, **19**, No. 3: 271 (2018).
32. О. В. Бякова, О. І. Юркова, Ю. В. Мільман, О. В. Білоцький, *Теоретичні основи і методи визначення механічних властивостей матеріалів та покриттів при ідентифікації на макро- та мікрорівнях* (Київ: Гарант СЕРВІС: 2011).
33. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металофіз. новітні технол.*, **42**, № 3: 381 (2020).
34. Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Наукові вісті НТУУ «КПІ»*, № 3: 42 (2009).
35. T. Wang, Y. Y. Zhu, S. Q. Zhang, H. B. Tang, and H. M. Wang, *J. Alloys Compd.*, **632**: 505 (2015).
36. Y. Kok, X. P. Tan, P. Wan, M. L. S. Nai, N. H. Loh, E. Liu, and S. B. Tor, *Mater. Design*, **139**: 565 (2018).
37. E. Strumza, O. Yeheskel, and S. Hayun, *Additive Manufacturing*, **29**: 100762 (2019).
38. K. Kempen, L. Thijs, and J. Van Humbeeck, *Phys. Procedia*, **39**: 439 (2012).
39. W. Li, S. Li, and J. Liu, *Mater. Sci. Eng. A*, **663**: 116 (2016).
40. P. Yang, L. A. Deibler, and D. R. Bradley, *J. Mater. Research*, **33**: 4040 (2018).
41. G. Y. Oh, Y. K. Kim, S. K. Kim, H. K. Lim, and Y. J. Kim, *Mater. Trans.*, **58**, Iss. 8: 1241 (2017).
42. E. Strumza, O. Yeheskel, and S. Hayun, *Additive Manufacturing*, **29**: 100762 (2019).
43. Y. Zhang, D. Wang, and Y. Li, *Scripta Mater.*, **213**: 114936 (2022).
44. J. Wu, X. Wang, W. Wang, M. Attallah, and M. Loretto, *Acta Mater.*, **117**: 311 (2016).
45. W. Pan, Z. Ye, Y. Zhang, Y. Liu, B. Liang, and Z. Zhai, *Materials*, **15**, Iss. 7: 2528 (2022).
46. E. Maleki, S. Bagherifard, N. Razavi, M. Riccio, M. Bandini, A. du Plessis, F. Berto, and M. Guagliano, *Mater. Sci. Eng. A*, **829**: 142145 (2022).
47. P. Snopiński, T. Yu, X. Zhang, and D. Juul Jensen, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, **1310**: 012039 (2024).
48. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Y. V. Milman, M. O. Iefimov, and A. V. Sameljuk, *Mater. Sci. Eng. A*, **563**: 138 (2013).
49. C. M. Park, J. K. Jung, B. C. Yu, and Y. H. Park, *Metals Mater. Int.*, **25**: 71 (2019).

REFERENCES

1. M. Bartošák, M. Jambor, J. Halamka, L. Pelikán, O. Stránský, E. Galčíková, M. Slaný, J. Horváth, Š. Petrášek, and I. Šulák, *Mater. Design*, **253**: 113926 (2025).

2. A. M. Fattahi, H. Beheshti, and M. Shamanian, *J. Mater. Res. Technol.*, **17**: 3016 (2022).
3. M. M. H. Tusher and A. Ince, *Eng. Failure Analysis*, **154**: 107667 (2023).
4. A. Tridello, J. Fiocchi, C. A. Biffi, G. Chiandussi, M. Rossetto, A. Tuissi, and D. S. Paolino, *Int. J. Fatigue*, **137**: 105659 (2020).
5. H. Rao, S. Giet, K. Yang, X. Wu, and C. H. J. Davies, *Mater. Design*, **109**: 334 (2016).
6. Z. M. Jian, G. A. Qian, D. S. Paolino, A. Tridello, F. Berto, and Y. S. Hong, *Int. J. Fatigue*, **143**: 106013 (2021).
7. M. T. Andani, R. Dehghani, M. R. Karamooz-Ravari, R. Mirzaeifar, and J. Ni, *Additive Manuf.*, **20**: 33 (2018).
8. R. K. Rhein, Q. Shi, S. Arjun Tekalur, J. Wayne Jones, and J. W. Carroll, *Fatigue Fracture Eng. Mater. Struct.*, **44**, Iss. 2: 295 (2021).
9. D. Bhatt, J. Vora, P. Sahlot, and P. Trivedi, *Int. J. Membrane Sci. Technol.*, **8**, No. 2: 119 (2020).
10. A. P. Burmak, S. M. Voloshko, S. I. Sydorenko, I. A. Vladymyrs'kyy, M. M. Voron, B. M. Mordyuk, and M. O. Vasyl'yev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 5: 473 (2025) (in Ukrainian).
11. S. I. Shakil, A. Hadadzadeh, B. Shalchi Amirkhiz, H. Pirgazi, M. Mohammadi, and M. Haghshenas, *Results Mater.*, **10**: 100178 (2021).
12. 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, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 8: 827 (2025) (in Ukrainian).
13. Z. Xu, L. Xu, W. Liu, J. Li, J. Wu, W. Zhou, X. Zhang, D. Zhang, C. Ye, and H. Ding, *J. Mater. Eng. Perform.*, **34**: 9198 (2025).
14. Y. Yuan, R. Li, X. Bi, M. Yan, J. Cheng, and J. Gu, *J. Mater. Res. Technol.*, **30**: 1319 (2024).
15. H. Zhang, A. Amanov, and Y. S. Pyun, *Int. J. Fatigue*, **153**: 106463 (2021).
16. A. I. Dekhtyar, B. N. Mordyuk, D. G. Savvakina, V. I. Bondarchuk, I. V. Moiseeva, and N. I. Khripta, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 348 (2015).
17. B. N. Mordyuk, A. I. Dekhtyar, D. G. Savvakina, and N. I. Khripta, *J. Mater. Eng. Perform.*, **31**: 5668 (2022).
18. J. Zhang, Y. F. Xing, J. J. Zhang, J. Y. Cao, F. Y. Yang, and X. B. Zhang, *Materials*, **15**, Iss. 15: 5168 (2022).
19. Y. Cao, Y. Zhang, W. Ming, W. He, and J. Ma, *Metals*, **13**, Iss. 2: 398 (2023).
20. C. Ye, A. Telang, A. S. Gill, S. Suslov, Y. Idell, K. Zweigacker, J. M. K. Wiezorek, Z. Zhou, D. Qian, S. R. Mannava, and V. K. Vasudevan, *Mater. Sci. Eng. A*, **613**: 274 (2014).
21. S. M. Voloshko, A. P. Burmak, A. K. Orlov, and M. M. Voron, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, **30**, No. 1: 28 (2024) (in Ukrainian).
22. S. M. Voloshko, M. O. Vasyl'yev, B. M. Mordyuk, and M. M. Voron, *Metal ta Lyttya Ukrainy*, **32**, Nos. 3–4: 41 (2024).
23. A. Teramachi and J. Yan, *J. Micro-Nano-Manuf.*, **7**, Iss. 2: 024501 (2019).
24. C. Wang, Y. Li, W. Tian, J. Hu, B. Li, P. Li, and W. Liao, *J. Mater. Res. Technol.*, **21**: 781 (2022).
25. L. Zhou, A. Mehta, E. Schulz, B. McWilliams, K. Cho, and Y. Sohn, *Mater. Characterization*, **143**: 5 (2018).
26. S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasyl'yev, V. I. Zakiyev, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 2: 217 (2023) (in Ukrainian).

27. M. O. Vasyl'yev, B. M. Mordyuk, S. I. Sydorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 7: 905 (2017) (in Ukrainian).
28. D. A. Lesyk, B. N. Mordyuk, V. V. Dzhemelinskiyi, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *J. Mater. Eng. Perform.*, **31**: 8567 (2022).
29. *European Aluminium. The Aluminium Automotive Manual, Materials—Designation System* (European Aluminium Association: 2002).
30. L. S. Fomenko, A. V. Rusakova, S. V. Lubenets, and V. A. Moskalenko. *Low Temp. Phys.*, **36**, Iss. 7: 645 (2010).
31. Y. V. Milman, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, and A. A. Golubenko, *Usp. Fiz. Met.*, **19**, No. 3: 271 (2018).
32. O. V. Byakova, O. I. Yurkova, Yu. V. Mil'man, and O. V. Bilots'kyy, *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 Microlevels] (Kyiv: Harant SERVIS: 2011) (in Ukrainian).
33. M. O. Vasyl'yev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiyev, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 3: 381 (2020) (in Ukrainian).
34. H. I. Prokopenko, S. M. Voloshko, I. Ye. Kotenko, and A. P. Burmak, *Naukovi Visti NTUU 'KPI'*, No. 3: 42 (2009) (in Ukrainian).
35. T. Wang, Y. Y. Zhu, S. Q. Zhang, H. B. Tang, and H. M. Wang, *J. Alloys Compd.*, **632**: 505 (2015).
36. Y. Kok, X. P. Tan, P. Wan, M. L. S. Nai, N. H. Loh, E. Liu, and S. B. Tor, *Mater. Design*, **139**: 565 (2018).
37. E. Strumza, O. Yeheskel, and S. Hayun, *Additive Manufacturing*, **29**: 100762 (2019).
38. K. Kempen, L. Thijs, and J. Van Humbeeck, *Phys. Procedia*, **39**: 439 (2012).
39. W. Li, S. Li, and J. Liu, *Mater. Sci. Eng. A*, **663**: 116 (2016).
40. P. Yang, L. A. Deibler, and D. R. Bradley, *J. Mater. Research*, **33**: 4040 (2018).
41. G. Y. Oh, Y. K. Kim, S. K. Kim, H. K. Lim, and Y. J. Kim, *Mater. Trans.*, **58**, Iss. 8: 1241 (2017).
42. E. Strumza, O. Yeheskel, and S. Hayun, *Additive Manufacturing*, **29**: 100762 (2019).
43. Y. Zhang, D. Wang, and Y. Li, *Scripta Mater.*, **213**: 114936 (2022).
44. J. Wu, X. Wang, W. Wang, M. Attallah, and M. Loretto, *Acta Mater.*, **117**: 311 (2016).
45. W. Pan, Z. Ye, Y. Zhang, Y. Liu, B. Liang, and Z. Zhai, *Materials*, **15**, Iss. 7: 2528 (2022).
46. E. Maleki, S. Bagherifard, N. Razavi, M. Riccio, M. Bandini, A. du Plessis, F. Berto, and M. Guagliano, *Mater. Sci. Eng. A*, **829**: 142145 (2022).
47. P. Snopiński, T. Yu, X. Zhang, and D. Juul Jensen, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, **1310**: 012039 (2024).
48. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Y. V. Milman, M. O. Iefimov, and A. V. Sameljuk, *Mater. Sci. Eng. A*, **563**: 138 (2013).
49. C. M. Park, J. K. Jung, B. C. Yu, and Y. H. Park, *Metals Mater. Int.*, **25**: 71 (2019).

PACS numbers: 61.48.-c, 65.80.Ck, 66.70.Lm, 78.30.Na, 81.05.U-, 81.05.ue, 81.05.uf

Structural Features of Carbon Nanomaterials and Determination of Their Thermophysical Properties Using Pulsed Radiation

A. I. Khovavko*, E. V. Strativnov*, D. S. Filonenko*, A. A. Nebesnyi*,
A. V. Minitzkyi**,****, R. V. Lytvyn***,*****, D. S. Leonov***,
A. A. Kolesnichenko***, and M. Yu. Barabash*,**,***,****

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

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

The thermophysical properties of carbon nanomaterials (CNMs), such as thermally expanded graphite, carbon nanotubes, and globular multilayer graphene, are investigated. A series of samples is produced by the technique of one-sided static pressing. By means of the impulse method, the parameters

Corresponding author: Oleksandr Ihorovych Khovavko
E-mail: ahova2005@ukr.net

Citation: A. I. Khovavko, E. V. Strativnov, D. S. Filonenko, A. A. Nebesnyi, A. V. Minitzkyi, R. V. Lytvyn, D. S. Leonov, A. A. Kolesnichenko, and M. Yu. Barabash, Structural Features of Carbon Nanomaterials and Determination of Their Thermophysical Properties Using Pulsed Radiation, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 48, No. 1: 87–97 (2026). DOI: [10.15407/mfint.48.01.0087](https://doi.org/10.15407/mfint.48.01.0087)

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

of the thermal conductivity of the samples are determined depending on the conditions of their production. As found out, the thermal conductivity of the CNMs increases with increasing density and pressure. As assumed, the mechanisms of heat transfer in these systems can be related to the electron–lattice interaction. Heat transfer can occur by various transport mechanisms.

Key words: thermal conductivity, pulsed radiation, thermally expanded graphite, globular multilayer graphene, multi-walled carbon nanotubes.

Досліджено теплофізичні властивості вуглецевих наноматеріалів (ВНМ), таких як терморозширений графіт, вуглецеві нанотрубки та глобулярний багат шаровий графен. Серію зразків було виготовлено методом одностороннього статичного пресування. За допомогою імпульсного методу було визначено параметри теплопровідності зразків залежно від умов їхнього виробництва. Встановлено, що теплопровідність ВНМ зростає зі збільшенням густини та тиску. Припускається, що механізми теплопередачі в цих системах можуть бути пов'язані з електрон-ґратницевою взаємодією. Теплопередача може відбуватися за допомогою різних механізмів перенесення.

Ключові слова: теплопровідність, імпульсне випромінювання, термічно розширений графіт, глобулярний багат шаровий графен, багатостінні вуглецеві нанотрубки.

(Received 23 December, 2025; in final version, 24 December, 2025)

1. INTRODUCTION

Modern science connects our future with nanomaterials and nanotechnologies. The widespread implementation of new technologies, including nanotechnologies, into industrial production is achieved by a high level of standardization, which is not possible without the preliminary development of research methods and devices for evaluating new materials. The methods for investigation of carbon nanomaterials and new techniques and tools that allow accurate determination of their structural and thermophysical parameters are developed in many scientific centres and laboratories around the world [1]. In particular, experimental work on the characterization of nanostructured materials is important, along with their manufacture and application. The study of the properties of carbon nanotubes (CNTs), thermally expanded graphite (TEG) and globular multilayer graphene (GMLG), and the development of new materials based on them is a topical task which also includes the development of new hardware for measurements, data processing and representation.

It should be noted that the real experimental characteristics of carbon nanomaterials are much worse than those predicted by theoretical

calculations. First of all, this is explained by the structural imperfections in carbon nanomaterials; however, the problem to a large extent is related to the nature of the tests which are used in research works [1–3]. It is very difficult to prepare test samples without damaging the nanotubes. Another problem is the practical difficulties in representing the experimental results with sufficient resolution.

A sufficiently large amount of material is required, when developing materials with given heat insulation properties, which cannot be provided by the modern technologies of graphene production. At the same time, the requirements for graphene-like modifiers are significantly less strict than those for graphene samples that are designed for use in electronics. In particular, one can expect that graphene fragments with large area are not needed for thermal insulation; the use of carbon monolayers is also not necessary. Therefore, increased attention is paid to the development and investigation of high-tech carbon material of a new generation based on thermally expanded graphite. Thermally expanded graphite (it is often called graphite foam or vermicular graphite) is a low-density carbon material that has unique physical and chemical properties: high specific surface area, sufficiently high thermal and chemical resistance, low thermal conductivity, high porosity. The present work represents the results of investigations of the technology developed for producing carbon nanomaterials; the structural features of these materials are studied, and their thermophysical properties are analysed.

Currently, there are two approaches to determining the thermal conductivity of materials: stationary and non-stationary ones. Each of these approaches has its own sources of uncertainty that can affect the accuracy of the measurements. The most reliable method is stationary one, but it can take a lot of time to measure thermal conductivity of one sample. Therefore, the non-stationary method, or the thermal pulse method, is increasingly used for faster measurements. The following factors are essential during the process of impulse heating of material. Since light penetrates into the sample, the sources of optical heating should be volumetric. The energy is released non-uniformly throughout the volume of interaction, as the intensity of light decreases as it penetrates into the sample. This leads to spatially inhomogeneous heating of the material, and causes heat and mass transfer processes between different zones of the sample [4–7].

The aim of the present work was to study the structural features and thermophysical properties of thermally expanded graphite, carbon nanotubes, and globular multilayer graphene.

2. EXPERIMENTAL TECHNIQUES AND DISCUSSION

A carbon-containing gaseous source, natural gas, was used as a raw

material for the synthesis of multi-walled carbon nanotubes (MWCNTs). The gas was previously converted on a nickel catalyst, and then, the conversion products were used for the synthesis of MWCNTs. It was found out that the MWCNTs formed at moderate temperatures due to the treatment of freshly reduced iron with products of air conversion of natural gas [8]. As a result of further crystallization of carbon, nanotubes were formed, and iron particles were separated from the main material, *i.e.*, the catalyst material was fragmented. It was found out that carbonisation–decarbonisation cycles in the γ -Fe, α -Fe, and Fe₃C system play a decisive role in the formation of MWCNTs below 700°C [8, 9].

In order to determine the dependence of the density of carbon nanomaterials on the pressing force and thermal conductivity, a series of samples was produced by one-sided static pressing in a cylindrical steel matrix with a diameter of 12 mm. The pressing was carried out at a hydraulic press at a pressure in the range of 170–450 MPa. The mass, volume and density of the samples after pressing were determined. Four samples were produced for each carbon material.

The morphology and microstructure of the synthesized carbon nanomaterials (CNMs) were examined using scanning electron microscopy (SEM) technique at a JSM-6490LV microscope. The microstructure of carbon nanomaterials produced by various methods [10] and synthesis modes is shown in Fig. 1.

The CNT material has a so-called ‘sponge’ morphology (Fig. 1, *a, b*), *i.e.*, it is comprised of intertwined tubes of different diameters ranging

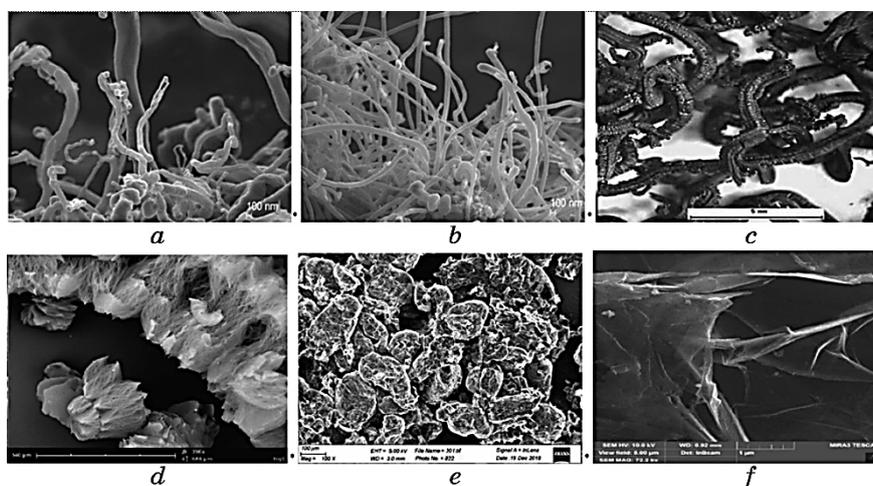


Fig. 1. Microstructure of carbon nanomaterials: multi-walled carbon nanotubes (*a, b*), thermally expanded graphite (*c, d*), globular multilayer graphene (*e, f*).

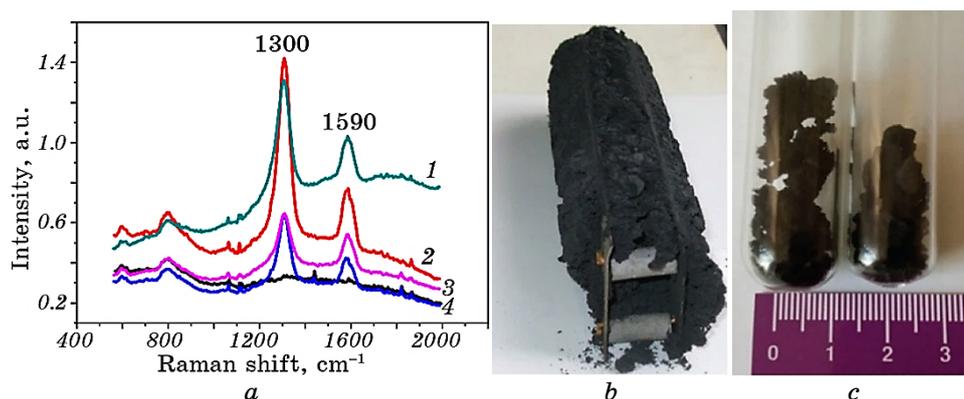


Fig. 2. Raman spectra of carbon nanomaterials and images of synthesized carbon nanotubes: Raman spectra of CNTs (*a*), CNTs on an iron catalyst (*b*), CNT samples in glass tubes for determination of Raman spectra (*c*).

from 20 to 300 nm. The various diameters are explained by the sizes of the iron grains which detached from the freshly reduced metal plate in a hydrogen atmosphere during the disproportionation of carbon monoxide.

Raman scattering spectra of the samples (see Fig. 2, *a–c*) were studied using a mini-RamanPro Raman spectrometer Lightnovo (Denmark). A laser with a wavelength of $\lambda = 785$ nm for the spectral range of 600–2000 cm^{-1} was used. The accuracy of determining the wave number was in the range of 0.5–2 cm^{-1} . The exposure time was 100 ms, 50 spectra were averaged. In each case, the Raman spectra of all samples were recorded using the same parameters. The Raman spectra confirmed the presence of carbon nanotubes with two characteristic peaks at 1300 and 1590 cm^{-1} , which correspond in Fig. 2 to the D and G modes, respectively. The first, second, and fourth spectra (Fig. 2) are typical spectra of nanotubes with characteristic D and G modes. In all three samples, the D mode had a higher intensity than the second one, which is not typical for intact single-walled nanotubes. Therefore, one can conclude that the nanotubes deposited by the CVD method were multi-walled and most likely had a curved shape. In all three samples, a shoulder in the G mode was clearly observed (which may be an overtone of the D mode), that indicated the high density of defects in the samples.

In order to determine the dependence of density and thermal conductivity on pressing pressure in the range of 170–450 MPa, sets of samples from carbon nanotubes, thermally expanded graphite, and globular multilayer graphene were produced (Fig. 3).

Thermally expanded graphite is a product of multi-stage technological processing [11] of natural crystalline graphite powder. Figure 1, *c*



Fig. 3. Appearance and dimensions of: carbon nanotubes (*a*), thermally expanded graphite (*b*), globular multilayer graphene (*c*).

shows the appearance of TEG particles at the macro-level, which consist of individual worm-shaped 5–10 mm long particles. The microstructure of TEG at the microlevel is shown in Fig. 1, *d*: the structure of a single particle is seen, which consists of separate graphene clusters comprised of 100–500 elements. According to Ref. [12], the main stages of TEG production include oxidation of flaky graphite, its drying, thermal expansion and subsequent processing aimed at obtaining the final product or part. The mechanism of transformation of oxidized graphite into TEG was also analysed; it is related to a sharp increase in pressure between the layers due to rapid heating (thermal shock). The pressure that occurs during the thermal shock causes foaming and intermolecular explosion, which are accompanied by the formation of a peculiar foam-like structure [12].

In Refs. [13, 14], a method of producing globular multilayer graphene was described. The technique includes mechanical processing of TEG with the aim of destruction it into separate graphene layers (from several to dozens of layers) and forming globules with approximately the same size ($\cong 100$ nm). The microstructure of individual globules is shown in Fig. 1, *e*, and the morphology of globules comprised of crumpled graphene layers is seen in Fig. 1, *f*.

We have developed a method for producing globular graphite, which consists of several stages. The first stage is processing of TEG in a cavitation apparatus with the aim of its temporal transformation from a hydrophobic material into a hydrophilic one. The second stage is the rapid ultrasound processing of TEG soaked in a liquid—the destruction of TEG into individual graphene layers mainly occurs at this stage. The third stage is drying followed by finishing in a mill with the aim to form the structure of the material (in particular, to crush coarse globules and form spherical globules of the same size). A detailed description of the equipment and techniques for producing TEG is given in Ref. [15].

The thermophysical parameters of thermally expanded graphite, carbon nanotubes and globular multilayer graphene were determined by the pulse method for measuring thermal conductivity (PMMTC). This is a non-destructive and non-contact method. In this method, the front surface of the sample is irradiated with a pulse of light in the visible range ($\tau = 100$ ns). This is the ‘primary’ radiation flow. The ab-

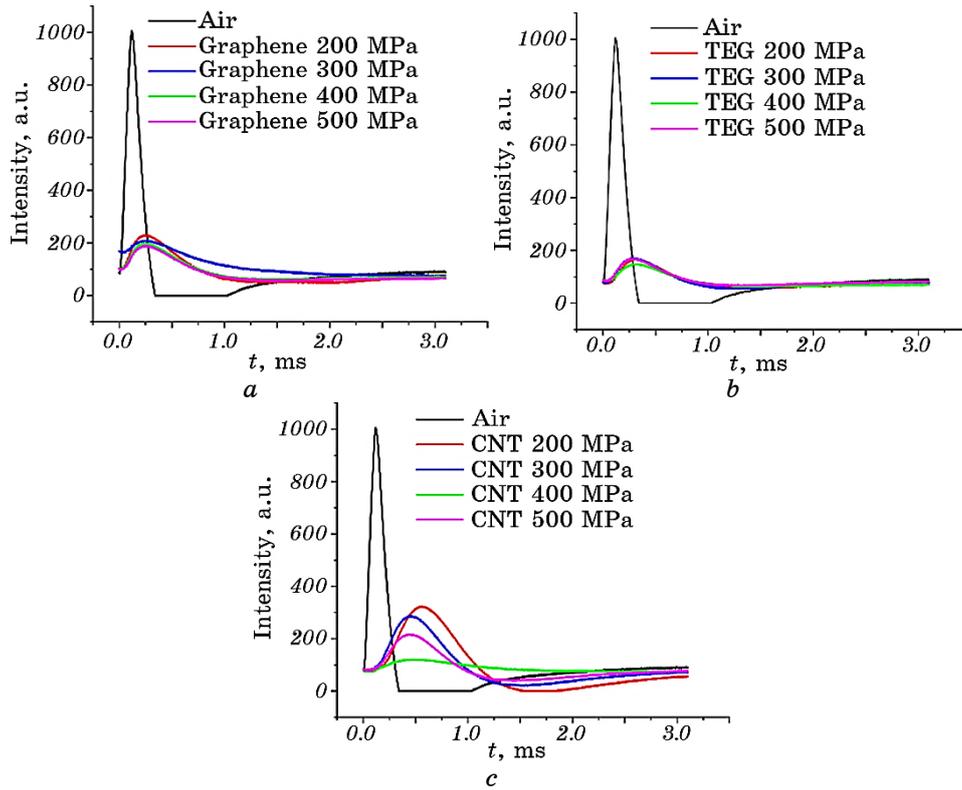


Fig. 4. Measuring thermal conductivity delay time between the ‘primary’ and ‘secondary’ heat flows in: globular multilayer graphene (*a*), thermally expanded graphite (*b*), carbon nanotubes (*c*).

sorbed part of this ‘primary’ flow is converted into thermal energy, which causes an increase in temperature and gives rise to the propagation of temperature waves into the sample. A certain part of not dissipated heat flow causes an increase in temperature on the opposite back surface of the sample, where it converts into a ‘secondary’ flow of infrared (IR) radiation. This ‘secondary’ flow of IR radiation is delayed relative to the incident ‘primary’ one due to the finite rate of the heat diffusion process; it is registered by an IR detector. When a pyroelectric sensor [16] is used as the IR detector, there is no need to know the values of the incident and absorbed energy, the absorption coefficient of the front surface, and the emission coefficient of the back surface of the sample, as well as the profile of the temperature increase over time and the pyroelectric parameters of the sensor [17, 18].

A light-emitting diode (LED) as a radiation heater and a pyroelectric detector as a thermal sensor (PyES) were used. The delay time between

TABLE 1. Calculation of thermal conductivity.

Sample number	Sample mass, g	Volume, cm ³	Density, g/cm ³	Sample thickness $L, \times 10^{-6}$ m	Air $\tau, \times 10^{-3}$ s	Sample $\tau, \times 10^{-3}$ s	Diffusivity $\lambda,$ $\times 10^{-6}$ m ² /s
CNT							
1	0.240	0.258	0.99	2280	120	557	1.2
2	0.230	0.171	1.34	1510	120	457	6.76
3	0.240	0.181	1.32	1600	120	469	7.3
4	0.250	0.184	1.36	1630	120	445	8.17
Graphene							
1	0.110	0.062	1.77	550	120	250	2.32
2	0.130	0.068	1.90	680	120	250	2.36
3	0.150	0.071	2.11	710	120	256	2.92
4	0.160	0.078	2.05	780	120	256	3.50
TEG							
1	0.170	0.188	0.90	1660	120	315	1.41
2	0.150	0.115	1.30	1020	120	280	6.50
3	0.160	0.107	1.50	1030	120	280	6.65
4	0.190	0.118	1.61	1040	120	280	6.7

‘primary’ heat flow (without a sample) at PyES and ‘secondary’ heat flow (with a sample) is illustrated in Fig. 4.

The densities and thicknesses of the samples for calculating the thermal conductivity values of carbon nanotubes, thermally expanded graphite and globular multilayer graphene are listed in Table 1.

All studied materials (CNT, TEG, GMLG) consisted of the same substance, carbon; however, they had different methods of synthesis and structures at the macro- and microlevels. The dependences of the density of CNMs on the pressing pressure are shown in Fig. 5. As can be seen, increasing the pressing pressure in the range of 170–450 MPa leads to a slight increase in the density of CNMs. Under the given pressing conditions, samples had density 0.9–2.05 g/cm³. The dependence of the density of TEG on the pressing pressure shows that this material can be compacted without deformation and change of shape. Nanotubes and globular multilayer graphene partially recovered their initial shape after the load was removed due to elastic aftereffect.

The thermophysical properties of carbon nanomaterials of the same brand can vary significantly. This is explained by different porosity of the materials, which has a significant effect on their thermal conductivity. The porosity of carbon materials of the same brand is uniquely

related to the macroscopic density of the samples. It is found out that the density of GMLG, CNT and TEG increases with pressing pressure increasing (see Fig. 5, *a*). In the process of TEG compaction, it was found that TEG powders had an extended zone of structural compaction; *i.e.*, the material formed in a wide range (Fig. 5, *a*) of densities at pressures 170–450 MPa. It was found out that, at the first stage of the formation process, at low loads, the powder particles structurally repacked, then compaction occurred due to the extended surface of the particles (which had a popcorn-like shape), and finally they deformed.

However, the compaction of CNT and GMLG occurred slowly in a small range without significant changes. It is shown that the CNTs and GMLGs during formation at pressing pressures 200–500 MPa without binding additives begin to delaminate and lose strength. It is found out that the thermal conductivity of GMLG, CNT and TEG increases with

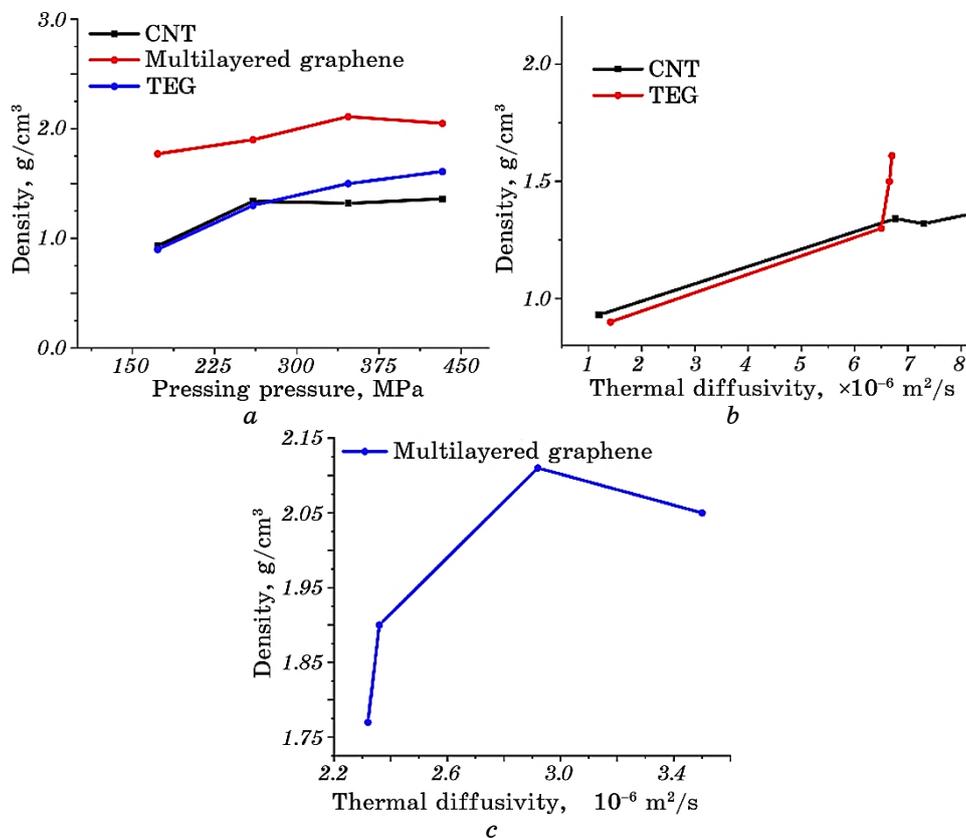


Fig. 5. Dependences of density of carbon nanomaterials on pressing pressure at room temperature 293 K: carbon nanotubes, thermally expanded graphite, globular multilayer graphene (*a*), on thermal conductivity (*b*, *c*).

increasing density and pressure (Fig. 5, *b, c*).

The mechanism of changes in thermal conductivity of these systems is likely related to electron-lattice interaction. Heat transfer can occur by various transport mechanisms (collisions, diffusion). However, exactly the electronic mechanism can be responsible for the increase in thermal conductivity. The relationship between the thermal conductivity of carbon nanomaterials and their macroscopic density is determined.

3. CONCLUSIONS

The structural features of thermally expanded graphite, carbon nanotubes and globular multilayer graphene, which were produced at the equipment of the Gas Institute, N.A.S. of Ukraine, have been studied.

A device for the pulse method of measuring thermal conductivity of diverse materials with registration of information on a PC has been developed. This system was developed at the Technical Centre, N.A.S. of Ukraine. Thermal conductivity of carbon nanomaterial samples produced at different pressing pressures was measured. It is determined that the thermal conductivity of CNMs increases with increasing density and pressure. It is shown that the mechanisms of heat transfer in these systems are related to the electron-phonon interaction. Heat transfer can occur by an electronic or diffusion mechanism; nevertheless, exactly the electronic mechanism causes the increase in thermal conductivity of the samples of thermally expanded graphite, carbon nanotubes and globular multilayer graphene.

This study was supported by the Project ‘GR4FITE3’ (No. 101103752) under the Horizon Europe Program, HORIZON-CL5-2022-D2-01-01 (HORIZON Innovation Actions, Granting authority—European Climate, Infrastructure and Environment Executive Agency).

AUTHORS’ CONTRIBUTIONS

A. I. Khovavko, E. V. Strativnov, D. S. Filonenko, and A. A. Nebesnyi provided experiment on carbon nanomaterials synthesis; A. A. Nebesnyi made theoretical calculations. A. I. Khovavko and E. V. Strativnov contributed to the statement of the problem and the way to solve it, discussed the results and helped in preparing and approving the final manuscript. A. V. Minitzkyi, R. V. Lytvyn, D. S. Leonov, A. A. Kolesnichenko, and M. Yu. Barabash took part in one-sided isostatic pressing and measuring the geometric dimensions of samples, calculating the density, contributed to the statement of the problem and discussion of the results. A. I. Khovavko and M. Yu. Barabash con-

tributed to the statement of the problem and discussion of the results, took part in the formulation of problems and ways to solve it, M. Yu. Barabash analysed the Raman spectra, took part in thermal diffusivity measurements and theoretical calculations. D. S. Leonov and R. V. Lytvyn participated in the task and designed the text composition according to the requirements of article publication. All authors read and approved the final manuscript.

REFERENCES

1. A. I. Vorob'eva, *Uspekhi Fizicheskikh Nauk*, **180**, No. 3: 265 (2010).
2. M. Yu. Barabash, N. P. Suprun, A. A. Kolesnichenko, D. S. Leonov, and R. V. Lytvyn, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **18**, Iss. 1: 41 (2020).
3. C. V. Stankus, I. V. Savchenko, A. S. Agazhov, O. S. Yatsuk, and E. I. Zhmurikov, *Teplofizika Vysokikh Temperatur*, **51**, Iss. 2: 205 (2013) (in Russian).
4. L. D. Landau and E. M. Lifshitz, *Theoretical Physics. Vol. 10* (Moskva: Nauka: 1986) (in Russian).
5. A. Khovavko, E. Strativnov, D. Filonenko, A. Nebesnyi, O. Sviatenko, A. Piatova, and B. Maksym, *Carbon Nanostructured Materials: Synthesis and Application* (Springer: 2024).
6. H. S. Carslaw and J. C. Jaeger, *Thermal Conductivity of Solids* (Moskva: Nauka: 1964) (Russian translation).
7. A. P. Shpak, L. G. Grechko, L. Yu. Kunitska, L. B. Lerman, and O. Yu. Semchuk, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **5**, Iss. 3: 683 (2007).
8. A. Nebesnyi V. Kotov, A. Sviatenko, D. Filonenko, A. Khovavko, and B. Bondarenko, *Nanoscale Res. Lett.*, **12**: 107 (2017).
9. A. Nebesnyi V. Kotov, M. Svyatenko, D. Filonenko, A. Khovavko, and B. Bondarenko, *Energy Technol. Res. Saving*, 5–6: 34 (2015).
10. A. Khovavko D. Filonenko, M. Barabash, A. Nebesnyi, A. Sviatenko, I. Trosnikova, and G. Nie, *Appl. Nanosci.*, **13**: 7569 (2023).
11. E. V. Strativnov, A. P. Kozhan, and B. I. Bondarenko, *Method for Producing Thermally Expanded Graphite*, Patent of Ukraine No. 99875 (Published October 10, 2012) (in Ukrainian).
12. E. V. Strativnov, *Nanoscale Res. Lett.*, **10**: 245 (2015).
13. E. V. Strativnov, B. I. Bondarenko, V. M. Dmitriev, A. P. Kozhan, and A. I. Khovavko, *Method for Producing Graphene*, Patent of Ukraine No. 149271 (Published November 4, 2021) (in Ukrainian).
14. E. Strativnov, A. Khovavko, G. Nie, and P.-G. Ji, *Appl. Nanosci.*, **13**: 7531 (2023).
15. E. Strativnov, Guochao Nie, and A. Khovavko, *Appl. Nanosci.*, **12**: 2791 (2022).
16. I. Trosnikova, A. Minitskiy, P. Loboda, and M. Barabash, *Results in Materials*, **23**: 100620 (2024).
17. J. G. Sun, *AIP Conf. Proc.*, **1211**: 458 (2010).
18. R. E. Taylor and K. D. Maglić, *Compendium of Thermophysical Property Measurement Methods. Survey of Measurement Techniques. Vol. 1* (Eds. K. D. Maglić, A. Cezairliyan, and V. E. Peletsky) (New York: Plenum Press: 1984).

PACS numbers: 61.72.Bb, 61.72.jd, 64.70.dm, 66.10.C-, 66.30.-h, 66.30.Fq

Formation of an Amorphous Phase during Quenching of a Metal Melt

A. I. Karasevskii and A. Yu. Naumuk

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

As demonstrated, variations in the thickness of the molten-metal layer lead to changes in the temperature distribution across the melt and, consequently, in the magnitude of the thermodiffusion force acting on vacancies. The redistribution of vacancies driven by this force results in microstructural reorganization of the melt. At relatively large melt thicknesses, the thermodiffusion force near the surface is insufficient to affect significantly the vacancy distribution, thus, failing to inhibit crystallization processes.

Key words: amorphization, vacancies, temperature gradient, thermodiffusion, phase transition.

Показано, що зміна товщини шару розтопленого металу приводить до змін у розподілі температури по товщині розтопу, а отже, і до зміни величини термодифузійної сили, що діє на вакансії. Перерозподіл вакансій, зумовлений цією силою, спричиняє перебудову мікроструктури розтопу. За відносно великої товщини розтопу термодифузійна сила поблизу поверхні є недостатньою для істотного впливу на розподіл вакансій, а тому не здатна ефективно пригнічувати процеси кристалізації.

Ключові слова: аморфізація, вакансії, градієнт температури, термодифузія, фазовий перехід.

(Received 12 May, 2025; in final version, 11 September, 2025)

Corresponding author: Artem Yuriiovych Naumuk
E-mail: artem.naumuk@gmail.com

Citation: **A. I. Karasevskii** and A. Yu. Naumuk, Formation of an Amorphous Phase during Quenching of a Metal Melt, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **48**, No. 1: 99–110 (2026), DOI: [10.15407/mfint.48.01.0099](https://doi.org/10.15407/mfint.48.01.0099)

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

1. INTRODUCTION

In the scientific literature, numerous studies have highlighted the similarity in the evolution of macroscopic properties across different materials during vitrification [1, 2]. Specifically, during the vitrification of metal melts, properties such as specific volume, thermal-expansion coefficients, enthalpy, and elastic moduli exhibit analogous changes. This consistency in properties' evolution suggests a commonality in the vitrification mechanisms of the studied melts. Moreover, the typically high cooling rates required to achieve melt amorphization underscore the dominant role of thermal processes in vitrification.

The most widely employed method for amorphizing metal melts is rapid quenching typically achieved by depositing a thin layer of melt onto the cold surface of a massive metal substrate. In this process, heat is transferred from the melt to the substrate, establishing a temperature gradient within the molten layer. This gradient initiates thermodiffusion processes, particularly, the directed diffusion of mobile melt constituents such as impurity atoms or vacancies [3] (interpreted as holes in the Frenkel's model of liquids [4]). Under suitable conditions, specifically, with an appropriate magnitude and orientation of the temperature gradient, these vacancies migrate toward the free surface of the melt, where they annihilate with surface atoms. This leads to a depletion of free sites near the surface, thereby, suppressing atomic self-diffusion and preventing the nucleation of crystalline phases that would otherwise induce melt crystallization [6]. However, this method for producing amorphous metals presents several significant limitations. Experimental studies [1] have established that only thin melt layers can be successfully amorphized by this approach. For each type of metallic alloy, there exists a critical melt-layer thickness, beyond which amorphization does not occur. The value of this critical thickness depends on the alloy composition and typically ranges from 20 to 400 μm .

In the present work, we demonstrate that variations in the thickness of the molten metal layer lead to changes in the temperature distribution across the melt, and consequently, in the magnitude of the thermodiffusion force acting on vacancies. The redistribution of vacancies, driven by this force, results in microstructural reorganization of the melt. At relatively large melt thicknesses, the thermodiffusion force near the surface is insufficient to affect significantly the vacancy distribution, thus, failing to inhibit crystallization processes.

2. THEORETICAL DETAILS

2.1. Temperature Distribution in the Melt Layer

Let us consider the initial moment of time ($t = 0$), when a layer of mol-

ten metal of thickness l and temperature U_1 is deposited onto the flat surface of a massive metal substrate ($x = 0$) with an initial temperature U_0 ($U_0 \gg U_1$) (Fig. 1).

As a result of heat exchange, heat is transferred from the molten layer to the metal substrate, and the temperature distribution within the melt $T(x, t)$ is governed by the standard heat-conduction equation [7]:

$$T_t(x, t) = a^2 T_{xx}(x, t), \quad (1)$$

where $T_t(x, t)$ and $T_{xx}(x, t)$ are the partial derivatives of the temperature distribution with respect to time and spatial coordinate, respectively. Here, $a^2 = k/c\rho$ is the thermal diffusivity, k is the thermal conductivity, c is the specific heat capacity of the melt, and ρ is its density. The solution of Eq. (1) must satisfy the initial condition

$$T(x, 0) = U_0 \text{ at } 0 \leq x \leq l, \quad (2)$$

the condition of no heat exchange at the free surface of the melt:

$$T_x(l, t) = 0, \quad (3)$$

and the condition of heat exchange according to Newton's law between the melt layer and the metal:

$$T_x(0, t) - h[T(0, t) - U_1] = 0, \quad (4)$$

where h is the heat-transfer coefficient and U_1 is the temperature of the metal.

The temperature distribution within the melt is obtained from the solution of Eq. (1):

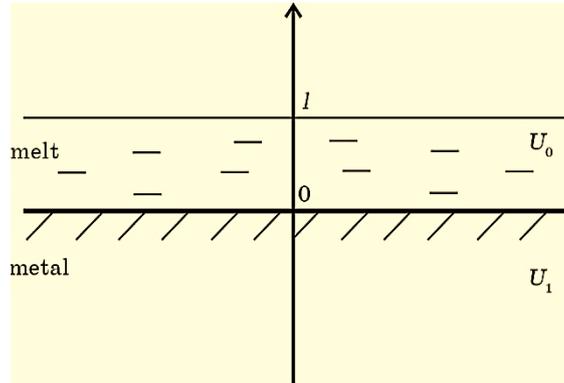


Fig. 1. A layer of molten metal on the flat surface of a metal substrate.

$$T(x, t) = U_1 + 4(U_0 - U_1) \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\sin \mu_n}{(\sin 2\mu_n + 2\mu_n)} \cos \mu_n \left(1 - \frac{x}{l}\right) e^{-\frac{t}{\tau_n}}, \quad (5)$$

where μ_n are eigenvalues of the boundary value problem (1)–(4), the determination of which reduces to solving Eq. (4), which can be written as

$$\frac{\mu_n}{hl} = \text{ctg } \mu_n, \quad (6)$$

where l is the thickness of the melt layer. Then, the characteristic time of thermal relaxation τ_n in Eq. (5) is given by

$$\tau_n = \left(\frac{l}{a}\right)^2 \frac{1}{\mu_n^2}. \quad (7)$$

The temperature gradient within the molten-metal layer is given by

$$\frac{\partial T(x, t)}{\partial x} = \frac{4(U_0 - U_1)}{l} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\mu_n \sin \mu_n}{(\sin 2\mu_n + 2\mu_n)} \sin \mu_n \left(1 - \frac{x}{l}\right) e^{-\frac{t}{\tau_n}}, \quad (8)$$

and depends on the thickness of the molten-metal layer.

In the case of thin melt layers, the temperature gradient within the melt layer is sufficiently large and changes linearly with the thickness of the melt layer (relative thickness of the melt $\kappa = l/l_0$, $hl_0 = 5$, $\kappa \geq 1$; Fig. 2b), initiating a constant thermodiffusion effect on the vacancies throughout the entire melt layer. This leads to the majority of vacancies migrating out of the molten-metal layer and a decrease in the number of free sites available for self-diffusion of melt atoms.

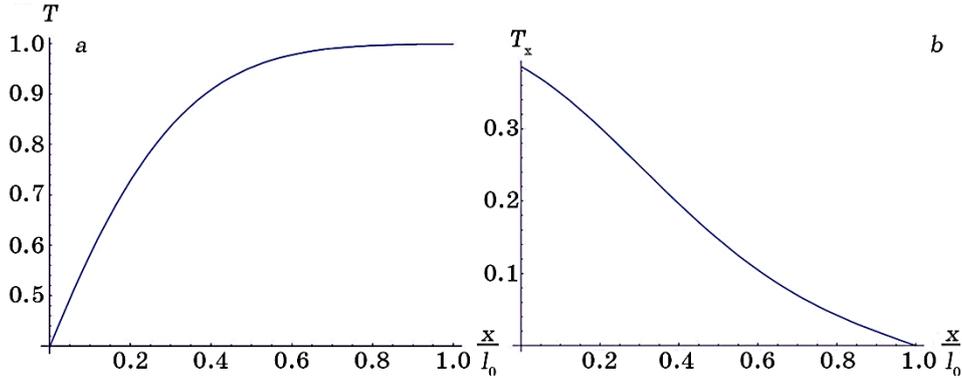


Fig. 2. Co-ordinate dependence of temperature (a) and temperature gradient (b) in a thin melt layer ($\kappa = 1$, $l = l_0$, $t/\tau_n = 0.1$).

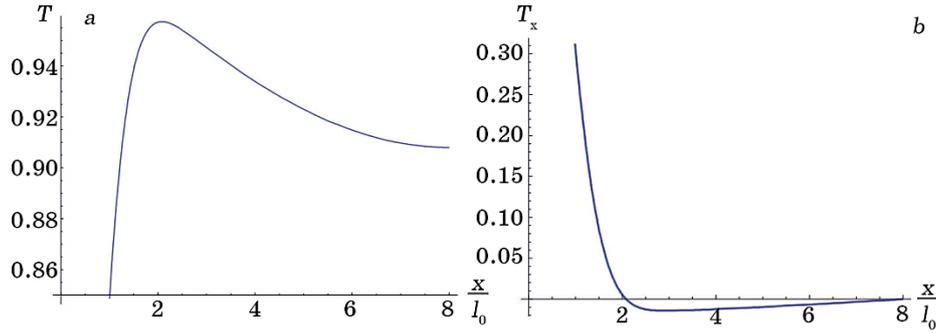


Fig. 3. Co-ordinate dependence of temperature (a) and temperature gradient (b) in a thick melt layer ($\kappa = 0.125$, $l = 8l_0$, $t/\tau_n = 0.3$).

In an increase in the thickness of the molten-metal layer, it will affect the temperature distribution and temperature gradient within the melt (Fig. 3). In this case, in the sufficiently wide near-surface region of the melt $2l_0 \leq x \leq 8l_0$ (Fig. 3, b), the temperature gradient is small, and the thermodiffusion effect on vacancies is practically absent. That is, for $\kappa < 1$, the melt layer behaves thermodynamically similarly to a massive homogeneous liquid.

The dependence of the temperature gradient on the melt-layer thickness leads to a dimensional dependence of the vacancy distribution within the melt, which is due to the dimensional dependence of the thermodiffusion flux of vacancies $j_{TD}(x, t)$ [3]:

$$j_{TD}(x, t) = -D_v \frac{\partial c(x, t)}{\partial x} + D_T \frac{\partial T(x, t)}{\partial x} c(x, t), \quad (9)$$

where $c(x, t)$ is the volumetric vacancy density in the melt layer,

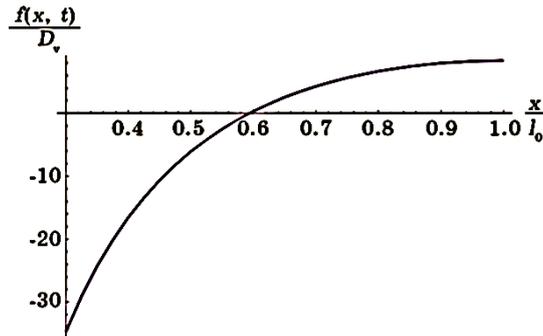


Fig. 4. The distribution of $f(x, t)/D_v$ in the thin melt layer ($\kappa = 1$).

$$D_v(x, t) = \frac{q^2}{\tau_0} e^{-\frac{v}{k_B T(x, t)}} \quad (10)$$

is the vacancy-diffusion coefficient [3], q is the average interatomic distance in the melt, τ_0 is the average activation time for an atom to transition across the potential barrier to an adjacent vacancy, v is the height of the potential barrier,

$$D_T(x, t) = D_v \left(\frac{v}{k_B T(x, t)^2} \right), \quad (11)$$

is the thermodiffusion coefficient of vacancies [3].

The vacancy distribution within the melt layer is governed by the diffusion equation $\frac{\partial c(x, t)}{\partial t} = -\text{div} J_{TD}(x, t)$, which can be rewritten as

$$\frac{\partial c(x, t)}{\partial t} = D_v(x) \frac{\partial^2 c(x, t)}{\partial x^2} + f(x, t) c(x, t), \quad (12)$$

where $f(x, t)$ is the thermodiffusion driving force acting on the vacancies:

$$f(x, t) = - \left(\frac{v}{k_B T T(x, t)} \right) \left(\frac{v}{k_B T(x, t)} \frac{T'(x, t)^2}{T(x, t)^2} - 2 \frac{T'(x, t)^2}{T(x, t)^2} + \frac{T''(x, t)}{T(x, t)} \right). \quad (13)$$

When the melt-layer thickness is increased by 8 times ($\kappa = 0.125$), the thermodiffusion driving force of vacancies $f(x, t)$ (13) is shown in Fig. 5.

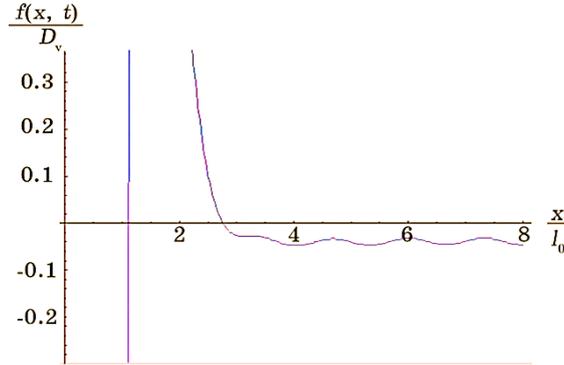


Fig. 5. The distribution of $f(x, t)/D_v$ in the case of a thick melt layer ($\kappa = 0.125$).

2.2. The Distribution of Vacancies in the Melt Layer

Let us first consider the escape of defects (vacancies) through the outer boundary ($x=l$) of a molten layer of thickness l , which is located on the surface of the metal, and assume that the temperature of the metal substrate and the melt within the layer are equal, *i.e.*, $f(x, t)=0$. In this case, the distribution of defects in the layer is governed by the driving force:

$$\frac{\partial c(x, t)}{\partial t} = D_v(x) \frac{\partial^2 c(x, t)}{\partial x^2} + f(x, t) c(x, t), \quad (14)$$

where $f(x, t)$ is the driving force, which depends on defect concentration in the layer ($t \geq 0$). We also assume that the boundary of the metal ($x=0$) is impermeable to defects, *i.e.*,

$$\left. \frac{\partial c}{\partial x} \right|_{x=0} = 0. \quad (15)$$

At the surface of the molten layer, vacancies annihilate with surface atoms of the liquid:

$$\left. \frac{\partial c}{\partial x} \right|_{x=l} = -\frac{\beta}{D_v} c(l, t); \quad (16)$$

β is the probability of a vacancy capturing a surface atom.

It is assumed that, at the initial moment $t=0$, vacancies are uniformly distributed throughout the volume of the melt:

$$c(x, 0) = c_0. \quad (17)$$

The solution of Eq. (14) can be sought in the form of a Fourier series

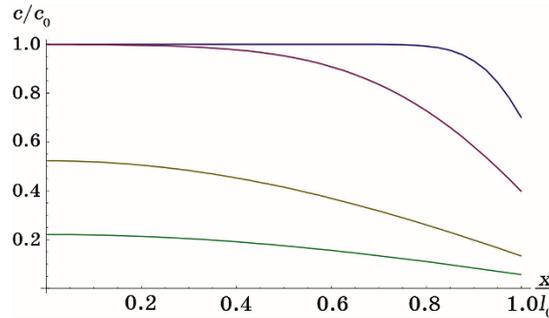


Fig. 6. Change in defect concentration across the thickness of the melt layer during the diffusion-driven escape of defects through the free surface of the molten layer.

expansion [7]:

$$c(x, t) = \sum_{k=1}^{\infty} A_k \cos\left(\mu_k \frac{x}{l}\right) e^{-\frac{t}{\tau_k}}, \quad (18)$$

where

$$\tau_k = \frac{l^2}{D_v} \frac{1}{\mu_k^2}, \quad (19)$$

is the characteristic time of thermal relaxation. Taking into account the orthogonality of the eigenfunctions (16) and (18) gives

$$A_k = \frac{2c_0}{\left(1 + \frac{\sin 2\mu_k}{2\mu_k}\right)} \frac{\sin \mu_k}{\mu_k}, \quad (20)$$

where μ_k are the reduced eigenvalues of Eq. (14), which are determined from the solution of Eq. (16):

$$\operatorname{ctg} \mu_k = \frac{\mu_k}{\beta l}. \quad (21)$$

From Eq. (18), taking into account Eqs. (20) and (21), we obtain:

$$c(x, t) = 2c_0 \sum_{k=1}^{\infty} \frac{1}{\left(1 + \frac{\sin 2\mu_k}{2\mu_k}\right)} \frac{\sin \mu_k}{\mu_k} \cos\left(\mu_k \frac{x}{l}\right) e^{-\frac{t}{\tau_k}}. \quad (22)$$

2.3. Dimensional Effects during Amorphization

As previously shown [6], the preferential escape of vacancies through the surface of the melt reduces the number of available sites for atomic self-diffusion within the melt layer, which leads to the blocking of atomic self-diffusion in the metallic melt and is the cause of the formation of the amorphous state in the molten metal layer.

Since the temperature gradient in the melt layer (8) depends on its thickness (Figs. 2, 3), the magnitude of the thermodiffusion flux (9) and the vacancy distribution within the melt will also depend on the melt layer thickness.

$$\frac{\partial c(x, t)}{\partial t} = D_v(x) \frac{\partial^2 c(x, t)}{\partial x^2} + f(x, t)c(x, t), \quad (23)$$

where $f(x, t)$ is the thermodiffusion force (14) acting on the vacancies.

2.4. Semipermeable Boundary

The thermodiffusion behaviour of the vacancy subsystem of a crystal changes significantly when one of the boundaries of the crystal plate, for example, the upper one, becomes permeable to vacancies.

Let us assume that at the surface ($x = l$) 'annihilation' of bulk vacancies with surface atoms occurs, where the surface atoms are sufficiently numerous and relatively free to move along the crystal surface. This process can be formally described as convective absorption of vacancies by surface atoms.

$$\left. \frac{\partial c}{\partial \eta} \right|_{\eta=1} = -\frac{\beta l}{D_v} (c(1, t) - c_0), \quad (24)$$

where β is the probability of a vacancy capturing a surface atom. In Eq. (24), it is assumed that the concentration of surface atoms is close to unity.

The lower boundary of the crystal remains impermeable to vacancies:

$$\left. \frac{\partial c}{\partial \eta} \right|_{\eta=0} = 0. \quad (25)$$

The distribution of vacancies within the sample volume will be governed by a non-uniform parabolic equation:

$$\frac{\partial c(\eta, t)}{\partial t} = a_0 \frac{\partial^2 c(\eta, t)}{\partial \eta^2} + F(\eta)c(\eta, t), \quad (26)$$

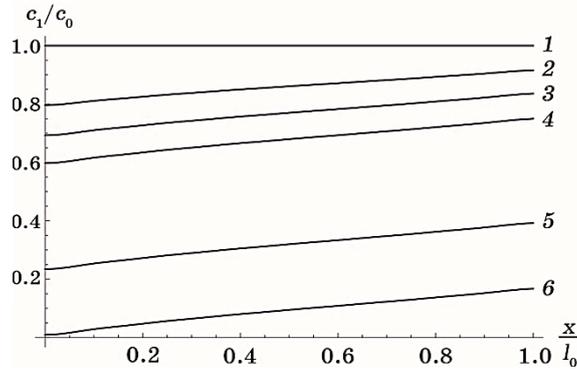


Fig. 7. The vacancy concentration distribution in the melt layer: $D_v = 6 \cdot 10^{-5}$ cm^2/s , $B = 5$, $\alpha = 0.3$, $a = 3 \cdot 10^{-8}$ cm , $\beta l/D_v = 1$, $\tau_0 = 10^{-13}$ s . 1— $t/\tau_0 = 0$; 2— $t/\tau_0 = 0.3$; 3— $t/\tau_0 = 0.5$; 4— $t/\tau_0 = 0.7$; 5— $t/\tau_0 = 1.5$; 6— $t/\tau_0 = 2$.

where

$$F(\eta) = a_0^2 B_0 \alpha^2 q(\eta) \quad (27)$$

is the thermodiffusion driving force acting on the vacancies.

The solution to the non-uniform parabolic equation (26), which satisfies (24) and (25), can be found in the form of a Fourier series expansion in terms of the eigenfunctions $\cos(\kappa_n \eta)$,

$$c(\eta, t) = \frac{1}{2} A_0(t) + \sum_{n=1}^{\infty} A_n(t) \cos(\kappa_n \eta) e^{-\frac{t}{\tau_{D,n}}}, \quad (28)$$

where $\tau_{D,n} = l^2 / (D_v \kappa_n^2)$.

Let us represent the function $F(\eta)$ and the initial vacancy concentration distribution in the sample $c(\eta, 0)$ also in the form of a Fourier series

$$F(\eta) = \frac{1}{2} F_0 + \sum_{n=1}^{\infty} F_n \cos(\kappa_n \eta), \quad (29)$$

where

$$F_0 = 2a_0^2 B_0 \alpha^2 \int_0^1 q(\eta) d\eta, \quad F_n = 2a_0^2 B_0 \alpha^2 \int_0^1 q(\eta) \cos(\kappa_n \eta) d\eta, \quad (30)$$

κ_k are eigenvalues of Eq. (26), which are determined from the condition (25). Similarly, the initial vacancy distribution

$$c(\eta, 0) = \frac{1}{2} \varphi_0 + \sum_{n=1}^{\infty} \varphi_n \cos(\kappa_n \eta), \quad (31)$$

where

$$\varphi_0 = 2 \int_0^1 c(\eta, 0) d\eta, \quad \varphi_k = 2 \int_0^1 c(\eta, 0) \cos(\kappa_k \eta) d\eta. \quad (32)$$

Initially, in the last term of Eq. (26), let us assume $c(\eta, t) = c_0$, which allows obtaining an analytical expression for $c(\eta, t)$ at small $t < t_D$:

$$c_1(\eta, t) = c_0 \left(1 + \left(\frac{1}{2} F_0(t)t + \sum_{n=1}^{\infty} F_n(t) \tau_n \left(1 - e^{-\frac{t}{\tau_n}} \right) \cos(\kappa_n \eta) \right) \right). \quad (33)$$

According to Eq. (26), the thermodiffusion motion of vacancies is determined by the last term in Eq. (26), and the subsequent refinement of the distribution $c(\eta, t)$ will follow from the solution of the following equation

$$\frac{\partial c_2(\eta, t)}{\partial t} = a_0^2 \frac{\partial^2 c_2(\eta, t)}{\partial \eta^2} + F(\eta)c_1(\eta, t), \quad (34)$$

$$c_2(\eta, t) = c_0 + \left(\frac{1}{2} F_0 \int_0^t c_1(\eta, \tau) d\tau + \sum_{n=1}^{\infty} \left[F_n \int_0^t c_1(\eta, \tau) e^{\tau/\tau_n} d\tau \right] e^{t/\tau_n} \cos(\kappa_n \eta) \right). \quad (35)$$

In each specific case, the process of successive approximations can be limited based on the required accuracy of the calculations.

3. CONCLUSIONS

The temperature gradient in a multicomponent medium initiates a thermodiffusion flux of the components of the medium, directed along the temperature gradient. In the case of crystals, one of these components, always present in the solids, are vacancies, which relatively easily diffuse through the crystal, enabling the self-diffusion of its atoms. In this work, an equation is derived to describe the thermodiffusion redistribution of vacancies in the temperature gradient field, and solutions to this equation are found. It is shown that the creation of a temperature gradient in a crystal of finite size leads to a non-uniform vacancy distribution, the degree of non-uniformity of which depends both on the magnitude of the temperature gradient and the boundary conditions of the crystal. If the boundaries of the crystal are blocked, a stationary non-uniform vacancy distribution is established within the crystal, with the vacancy concentration increasing from the cold to the hot region of the crystal [3]. Unblocking the boundary in the hot region of the crystal leads to the outflow of vacancies from the crystal volume (Fig. 6) and with a significant temperature gradient results in the restructuring of the medium's microstructure [12].

It should be noted that thermodiffusion processes could lead to the removal of various types of defects or impurity atoms from the medium's volume, *i.e.*, the creation of a temperature gradient in a multicomponent medium leads to the purification of the medium and the rebuilding of its microstructure [12]. Due to the fact that the creation of a significant temperature gradient is only possible in relatively small regions of the medium or in small-sized crystals, in this work the thermodiffusion of vacancies is considered using the example of a thin crystalline plate with a thickness l , the surfaces of which are at different temperatures.

AUTHORS' CONTRIBUTIONS

A. I. Karasevskii devised the main conceptual ideas, formulated a mathematical model, performed calculations for vacancies distribu-

tion in the melt layer and supervised the findings of this work. A. Yu. Naumuk verified analytical approaches, conducted a literature review, performed calculations for temperature distribution in the melt layer, plotted the graphs, and prepared the manuscript of the paper. All authors approved the final version of the manuscript.

REFERENCES

1. K. Suzuki, X. Fuzimori, and K. Hasimoto, *Amorfnyye Metally* [Amorphous Metals] (Moskva: Metallurgiya: 1987) (Russian translation).
2. T. V. Tropin, J. W. P. Schmelzer, and V. L. Aksenov, *Phys.-Usp.*, **59**, No. 1: 42 (2016).
3. A. I. Karasevskii and A. Yu. Naumuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 12: 1667 (2020) (in Ukrainian).
4. Ya. I. Frenkel, *Kineticheskaya Teoriya Zhidkostey* [Kinetic Theory of Liquids] (Moskva: Nauka: 1975) (in Russian).
5. P. G. Debenedetti and F. H. Stillinger, *Nature*, **410**: 259 (2001).
6. A. I. Karasevskii and A. Yu. Naumuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 9: 1205 (2019) (in Russian).
7. A. N. Tikhonov and A. A. Samarskii, *Equations of Mathematical Physics* (New York: Dover Publications, Inc.: 1990).