

Vol. 45, No. 3
March 2023

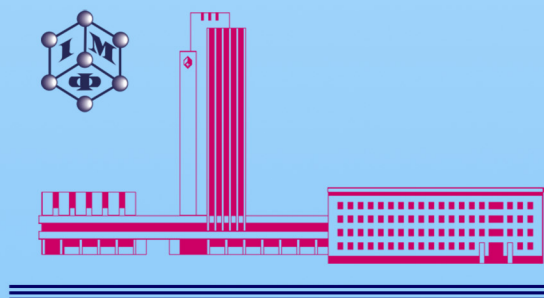
ISSN 1024-1809

METALLOPHYSICS and ADVANCED TECHNOLOGIES

МЕТАЛОФІЗИКА ТА НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ

METALLOFIZIKA I NOVEISHIE TEKHNologii

Том 45, № 3 (2023)



**G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics
National Academy of Sciences of Ukraine**
<https://mfint.imp.kiev.ua>

Засновник: НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ, ІНСТИТУТ МЕТАЛОФІЗИКИ ІМ. Г. В. КУРДЮМОВА НАН УКРАЇНИ
Видавець: ВД «Академперіодика» НАН України

«МЕТАЛОФІЗИКА ТА НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ» • ‘METALLOPHYSICS AND ADVANCED TECHNOLOGIES’

Щомісячний науковий журнал		A Monthly Research Journal	
РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ		EDITORIAL BOARD	
В. А. ТАТАРЕНКО	<i>головний редактор, чл.-кор. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	V. A. TATARENKO	<i>Editor-in-Chief, Corresponding Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
С. В. АХОНІН	<i>акад. НАН України (Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ)</i>	S. V. AKHONIN	<i>Member of the N.A.S.Ukr., E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
М. О. БІЛОГОЛОВСЬКИЙ	<i>проф. (Київський академічний університет НАН та МОН України, Київ)</i>	M. O. BELOGOLOVSKIY	<i>Professor, Kyiv Academic University, N.A.S.Ukr. & M.E.S.Ukr., Kyiv</i>
Т. М. БРИК	<i>д-р фіз.-мат. наук (Інститут фізики конденсованих систем НАН України, Львів)</i>	T. M. BRYK	<i>Dr. Sc. (Phys.-Math.), Institute for Condensed Matter Physics, N.A.S.Ukr., Lviv</i>
М. О. ВАСИЛЬСВ	<i>проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	M. O. VASILIEV	<i>Professor, G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
В. Г. ГАВРИЛЮК	<i>проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	V. G. GAVRILJUK	<i>Professor, G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
О. С. ГАЦЕНКО	<i>відповідальний секретар редколегії, канд. фіз.-мат. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	O. S. GATSENKO	<i>Executive Managing Editor, Ph.D. (Phys.-Math.), G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
Г. С. ГРЕЧНСВ	<i>проф. (Фізико-технічний інститут низьких температур ім. Б. І. Веркіна НАН України, Харків)</i>	G. E. GRECHNEV	<i>Professor, B. Verkin Institute for Low Temperature Physics and Engineering, N.A.S.Ukr., Kharkiv</i>
Т. В. ЗАПОРОЖЕЦЬ	<i>проф. (Черкаський національний університет імені Богдана Хмельницького МОН України, Черкаси)</i>	T. V. ZAPOROZHETS	<i>Professor, Bohdan Khmelnytsky National University of Cherkasy, M.E.S.Ukr., Cherkasy</i>
О. М. ІВАСИШИН	<i>акад. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	O. M. IVASISHIN	<i>Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
Ю. М. КОВАЛЬ	<i>чл.-кор. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	YU. M. KOVAL'	<i>Corresponding Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
О. А. КОРДЮК	<i>акад. НАН України (Київський академічний університет НАН та МОН України, Київ)</i>	O. A. KORDYUK	<i>Member of the N.A.S.Ukr., Kyiv Academic University, N.A.S.Ukr. & M.E.S.Ukr., Kyiv</i>
С. О. КОТРЕЧКО	<i>заступник головного редактора, чл.-кор. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	S. O. KOTRECHKO	<i>Deputy Editor-in-Chief, Corresponding Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
Ю. В. КУДРЯВЦЕВ	<i>проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	YU. V. KUDRYAVTSEV	<i>Professor, G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
С. Г. ЛЕНЬ	<i>заступник головного редактора, проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	E. G. LEN	<i>Deputy Editor-in-Chief, Professor, G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
В. В. ЛІЗУНОВ	<i>проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	V. V. LIZUNOV	<i>Professor, G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
В. Ф. ЛОСЬ	<i>проф. (Інститут магнетизму НАН та МОН України, Київ)</i>	V. F. LOS	<i>Professor, Institute of Magnetism, N.A.S.Ukr. & M.E.S.Ukr., Kyiv</i>
П. Є. МАРКОВСЬКИЙ	<i>д-р техн. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	P. E. MARKOVSKY	<i>Dr. Sc. (Tech.), G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
Б. М. МОРДЮК	<i>д-р фіз.-мат. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	B. M. MORDYUK	<i>Dr. Sc. (Phys.-Math.), G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
В. М. НЕСТЕРЕНКОВ	<i>чл.-кор. НАН України (Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ)</i>	V. M. NESTERENKOV	<i>Corresponding Member of the N.A.S.Ukr., E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
О. Д. ПОГРЕБНЯК	<i>проф. (Сумський державний університет, МОН України, Суми)</i>	O. D. POGREBNJAK	<i>Professor, Sumy State University, M.E.S.Ukr., Sumy</i>
Ю. М. ПОДРЕЗОВ	<i>д-р фіз.-мат. наук (Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ)</i>	YU. M. PODREZOV	<i>Dr. Sc. (Phys.-Math.), I. M. Frantsevych Institute for Problems of Materials Science, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
Т. М. РАДЧЕНКО	<i>д-р фіз.-мат. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	T. M. RADCHENKO	<i>Dr. Sc. (Phys.-Math.), G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
О. Д. РУДЬ	<i>проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	O. D. RUD'	<i>Professor, G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
В. М. УВАРОВ	<i>чл.-кор. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	V. M. UVAROV	<i>Corresponding Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
А. І. УСТИНОВ	<i>проф. (Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ)</i>	A. I. USTINOV	<i>Professor, E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
О. В. ФІЛАТОВ	<i>д-р фіз.-мат. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	O. V. FILATOV	<i>Dr. Sc. (Phys.-Math.), G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
С. О. ФІРСТОВ	<i>акад. НАН України (Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ)</i>	S. O. FIRSTOV	<i>Member of the N.A.S.Ukr., I. M. Frantsevych Institute for Problems of Materials Science, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
Т. С. ЧЕРЕПОВА	<i>д-р техн. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	T. S. CHEREPOVA	<i>Dr. Sc. (Tech.), G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>

EDITORIAL ADVISORY BOARD MEMBERS AND REGIONAL EDITORS

Professor Ing. Ivo DLOUHÝ <i>Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic</i>	Professor Janusz DUBOWIK <i>Institute of Molecular Physics, Polish Academy of Sciences, Poznań, Poland</i>	Professor Elena V. PERELOMA <i>University of Wollongong, School of Mechanical, Materials and Mechatronic Engineering, Wollongong, Sydney Area, Australia</i>
Professor Han DONG <i>School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai, P.R. China</i>	Professor Leszek B. MAGALAS <i>AGH University of Science and Technology, Faculty of Metals Engineering and Industrial Computer Science, Kraków, Poland</i>	Dr. Patrice E. A. TURCHI <i>Lawrence Livermore National Laboratory, Condensed Matter and Materials Division, Livermore, CA, U.S.A.</i>

AN INTERNATIONAL RESEARCH JOURNAL

METALLOPHYSICS AND ADVANCED TECHNOLOGIES

(Metallofizika i Noveishie Tekhnologii)

FOUNDED IN SEPTEMBER, 1979

Volume 45, No. 3; March, 2023

CONTENTS

Editorial Announcements	Information for Foreign Subscribers	V
	Information for Contributors	VII
Physics of Strength and Plasticity	Heat Effects in Rapidly-Quenched NANOMET-Type Ribbons after Intense Plastic Deformation <i>M. O. VASYLYEV, B. M. MORDYUK, I. V. ZAGORULKO, S. M. VOLOSHKO, and V. K. NOSENKO</i>	293
	Temperature Dependences of Mechanical Properties of Heat-Resistant Titanium Alloys of the Ti-Si-X System under Cyclic Load <i>S. O. FIRSTOV, Yu. F. LUHOVS'KYY, M. M. KUZ'MENKO, L. D. KULAK, V. A. NAZARENKO, S. A. SPIRIDONOV, and A. O. DONS'KA</i>	311
	Influence of Thermomechanical and Heat Treatments on the Structure, Phase Composition and Mechanical Properties of Biocompatible Ti-(18-20)Nb-(1-1.2) Si Alloys <i>O. M. SHEVCHENKO, L. D. KULAK, M. M. KUZMENKO, O. Yu. KOVAL, and S. O. FIRSTOV</i>	329
	Influence of Technological Parameters of In-Mould Modification with Powder Briquetted Modifiers on the Structure and Properties of High-Strength Cast Iron Castings <i>H. A. BAGLIUK, V. Ya. KUROVS'KYY, O. Y. SHYNS'KYY, M. Ya. TERESHCHENKO, and A. P. TISHCHENKO</i>	343
	Variation of the Physical Properties in the Weld Bead of the Submerged Arc Welding of Low-Carbon Alloy Steel <i>M. AOURAGH, B. GUERIRA, L. TOUAM, and</i>	

	<i>S. DERFOUF</i>	359
	Recovery in the Metal of Welded Joints of Steam Pipelines, Which Are Operated for a Long Time under Creep Conditions	
	<i>V. V. DMYTRYK and A. V. GLUSHKO</i>	369
	High-Entropy Brazing Filler Metal Based on NiCoCrPdGe System for Brazing Nickel Superalloys	
	<i>S. V. MAKSYMOVA, V. V. VORONOV, and P. V. KOVALCHUK</i>	387
Metallic Surfaces and Films	The Influence of Structuring Surfaces and Slide Burnishing on Tribological Properties	
	<i>W. KOSZELA, P. BALON, S. E. REJMAN, B. KIELBASA, R. SMUSZ, and M. BEMBENEK</i>	403
Phase Transformations	Accounting for the Long-Range Forces in the Model of Hard Sphere	
	<i>Yu. M. POLUEKTOV</i>	423

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

Registration Certificate of the Publishing Subject: ДК № 5875 on 13.12.2017

State Registration Certificate of the Printed Mass Medium: KB № 23232-13072 ПП on 23.02.2018.

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.45.03>

МЕТАЛОФІЗИКА ТА НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ

МІЖНАРОДНИЙ НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ
ЗАСНОВАНИЙ У ВЕРЕСНІ 1979 р.

Том 45, № 3; март, 2023

ЗМІСТ

Редакційні оголошення	Інформація для закордонних передплатників	V
	Інформація для авторів	VII
Фізика міцності та пластичності	Теплові ефекти в швидкозагартованих стрічках типу NANOMET після інтенсивної пластичної деформації <i>М. О. ВАСИЛЬЄВ, Б. М. МОРДЮК, І. В. ЗАГОРУЛЬКО, С. М. ВОЛОШКО, В. К. НОСЕНКО</i>	293
	Температурні залежності механічних властивостей жароміцних титанових стопів системи Ti–Si–X за циклічного навантаження <i>С. О. ФІРСТОВ, Ю. Ф. ЛУГОВСЬКИЙ, М. М. КУЗЬМЕНКО, Л. Д. КУЛАК, В. А. НАЗАРЕНКО, С. А. СПІРІДОНОВ, А. О. ДОНСЬКА</i>	311
	Вплив термомеханічного та термічного оброблення на структуру, фазовий склад і механічні властивості біосумісних стопів Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)Si <i>О. М. ШЕВЧЕНКО, Л. Д. КУЛАК, М. М. КУЗЬМЕНКО, О. Ю. КОВАЛЬ, С. О. ФІРСТОВ</i>	329
	Вплив технологічних параметрів внутрішньоформового модифікування порошковими брикетованими модифікаторами на структуру та властивості виливків з високоміцного чавуну <i>Г. А. БАГЛЮК, В. Я. КУРОВСЬКИЙ, О. Й. ШИНСЬКИЙ, М. Я. ТЕРЕЩЕНКО, А. П. ТИЩЕНКО</i>	343
	Зміна фізичних властивостей зварного шва під флюсом дугового зварювання низьковуглецевої леґованої криці <i>М. АУРАҒЕ, Б. ГЄРІРА, Л. ТУАМ, С. ДЕРФУФ</i>	359
	Повертання в металі зварних з'єднань паропроводів,	

	які тривалий час експлуатуються в умовах плазучості <i>В. В. ДМИТРИК, А. В. ГЛУШКО</i>	369
	Високоентропійний припій на основі системи NiCoCrPdGe для паяння ніклевих суперстопів <i>С. В. МАКСИМОВА, В. В. ВОРОНОВ, П. В. КОВАЛЬЧУК</i>	387
Металічні поверхні та плівки	Вплив структурування поверхонь та вигладжування ковзанням на трибологічні властивості <i>В. КОШЕЛЯ, П. БАЛОН, С. Е. РЕЙМАН, Б. КІЛБАСА, Р. СМУЩ, М. БЕМБЕНЕК</i>	403
Фазові перетворення	Врахування далекосяжних сил в моделі твердої сфери <i>Ю. М. ПОЛУЕКТОВ</i>	423

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

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи: ДК № 5875 від 13.12.2017 р.

Свідоцтво про державну реєстрацію друкованого засобу масової інформації: КВ № 23232-13072 ПР від 23.02.2018 р.

Затверджено до друку вченою радою Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України

Друкується за постановою редакційної колегії журналу англійською, або українською мовами

Підписано до друку 27.03.2023 р. Формат 70 × 100/16.

Ум. друк. арк. 11,86. Обл.-вид. арк. 10,91.

Тираж 57 пр. Зам. № від 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.45.03>

INFORMATION (GUIDELINES) FOR CONTRIBUTORS

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

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

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

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

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

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

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

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

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

ІНФОРМАЦІЯ ДЛЯ АВТОРІВ

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

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

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

Journal title abbreviations should conform to generally accepted styles:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Copyright Transfer Agreement

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

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

Correspondence Address: _____

Phone and e-mail: _____

(Signature)

(Date)

ІНФОРМАЦІЯ (ПРАВИЛА) ДЛЯ АВТОРІВ

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Слід використовувати загальноприйняті скорочення назв журналів:

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

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

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

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

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

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

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

Угода про передачу авторського права

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

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

PACS numbers: 61.43.Dq, 62.20.mj, 62.20.mt, 62.20.Qp, 68.35.Dv

Теплові ефекти в швидкозагартованих стрічках типу NANOMET після інтенсивної пластичної деформації

М. О. Васильєв*, Б. М. Мордюк***, І. В. Загорулько*, С. М. Волошко**,
В. К. Носенко*

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

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

У роботі обґрунтовано актуальність нових шляхів модифікування структури та властивостей аморфних металевих стопів (АМС) методами інтенсивної пластичної деформації (ІПД) з метою одержання нанокристалічних матеріалів з новими фізичними та механічними властивостями. У цій роботі вперше вивчено особливості деформаційної нанокристалізації одного з представників матеріалу такого класу типу NANOMET, легованого Фосфором, — стопу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{10}\text{P}_{10}\text{Cu}_1$. Для здійснення ІПД використано методу високочастотного ударного оброблення (ВЧУО) в режимах, що забезпечують максимальний ефект зміцнення порівняно з вихідними швидкозагартованими аморфними стрічками. Вивчено особливості структури та кінетики деформаційної кристалізації аморфної стрічки даного стопу, підданого ІПД методом ВЧУО. Виявлено два кристалізаційні ефекти за умов нагрівання аморфних стрічок, підданих ВЧУО до досягнення максимальної твердості: перший — зсув критич-

Corresponding author: Iryna Viktorivna Zagorulko
E-mail: zagorylko@ukr.net

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

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

Citation: M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, I. V. Zagorulko, S. M. Voloshko, and V. K. Nosenko, Heat Effects in Rapidly-Quenched NANOMET Type Ribbons after Intense Plastic Deformation, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 3:293–310 (2023). DOI: [10.15407/mfint.45.03.0293](https://doi.org/10.15407/mfint.45.03.0293)

них температур екзотермічних піків ДСК у напрямку низьких температур і другий — пониження енергії активації кристалізації порівняно із недеформованим аморфним зразком. Встановлено причини зміни термодинамічних характеристик АМС, викликаних ПД.

Ключові слова: аморфний стоп, інтенсивна пластична деформація, нанокристалізація, енергія активації, ударне оброблення, мікротвердість.

This work grounds the relevance of the new ways for modifying the structure and properties of amorphous metallic alloys using severe plastic deformation (SPD) resulting the formation of nanocrystalline materials with new physical and mechanical properties. In this work, for the first time, the peculiarities of deformation nanocrystallization of one of the representatives of this class of material, such as NANOMET doped with phosphorus, namely, alloy $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{10}\text{P}_1\text{Cu}_1$ are studied. To perform SPD, the method of high-frequency mechanical-impact (HFMI) treatment is used in modes, which will ensure the maximum hardening effect as compared to the original rapidly solidified amorphous ribbon. The special features of the structure and kinetics of the deformation-induced crystallization of the alloy underwent the SPD by the HFMI method are studied. Two crystallization effects are established during heating of the amorphous ribbon of maximum hardness induced by the applied HFMI. First one, this is the shift of critical temperatures towards low exothermal temperatures, and second one, this is the lowering of the activation energy for crystallization as compared to the undeformed amorphous sample. The reasons of the observed SPD-induced changes in thermodynamic characteristics are established.

Key words: amorphous alloy, severe plastic deformation, nanocrystallization, activation energy, impact treatment, microhardness.

(Отримано 20 грудня 2022 р.; остаточн. варіант — 12 січня 2023 р.)

1. ВСТУП

З моменту свого відкриття аморфні стопи є об'єктом підвищеного наукового інтересу через унікальні механічні властивості (висока міцність, велике пружне видовження, менший пружний модуль в порівнянні з кристалічними аналогами), магнетні властивості, підвищену біосумісність, високу корозійну стійкість, здатність до формування стану переохолодженої рідини. Зазначені властивості визначають застосування аморфних стопів на сьогоднішній день в наступних областях: медицина — хірургічне обладнання, біосумісні імпланти (висока міцність, низький модуль пружності, висока корозійна стійкість); спорт — спортивний інвентар (висока міцність, великі значення пружної деформації); мікроелектроніка — мікроелектромеханічні системи (висока міцність і пружність, підвищена зносостійкість, формування в стані переохоло-

джених рідин); військова промисловість — броньовані снаряди, деталі броні (висока міцність). Однак широке застосування аморфних стопів істотно обмежується їх крихкістю [1—3]. Тому було здійснено численні спроби підвищення пластичності аморфних стопів. Можна виділити основні підходи для досягнення підвищеної пластичності: створення аморфно-кристалічного композиту або підбір оптимального хемічного складу. Однак традиційні можливі схеми деформації (наприклад, вальцювання чи кручення) не дозволяють досягти великих деформацій в крихких й водночас твердих аморфних стопах.

В останні роки велика увага приділяється дослідженням впливу інтенсивної пластичної деформації (ІПД) на зміни структурно-фазового стану аморфних стопів, які, як відомо, не мають таких структурних дефектів, як дислокації і межзеренні межі. Питання про механізм деформації та деформаційної структури в аморфних металевих стопах (АМС), поряд з вивченням особливостей їх будови, є одним з найважливіших і найцікавіших при пошуку нових шляхів модифікування структури та властивостей таких матеріалів. Результати недавніх досліджень показали, що ІПД металів в аморфному стані може бути одним з контрольованих способів одержання нанокристалічних матеріалів з новими властивостями. Цей метод уможливорює отримання нанокристалічного стану в аморфних стопах, коли його неможливо одержати традиційними термічними обробленнями [4]. Вивчення деформаційної нанокристалізації в АМС на основі Fe за кімнатної температури проводилося, в основному, за впливу двох способів ІПД: за умов зсуву під тиском (в камері Бріджмена) і за оброблення в кульових млинах. Вперше утворення кристалів із розмірами 10 – 15 нм в аморфній стрічці складу $\text{Fe}_{81}\text{Si}_7\text{B}_{12}$ при інтенсивній зсувній деформації під високим тиском було встановлено авторами роботи [5]. У роботах [6, 7] було показано, що такий самий спосіб ІПД аморфної стрічки $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$ також призводить до формування нанокристалів (5–15 нм), кількість яких збільшується з ростом ступеня деформації. Великий інтерес викликають також дослідження нанокристалізації за оброблення шматочків аморфних стрічок в кульових млинах (КМ). Так, наприклад, формування нанокристалів виявлено за розмелювання АМС систем: $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ [8] і $\text{Fe}_{73}\text{Cu}_1\text{Nb}_{1,5}\text{V}_2\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ [9].

Аморфні металеві стопи на основі заліза відносяться до класу магнетом'яких матеріалів і відрізняються від кристалічних аналогів унікальним поєднанням високих магнетних, електричних і механічних властивостей [10]. Такі стопи характеризуються більш низькими втратами на перемагнетування у порівнянні з трансформаторної крицею (Fe–Si), мають підвищену міцність і більш низьку чутливість магнетних властивостей до деформації.

Відомо, що магнетом'які АМС типу FINEMET (Fe-Cu-Nb-Si-B) і NANOPERM (Fe-MB (M — Zr, Hf, Nb)), отримані методом надшвидкого загартування розплаву, після відповідного термооброблення мають магнетом'які властивості в аморфно-нанокристалічному стані, що обумовлює їх широке практичне застосування замість криці Fe-Si. Однак досі залишається актуальним завдання подальшого покращення магнетних характеристик та пониження вартості магнетом'яких матеріалів. Одним із шляхів вирішення цього питання є заміна дорогих компонентів АМС (Nb, Ta, Zr, W чи V) атомами Фосфору. Новий клас магнетом'якого нанокристалічного стопу, який одержав назву NANOMET (Fe-Si-B-P-Cu), був розроблений авторами [11].

До теперішнього часу, в основному, були встановлені загальні закономірності термічної нанокристалізації при відпалі АМС на основі Fe. Однак на сьогоднішній день питання про механізм нанокристалізації аморфних стопів під дією ІПД залишається відкритим.

На жаль, магнетом'які аморфні стопи не позбавлені й недоліків, одним з яких є недостатній рівень механічних властивостей за кімнатних температур, що може звужувати область їх практичного застосування.

У зв'язку з актуальністю проблеми розширення сфери промислового застосування стрічкових АМС на основі Fe можна відзначити зростаючий науковий і технологічний інтерес до вивчення основних механізмів макроскопічної і мікроскопічної деформації, відповідальних за міцність і пластичність даних матеріалів за відносно низьких температур. Наприклад, деформаційна поведінка в цьому діапазоні температур становить певний інтерес для використання в коливальних пристроях, таких як гіроскопи, швидкодійні пружини і деталі мікро-електромеханічних систем, спортивного інвентарю, броні. При виготовленні та експлуатації магнетні осердя піддаються різним навантаженням, які можуть привести до зміни їх властивостей. Тому дуже важливо розуміти механічну поведінку таких матеріалів.

Один із сучасних і ефективних способів ІПД металевих поверхонь за відносно низьких гомологічних температур заснований на використанні енергії потужних ультразвукових коливань [12–14]. Численні дослідження показують, що ультразвукове ударне оброблення (УЗУО) або високочастотне ударне оброблення (ВЧУО) металевих поверхонь виробів є більш технологічним і керованим процесом в порівнянні з вальцюванням або обробленням в кульових млинах і в камері Бріджмена. Встановлено, що під дією вказаних оброблень відбувається подрібнення мікроструктури металів і стопів з утворенням мікро- та наноструктур, що призводить до зростання механічної міцності, а також форму-

вання внутрішніх напружень стиснення, які забезпечують підвищення експлуатаційних характеристик виробів і конструкцій. Процеси наноструктурування в швидкозагартованій аморфній стрічці складу $\text{Fe}_{73,6}\text{Si}_{15,8}\text{B}_{7,2}\text{Cu}_{1,0}\text{Nb}_{2,4}$ (типу FINEMET) в результаті УЗУО за кімнатної температури вперше було досліджено в роботі [15]. Автори [16] вперше виявили ефект підвищення пластичності поверхні масивного АМС складу $\text{Zr}_{44}\text{Ti}_{11}\text{Cu}_{10}\text{Ni}_{11}\text{Be}_{25}$ після УЗУО.

Оскільки АМС знаходяться в нерівноважному стані, то за таких дестабілізуючих впливів, як температура, деформація чи опромінення, атоми їх компонентів збільшують свою рухливість, в результаті чого відбуваються перетворення, що переводять АМС в більш стійкий термодинамічний стан. Критерієм стабільності АМС є температура, за якої стає помітною зміна їх структури. При цьому можливі як зсуви критичних температур, так і зміни характеру кінетики кристалізації нових фаз у аморфній матриці.

Ефективним методом дослідження температурно-часової стабільності АМС є диференційно-сканувальна калориметрія (ДСК), що застосовується для визначення критичних температур склування та кристалізації, а також ентальпії зазначених процесів. За профілями ДСК-термограм і значеннями енергії активації можна судити про структурні зміни, що відбулися в зразках після ІПД різної тривалості [17–21].

Метою даної роботи є вивчення кінетики наноструктурування нового стопу типу NANOMET, легованого Фосфором, в процесі інтенсивної деформації методом ВЧУО із застосуванням ДСК.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

У даній роботі досліджувалася стрічка нового класу феромагнітного аморфного стопу типу NANOMET, що містить Фосфор: $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{11}\text{P}_{10}\text{Cu}_1$. Стрічки товщиною 25 мкм і шириною 15 мм були отримані шляхом швидкого гартування розтопу зазначеного складу на мідному диску, що обертається (метода спінінгування). Швидкість охолодження розплаву при цьому складала $\sim 10^6 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ [22, 23]. Згідно з результатами рентгеноструктурного аналізу, стрічки були в аморфному стані («рентгеноаморфні»). Структурний стан стрічок до і після інтенсивної пластичної деформації контролювали за допомогою рентгеноструктурного аналізу (РСА) та трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ).

Рентгеноструктурний аналіз у мідному випромінненні CuK_α ($\lambda = 0,15418 \text{ нм}$) проводили з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV. Для дослідження зразків використано схему фокусування за Бреґгом–Брентано. Умови проведення досліджень: інтервал кутів — $2\theta = 20\text{--}120^\circ$, крок реєстрації — $0,04^\circ$,

час витримки в точці — 2 с, тривалість реєстрації дифракційної картини одного зразка — 90 хв. [24].

Спостереження ТЕМ проводили за допомогою мікроскопа JEM 100 CX-II. Плівкові ТЕМ-фолії були виготовлені з різних ділянок оброблених зразків. Їх механічно полірували на необробленій стороні зразка з подальшим електрополіруванням за допомогою техніки подвійного струменя. Для одержання фолії з зовнішнього поверхневого шару використовувалася одностороннє полірування [25].

Для визначення температур склування та кристалізації, а також енергій активації фазових перетворень, що відбуваються за нагрівання зразків із постійною швидкістю, застосовували методу ДСК. Вимірювання проводили на приладі Netzsch DSC 404 F1 Pegasus. Досліджувані зразки нагрівали у атмосфері гелію зі швидкостями нагрівання 5, 10, 20 і 40 К/хв.

ВЧУО виконували на установці [26], яка складається із генератора частотою 21 кГц, потужністю 0,6 кВт і вібратора зі ступінчастим концентратором. На вібраторі розміщувалася ударна голівка з бойком циліндричної форми (діаметер 5 мм, довжина — 18 мм), виготовленого із загартованої криці ШХ15. Частота ударного впливу становила 1—2 кГц. ВЧУО зразків проводили за кімнатної температури на повітрі. Тривалість оброблення варіювали від 10 до 70 с. Оброблення тривалістю понад 70 с спричиняло руйнування зразків.

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Як показано в роботі [27], зростання тривалості деформаційної дії ВЧУО для стрічки складу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{10}\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ до 60 с призводить до різкого монотонного зростання величини мікротвердості (ефект зміцнення складає 30%). Детальний структурний і ДСК аналізи виконані для зразків, оброблених ВЧУО до досягнення максимальної твердості (рис. 1). Результати такого аналізу методами РСА і ТЕМ зразків до ВЧУО наведені на рис. 2, а і свідчать про те, що структура зразка є аморфною без ознак кристалізації. На дифрактограмах швидкозагартованого стопу спостерігалися лише два широкі дифракційні рефлекси на кутах $2\theta = 57^\circ$ і $2\theta = 92^\circ$, характерні для аморфної структури стопів на основі Fe [28]. Відсутність навіть незначної кількості кристалічних фаз у швидкозагартованих стрічках стопу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_{10}\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ підтверджується також даними ТЕМ (рис. 3, а). На електронограмі, як і на рентгенівській дифрактограмі, отриманій від даного зразка, зазвичай присутнє лише дифузне гало (вставка електронограми на рис. 3, а).

Авторами робіт [29–34] було встановлено взаємозв'язок між

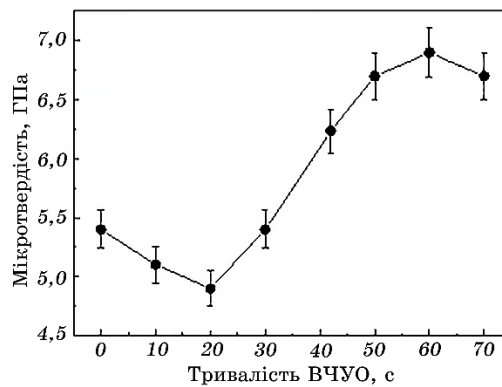


Рис. 1. Залежність величини мікротвердості аморфної стрічки стопу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ від тривалості ВЧУО [27].

Fig. 1. The dependence of the amorphous ribbon microhardness of the alloy $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ on the duration of HFMI [27].

умовами одержання, хемічним складом, структурно-фазовим станом і фізичними властивостями легованих швидкозагартованих стопів базових систем FINEMET (Fe–Si–B–Cu–Nb) як у вихідному аморфному стані, так і після термооброблення з утворенням нанофазних композитів. В процесі термооброблення у температурному інтервалі 773–823 К такі стопи кристалізуються із утворенням нанокристалічної структури, в якій кожен кристал твердого розчину $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ розміром 10–12 нм оточений тонким прошарком залишкової аморфної фази. Так утворюється так звана однодомenna магнетна структура (один кристалик — один домен) з 80% об'єму кристалічної фази, яка визначає унікальне поєднання високих магнетних властивостей магнетом'яких стопів цього класу.

Формування нанокомпозитної структури в аморфних магнетом'яких стопах типу NANOMET (Fe–B–Si–P–Cu) в процесі термічного оброблення детально вивчено у роботах [11, 35, 36]. За результатами аналізу ДСК та РСА доведено двостадійний характер переходу аморфного стопу в кристалічний стан при температурах відпалу, вищих за відповідні максимуми на термограмах. Зокрема, встановлено, що після першої стадії кристалізації структура зразка складається з кристалів $\alpha\text{-Fe}$ та залишкової аморфної матриці, а після другої — стоп має повністю кристалічну структуру, що складається із кристалів $\alpha\text{-Fe}$, боридів та фосфідів заліза. Розмір зерна нанокристалів зростає від 16 до 21 нм при нагріванні від 370°C до 470°C. Зазначимо, що характер переходу аморфної фази в кристалічний стан є типовим для всіх складів стопів типу NANOMET.

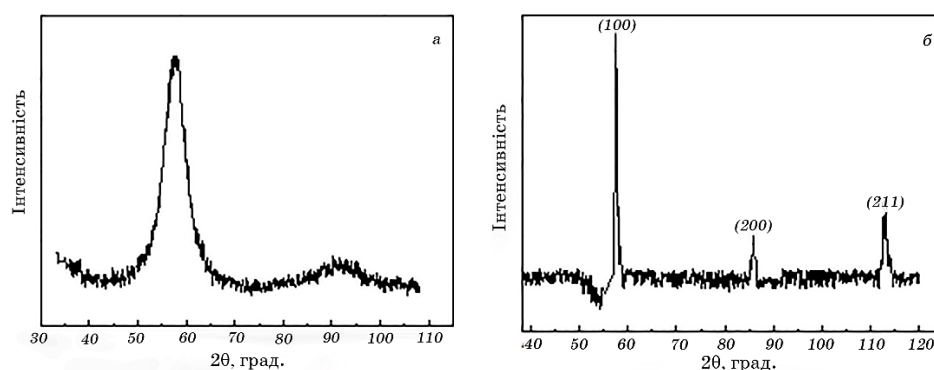


Рис. 2. Рентгенограми швидкозагартованого ступу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ до (а) і після ВЧУО 60 с (б).

Fig. 2. X-ray patterns of rapidly solidified $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ alloy before (a) and after HFMI 60 s (b).

Після ВЧУО тривалістю 60 с у дослідженій стрічці складу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ спостерігаються суттєві структурні зміни у порівнянні з вихідним аморфним станом. Рентгеноструктурний аналіз свідчить про те, що деформовані зразки містять аморфну фазу і нанокристали ОЦК $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ з дифракційними максимумами (110), (200) і (211), які утворюються також при термічно індукваній кристалізації досліджуваного ступу (рис. 2, б). Проте, за зазначеної деформації не формуються частинки боридів, що є характерним і для інших способів ПД аморфних стрічок [3]. За даними ТЕМ (рис. 3, б), основна деформаційно-індукована модифікація структури пов'язана із утворенням великої кількості гомогенно розподілених наночастинок, розміри яких знаходяться в діапазоні 5–25 нм. Окремі області електронограми показують, що виділення представляють собою ОЦК $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ з випадковими кристалографічними орієнтаціями (рис. 3, б, вставка).

Додаткова інформація про структурні фазові переходи у дослідженому ступі була отримана з даних ДСК.

Як відомо, аморфний стан металевих ступів є метастабільним, тому для переходу в більш стабільний стан необхідно підвищити температуру і тим самим прискорити дифузійні процеси. В результаті нагрівання за певної температури відбувається перехід із аморфного стану у кристалічний. Оскільки АМС віддає тепло впродовж кристалізації, то цей процес на кривих ДСК проявляється у вигляді екзотермічних піків, за положенням яких визначаються температури початку відповідних стадій кристалізації.

Відомо, що під час нагрівання АМС на основі Fe доєвтектичного складу реалізується двостадійна кристалізація. У цьому випадку

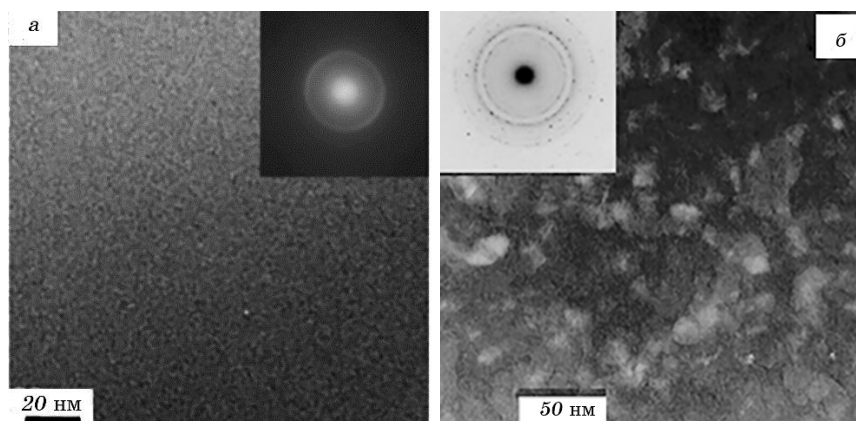


Рис. 3. ТЕМ-зображення зразка аморфної стрічки $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$: *a* — вихідний; *b* — після ВЧУО (60 с).

Fig. 3. TEM-image of an amorphous ribbon sample $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$: *a*—initial; *b*—after HFMI (60 s).

дку на кривих ДСК присутні два піки кристалізації за критичних температур, що позначаються T_{x1} і T_{x2} , відповідно (рис. 4).

Добре відомою є залежність критичних температур фазових перетворень від швидкості нагрівання зразка. З метою вибору оптимального режиму нагрівання для дослідження ефектів впливу ВЧУО на характеристики екзотермічних теплових ефектів структурних фазових перетворень у цій роботі було проведено серію реєстрацій ДСК із різною швидкістю зміни температури (5, 10, 20 та 40 К/хв). Зі збільшенням швидкості нагрівання екзотермічні піки кристалізації (рис. 4) зміщуються у бік більш високих температур, що свідчить про термічно активовані структурні зміни, які характеризуються певними енергіями активації. Аналогічний ефект був раніше встановлений для аморфного стопу $(\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5)_{99}\text{Y}_1$ [37] і стопу $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ типу FINEMET [38]. Кристалізаційна поведінка аморфного стопу визначається швидкістю нагрівання та характеризується лінійними залежностями (рис. 5).

У даній роботі калібрування приладу ДСК проводили для швидкості 40 К/хв., яка була обрана оптимальною для більшої достовірності кількісного визначення теплоти кристалізації аморфних стопів.

На рисунку 6 наведені ДСК-криві вихідного та обробленого аморфного стопу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ для різної тривалості ВЧУО. Характерні температури екзотермічних реакцій і енергії активації фазових перетворень винесені у табл. 1. Як і у випадку термічно індукованої кристалізації, перший екзотермічний пік T_{x1} за тем-

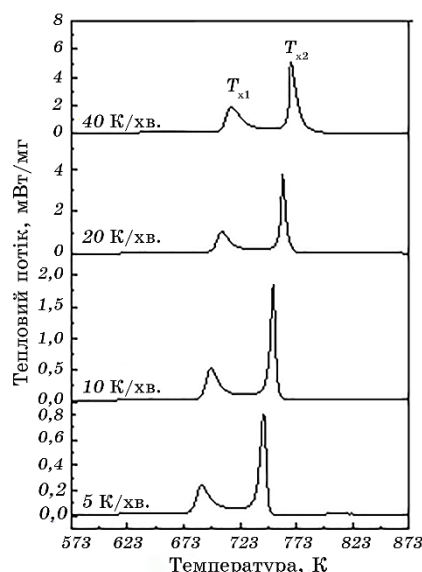


Рис. 4. ДСК-криві для різних швидкостей нагріву аморфної стрічки $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$.

Fig. 4. DSC curves for different heating rates of the amorphous ribbon $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$.

пературі близько 706,2 К (максимальний потік тепла) зумовлений формуванням нанокристалів ОЦК $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$. Другий пік T_{x2} (765,4 К) зумовлений кристалізацією боридної фази. Слід підкреслити, що за даними ДСК обидві нанокристалічні фази виділяються у залишковій аморфній матриці після деформації.

Результати аналізу ДСК демонструють два кристалізаційних ефекти ВЧУО. Перший з них полягає в зміщенні критичних температур у бік більш низьких значень, а другий — у зниженні енергії активації кристалізації порівняно із недеформованим аморфним зразком. Як видно з даних, представлених у табл. 1, після інтенсивної пластичної деформації (ВЧУО) тривалістю 60 с ефективна енергія активації першої стадії кристалізації знижується від $307 \pm 7,9$ кДж/моль до 280,1 кДж/моль, у той час як енергія активації другої стадії кристалізації після ВЧУО знижується більш істотно: від 402,16 кДж/моль у вихідному стані до 310,2 кДж/моль (майже на 23%).

Основні дослідження впливу ІПД на структурну трансформацію АМС на основі заліза виконані із застосуванням кульових млинів (КМ). В цьому випадку за допомогою ДСК досліджували порошки, які утворювалися за умов подрібнення вихідної аморфної стрічки. Вплив високоенергетичної деформації в КМ на стру-

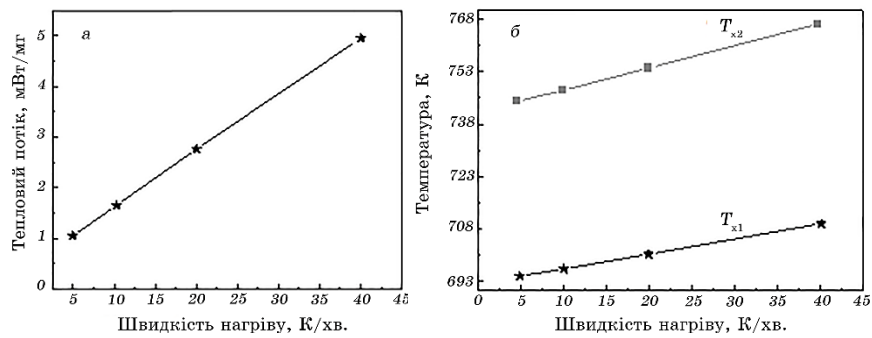


Рис. 5. Вплив швидкості нагрівання аморфної стрічки на інтенсивність теплового потоку (а) та температуру екзотермічних піків T_{x1} та T_{x2} (б).

Fig. 5. Influence of amorphous tape heating rate on heat flux intensity (a) and temperature of exothermic peaks T_{x1} and T_{x2} (b).

кту рні перетворення в аморфних стрічках стопів $\text{Fe}_{66}\text{Co}_{18}\text{Si}_1\text{B}_{15}$ і $\text{Fe}_{78}\text{Si}_9\text{B}_{13}$ вивчали автори [39–42].

Аналогічні дослідження для стопу $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{P}_{14}\text{B}_6$ були проведені в роботі [43], а стопу $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ (FINEMET) — у роботах [44–46]. У цих роботах встановлено, що перший екзотермічний ДСК-пік обумовлений виділенням α -Fe(Co), а другий максимум тепловиділення є результатом формуванням боридних фаз (Fe_{23}B_6

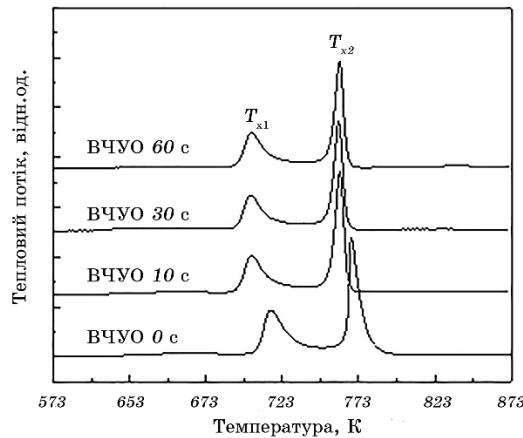


Рис. 6. Криві ДСК, отримані при нагріванні зі швидкістю 40 К/хв аморфного стопу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ у початковому (вихідному) стані та після ВЧУО.

Fig. 6. DSC curves obtained by heating at a rate of 40 K/min of amorphous alloy $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ in the initial state and after HFMI.

ТАБЛИЦЯ 1. Температури структурних екзотермічних перетворень та енергії активації процесу кристалізації.**TABLE 1.** The structural exothermic transformations temperatures and activation energy of the crystallization process.

Стан	T_{x1} , К	T_{x2} , К	ΔT_x	E_{x1} , кДж/моль	E_{x2} , кДж/моль
Початковий (Original)	715,7	768,1	52,4	307,9	402,1
ВЧУО 60 с (HFMI)	706,2	765,4	59,2	280,1	310,2

і Fe_3B). Зі зростанням тривалості деформації у КМ ці піки зміщуються в область більш низьких температур. Отже, результати представленої роботи узгоджуються з літературними даними.

Таким чином, зміна термодинамічних властивостей за умов нагрівання аморфних стрічок стопу на основі Fe, підданих ВЧУО до досягнення максимальної твердості, проявляється у зменшенні температур екзотермічних піків ДСК та енергій активації обох стадій нанокристалізації залишкової аморфної матриці порівняно із аналогічними параметрами для вихідного повністю аморфного зразка. Ці факти свідчать про пониження термічної стабільності аморфного стопу внаслідок інтенсивної пластичної деформації.

Як неодноразово було встановлено, механізми термічної та деформаційної нанокристалізації суттєво відрізняються між собою. У першому випадку зародження та зростання наночастинок кристалічної фази відбувається з формуванням випадкових центрів кристалізації в гомогенній аморфній фазі. В результаті ПД відбувається розшарування аморфної фази при кімнатній температурі, а центрами нанокристалізації стають місця інтенсивної негомогенної деформації по смугах зсуву та у вільному об'ємі, де істотно підвищується швидкість міграції атомів [3]. Саме в смугах зсуву або поблизу них і можливе зародження нанокристалів завдяки підвищенню локального ближнього порядку. Процес нанокристалізації за такої деформації має переважно атермічну природу. Однак, якщо інтенсивність оброблення недостатньо висока, то утворення зародків кристалічних фаз в аморфній матриці не є термодинамічно і кінетично сприятливим. Таким чином, аморфний стан частково зберігається, що і спостерігається у даній роботі.

Слід зазначити, що зареєстровані ДСК-максимуми для деформованого зразка зумовлені процесами термічної кристалізації у

залишковій аморфній фазі. У випадку повної деформаційної нанокристалізації такі максимуми повинні бути відсутні [47]. Однак кінетика двостадійної термічної кристалізації після деформації відрізняються через присутність деформаційних дефектів та локального підвищення температури в області смуг зсуву. Для подолання енергетичного бар'єру зародження центрів кристалізації за кімнатної температури, що відбувається в області смуг зсуву, інтенсивність ІПД має бути досить високою. При цьому можлива реалізація трьох каналів дисипації пружної енергії при ВЧУО: пластичної деформації, фазових перетворень та виділення тепла [48]. Суттєві локальні напруження у аморфній фазі, які виникають за умов ВЧУО, стимулюють пониження енергії термічно активованого процесу нанокристалізації при нагріванні зразка в камері ДСК.

4. ВИСНОВКИ

Вперше вивчено особливості процесу нанокристалізації аморфної стрічки стопу типу NANOMET ($\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$), які відбуваються внаслідок інтенсивної пластичної деформації, проведеної методом високочастотного ударного оброблення в режимах, що забезпечують максимальний ефект зміцнення порівняно із вихідними швидкозагартованими аморфними стрічками. Після ВЧУО стрічки спостерігаються суттєві структурні зміни у порівнянні з вихідним аморфним станом. Зокрема, встановлено, що основною особливістю деформаційно-індукованої модифікації структури аморфної стрічки є утворення великої кількості гомогенно розподілених наночастинок ОЦК- α -Fe(Si) з випадковими кристалографічними орієнтаціями, розміри яких знаходяться в діапазоні 5–25 нм.

Методом диференційної сканувальної калориметрії при неперервному нагріві із сталою швидкістю встановлено, що у дослідженій аморфній стрічці кристалізація відбувається у два етапи як у вихідному стані, так і після ВЧУО при режимі, який забезпечує максимальну твердість. ДСК криві демонструють два кристалізаційні ефекти: перший з них полягає в зміщенні критичних температур у бік нижчих значень, а другий – у зниженні ефективної енергії активації кристалізації порівняно із аналогічним параметром недеформованих аморфних зразків.

Встановлено, що в результаті ІПД стрічок стопу $\text{Fe}_{81}\text{B}_7\text{Si}_1\text{P}_{10}\text{Cu}_1$ відбувається розшарування аморфної фази при кімнатній температурі, а центрами нанокристалізації стають місця інтенсивної негомогенної деформації по смугах зсуву та вільного об'єму, де швидкість міграції атомів істотно підвищена, що і приводить до пониження температури початку термічно активованого процесу

нанокристалізації при нагріванні в камері ДСК.

Дослідження виконано при підтримці Національної академії наук України в рамках бюджетної програми КПКВК 6541230-2А «Підтримка розвитку пріоритетних напрямів наукових досліджень» та МОН України (проект № 2405ф-0121U109752).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. А. М. Глезер, Б. В. Молотилів, *Структура и механические свойства аморфных сплавов* (Москва: Металлургия: 1992).
2. В. П. Алехин, В. А. Хоник, *Структура и физические закономерности деформации аморфных сплавов* (Москва: Металлургия: 1992).
3. М. О. Vasylyev, V. K. Nosenko, I. V. Zagorulko, and S. M. Voloshko, *Progress in Physics of Metals*, **21**: 319 (2020).
4. М. А. Васильев, Г. И. Прокопенко, В. С. Филатова, *Успехи физики металлов*, **5**: 345 (2004).
5. Н. И. Носкова, Н. Ф. Вильданов, Р. И. Кузнецов, *Физ. Мет. Металловед.*, **65**: 669 (1988).
6. S. Aronin, G. E. Abrosimova, I. I. Zver'kova, D. Lang, and R. Luck, *J. Non-Cryst. Solids.*, **208**: 139 (1996).
7. Г. Е. Абросимова, А. В. Серебряков, Ж. Д. Соколовская, *Физ. мет. металловед*, **66**: 468 (1988).
8. M. Kondo, T. Shibata, H. Kawanowa Y. Gotoh, and R. Souda, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. Section B*, **232**: 134 (2005).
9. B. Chen, Sh. Yang, X. Liu, B. Yan, and W. Lu, *J. Alloys Comp.*, **448**: 234 (2008).
10. M. E. McHenry, M. A. Willard, and D. E. Laughlin, *Prog. Mater. Sci.*, **44**: 291 (1999).
11. A. Makino, T. Hatanai, A. Inoue, and T. Masumoto, *Mater. Sci. Eng. A*, **226–228**: 594 (1997).
12. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
13. Г. І. Прокопенко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєве, С. М. Волошки, *Фізичні основи ультразвукового ударного зміцнення металевих поверхонь* (Київ: Наукова думка: 2017).
14. Б. М. Мордюк, Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, С. О. Соловей, І. М. Ключков, Г. О. Линник, Т. А. Красовський, М. В. Вісоколян, *Ультразвукова ударна обробка конструкцій і споруд транспортного машинобудування* (Суми: Університетська книга: 2020).
15. М. О. Васильєв, В. А. Тиньков, Ю. М. Петров, С. М. Волошко, Г. Г. Галстян, В. Т. Черепин, А. С. Ходаковський, *Металофіз. новітні технол.*, **35**, № 5: 667 (2013).
16. C. Ma, H. Qin, Zh. Ren, S. C. O'Keefe, J. Stevick, G. L. Doll, Y. Dong, B. Winiarski, and Chang Ye, *J. Alloys Comp.*, **718**: 246 (2017).
17. D. Gunderov, V. Slesarenko, A. Lukyanov, A. Churakova, E. Boltynjuk, V. Pushin, E. Ubyivovk, A. Shelyakov, and R. Valiev, *Advanced Engineering Materials*, **17**, Iss. 12: 1728 (2015).
18. Н. Ф. Шкодич, А. С. Рогачев, С. Г. Вадченко, И. Д. Ковалев,

- А. А. Непапушев, С. С. Рувимов, А. С. Мукасян, *Теория и процессы формирования и спекания порошковых материалов*, **2**: 14 (2017).
19. Г. Ф. Корзникова, Е. А. Корзникова, *Письма о материалах*, **2**: 25 (2012).
 20. D. Gunderov and V. Astanin, *Metals*, **10**, No. 3: 415 (2020).
 21. А. М. Глезер, М. Р. Плотникова, *Научные ведомости. Серия: Математика. Физика*, **23**: 159 (2011).
 22. А. Г. Ильинский, Г. М. Зелинская, В. В. Маслов, В. К. Носенко, Ю. В. Лепеева, *Металлофизика*, **26**: 1501 (2004).
 23. В. В. Маслов, Д. Ю. Падерно, *Аморфные металлические сплавы* (Киев: Наукова думка: 1987), с. 52.
 24. М. А. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, I. O. Kruhlov, and V. I. Zakiev, *Surf. Coat. Technol.*, **361**: 413 (2019).
 25. М. А. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surf. Coat. Technol.*, **343**: 57 (2018).
 26. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vib.*, **308**: 855 (2007).
 27. М. О. Васильев, В. М. Шиванюк, Б. М. Мордюк, І. В. Загорулько, С. М. Волошко, *Металофіз. новітні технол.*, **43**, № 5: 655 (2021).
 28. В. В. Маслов, А. Г. Ильинский, В. К. Носенко, А. П. Бровко, И. К. Евлаш, *Металлофиз. новейшие технол.*, **22**: 45 (2000).
 29. В. К. Носенко, В. В. Кирильчук, А. П. Кочкубей, В. З. Балан, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, №2: 135 (2015).
 30. В. В. Маслов, В. К. Носенко, Л. Е. Тараненко, А. П. Бровко, *Физ. мет. металловед.*, **91**: 47 (2001).
 31. V. V. Nemoshkalenko, V. V. Maslov, and V. K. Nosenko, *Mater. Technol.*, **17**, Iss. 1: 33 (2002).
 32. V. V. Nemoshkalenko, L. E. Vlasenko, A. V. Romanova, V. V. Maslov, V. K. Nosenko, A. P. Brovko, and Yu. N. Petrov, *Metallofiz. Noveish. Tekhnol.*, **20**: 22 (1998).
 33. В. В. Маслов, В. К. Носенко, А. Г. Ильинский, Л. Е. Власенко, И. К. Евлаш, *Вопросы атомной науки и техники*, **1**: 8 (1998).
 34. G. Ilinsky, V. V. Maslov, V. K. Nosenko, and A. P. Brovko, *J. Mater. Sci.*, **35**: 4495 (2000).
 35. A. Makino, *IEEE Trans. Magn.*, **48**, Iss. 4: 1331 (2012).
 36. Z. Zhang, P. Sharma, and A. Makino, *J. Appl. Phys.*, **112**, 103902 (2012).
 37. S. O. Bakai, O. A. Scheretskiy, K. S. Bakai, V. M. Gorbatenko, and O. I. Volchok, *Problems of Atomic Science and Technology*, **2** (102): 78 (2016).
 38. W. Z. Chen and P. L. Ryder, *Mater. Eng.*, **B24**: 204 (1995).
 39. M. L. Trudeau and R. Schulz, *Phys. Rev. Lett.*, **64**: 99 (1990).
 40. R. Schulz, M. Trudeau, D. Dussault, and A. Van Neste, *Journal de Physique Colloques*, **51**: C4-259 (1990).
 41. M. L. Trudeau, J. Y. Huot, R. Schulz D. Dussault, A. Van Neste, and G. l'Esperance, *Phys. Rev. Lett.*, **64**: 4626 (1992).
 42. M. L. Trudeau, L. Dignard-Bailey, R. Schulz, D. Dussault and A. Van Neste, *Nanostructured Materials*, **2**: 361 (1993).
 43. G. J. Fan, M. X. Quan, Z. Q. Hu, W. Loser, and J. Eckert, *J. Mater. Res.*, **9**: 3765 (1999).
 44. W. Lu, L. Yang, B. Yan, and W. Huang, *Phys. Stat. Sol. (a)*, **202**: 1733

- (2005).
45. B. Chena, Sh. Yang, X. Liu, B. Yana, and W. Lub, *J. Alloys Comp.*, **234–237**: 448 (2008).
 46. H. R. Gheiratmand, M. Hosseini, P. Davami, G. Ababei, and M. Song, *Metall Mater. Trans. A*, **46**: 2718 (2015).
 47. F. Q. Guo and K. Lu, *Metall Mater. Trans. A*, **28**: 1123 (1997).
 48. А. М. Глезер, М. Р. Плотникова, А. В. Шалимова, С. В. Добаткин, *Известия РАН. Серия физическая*, **73**: 1302 (2009).

REFERENCES

1. А. М. Glezer and B. V. Molotilov, *Struktura i Mekhanicheskiye Svoystva Amorfnykh Splavov* [Structure and Mechanical Properties of Amorphous Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1992) (in Russian).
2. V. P. Alekhin and V. A. Khonik, *Struktura i Fizicheskiye Zakonomernosti Deformatsii Amorfnykh Splavov* [Structure and Physical Regularities of Deformation of Amorphous Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1992) (in Russian).
3. М. О. Vasylyev, V. K. Nosenko, I. V. Zagorulko, and S. M. Voloshko, *Prog. Phys. Met.*, **21**: 319 (2020).
4. М. А. Vasil'ev, G. I. Prokopenko, and V. S. Filatova, *Progr. Phys. Met.*, **5**, No. 3: 345 (2004) (in Russian).
5. N. I. Noskova, N. F. Vildanov, and R. I. Kuznetsov, *Fiz. Met. Metalloved.*, **65**: 669 (1988) (in Russian).
6. S. Aronin, G. E. Abrosimova, I. I. Zver'kova, D. Lang, and R. Luck, *J. Non-Cryst. Solids.*, **208**: 139 (1996).
7. G. E. Abrosimova, A. V. Serebryakov, and Zh. D. Sokolovskaya, *Fiz. Met. Metalloved.*, **66**: 468 (1988) (in Russian).
8. M. Kondo, T. Shibata, H. Kawanowa Y. Gotoh, and R. Souda, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. Section B*, **232**: 134 (2005).
9. B. Chen, S. Yang, X. Liu, B. Yan, and W. Lu, *J. Alloys Comp.*, **448**: 234 (2008).
10. M. E. McHenry, M. A. Willard, and D. E. Laughlin, *Prog. Mater. Sci.*, **44**: 291 (1999).
11. A. Makino, T. Hatanai, A. Inoue, and T. Masumoto, *Mater. Sci. Eng. A*, **226–228**: 594 (1997).
12. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
13. G. I. Prokopenko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasiliev, and S. M. Voloshko, *Fizychni Osnovy Ultrazvukovoho Udarnoho Zmitsnennya Metalevykh Pov-erkhon'* [Physical Foundations of Ultrasonic Impact Testing of Metal Surfaces] (Kyiv: Naukova Dumka: 2017) (in Ukrainian).
14. B. M. Mordyuk, G. I. Prokopenko, S. M. Voloshko, S. O. Solovei, I. M. Klochkov, G. O. Linnyk, T. A. Krasovskiy, and M. V. Visokolyan, *Ultrazvukova Udarna Obrobka Konstruktsiy i Sporud Transportnoho Mashynobuduvannya* [Ultrasonic Shock Treatment of Structures And Structures of Transport Engineering] (Sumy: University Book: 2020) (in Ukrainian).
15. M. O. Vasiliev, V. A. Tynkov, Yu. M. Petrov, S. M. Voloshko, H. G. Galstyan, V. T. Cherepin, and A. S. Khodakovsky, *Metallfiz. Noveish. Tekhnol.*, **35**, No. 5: 667 (2013) (in Ukrainian).
16. Ch. Ma, H. Qin, Zh. Ren, S. C. O'Keefe, J. Stevick, G. L. Doll, Y. Dong,

- B. Winiarski, and Ch. Ye, *J. Alloys Comp.*, **718**: 246 (2017).
17. D. Gunderov, V. Slesarenko, A. Lukyanov, A. Churakova, E. Boltynjuk, V. Pushin, E. Ubyivovk, A. Shelyakov, and R. Valiev, *Advanced Engineering Materials*, **17**, Iss. 12: 1728 (2015).
18. N. F. Shkodych, A. S. Rogachev, S. G. Vadchenko, I. D. Kovalev, A. A. Nepapushev, S. S. Ruvimov, and A. S. Mukasyan, *Theory and Processes of Forming and Sintering of Powder Materials*, **2**: 14 (2017) (in Russian).
19. G. F. Korznikova and E. A. Korznikova, *Letters About Materials*, **2**: 25 (2012) (in Russian).
20. D. Gunderov and V. Astanin, *Metals*, **10**, No. 3: 415 (2020).
21. A. M. Glezer and M. R. Plotnikova, *Scientific Bulletins. Series: Mathematics. Physics*, **23**: 159 (2011).
22. A. G. Ilyinskii, G. M. Zelinskaya, V. V. Maslov, V. K. Nosenko, and Yu. V. Lepeeva, *Metallofiz. Noveish. Tekhnol.*, **26**: 1501 (2004) (in Russian).
23. V. V. Maslov and D. Yu. Paderno, *Amorfnyye Metallicheskie Splavy* [Amorphous Metal Alloys] (Kiev: Naukova Dumka: 1987), p. 52 (in Russian).
24. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, I. O. Kruhlov, and V. I. Zakiev, *Surf. Coat. Technol.*, **361**: 413 (2019).
25. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surf. Coat. Technol.*, **343**: 57 (2018).
26. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vib.*, **308**: 855 (2007).
27. M. O. Vasylyev, V. M. Shivanyuk, B. M. Mordyuk, I. V. Zagorulko, and S. M. Voloshko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 5: 655 (2021) (in Ukrainian).
28. V. V. Maslov, A. G. Il'inskiy, V. K. Nosenko, A. P. Brovko, and I. K. Yevlash, *Metallofiz. Noveish. Tekhnol.*, **22**: 45 (2000) (in Russian).
29. B. K. Nosenko, V. V. Kiril'chuk, A. P. Kochkubey, and V. Z. Balan, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 2: 135 (2015) (in Russian).
30. V. V. Maslov, V. K. Nosenko, L. E. Taranenko, and A. P. Brovko, *Fiz. Met. Metalloved.*, **91**: 47 (2001) (in Russian).
31. V. V. Nemoshkalenko, V. V. Maslov, and V. K. Nosenko, *Mater. Technol.*, **17**, Iss. 1: 33 (2002).
32. V. V. Nemoshkalenko, L. E. Vlasenko, A. V. Romanova, V. V. Maslov, V. K. Nosenko, A. P. Brovko, and Yu. N. Petrov, *Metallofiz. Noveish. Tekhnol.*, **20**: 22 (1998).
33. V. V. Maslov, V. K. Nosenko, A. G. Il'inskiy, L. Ye. Vlasenko, I. K. Yevlash, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, **1**: 8 (1998) (in Russian).
34. A. G. Ilinsky, V. V. Maslov, V. K. Nosenko, and A. P. Brovko, *J. Mater. Sci.*, **35**: 4495 (2000).
35. A. Makino, *IEEE Trans. Magn.*, **48**, Iss. 4: 1331 (2012).
36. Z. Zhang, P. Sharma, and A. Makino, *J. Appl. Phys.*, **112**: 103902 (2012).
37. S. O. Bakai, O. A. Scheretskiy, K. S. Bakai, V. M. Gorbatenko, and O. I. Volchok, *Problems of Atomic Science and Technology*, **2** (102): 78 (2016).
38. W. Z. Chen and P. L. Ryder, *Mater. Eng.*, **B24**: 204 (1995).
39. M. L. Trudeau and R. Schulz, *Phys. Rev. Lett.*, **64**: 99 (1990).
40. R. Schulz, M. Trudeau, D. Dussault, and A. Van Neste, *Journal de Physique*

- Colloques*, **51**: C4-259 (1990).
41. M. L. Trudeau, J. Y. Huot, R. Schulz, D. Dussault, A. Van Neste, and G. l'Esperance, *Phys. Rev. Lett.*, **64**: 4626 (1992).
 42. M. L. Trudeau, L. Dignard-Bailey, R. Schulz, D. Dussault, and A. Van Neste, *Nanostructured Materials*, **2**: 361 (1993).
 43. G. J. Fan, M. X. Quan, Z. Q. Hu, W. Loser, and J. Eckert, *J. Mater. Res.*, **9**: 3765 (1999).
 44. W. Lu, L. Yang, B. Yan, and W. Huang, *Phys. Stat. Sol. (a)*, **202**: 1733 (2005).
 45. B. Chena, Sh. Yang, X. Liu, B. Yan, and W. Lu, *J. Alloys Comp.*, **234–237**: 448 (2008).
 46. H. R. Gheiratmand, M. Hosseini, P. Davami, G. Ababei, and M. Song, *Metall Mater. Trans. A*, **46**: 2718 (2015).
 47. F. Q. Guo and K. Lu, *Metall Mater. Trans. A*, **28**: 1123 (1997).
 48. A. M. Glezer, M. R. Plotnikova, A. V. Shalimova, and S. V. Dobatkin, *Izvestiya RAN. Seriya Fizicheskaya*, **73**: 1302 (2009) (in Russian).

PACS numbers: 46.70.De, 62.20.-x, 62.40.+i, 81.05.Bx, 81.40.Gh

Температурні залежності механічних властивостей жароміцних титанових стопів системи Ti–Si–X за циклічного навантаження

С. О. Фірстов, Ю. Ф. Луговський, М. М. Кузьменко, Л. Д. Кулак,
В. А. Назаренко, С. А. Спірідонов, А. О. Донська*

*Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Омеляна Прицака, 3,
03142 Київ, Україна
*Державне підприємство «Івченко-Прогрес»,
вул. Іванова, 2,
69068 Запоріжжя, Україна*

Досліджено вплив температури та вмісту основних α -стабілізаторів структури на модуль пружності та циклічну міцність жароміцних титанових стопів. Стопи було одержано в електронно-променевої ливарній установці на базі вакуумної індукційної печі та було продеформовано за температур α - β -перетворень. Загальний ступінь деформації матеріалу становив 94–96%. Для зіставлення одержаних результатів із відомими даними дослідили відомі жароміцний титановий стоп BT25U та високоміцний стоп BT6. Модуль пружності досліджених матеріалів визначали за резонансних поздовжніх і вигинальних коливань у діапазоні температур від 20 до 820°C, а криві багатоциклової втоми за вигину будували за температур у 20 та 650°C на частоті навантаження біля 2 кГц. Виходили з того, що фізичні сенси взаємопов'язаних характеристик циклічної міцності та пружності — різні і тому потребують окремого розгляду в залежності від температури та від складу основних легувальних хімічних елементів. Порі-

Corresponding author: Yuriy Fedorovich Luhovs'kyi
E-mail: lugovskoi_u@ukr.net

*I. M. Frantsevych Institute for Problems in Materials Science, N.A.S. of Ukraine,
3 Omeljan Pritsak Str., UA-03142 Kyiv, Ukraine
*Government Enterprise 'Ivchenko-Progress',
2 Ivanova Str., UA-69068 Zaporizhzhia, Ukraine*

Citation: S. O. Firstov, Yu. F. Luhovs'kyi, M. M. Kuz'menko, L. D. Kulak,
V. A. Nazarenko, S. A. Spiridonov, and A. O. Dons'ka, Temperature Dependences of Mechanical Properties of Heat-Resistant Titanium Alloys of the Ti–Si–X System under with Cyclic Load, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 3: 311–327 (2023) (in Ukrainian).
DOI: [10.15407/mfint.45.03.0311](https://doi.org/10.15407/mfint.45.03.0311)

вняли температурні залежності пружності, а також залежності модуля пружності від вагового вмісту Алюмінію та від алюмінійового еквіваленту з аналогічними залежностями для межі витривалості. Показано кореляцію між показниками та нахилами відомих температурних залежностей модуля пружності та межі витривалості. На підставі цього проведено орієнтовні опуклі залежності границі витривалості від температури. Це дало змогу порівняти відомі й одержані результати для втоми жароміцних титанових стопів. Показано, що за температури у 600°C дані для експериментального стопу 2Т85-3 з великим вмістом Силіцію за значеннями багатоциклової втоми збігаються з такими для відомого стопу ВТ41. Встановлено, що залежності межі витривалості від алюмінійового еквіваленту для 20°C точніші за ці залежності для алюмінію.

Ключові слова: температура, модуль пружності, втома, жароміцні титанові стопи, алюміній.

The effect of temperature and content of the main α -stabilizers of the structure on the elasticity module and the cyclic strength of heat-resistant titanium alloys are investigated. The alloys are obtained in the electron-beam foundry based on the vacuum induction furnace and are cleaned at α - β transformations. The total degree of deformation of the material is of 94–96%. To compare the results with known data, known heat-resistant titanium alloy BT25U and a high-strength alloy of BT6 are investigated. The module of elasticity is determined at longitudinal and bending resonant vibrations in the temperature range from 20 to 820°C, and the curves of multicycle fatigue at bending are plotted at temperatures of 20 and 650°C at a load frequency of about 2 kHz. It is assumed that the physical meanings of the interrelated characteristics of cyclic strength and elasticity are different and, therefore, require separate considerations depending on the temperature and the composition of the main alloying chemical elements. We compare the temperature dependences of elasticity and the dependences of the modulus of elasticity on the weight content of aluminium and on the aluminium equivalent with similar dependences for the endurance limit. The correlation between the indicators and the slopes of the known temperature dependences of the modulus of elasticity and the endurance limit is revealed. Based on this, approximate convex dependences of the endurance limit on temperature are carried out. This makes it possible to compare known and obtained results for fatigue of heat-resistant titanium alloys. As shown, at a temperature of 600°C, the data for the experimental alloy 2T85-3 with a high content of silicon coincide with the values of multicycle fatigue for the known alloy BT41. As established, the dependence of the endurance limit on the aluminium equivalent at 20°C is more accurate in comparison with these dependences on aluminium.

Key words: temperature, module of elasticity, fatigue, heat-resistant titanium alloys, aluminium.

(Отримано 23 липня 2022 р.; остаточн. варіант — 14 вересня 2022 р.)

1. ВСТУП

В останнє десятиріччя проводяться інтенсивні роботи по розробці нового класу жароміцних титанових стопів здатних працювати до температур 650–700°C. В таких стопах ефект зростання фізико-механічних характеристик при високих температурах досягається за рахунок оптимального легування Алюмінієм і підвищеного, у порівнянні із промисловими жароміцними титановими стопами, вмісту Силіцію [1–5]. При введенні в титанові стопи Силіцію, що перевищує його межу розчинності, в процесі кристалізації стопу відбувається виділення первинних силіцидів фази Ti_3Si . Зміцнення матеріалу при цьому стає комбінованим за рахунок внесків твердо розчинного і дисперсного зміцнювальних механізмів [3]. У роботах [3, 4] показано, що за рахунок проведення різних видів пластичної деформації титанових стопів з підвищеним вмістом Силіцію можливе істотне підвищення їхніх механічних властивостей і пластичності при кімнатній температурі. Це досягається в першу чергу за рахунок подрібнення колоній евтектичних силіцидів [6, 7]. Додаткове дисперсійне зміцнення твердого розчину при цьому відбувається як за рахунок виділення у твердому розчині вторинних виділень частинок силіцидів, так і за рахунок рівномірно розподілених та подрібнених до розміру 1–5 мкм частинок евтектичної силіцидної фази Ti_5Si_3 .

Втомні властивості жароміцних титанових стопів представлені в роботах [8–11]. Показано, що межа витривалості при кімнатній температурі жароміцних титанових стопів з високим вмістом кремнію досліджених в [7–9] досягає 600–810 МПа. Опір втоми при високих температурах таких матеріалів досліджувався в [10] на зразках з надрізом. Результати втомних досліджень на гладких зразках відомих жароміцних титанових стопів при температурах 500–600°C описані в [8] та [11]. Необхідно також відмітити, що для втоми при температурі 600°C, межі витривалості різних модифікацій сучасного жароміцного титанового стопу BT41 складають 370 і 410 МПа [8].

Мета даної роботи — визначення температурних залежностей механічних властивостей жароміцних титанових стопів системи Ti–Si–X з різним хемічним складом і термомеханічним обробленням при циклічному навантаженні в діапазоні температур 20–650°C.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДЕТАЛІ

У даній роботі зразки матеріалів для дослідження одержували топленням вихідних компонентів в електронно-променевої ливарній установці на базі вакуумної індукційної печі ICB-004 та їх дефор-

ТАБЛИЦЯ 1. Перелік титанових стопів для досліджень, вміст Алюмінію та їх алюмінієвий еквівалент.**TABLE 1.** List of titanium alloys for investigation, aluminium content and their aluminium equivalent.

№	Стоп	Хемічний склад, % ваг.	
		Al	Al еквівалент
1	BT9 [11]	5,8–6,9	9,78
2	BT25У	6,0–7,0	10,77
3	2Т85-3	6,5–7,5	11,0
4	ЖТ18-3	6,8–8,0	11,8
5	ЖТ19-1	6,6–7,6	11,53
6	ЖТ19-3,4	6,0–7,2	11,12

муванням при температурах α – β -перетворень. Загальна ступінь деформації матеріалу становила 94–96% [7]. Для зіставлення отриманих результатів з відомими даними стопу дослідили відомий жароміцний титановий стоп BT25У та використали інформацію про відомий стоп BT9 [11]. Перелік досліджених стопів наведено в табл. 1. В ній же надано вміст Алюмінію в стопах та значення алюмінієвого еквіваленту, розрахованого за формулою:

$$Al_{\text{екв}} = \%Al + \%Sn / 3 + \%Si / 3 + \%Zr / 6 + 10(\%O + \%C + \%N).$$

Структуру досліджених матеріалів вивчали на шліфах, з яких робили фото на оптичному мікроскопі OLYMPUS IX70 при збільшенні $\times 100$ – 1000 .

Зразки для дослідження на модуль пружності та втому вирізали у вигляді прямокутних стрижнів розмірами $50 \times 4 \times 1$ мм, їх гострі грані затуплювали, а поверхні полірували до дзеркального стану.

Модуль Юнга досліджених матеріалів при поздовжніх (п) коливаннях і кімнатній (к) температурі $E_{\text{п}}$ визначали за методикою [12] на частоті близько 45 кГц, а при коливаннях згину і високих температурах до 820°C визначали $E_{\text{и}}$ за методикою [13]. При цьому зразок закріплювали консольно і збуджували резонансні коливання згину на першій формі коливань зразка на частоті $f_{\text{иК}} = 400$ – 500 Гц. Будували залежність $f_{\text{и}}$ від температури T , а також залежність $E_{\text{и}}(T)$, визначаючи модуль Юнга за формулою:

$$E_{\text{и}}(T) = E_{\text{иК}}(f_{\text{иТ}} / f_{\text{иК}}). \quad (1)$$

Опір втоми досліджених матеріалів при консольному згині на

частоті 2 кГц проводили за методикою [14]. Руйнівні напруги зразка σ_a розраховували виходячи з пружної моделі деформування матеріалу при вимірюванні амплітуди його коливань в двох точках — на його вільному кінці A_0 і в місці закріплення A_1 при значеннях $x = x^*$ — координати місця руйнування зразка від його вільного кінця:

$$\sigma_a = 2\pi f W_0 (3E\rho)^{0.5} [U(kx^*) + PV(kx^*)]. \quad (2)$$

де коефіцієнт P і аргумент kx функцій А. М. Крилова S , T , U , V визначали за формулою:

$$P = (-S(kl) - A_0 / A_1) / T(kl), \quad (3)$$

де l — довжина консольної частини стрижня, x — координата перерізу по довжині стрижня починаючи з його вільного кінця до місця

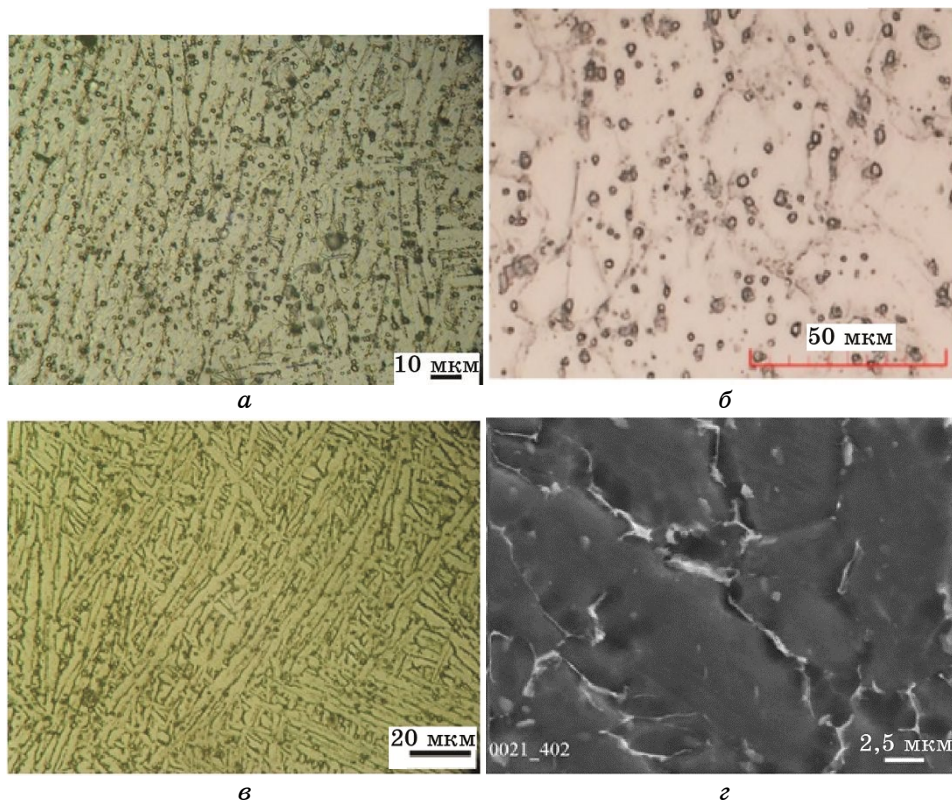


Рис. 1. Мікроструктура зразків стопу ЖТ18-3 (а, б) та ЖТ19-4 (в, г).

Fig. 1. Microstructure of ЖТ18-3 (а, б) and ЖТ19-4 (в, г) alloy samples.

руйнування.

Величину k визначали з формули

$$k^4 = f^2 b H \rho / EI, I = b H^3 / 12, \quad (4)$$

де I — момент інерції прямокутного перерізу стрижня, b — його ширина, H — товщина.

Аналіза систематичної похибки величин, що входять до формул для розрахунку напружень показав, що основний внесок в похибку розрахунку вносять вимірювання амплітуд (2%), модуля Юнга (2%) і густини (0,7%) досліджуваного матеріалу. Похибки визначення величин P і k , які входять в формулу (2), слабо впливають на точність розрахунків. Сумарна систематична похибка розрахунку напружень за формулою (3) склала 4,5%, а загальна похибка — $\pm 4\%$.

3. РЕЗУЛЬТАТИ

3.1. Структура

Структуру досліджених матеріалів вивчали на зразках після шлі-

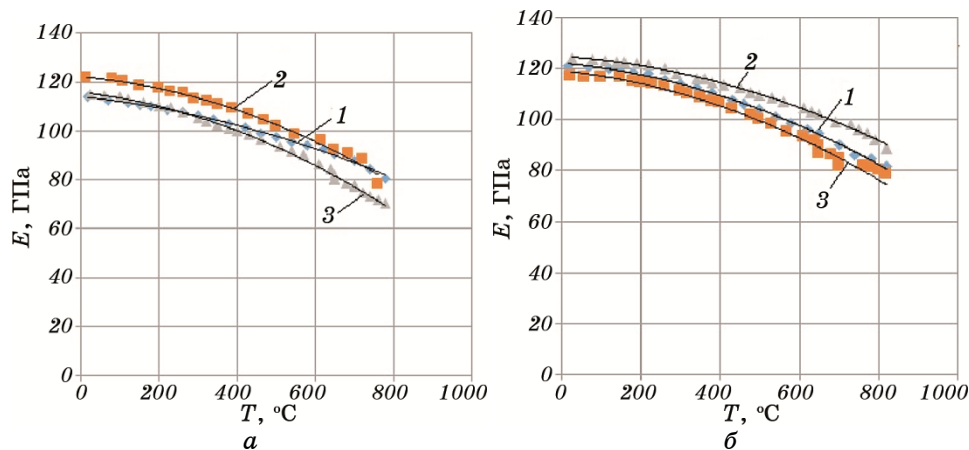


Рис. 2. Залежність E від T жароміцних титанових сплавів: 1 — ЖТ18-3 ($E_{20} = 114$ ГПа), 2 — ЖТ19-4 ($E_{20} = 122$ ГПа), 3 — ВТ6 ($E_{20} = 115$ ГПа) (а), 1 — ЖТ19-3 ($E_{20} = 122$ ГПа), 2 — 2Т85-3 ($E_{20} = 117$ ГПа), 3 — ВТ25У ($E_{20} = 124$ ГПа) (б).

Fig. 2. Dependence of E on T of heat-resistant titanium alloys: 1 — ЖТ18-3 ($E_{20} = 114$ GPa), 2 — ЖТ19-4 ($E_{20} = 122$ GPa), 3 — ВТ6 ($E_{20} = 115$ GPa) (а), 1 — ЖТ19-3 ($E_{20} = 122$ GPa), 2 — 2Т85-3 ($E_{20} = 117$ GPa), 3 — ВТ25У ($E_{20} = 124$ GPa) (б).

ТАБЛИЦЯ 2. Температурні залежності модуля пружності титанових стопів.**TABLE 2.** Temperature dependence of the modulus of elasticity of titanium alloys.

Крива	Матеріал	Рівняння	R^2	E , ГПа (при $x = 650^\circ\text{C}$)
1	ЖТ18-3	$y = -3 \cdot 10^{-5}x^2 - 0,0169x + 114,02$	0,997	90,5
2	ЖТ19-4	$y = -5 \cdot 10^{-5}x^2 - 0,0134x + 122,1$	0,9885	92,3
3	ВТ6	$y = 298,6x^2 + 154,58x + 66,455$	0,9959	80,1
1	ЖТ19-3	$y = -2 \cdot 10^{-5}x^2 - 0,0375x + 123,76$	0,9933	92
2	2Т85-3	$y = -5 \cdot 10^{-5}x^2 - 0,0127x + 116,36$	0,9968	87
3	ВТ25У	$y = -2 \cdot 10^{-5}x^2 - 0,0335x + 124,44$	0,9937	94

фування, полірування та щавлення (рис. 1) Розмір зерна порівнювали за десятибальною шкалою мікроструктур [15]. За розміром зерна досліджені матеріали віднесені до 1 і 2 балу, тобто до дрібнозернистих структур. У мікроструктурі всіх зразків візуалізуються дрібні глобулярні включення частинок вторинних силіцидів із середнім розміром близько 0,1–0,3 мкм. Крім того у стопі ЖТ18-3 (рис. 1, а, б) показано наявність евтектичної силіцидної фази Ti_5Si_3 , яка після пластичної деформації перетворилася в майже рівновісні частинки з середніми розмірами 1–5 мкм.

Мікроструктура стопу ЖТ19-4 (рис. 1, в, г) являє собою пластинчасту α -фазу з прошарками залишкової β -фази між α -пластинами та дисперсними виділеннями силіцидів на їх поверхні.

Розглядаючи залежності модуля пружності та циклічної міцності досліджених стопів від температури та числа циклів навантаження до руйнування, відмітимо наступне. З формули (2) слідує, що величина максимальних циклічних напружень σ_a в зразку залежить від величини E і тому обидві ці величини залежать від температури випробувань T . Фізичний сенс взаємопов'язаних характеристик σ_a і E різний і вимагає окремого розгляду в залежності від температури. Тому на початку розглянуті пружні властивості досліджуваних матеріалів, що визначаються відповідно до методик при низьких рівнях циклічних деформацій при кімнатній і високих температурах. Подальші дослідження σ_a від T проводили при плавному збільшенні амплітуди коливань A у формулі (3) в широкому діапазоні температур і часу навантаження на кожному рівні σ_a аж до початку руйнівних навантажень характерних для значень σ_a при втомі.

ТАБЛИЦЯ 3. Дані про густину, межі витривалості та його питомі величини, а також про модуль пружності і температурні коефіцієнти пружності досліджених матеріалів.

TABLE 3. Data on density, endurance limits and its specific values, as well as on the modulus of elasticity and temperature coefficients of elasticity of the studied materials.

№	Матеріал	$T_{\text{випр.}},$ °C	ρ , кг/м ³	σ_{-1} , МПа	$\sigma_{-1}^{650} / \sigma_{-1}^{20}$	E , ГПа	E_{650}/E_{20}
1	BT1-0	20	4510	190	—	112	0,25
		650				28	
2	BT6	20	4,34	480	0,521	115	0,696
		650		250		80	
3	BT-9 [11]	20	4510	620	—	118	—
		500		540			
4	BT25У	20	4865	531	0,550	123	0,766
		650		303		94	
5	ЖТ18-3	20	4420	571	—	114	0,791
		650				90	
6	ЖТ19-1 (вих.)	20	4580	462	—	122	0,770
		650				94	
7	ЖТ19-3	20	4580	560	0,418	122	0,754
		650		234		92	
8	ЖТ19-4	20	4580	528	—	124	0,744
		650				92,3	
9	2Т85-3	20	4340	726	0,481	117	0,743
		650		349		87	

3.2. Температурні залежності модуля Юнга

Випробування матеріалів проводили за наступною схемою: 1 — визначали модуль пружності при кімнатній температурі динамічною методою при поздовжніх коливаннях зразка, 2 — будували залежність E зразків при резонансних коливаннях згину зразка від T при нагріванні від 20 до $T = 820^\circ\text{C}$ за приблизно 200 хв., визначаючи E за формулою (2). Результати випробувань представлені на рис. 2. Криві на рис. 2 описали залежностями у табл. 2.

Експериментальні залежності у таблиці 2 при $x = T = 650^\circ\text{C}$ дозволили отримати температурні коефіцієнти пружності досліджених матеріалів E_{650}/E_{20} , які представлені в табл. 3. Вони характери-

зують нахил кривих і, відповідно, опір пружних властивостей кристалічної ґратниці досліджених матеріалів підвищенню температури іспитів. Для порівняння з отриманими результатами в табл. 3 наведені також величини E_{650}/E_{20} для нежароміцних стопів BT1-0 та BT6, одержаних у роботі.

Одержані результати були використані для розрахунку напружень при високих температурах. Аналіза останніх колонок табл. 1 та 3 вказує на те, що значення температурного коефіцієнту пружності та втоми, пов'язані із вмістом Алюмінію.

3.2.1. Вплив вмісту Алюмінію на модуль пружності жароміцних титанових стопів

За даними таблиць 1–3 одержано залежності на рисунку 3, які показують вплив вмісту Al та $[Al]_{\text{екв}}$ на модуль пружності та температурні коефіцієнти пружності досліджених стопів. Для більш детального аналізу досліджені матеріали поділили на дві групи: 1 група — BT25У, ЖТ19-1, ЖТ19-3, ЖТ19-4 з $E > 120$ ГПа, а також 2 група — BT1-0, BT6, BT9, ЖТ18-3, 2Т85-3 з $E < 120$ ГПа.

Різні нахили кривих 1, 2 відносно 3, 4 на рисунку 3, а зумовлені, очевидно, тим, що жароміцні титанові стопи мають в своєму складі α - і β -фази з різним модулем пружності. Отримані криві дозволя-

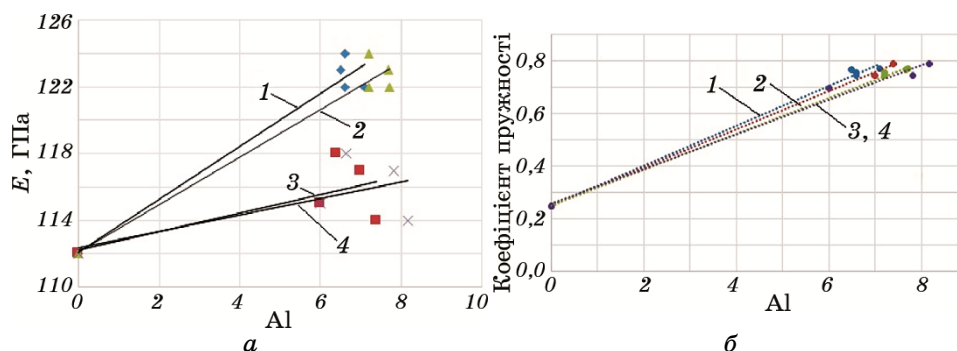


Рис. 3. Залежність модуля пружності за кімнатної температури (а) і температурних коефіцієнтів пружності при 650°C (б) титанових стопів від вмісту Алюмінію. При цьому залежності 1, 2 E від Al (% ваг.) та $[Al]_{\text{екв}}$, відповідно, стопів з $E > 120$ ГПа, а залежності 3, 4 E від Al (% ваг.) та $[Al]_{\text{екв}}$, відповідно, стопів з $E < 120$ ГПа.

Fig. 3. Dependence of the modulus of elasticity at room temperature (a) and temperature coefficients of elasticity at 650°C (b) of titanium alloys on the aluminium content. At the same time dependences 1, 2 of E on Al (% wt.) and $[Al]_{\text{eq}}$, respectively, of alloys with $E > 120$ GPa, and dependences 3, 4 of E on Al (% wt.) and $[Al]_{\text{eq}}$, respectively, alloys $E < 120$ GPa.

ють кількісно прогнозувати зміни модуля пружності за кімнатної температури, а також температурного коефіцієнта пружності для температури 650°C, які підвищуються із зростанням вагового вмісту Алюмінію.

В основі визначених значень E лежать методики з мінімально можливими рівнями деформування, при яких рух дислокацій відсутній або мінімальний. При переході до дослідження впливу температури випробувань на втому потрібні інші моделі їх аналізу.

3.3. Опір втомі за кімнатної та високих температур

Дослідження циклічної міцності (за термінологією фізики міцності) або опору втомі (за термінологією механіки деформованого твердого тіла) традиційно засноване на побудові кривих втоми — залежності максимальних циклічних напружень σ_a в зразку матеріалу від тривалості циклів навантаження до руйнування N . В основі втомного руйнування лежать механізми розвитку локалізованої мікропластичної деформації матеріалу в умовах його макропружнього циклічного деформування в багатоциклової області втоми.

3.3.1. Температура 20 °C

На рисунку 4 представлено криві втоми деяких досліджених мате-

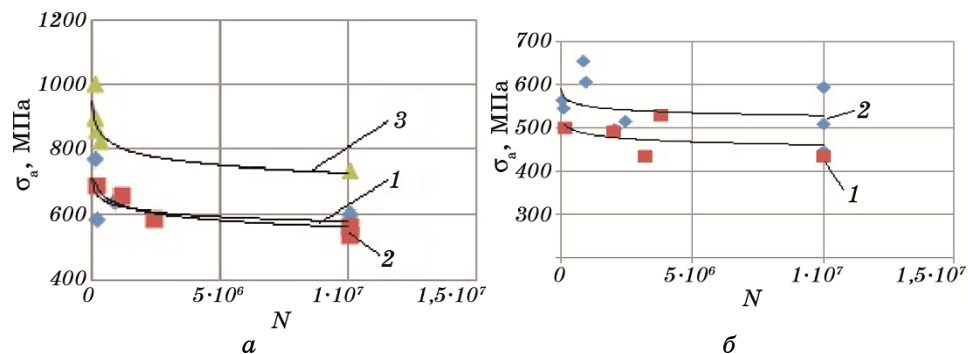


Рис. 4. Криві втоми σ_a від N жароміцних титанових стопів за кімнатної температури: 1 — ЖТ18-3, 2 — ЖТ19-3, 3 — 2Т85-3 (а); 1 — ЖТ19-1, 2 — ЖТ19-4 (б). Крайні праві точки на кривих при $N = 10^7$ циклів — незруйновані зразки.

Fig. 4. Fatigue curves σ_a from N heat-resistant titanium alloys at room temperature: 1 — ЖТ18-3, 2 — ЖТ19-3, 3 — 2Т85-3 (a); 1 — ЖТ19-1, 2 — ЖТ19-4 (b). The extreme right points on the curves at $N = 10^7$ cycles are undamaged samples.

ріялів при кімнатній температурі, а в табл. 3 значення межі витривалости σ_{-1} досліджених матеріалів на базі $N = 10^7$ циклів.

Представлені на рисунку 4 криві описали степеневими залежностями, які дозволяють розрахувати величину межі витривалости σ_{-1} на більшій базі навантаження, наприклад, $N = 2 \cdot 10^7$ циклів (які іноді наводяться в літературі), оцінити зміни σ_{-1} в залежності від розкиду експериментальних точок, а також порівняти їх з відомими результатами: 1 — $y = 1020,9x^{-0,026}$, $R^2 = 0,5256$, ЖТ18-3, при $N = 10^7$ $\sigma_{-1} = 571$ МПа, 2 — $y = 1336,6x^{-0,054}$, $R^2 = 0,8818$, ЖТ19-3, при $N = 10^7$ $\sigma_{-1} = 560$ МПа, 3 — $y = 1573,1x^{-0,048}$, $R^2 = 0,8742$, 2Т85-3, при $N = 10^7$ $\sigma_{-1} = 726$ МПа (а); 1 — $y = 669,16x^{-0,022}$, $R^2 = 0,1872$, ЖТ19-1, при $N = 10^7$ $\sigma_{-1} = 462$ МПа, 2 — $y = 705,65x^{-0,019}$, $R^2 = 0,1185$, ЖТ19-4, при $N = 10^7$ $\sigma_{-1} = 528$ МПа, 3 — $y = 1573,1x^{-0,048}$, $R^2 = 0,8742$, 2Т85-3, при $N = 10^7$ $\sigma_{-1} = 726$ МПа (б).

Аналіза положення експериментальних точок і показника достовірності R^2 показала великий розкид даних для ЖТ18-3, ЖТ19-1 і ЖТ19-4. Це вказує на їх низькі пластичні властивості при кімнатній температурі і, в результаті цього, чутливість до дефектів структури. Відзначимо, що жароміцний титановий сплав 2Т85-3 (ступінь

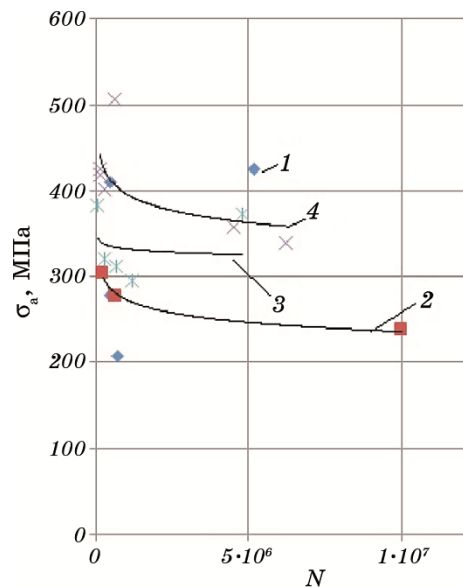


Рис. 5. Криві втоми і окремі експериментальні точки жароміцних титанових сплавів при 650°C: 1 — ЖТ18-3 після ТО (♦), 2 — ЖТ19-1 після ТО (■), 3 — ЖТ19-3 (*), 4 — 2Т85-3 (×).

Fig. 5. Fatigue curves and individual experimental points of heat-resistant titanium alloys at 650°C: 1—ЖТ18-3 after maintenance (♦), 2—ЖТ19-1 after maintenance (■), 3—ЖТ19-3 (*), 4—2Т85-3 (×).

деформації 85,3%) має при кімнатній температурі межу міцності $\sigma_b = 1318\text{--}1336$ МПа, відносне подовження $\delta = 3,4\text{--}4,8\%$ [9], а межу витривалости на базі 10^7 циклів $\sigma_{-1} = 726$ МПа.

3.3.2. Температура 650 °C

Результати випробувань на втому зазначених матеріалів при температурі 650 °C представлені на рис. 5 та 6 (для кімнатної та високої температур), а загальні результати випробувань — на рис. 7.

Криві на рисунку 5 представлені степеневими залежностями: 2 — $y = 658,84x^{-0,0164}$, $R^2 = 0,9845$, ЖТ19-1 після термічного оброблення (ТО), при $N = 10^7$ $\sigma_{-1} = 234$ МПа, при $N = 2 \cdot 10^7$ $\sigma_{-1} = 224$ МПа, 3 — $y = 399,06x^{-0,012}$, $R^2 = 0,035$, ЖТ19-3 після ТО, при $N = 10^7$ $\sigma_{-1} = 324$ МПа, при $N = 2 \cdot 10^7$ $\sigma_{-1} = 327$ МПа, 4 — $y = 847,04x^{-0,055}$, $R^2 = 0,4226$, 2Т85-3, при $N = 10^7$ $\sigma_{-1} = 349$ МПа, при $N = 2 \cdot 10^7$ $\sigma_{-1} = 336$ МПа.

Порівняно високі значення опору втоми при температурі 650 °C показав матеріал ЖТ18-3 — точка 1 на рис. 5. Однак для нього ха-

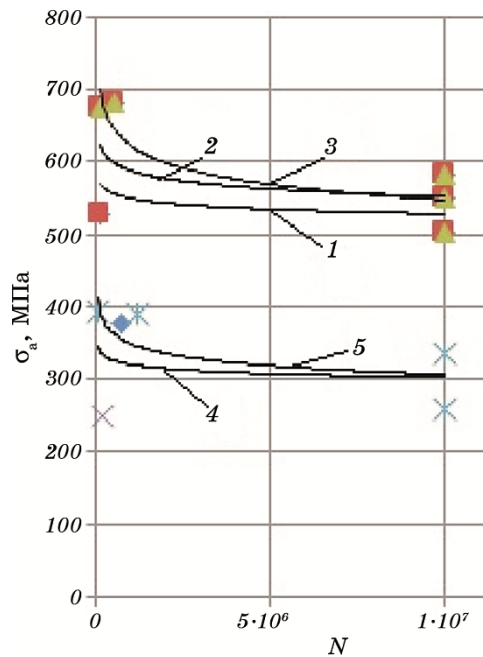


Рис. 6. Криві втоми σ_a від N титанового сплаву BT25У: 1–3 — при кімнатній температурі, 4, 5 — при 650 °C.

Fig. 6. Fatigue curves σ_a from N titanium alloy BT25U: 1–3 at room temperature, 4, 5 at 650 °C.

рактерний великий розкид експериментальних даних. Ще більш високий розкид експериментальних точок показав матеріал ЖТ18-3 після ТО. Це призвело до того, що криві втоми цих матеріалів побудувати не вдалося. Для матеріалів 2Т85-3 і ЖТ19-3 після ТО розкид точок менше (як і при кімнатній температурі), втомні криві побудувати вдалося. Розрахункові значення межі витривалості при 650°C на базі $N = 2 \cdot 10^7$ цих матеріалів мають $\sigma_{-1} = 336$ і 324 МПа, відповідно.

Для оцінки впливу розкиду експериментальних точок на межу витривалості на рис. 6 застосовували наступний прийом. Спочатку будували криву втоми для всіх отриманих точок, а потім відсіювали одну чи дві точки, які були найдалі від першої кривої і знов будували криві втоми і визначали σ_{-1} .

При 20°C : 1 — $y = 698,93x - 0,017$, $R^2 = 0,0309$ (використані всі експериментальні точки), при $N = 2 \cdot 10^7$ $\sigma_{-1} = 531$ МПа, 2 — $y = 858,34x - 0,027$, $R^2 = 0,2279$ (без однієї точки, розташованої далеко від інших), при $N = 10^7$ $\sigma_{-1} = 555$ МПа, 3 — $y = 1343x - 0,056$, $R^2 = 0,7746$ (без двох точок, розташованих далеко від інших), при $N = 10^7$ $\sigma_{-1} = 545$ МПа.

При 650°C : 4 — $y = 453x - 0,025$, $R^2 = 0,0739$ (використані всі експериментальні точки), при $N = 10^7$ $\sigma_{-1} = 303$ МПа, при $N = 2 \cdot 10^7$

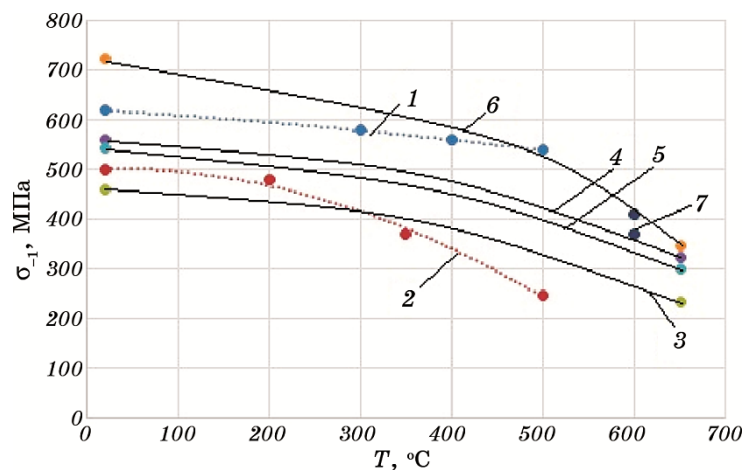


Рис. 7. Вплив температури випробувань на межу витривалості на базі 10^7 циклів жароміцних титанових сплавів: 1 — ВТ9 [11], 2 — ВТ6 [11], 3 — ЖТ19-1 вих. і після ТО, 4 — ЖТ19-3 після термооброблення, 5 — ВТ25У, 6 — 2Т85-3, 7 — ВТ41 [8].

Fig. 7. The influence of test temperature on the endurance limit based on 10^7 cycles of heat-resistant titanium alloys: 1—BT9 [11], 2—BT6 [11], 3—ЖТ19-1 out and after maintenance, 4—ЖТ19-3 after heat treatment, 5—BT25U, 6—2Т85-3, 7—BT41 [8].

$\sigma_{-1} = 282$ МПа, $5 - y = 762,39x - 0,057$, $R^2 = 0,5286$ (без однієї точки, розташованої далеко від інших), при $N = 10^7$ $\sigma_{-1} = 300$ МПа.

Загальна картина відомих з [8, 11] та одержаних в даній роботі даних про вплив температури випробувань на межу витривалості при згині жароміцних титанових стопів представлена на рис. 7. Їх було побудовано в умовах обмеженої кількості експериментальних точок і тому виходили з таких міркувань.

Як було показано вище, стоп 2Т85-3 має температурний коефіцієнт пружності $E_{650}/E_{20} = 0,743$, який нижче, ніж у відомого стопу ВТ25У. З даних таблиці 3 випливає аналогічний висновок і для температурних коефіцієнтів втоми $\sigma_{-1}^{650} / \sigma_{-1}^{20}$ для цих конкуруючих стопів. Це вказує на кореляцію між характеристикою, яку важко визначити, $\sigma_{-1}^{650} / \sigma_{-1}^{20}$, і характеристикою, яку порівняно легко визначити, E_{650}/E_{20} , для досліджених матеріалів у зазначеному діапазоні зміни температур. Очевидно, що криві 3–6 досліджених матеріалів містять лише дві експериментальні точки σ_{-1} і тому допускають, формально, проведення через них будь-якої кількості кривих. Однак, з огляду на вищевикладене, їх провели опуклими по аналогії з температурними залежностями модуля Юнга цих матеріалів, а також з нахилами наближеними до відомих з літератури температурних залежностей меж витривалості на рис. 7 — кривих 1 (ВТ9) і 2 (ВТ6). Тому криві 3, 4, 6 і 7 мають попередній і орієнтовний характер.

З рисунку 7 слідує, що температурна залежність меж витрива-

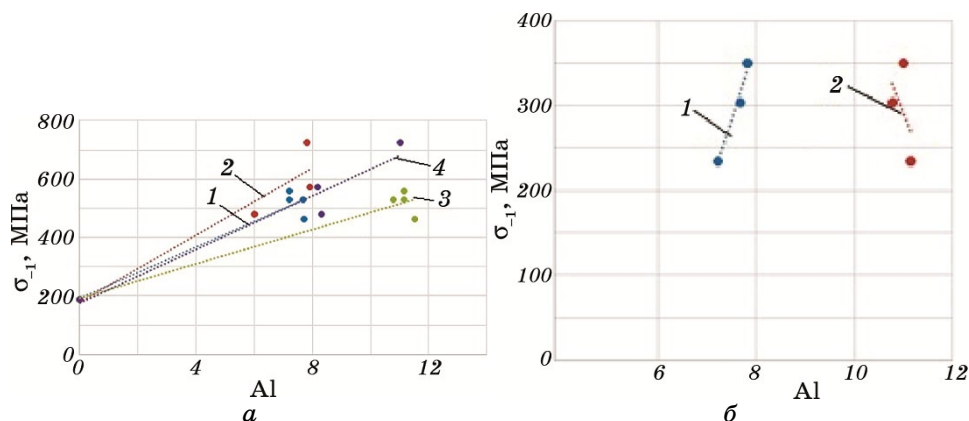


Рис. 8. Залежність меж витривалості жароміцних матеріалів від вмісту Al (% ваг.) та $[Al]_{eq}$ (%): при 20°C (1, 2 для 1 та 2 групи) та $[Al]_{eq}$ (3, 4 для 1 та 2 групи) (а), при 650°C (1 — від вмісту Al), 2 — від вмісту $[Al]_{eq}$ (б).

Fig. 8. Dependence of endurance limits of heat-resistant materials on the content of Al (% wt.) and $[Al]_{eq}$ (%): at 20°C (1, 2 for groups 1 and 2) and $[Al]_{eq}$ (3, 4 for groups 1 and 2) (a), at 650°C (1 from Al content, 2 from $[Al]_{eq}$ content) (b).

лости нового жароміцного стопу 2Т85-3 перевищує відомі результати до температури випробувань 500°C. При температурі 600°C прибіжна залежність σ_{-1} від T для 2Т85-3 практично збігається з даними σ_{-1} для двох модифікацій стопу ВТ41 [8].

Якщо зіставити величини межі витривалості при 650°C з вмістом Al та з $[Al]_{\text{екв}}$ в складі жароміцних титанових стопів, то з даних табл. 1 та 3 одержимо залежності на рис. 8, а: 1 — $y = 3,509x + 194,71$, $R^2 = 0,9158$ (1 гр. від. Al), 2 — $y = 7,319x + 180,51$, $R^2 = 0,8977$ (2 гр. від. Al), 3 — $y = 9,262x + 193,07$, $R^2 = 0,9252$ (1 гр. від. $[Al]_{\text{екв}}$), 4 — $y = 45,967x + 175,95$, $R^2 = 0,9434$ (2 гр. від. $[Al]_{\text{екв}}$).

Оскільки значення R_2 для залежностей σ_{-1} від % $[Al]_{\text{екв}}$ при 20°C вищі ніж для залежностей σ_{-1} від Al ваг., то використання показника % $[Al]_{\text{екв}}$ виправдане. Але при 650°C залежностей σ_{-1} від % $[Al]_{\text{екв}}$ у порівняння з Al % ваг. мають протилежний вплив і потребують подальшого дослідження.

4. ВИСНОВКИ

1. Отримано зростаючу залежність модуля Юнга та температурного коефіцієнта пружності від вмісту Алюмінію та його еквіваленту для відомих та нових жароміцних титанових стопів.
2. При кімнатній температурі найбільш високі значення межі витривалості має стоп 2Т85-3 — на 100 МПа вище, ніж у відомого стопу ВТ9.
3. Показано зв'язок між нахилами температурних залежностей модуля пружності і межі витривалості. На основі цього побудовано орієнтовні опуклі температурні залежності межі витривалості.
4. Встановлено, що досліджені в роботі експериментальні стопи серій 2Т85, ЖТ18 і ЖТ19 знаходяться на одному рівні або перевищують промислові титанові стопи ВТ9 і ВТ25У за величиною межі витривалості при температурах до 500°C. При температурі 600°C для експериментального стопу 2Т85-3 з великим вмістом Силіцію значення багатоциклової втоми збігаються з такими для відомого стопу ВТ41.
5. Додаткове термічне оброблення після деформації погіршило втомні властивості експериментальних стопів ЖТ-18 і ЖТ-19.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. S. A. Firstov, S. V. Tkachenko, and N. N. Kuz'menko, *Metal Sci. Heat Treatment*, **51**: 12 (2009).
2. Q. B. Kuang, L. M. Zou, Y. X. Cai, X. Liu, and H. W. Xie, *Mater. Trans.*, **58**, No. 12: 1735 ((2017)).
3. M. M. Kuz'menko, *Mater. Sci.*, **44**: 49 (2008).
4. М. М. Кузьменко, *Сучасні проблеми фізичного матеріалознавства*, № 16:

- 118 (2007).
5. P. Cavaliere, M. El. Mehtedi, E. Evangelista, N. Kuzmenko, and O. Vasylyev, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, **37**, Iss. 10: 1514 (2006).
6. S. A. Firstov, O. P. Ostash, Yu. F. Lugovskoi, N. N. Kuz'menko, L. D. Kulak, and S. A. Spiridonov, *Mater. Sci.*, **50**: 55 (2014).
7. S. O. Firstov, L. D. Kulak, and M. M. Kuz'menko, *Mater. Sci.*, **54**: 783 (2019).
8. Т. В. Павлова, О. С. Кашапов, Н. А. Ночовная, *Труды ВИАМ* (2011).
9. Ю. Ф. Луговський, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, О. В. Дацкевич, С. А. Спиридонов, *Електронна мікроскопія і міцність матеріалів*, № 21: 53 (2015).
10. O. P. Ostash, A. D. Ivasyshyn, L. D. Kulak, and M. M. Kuz'menko, *Mater. Sci.*, **44**: 360 (2008).
11. Б. А. Грязнов, С. С. Городецкий, Ю. С. Налимов и др., *Усталость жаропрочных сплавов и рабочих лопаток ГТД* (Ред. В. Т. Трощенко) (Киев: Наукова думка: 1992).
12. В. А. Кузьменко, *Звуковые и ультразвуковые колебания при динамических испытаниях материалов* (Киев: Издательство АН УССР: 1963).
13. Ю. Ф. Луговський, В. А. Кузьменко, *Авторське свідоцтво УРСР № 1769066* (Опубліковано 15 жовтня 1992 р.).
14. Ю. Ф. Луговський, *Проблемы специальной электрометаллургии*, № 4: 61 (1987).
15. *ГОСТ 26492-85. Прутки катаные из титана и титановых сплавов.*

REFERENCES

1. S. A. Firstov, S. V. Tkachenko, and N. N. Kuz'menko, *Metal Sci. Heat Treatment*, **51**: 12 (2009).
2. Q. B. Kuang, L. M. Zou, Y. X. Cai, X. Liu, and H. W. Xie, *Mater. Trans.*, **58**, No. 12: 1735 (2017).
3. M. M. Kuz'menko, *Mater. Sci.*, **44**: 49 (2008).
4. M. M. Kuz'menko, *Suchasni Problemy Fizychnoho Materialoznavstva*, No. 16: 118 (2007) (in Ukrainian).
5. P. Cavaliere, M. El. Mehtedi, E. Evangelista, N. Kuzmenko, and O. Vasylyev, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, **37**, Iss. 10: 1514 (2006).
6. S. A. Firstov, O. P. Ostash, Yu. F. Lugovskoi, N. N. Kuz'menko, L. D. Kulak, and S. A. Spiridonov, *Mater. Sci.*, **50**: 55 (2014).
7. S. O. Firstov, L. D. Kulak, and M. M. Kuz'menko, *Mater. Sci.*, **54**: 783 (2019).
8. T. V. Pavlova, O. S. Kashapov, and N. A. Nochovnaya, *Trudy VIAM* (2011) (in Russian).
9. Yu. F. Luhovs'kyi, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, O. V. Datskevych, and S. A. Spyrydonov, *Elektronna Mikroskopiya i Mitsnist' Materialiv*, No. 21: 53 (2015) (in Ukrainian).
10. O. P. Ostash, A. D. Ivasyshyn, L. D. Kulak, and M. M. Kuz'menko, *Mater. Sci.*, **44**: 360 (2008).
11. B. A. Gryaznov, S. S. Gorodetskiy, Yu. S. Nalimov et al., *Ustalost' Zharo-prochnykh Spлавov i Rabochikh Lopatok GTD* [Fatigue of Heat-Resistant Alloys

- and Working Blades of the Gas Turbine Engine] (Ed. V. T. Troshchenko) (Kiev: Naukova Dumka: 1992) (in Russian).
12. V. A. Kuz'menko, *Zvukovye i Ul'trazvukovye Kolebaniya pri Dinamicheskikh Ispytaniyakh Materialov* [Sonic and Ultrasonic Vibrations in Dynamic Testing of Materials] (Kiev: Izdatel'stvo AN USSR: 1963) (in Russian).
 13. Yu. F. Luhovs'kyi and V. A. Kuz'menko, *Author's Certificate USSR No. 1769066* (Published October 15, 1992) (in Ukrainian).
 14. Yu. F. Lugovs'kiy, *Problemy Spetsial'noy Elektrometallurgii*, No. 4: 61 (1987) (in Russian).
 15. *GOST 26492-85. Prutki Katanye iz Titana i Titanovykh Splavov* [Bars Rolled from Titanium and Titanium Alloys] (in Russian).

PACS numbers: 64.75.Bc, 64.75.Nx, 81.30.Kf, 81.30.Mh, 81.40.-z, 81.40.Cd, 87.85.jj

Вплив термомеханічного та термічного оброблення на структуру, фазовий склад і механічні властивості біосумісних стопів Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)Si

О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, О. Ю. Коваль,
С. О. Фірстов

*Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Омеляна Пріцака, 3,
03142 Київ, Україна*

Стопи Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)Si одержували електронно-променевим топленням; розміри зливків: $d = 60$ мм, $l = 650$ мм. Показано, що застосована метода витоплення забезпечує у литих стопів більш стабільний фазовий склад $\alpha + \beta + (\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$. Гаряче деформування здійснювали за $T \cong 1000^\circ\text{C}$ ротаційним куванням до $d = 20$ мм з наступним термомеханічним обробленням (ТМО — гвинтове вальцювання з охолодженням водою) до $d = 12$ мм; гартування у воду проводилося за 1050°C з витримкою у 30 хв. Структура після деформації є нерівноважною, складається з $\alpha(\alpha')$ -фази, залишкової метастабільної β -фази, невеликої кількості крупних (Ti, Nb)₃Si-силіцидів переважно на межах первинних β -зерен, а також дисперсних силіцидів на дефектах структури, що зумовлює високу міцність $\sigma_B = 1155$ МПа, але малу пластичність $\delta = 3,5\%$. Під час гартування деформованих стопів Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)S за 1050°C утворюється орторомбічна α'' -фаза та збільшується кількість силіцидів. Міцність в результаті дещо знижується до $\sigma_B = 1135$ МПа із суттєвим підвищенням пластичності $\delta = 9\%$. Двостадійна деформація, що включає ТМО з остаточним гартуванням у воду за 1050°C , спричиняє виділення більшої кількості дис-

Corresponding author: Olga Mykhaylivna Shevchenko
E-mail: omshev@ukr.net

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

Citation: O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuzmenko, O. Yu. Koval, and S. O. Firstov, Influence of Thermomechanical and Heat Treatments on the Structure, Phase Composition and Mechanical Properties of Biocompatible Ti–(18–20)Nb–(1–1.2) Si Alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 3: 329–342 (2023) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.45.03.0329](https://doi.org/10.15407/mfint.45.03.0329)

персних силіцидів і внаслідок цього утворення збідненої легувальними елементами α'' -фази та залишкової β -фази. Одержана структура дає ліпше поєднання механічних властивостей ($\sigma_B = 1165$ МПа, $\delta = 12,5\%$) за рахунок дисперсійного зміцнення силіцидами та збільшення пластичності твердого розчину. Для деформованих дослідних стопів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si визначено також температуру гартування $T = 1080 \pm 10^\circ\text{C}$, яка уможливорює одержати максимальну міцність $\sigma_B = 1190$ МПа зі збереженням пластичності на рівні $\delta = 9,5\%$.

Ключові слова: біосумісні стопи Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si, термомеханічне оброблення, деформація, гартування, структура, механічні властивості.

The Ti-(18-20)Nb-(1-1.2)Si alloys are obtained by electron-beam melting; the sizes of the ingots are as follow: $d = 60$ mm, $l = 650$ mm. As shown, the applied smelting method provides a more stable phase composition of $\alpha + \beta + (\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$ in the cast alloys. Hot deformation is carried out at $T \approx 1000^\circ\text{C}$ by means of the rotary forging up to $d = 20$ mm, followed by thermomechanical treatment (TMT—screw rolling with water cooling) up to $d = 12$ mm; quenching in water is carried out at 1050°C with a holding time of 30 min. The structure after deformation is non-equilibrium, consisting of the $\alpha(\alpha')$ -phase, the residual metastable β -phase, a small amount of large $(\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$ silicides mainly on the boundaries of the primary β -grains, as well as dispersed silicides on structural defects, that causes the high strength $\sigma_B = 1155$ MPa, but low plasticity $\delta = 3.5\%$. During the quenching of the deformed Ti-(18-20)Nb-(1-1.2)Si alloys at 1050°C , the orthorhombic α'' -phase is formed, and the amount of silicides increases. Herewith, the strength is slightly reduced to $\sigma_B = 1135$ MPa with significant increase in plasticity $\delta = 9\%$. Two-stage deformation including TMT with final quenching in water at 1050°C causes the release of a larger amount of dispersed silicides and, as a result, the formation of the α'' -phase depleted with alloying elements and the residual β -phase. The resulting structure provides a better combination of mechanical properties ($\sigma_B = 1165$ MPa, $\delta = 12.5\%$) due to dispersion strengthening with silicides and increased plasticity of the solid solution. For deformed experimental Ti-(18-20)Nb-(1-1.2)Si alloys, the quenching temperature $T = 1080 \pm 10^\circ\text{C}$ is also determined that allows obtaining the maximum strength $\sigma_B = 1190$ MPa, while maintaining plasticity at the level of $\delta = 9.5\%$.

Key words: biocompatible Ti-(18-20)Nb-(1-1.2)Si alloys, thermomechanical treatment, deformation, quenching, structure, mechanical properties.

Отримано 25 листопада 2022р.; остаточн. варіант—12 січня 2023р

1. ВСТУП

В сучасній медичній практиці найбільш поширеними металічними матеріалами, які використовуються для виготовлення імплантатів, є технічно чистий титан ВТ 1-0 і стоп Ti-6Al-4V (ВТ-6). ВТ 1-0 має невисокі механічні властивості, а до складу ВТ-6 входить токсич-

ний Ванадій. Пошук і розробка матеріалів для імплантології продовжується у напрямку виключення зі стопів шкідливих домішок, а також посилення їх остеоінтеграційних і механічних властивостей.

Вироби медичного призначення з титанових стопів повинні мати різні показники за міцністю та пружними властивостями в залежності від функцій, які вони виконують. Незважаючи на досягнуті за останні роки успіхи в розробці біосумісних титанових стопів з використанням β -стабілізаторів, що знижують модуль пружності [1–6], існує потреба у нових стопах з високою механічною міцністю і хорошою біосумісністю. На основі системи Ti–Nb–Si запропонована серія титанових стопів [7–13] для виготовлення кісткових імплантатів, які на відміну від традиційних біоінертних металічних стопів є біоактивними за рахунок легування остеотропним елементом Силіцієм та можуть сприяти остеоіндукції в ділянках контакту з кістковою тканиною. Визначено, що кращі механічні властивості демонструють стопи Ti– x Nb–1,25Si з 16–20% ваг. Nb [14], а на литих стопах Ti–18Nb– x Si показано, що необхідний для досягнення високих характеристик міцності і біосумісності вміст Силіцію є заевтектоїдним і складає 1–1,2% ваг. [11]. Метою даних наукових досліджень є оптимізація технології деформування та термообробки стопів Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)Si (% ваг.).

2. МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Дослідні стопи Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)Si отримували електронно-променевим топленням [15]. Як шихтові матеріали використовувалися: Титан марки ВТ 1–0, Ніобій НБШ–1, Силіцій КР–00. Схема виплавки забезпечувала формування зливків діаметром 60 мм та довжиною 640–650 мм. Виливки обточували і розрізали на заготовки під прокатку прутків. Хімічну аналізу по довжині та діаметру заготовок проводили на мультиелементному експрес-аналізаторі складу стопів «EXPERT 3L» (енергодисперсійна рентгенофлюоресцентна аналіза ЕДРФА). Абсолютна похибка при визначенні вмісту (% ваг.) компонентів у даному типі стопів по Ніобію, Титану та Силіцію становила відповідно: $\pm 0,5$, $\pm 0,2$, $\pm 0,07$. Застосована метода виплавки дозволила отримувати виливки стопів системи Ti–Nb–Si досить однорідні за структурою і хімічним складом.

Гаряча деформація заготовок проводилась з нагрівом до температури 900–1000°C ротаційною ковкою на діаметер 20 мм та гвинтовим вальцюванням до $\varnothing$ 12 мм з охолодженням водою (ТМО). Одержані прутки розрізалися на зразки, які піддавались гартуванню у воду. Випробування механічних властивостей на розтяг після всіх видів деформаційного та термічного оброблень проводилися на універсальній електромеханічній машині UTM-100 з максимальним

навантаженням 100 кН, швидкість навантаження — 2,5 мм/хв.

Шліфи для структурних досліджень були виготовлені механічним шліфуванням зразків абразивним папером різної зернистості й поліруванням абразивною пастою з наступним хемічним щавленням реактивом: H_2O — 80%, HNO_3 — 13%, HF — 7%. Структуру вивчали оптичною (Jenaphot-2000) та електронною сканувальною (Superprobe-733, Proton-21) і трансмісійною (JEOL JEM 100X) мікроскопією. Фазову аналізу виконували на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3М за пришивидшувальної напруги у 40 кВ і струму у 250 мА, у монохроматичному CuK_α -випромінненні, в кутовому діапазоні $2\Theta = 30\text{--}90^\circ$ із кроком у $0,05^\circ$ та часом підрахунку у 2 с/крок. Одержані дані обробляли у програмі PowderCell 2.4.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Витоплені дослідні стопи $\text{Ti}-(18\text{--}20)\text{Nb}-(1\text{--}1,2)\text{Si}$ мають достатньо високу твердість $\cong 32\text{--}33 \text{ HRC}$, що відповідає даним раніше проведених досліджень [11, 13]. За рентгенофазовою аналізою (рис. 1, а; для кращого відображення ліній низької інтенсивності застосовано логаритмічну шкалу) у литих стопах присутня α -фаза, зберігається значна кількість β -фази та виділяються дисперсні силіциди $(\text{Ti}, \text{Nb})_3\text{Si}$ (табл. 1), які мають складну тетрагональну ґратницю із симетрією $tP32 (P4_2/n)$ [16]. Найінтенсивніші лінії силіцидів збігаються з лініями основної фази, і про присутність їх свідчить лише посилення фону біля основних ліній і більша сумарна інтенсивність.

Стопи на основі титану мають низьку теплопровідність; тому вилитки більшого розміру охолоджуються значно повільніше, особливо у низькотемпературній області. За застосованої технології топлення [15] у твердому розчині ($\alpha + \beta$)-стопів $\text{Ti}-(18\text{--}20)\text{Nb}-(1\text{--}1,2)\text{Si}$ з ізоморфним та евтектоїдним β -стабілізаторами відбувається дифузійний перерозподіл леґувальних елементів і розпад проміжних метастабільних фаз на кінцеві стабільні продукти $\alpha + \beta + (\text{Ti}, \text{Nb})_3\text{Si}$. В результаті на дифрактограмі литого стопу (рис. 1, а) маємо гострі піки α -фази, а також стабільну, насичену Ніобієм β -фазу з більшим параметром кристалічної ґратниці (табл. 1).

Деформовані стопи мають дисперсну голчасту структуру (рис. 2, а), що є характернішою для α' -фази. Застосована температура деформації $\cong 950^\circ\text{C}$ перевищує температуру $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення у стопах $\text{Ti}-(18\text{--}20)\text{Nb}-(1\text{--}1,2)\text{Si}$, і за достатньо швидкого охолодження з β -області в них формується нерівноважна структура, яку можна вважати частково загартованою (рис. 1, б). Оскільки α' -мартенсит є стиснутою формою рівноважної $\alpha(\text{ГЦП})$ -структури [17], він має менші параметри кристалічної ґратниці (табл. 1).

Структура після ротаційного кування складається з $\alpha(\alpha')$ -фази, невеликої кількості залишкової метастабільної β -фази, збідненої

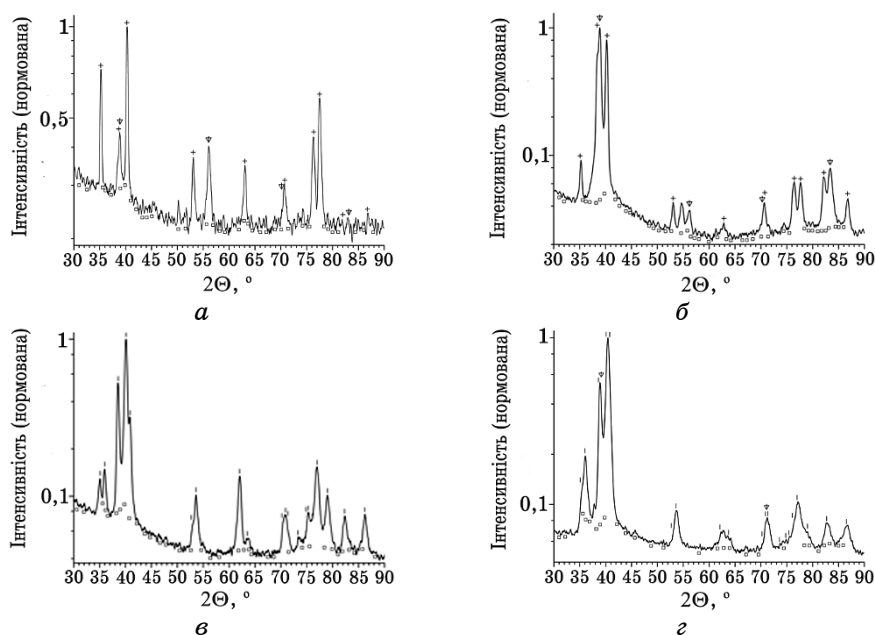


Рис. 1. Дифрактограми стопів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si: *a* — литий стоп; *б* — ротаційне кування; *в* — гартування у воду після витримки при 1050°C 30 хв; *з* — подвійна деформація (ротаційне кування і термомеханічне оброблення) та гартування у воду після витримки за 1050°C 30 хв; фази — α (+), α'' (|), β (↓), $(\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$ (□).

Fig. 1. XRD-patterns of Ti-(18-20)Nb-(1-1.2)Si alloys: *a*—as-cast; *б*—rotational forging; *в*—quenching in water after exposure at 1050°C 30 min; *з*—double deformation (rotational forging and thermomechanical treatment) and quenching in water after exposure at 1050°C 30 min; phases— α (+), α'' (|), β (↓), $(\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$ (□).

легувальними елементами (табл. 1), та крупних силіцидів переважно по границях первинних β -зерен і в середині зерна, а також дуже дисперсних силіцидів на дефектах структури (рис. 2, *a*). Це зумовлює високу міцність, але малу пластичність деформованого стопу (табл. 2).

Кількісна аналіза крупних силіцидів у структурі деформованого стопу показала, що записаний у вигляді хемічної формули їх склад в атомних відсотках виглядає як $(\text{Ti, Nb})_{76,5}\text{Si}_{23,5}$ і відповідає силіциду $(\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$ (рис. 2, *a*, табл. 3). Співвідношення атомних часток Ti та Nb у металевій частині силіцидів складає $(\text{Ti}_{0,8}\text{Nb}_{0,2})_3\text{Si}$, тобто у силіцидах $\text{Ti}_3\text{Si} \cong 20\%$ атомів Ti заміщуються атомами Nb. Цей результат підтверджує дані, раніше одержані для литого стопу Ti-18Nb-1Si, загартованого у воду при 1100°C [7].

ТАБЛИЦЯ 1. Фазовий склад сплавів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si.
TABLE 1. Phase composition of Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si alloys.

Стан	Фазовий склад													
	α (α')				α''					β			$(\text{Ti,Nb})_3\text{Si}$, % мас.	
	a , Å	c , Å	c/a	% мас.	a , Å	b , Å	c , Å	$b/a\sqrt{3}$	c/a	% мас.	a , Å	% мас.		
литий	2,9491	4,6931	1,591	78,7	–	–	–	–	–	–	–	3,2818	18,7	2,58
ротаційне кування	2,9404	4,6762	1,590	96,7	–	–	–	–	–	–	–	3,2673	1,2	2,06
ротаційне кування + гартування у воду за 1050°C, 30 хв	–	–	–	–	2,9965	5,0165	4,6779	0,967	1,561	94,5	–	–	–	5,55
ротаційне кування + ТМО + гартування у воду 1050°C, 30 хв	–	–	–	–	2,9871	5,0645	4,6705	0,979	1,564	89,3	3,2672	2,8	–	7,88

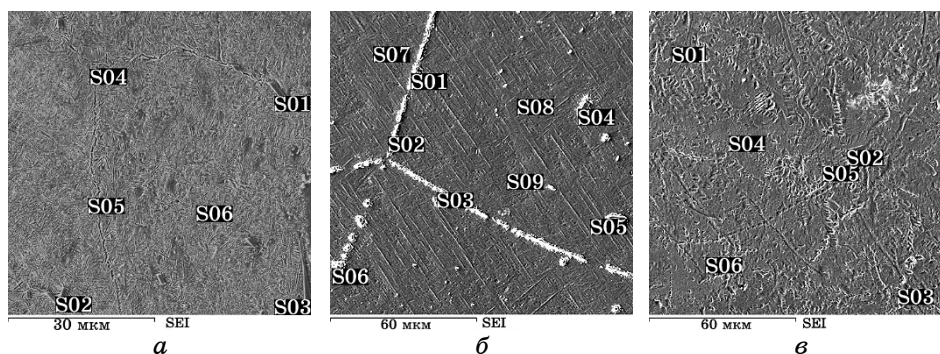


Рис. 2. Растрова електронна мікроскопія сплавів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si: *a* — ротаційне кування; *б* — гартування у воду після витримки при 1050°C 30 хв; *в* — подвійна деформація (ротаційне кування і термомеханічне оброблення) та гартування у воду після витримки при 1050°C 30 хв.

Fig. 2. Scanning electron microscopy of Ti-(18-20)Nb-(1-1.2)Si alloys: *a*—rotational forging; *б*—quenching in water after exposure at 1050°C 30 min; *в*—double deformation (rotational forging and thermomechanical treatment) and quenching in water after exposure at 1050°C 30 min.

Гартування сплавів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si при 1050°C приводить до утворення у них орторомбічної α'' -фази, яка має дисперсну тонкопластинчасту структуру (рис. 2, *б*) і, відповідно, розщеплення ліній пересиченого α -твердого розчину на дифрактограмі (рис. 1, *в*). Міцність у порівнянні з деформованим станом дещо знижується при значному підвищенні пластичності (табл. 2). Аналіза силіцидів у загартованій структурі сплавів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si показує, що їх середній склад в атомних відсотках (Ti, Nb)_{76,4}Si_{23,6} практично

ТАБЛИЦЯ 2. Механічні властивості сплавів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si після деформації і термооброблення.

TABLE 2. Mechanical properties of Ti-(18-20)Nb-(1-1.2)Si alloys after deformation and heat treatment.

Оброблення	Механічні властивості на розтяг		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
ротаційне кування	1035	1155	3,5
ротаційне кування + гартування у воду при 1050°C, 30 хв	875	1135	9
ротаційне кування + ТМО + гартування у воду 1050°C, 30 хв	975	1165	12,5

ТАБЛИЦЯ 3. Локальна мікроаналіза стопів Ti–(18–20)Nb–(1–1,15)Si.**TABLE 3.** Local microanalysis of Ti–(18–20)Nb–(1–1.15)Si alloys.

Оброблення	Місце аналізу	Результати в ат. %			Результати в мас. %		
		Si	Ti	Nb	Si	Ti	Nb
ротаційне кування	S01	24,2	68,1	7,7	14,6	70,1	15,3
	S02	22,1	69,7	8,2	13,2	70,7	16,2
	S03	23,5	68,8	7,7	14,1	70,5	15,3
	S04	1,7	88,5	9,8	0,9	81,6	17,5
	S05	1,8	88,3	9,9	1,0	81,4	17,6
	S06	1,6	88,5	9,9	0,8	81,4	17,7
ротаційне кування + гартування у воду при 1050°C, 30 хв	S01	23,3	69,2	7,5	14,0	71,0	14,9
	S02	22,4	70,0	7,6	13,4	71,5	15,1
	S03	24,2	67,8	8,0	14,6	69,5	15,9
	S04	23,4	69,0	7,6	14,1	70,9	15,1
	S05	23,4	68,9	7,7	14,0	70,6	15,3
	S06	23,6	68,7	7,7	14,2	70,5	15,3
	S07	1,7	88,8	9,5	0,9	82,1	17,1
	S08	1,6	89,0	9,4	0,9	82,3	16,8
	S09	1,7	89,0	9,3	0,9	82,4	16,7
ротаційне кування + ТМО + гартування у воду при 1050°C, 30 хв	S01	24,2	68,1	7,7	14,6	70,1	15,3
	S02	22,1	69,7	8,2	13,2	70,7	16,2
	S03	23,5	68,8	7,7	14,1	70,5	15,3
	S04	1,7	88,5	9,8	0,9	81,6	17,5
	S05	1,8	88,3	9,9	1,0	81,4	17,6
	S06	1,6	88,5	9,9	0,8	81,4	17,7

такий самий, як і після деформації, а вміст Ніобію у металевій частині силіцидів складає $(\text{Ti}_{0,82}\text{Nb}_{0,18})_3\text{Si}$ (рис. 2, б, табл. 3). За рахунок збільшення кількості силіцидів в результаті гартування (табл. 1) вміст Ніобію і Силіцію у твердому розчині понижений.

Структура стопів Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)Si після подвійної деформації (ротаційного кування + ТМО) та гартування у воду при 1050°C складається з α'' -фази і невеликої кількості залишкової β -фази (табл. 1). Зростає кількість силіцидів, як крупних, так і дуже дисперсних (рис. 3, рис. 4). Крупні силіциди розташовуються здебільшого вздовж границь деформованих зерен, дисперсні — досить щільно в середині зерен. Склад силіцидів після подвійної деформації з ТМО і наступним гартуванням мало змінюється — $(\text{Ti}, \text{Nb})_{76,7}\text{Si}_{23,3}$, а вміст Ніобію у металевій частині силіцидів залишається тим же самим $(\text{Ti}_{0,82}\text{Nb}_{0,18})_3\text{Si}$ (рис. 2, в, табл. 3).

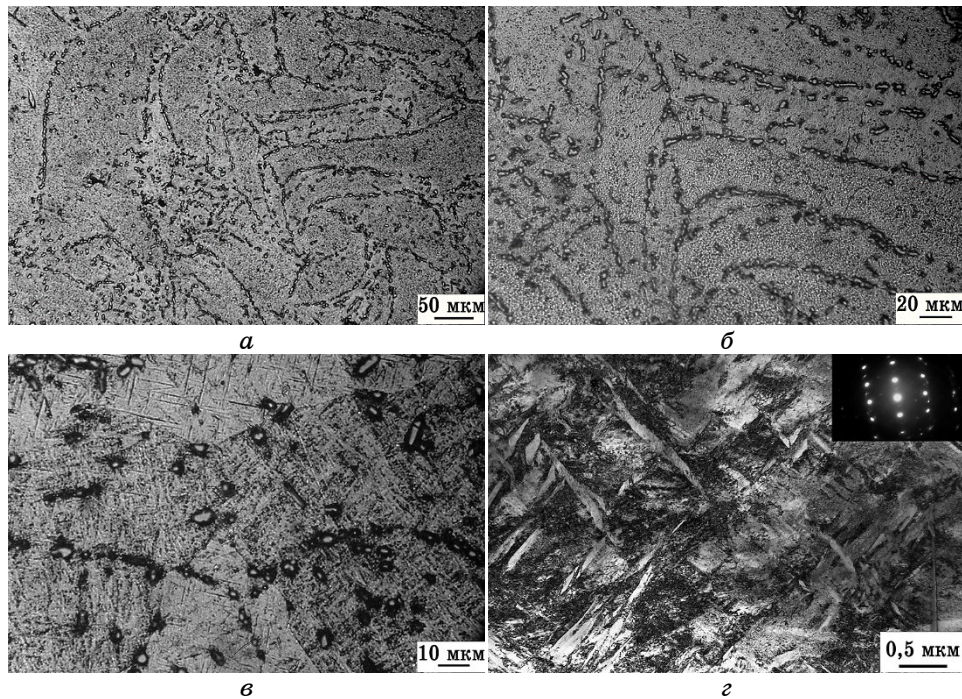


Рис. 3. Мікроструктура стопів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si після подвійної деформації (ротаційного кування та термомеханічного оброблення) та гартування при 1050°C у воду: *a, б, в* — світлове зображення; *г* — трансмісійна електронна мікроскопія.

Fig. 3. Microstructure of Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si alloys after double deformation (rotational forging and thermomechanical treatment) and quenching in water after exposure at 1050°C 30 min: *a, б, в*—optical micrograph; *г*—transmission electron microscopy.

При збільшенні кількості силіцидів вміст Nb і Si у твердому розчині знижується (табл. 3), підтвердженням чого є розподіл Si (рис. 4, *г, р*). За меншої легуваності α'' -фази її лінії на дифрактограмі стопу після подвійної деформації з ТМО та гартуванням знаходяться на більш близькій віддалі одна від одної та частково зливаються між собою (рис. 1, *г*). Вихід Si та Nb з твердого розчину α'' -фази можна простежити і за зміною її параметрів [18]: з пониженням вмісту β -стабілізаторів спостерігаємо зменшення параметра *a*, зростання *b* і, як наслідок, вищу орторомбічність $b/a\sqrt{3}$ α'' -фази (табл. 1). Вплив силіцидів, що є у стопах Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si, на механічні властивості проявляється як у вигляді дисперсійного зміцнення, так і через зміну хемічного складу твердого розчину, що можна чітко простежити після подвійної деформації з ТМО і гартування цих стопів.

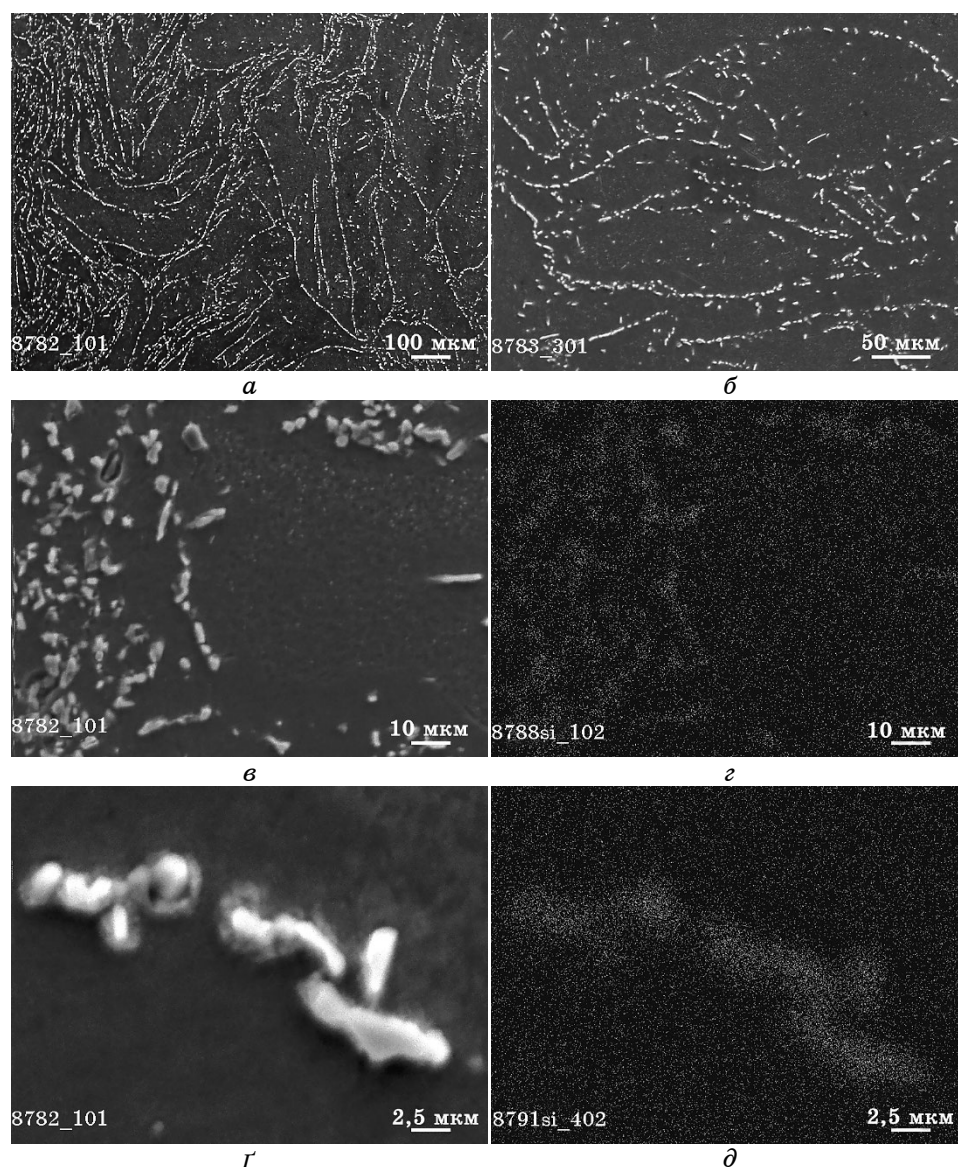


Рис. 4. Растрове електронно-мікроскопічне зображення мікроструктури сплавів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ після подвійної деформації (ротаційного кування та термомеханічного оброблення) та гартування при 1050°C у воді ($з$ — розподіл Силіцію на $в$, $г$ — розподіл Силіцію на $д$).

Fig. 4. Scanning electron microscopy image of the $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1.2)\text{Si}$ alloys microstructure after double deformation (rotational forging and thermomechanical treatment) and quenching in water after exposure at 1050°C 30 min ($з$ —silicon distribution at $в$, $г$ —silicon distribution at $д$).

Одержана таким способом структура дає краще поєднання високої міцності і суттєвого збільшення пластичності (табл. 2).

У раніше проведених дослідженнях на литих Ti-18Nb- x Si стопах [11] було показано, що їх твердість (рис. 5, б) сильно залежить від температури гартування і отриманої при цьому структури. Для визначення оптимального режиму термооброблення деформованих стопів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si проводилось також їх гартування через 20° в інтервалі 1000–1100°C, після чого вимірювались механічні властивості на розтяг. На рисунку 5, а приведені залежності σ_B , $\sigma_{0,02}$, δ від температури гартування. Штрих-пунктирними лініями нанесені, як вихідні, значення механічних властивостей дослідних стопів у деформованому стані. Стрілками показані зміни рівня σ_B , $\sigma_{0,02}$, δ при гартуванні, виділена також область температур гартування, які забезпечують одержання оптимального комплексу механічних властивостей.

Стопи Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si після деформації у β -області мають нерівноважну, частково загартовану голчасту $\alpha(\alpha')$ структуру з незначною кількістю залишкової β -фази (рис. 1, б, табл. 1), тому пластичність їх низька $\delta = 3\%$, а міцність досягає ~ 1150 МПа (табл. 2). Нагрів і витримка з наступним гартуванням дослідних стопів приводять до силіцидних перетворень і утворення α'' -мартенситу різного ступеню легованості [9–13].

При гартуванні стопів Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si з більш низьких температур $\leq 1000^\circ\text{C}$, як було показано на литому стані [11], у них відбувається евтектоїдний розпад $\beta \rightarrow \alpha'' + (\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$ з утворенням великої кількості силіцидів, як дрібних $< 0,1$ мкм, так і досить кру-

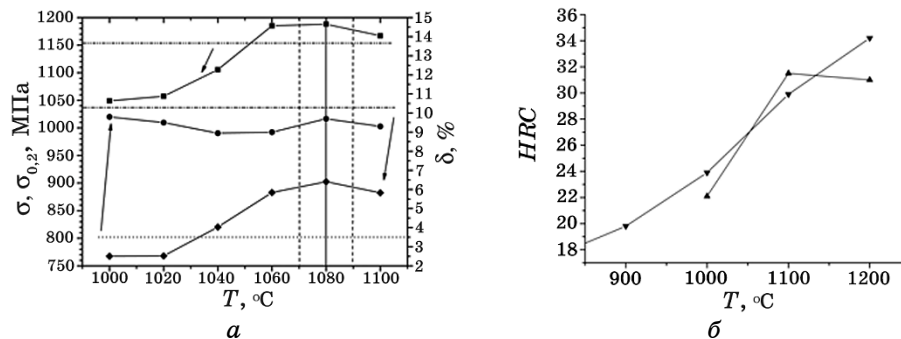


Рис. 5. Механічні властивості Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si стопів після гартування: а — деформованих (■ — σ , ♦ — $\sigma_{0,2}$, ● — δ); б — литих [11] (▲ — Ti-18Nb-1Si, ▼ — Ti-18Nb-1,2Si).

Fig. 5. Mechanical properties of Ti-(18-20)Nb-(1-1,2)Si alloys after quenching: а — deformed (■ — σ , ♦ — $\sigma_{0,2}$, ● — δ); б — as-cast [11] (▲ — Ti-18Nb-1Si, ▼ — Ti-18Nb-1,2Si).

пних з розмірами в декілька мкм. Силіцій виводиться з твердого розчину α'' -фази, зменшується також вміст Ніобію. При цьому твердість знижується (рис. 5, б), що корелює зі зміною механічних властивостей деформованих стопів при гартуванні з температур $< 1050^\circ\text{C}$ (рис. 5, а).

Вищі температури гартування дають виділення більш дисперсних силіцидів та поступову зміну їх типу [11] і зменшення кількості завдяки розчиненню $(\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$ внаслідок перитектоїдного перетворення $(\text{Ti, Nb})_3\text{Si} \rightarrow \beta + (\text{Ti, Nb})_5\text{Si}_3$, в результаті чого можна одержати міцність більшу за деформований стан з високою пластичністю. Для дослідних деформованих стопів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ визначено оптимальну температуру $T = 1080 \pm 10^\circ\text{C}$, гартування від якої уможлиблює одержати високі механічні властивості: $\sigma_B = 1190 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,02} = 900 \text{ МПа}$, $\delta = 9,5\%$.

4. ВИСНОВКИ

Застосована технологія електронно-променевого витоплення зливків великого розміру уможлиблює отримати практично однорідні стопи системи Ti-Nb-Si із стабільною структурою, що складається з $(\alpha + \beta)$ фаз і $(\text{Ti, Nb})_3\text{Si}$ силіцидів.

Стопи $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ після деформації у β -області мають нерівноважну, частково загартовану голчасту $\alpha(\alpha')$ структуру з незначною кількістю залишкової метастабільної β -фази та крупними силіцидами переважно по межах первинних β -зерен, а також дисперсними силіцидами на дефектах структури. Це обумовлює високу міцність $\sigma_B = 1155 \text{ МПа}$, але малу пластичність $\delta = 3,5\%$ деформованого стопу.

Гартування стопів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ при 1050°C приводить до утворення у них орторомбічної α'' -фази, яка має дисперсну тонкопластинчасту структуру. За рахунок збільшення кількості силіцидів після гартування вміст Ніобію і Силіцію у твердому розчині знижений. Міцність дещо зменшується $\sigma_B = 1135 \text{ МПа}$ при значному підвищенні пластичності $\delta = 9\%$.

Структура стопів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ після подвійної деформації (ротаційного кування + ТМО) та гартування у воду при 1050°C складається з α'' -фази і невеликої кількості залишкової β -фази. Зростає кількість силіцидів, як крупних, так і дуже дисперсних, останні досить щільно і рівномірно розподілені по зерну. Одержана структура дає краще поєднання міцності і пластичності $\sigma_B = 1135 \text{ МПа}$, $\delta = 12,5\%$ за рахунок дисперсійного зміцнення силіцидами і суттєвого збільшення пластичності твердого розчину.

Для дослідних деформованих стопів $\text{Ti}-(18-20)\text{Nb}-(1-1,2)\text{Si}$ визначено оптимальну температуру $T = 1080 \pm 10^\circ\text{C}$, гартування від якої уможлиблює одержати високі механічні властивості:

$\sigma_B = 1190$ МПа, $\sigma_{0,02} = 900$ МПа, $\delta = 9,5\%$.

Аналіза крупних силіцидів у структурі стопів Ti–(18–20)Nb–(1–1,2)Si після деформування та гартування показала, що їхній склад відповідає (Ti, Nb)₃Si-силіциду, у якому 20% атомів Ti заміщуються атомами Nb.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. H. Matsuno, A. Yokoyama, F. Watari, M. Uo, and T. Kawasaki, *Biomaterials*, **22**, No. 11: 1253 (2001).
2. E. Eisenbarth, D. Velten, M. Müller, R. Thull, and J. Breme, *Biomaterials*, **25**, No. 26: 5705 (2004).
3. J. Fu, A. Yamamoto, H. Y. Kim, H. Hosoda, and Sh. Miyazaki, *Acta Biomater.*, **17**: 56 (2015).
4. P. Afzali, R. Ghomashchi, and R. H. Oskouei, *Metals*, **9**: 878 (2019).
5. S. Bahl, S. Suwas, and K. Chatterjee, *Int. Mater. Rev.*, **66**, No. 2: 114 (2021).
6. Y. Zhang, D. Sun, J. Cheng, J. K. H. Tsoi, and J. Chen, *Regen. Biomater.*, **7**, No. 1: 119 (2020).
7. О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, А. В. Котко, С. О. Фірстов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 6: 823 (2017).
8. О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, С. О. Фірстов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **41**, № 3: 363 (2019).
9. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, and S. O. Firstov, *Materials Science*, **55**, No. 4: 577 (2020).
10. О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, С. О. Фірстов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **42**, № 2: 237 (2020).
11. О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, О. Ю. Коваль, А. В. Котко, Н. В. Ульянович, О. О. Півень, Т. П. Рубан, С. О. Фірстов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **43**, № 7: 887 (2021).
12. О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, А. В. Котко, С. О. Фірстов, *Фіз.-хім. механіка матеріалів*, **2**: 33 (2022).
13. О. М. Шевченко, Л. Д. Кулак, М. М. Кузьменко, А. В. Котко, С. О. Фірстов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **44**, № 8: 1059 (2022).
14. Л. Д. Кулак, Н. А. Крапивка, Г. Е. Хоменко, В. Ю. Пучкова, Т. П. Терещенко, *Электронная микроскопия и прочность материалов*, **21**: 38 (Киев: Ин-т пробл. материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ: 2015).
15. Н. И. Гречанюк, Л. Д. Кулак, Н. Н. Кузьменко, Ю. А. Смашнюк, А. В. Демчишин, А. Э. Фиск, *Современная электрометаллургия*, **2**: 17 (2017).
16. *The Materials Project*, mp-980420: Ti₃Si (2021).
17. F. R. Kaschel, R. K. Vijayaraghavan, P. J. McNally, D. P. Dowling, and M. Celikin, *Mater. Sci. Eng.: A*, **819** (2021).
18. A. V. Dobromyslov and V. A. Elkin, *Mater. Sci. Eng.: A*, **438**: 324 (2006).

REFERENCES

1. H. Matsuno, A. Yokoyama, F. Watari, M. Uo, and T. [Kawasaki](#), *Biomaterials*,

- 22, No. 11: 1253 (2001).
2. E. Eisenbarth, D. Velten, M. Müller, R. Thull, and J. Breme, *Biomaterials*, **25**, No. 26: 5705 (2004).
3. J. Fu, A. Yamamoto, H. Y. Kim, H. Hosoda, and Sh. Miyazaki, *Acta Biomater.*, **17**: 56 (2015).
4. P. Afzali, R. Ghomashchi, and R. H. Oskouei, *Metals*, **9**: 878 (2019).
5. S. Bahl, S. Suwas, and K. Chatterjee, *Int. Mater. Rev.*, **66**, No. 2: 114 (2021).
6. Y. Zhang, D. Sun, J. Cheng, J. K. H. Tsoi, and J. Chen, *Regen. Biomater.*, **7**, No. 1: 119 (2020).
7. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, A. V. Kotko, and S. O. Firstov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 6: 823 (2017) (in Ukrainian).
8. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, and S. O. Firstov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 3: 363 (2019) (in Ukrainian).
9. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, and S. O. Firstov, *Materials Science*, **55**, No. 4: 577 (2020).
10. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, and S. O. Firstov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 2: 237 (2020) (in Ukrainian).
11. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, O. Yu. Koval', A. V. Kotko, N. V. Ul'yanchich, O. O. Piven', T. P. Ruban, and S. O. Firstov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 7: 887 (2021) (in Ukrainian).
12. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, A. V. Kotko, and S. O. Firstov, *Physicochemical Mechanics of Materials*, **2**: 33 (2022) (in Ukrainian).
13. O. M. Shevchenko, L. D. Kulak, M. M. Kuz'menko, O. Yu. Koval', and S. O. Firstov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 8: 1059 (2022) (in Ukrainian).
14. L. D. Kulak, N. A. Krapivka, G. E. Khomenko, V. U. Puchkova, and T. P. Tereschenko, *Elektronnaya Mikroskopiya i Prochnost' Materialov* [Electron Microscopy and Strength of Materials] (Kyiv: I. M. Frantsevych Institute for Problems of Materials Science, N.A.S.U.: 2006), Iss. **21**: 38 (in Russian).
15. N. I. Grechanyuk, L. D. Kulak, N. N. Kuz'menko, Yu. O. Smashnyuk, A. V. Demchishin, and A. E. Fisk, *Electrometallurgy Today*, **2**: 17 (2017) (in Russian).
16. *The Materials Project*, mp-980420: Ti₃Si, (2021).
17. F. R. Kaschel, R. K. Vijayaraghavan, P. J. McNally, D. P. Dowling, and M. Celikin, *Mater. Sci. Eng.: A*, **819** (2021).
18. A. V. Dobromyslov and V. A. Elkin, *Mater. Sci. Eng.: A*, **438**: 324 (2006).

PACS numbers: 75.50.Bb, 81.07.Wx, 81.10.Fq, 81.30.Fb, 81.40.Lm

Вплив технологічних параметрів внутрішньоформового модифікування порошковими брикетованими модифікаторами на структуру та властивості виливків з високоміцного чавуну

Г. А. Баглюк, **В. Я. Куровський**, О. Й. Шинський, М. Я. Терещенко, А. П. Тіщенко

*Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Омеляна Пріцака, 3,
03142 Київ, Україна*

В роботі наведено результати дослідження впливу компонентного складу, маси та конфігурації порошкових брикетованих модифікаторів на структуру та властивості високоміцного чавуну, одержаного методом внутрішньоформового модифікування. Модифікування розтопу забезпечували за рахунок встановлених на ливниках модифікувальних вставок — циліндричних втулок двох конфігурацій: з осевим циліндричним отвором та отвором у вигляді конусної поверхні (діафрагма), спресованих із двох варіантів сумішей порошків магнію, феросиліцію, заліза та плавикового шпату (CaF_2). Маса модифікувальних вставок варіювалася від 25 до 100 г. Результати досліджень показали, що використання модифікувальної вставки у вигляді діафрагми забезпечує підвищення середнього вмісту Магнію у виливку та міцності одержаного чавуну у порівнянні із гладкою втулкою для всіх значень маси вставки, а також підвищення рівномірності розподілу Магнію по довжині виливка для варіантів вставок підвищеної маси (75 та 100 г). Збільшення маси модифікувальної втулки приводить до підвищення рівня міцності стопу.

Ключові слова: чавун, розтоп, модифікатор, порошок, графіт, структура,

Corresponding author: Hennadiy Anatoliyovych Bagliuk
E-mail: gbag@ukr.net

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

Citation: H. A. Bagliuk, V. Ya. Kurovs'kyi, O. Y. Shyns'kyi, M. Ya. Tereshchenko, and A. P. Tishchenko, Influence of Technological Parameters of In-Mould Modification with Powder Briquetted Modifiers on the Structure and Properties of High-Strength Cast Iron Castings, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 3: 343–357 (2023) (in Ukrainian).
DOI: [10.15407/mfint.45.03.0343](https://doi.org/10.15407/mfint.45.03.0343)

міцність, твердість.

The results of the study of the impact of the component composition, mass and configuration of powder-briquetted modifiers on the structure and properties of high-strength cast iron obtained by the method of intraform modification are presented. Modification of the melt is provided at the expense of modifying inserts—cylindrical bushings of two configurations—with an axial cylindrical opening and a hole in the form of a conical surface (diaphragm) pressed from two variants of mixtures of magnesium, FeSi, Fe and CaF_2 . The mass of modifying inserts varies from 25 to 100 g. The results of the studies show that the use of a modifying insert in the form of a diaphragm provides an increase in the average content of magnesium in casting and strength of the resulting cast iron compared to the smooth sleeve for all values of mass inserts, besides increasing of uniform distribution of magnesium along the length of the casting for variants of high-mass inserts (75 and 100 g). Increasing the weight of the modifying sleeve leads to an increase in the level of alloy strength.

Key words: cast iron, melt, modifier, powder, graphite, structure, strength, hardness.

(Отримано 22 грудня 2022 р.; остаточн. варіант — 12 січня 2023 р.)

1. ВСТУП

Високоміцний чавун з кулястим графітом характеризується поєднанням високих технологічних, фізико-механічних та експлуатаційних характеристик, широко застосовується замість крицевого лиття, поковок, ковкого та сірого чавуну, забезпечуючи надійність і довговічність виробів у різних режимах експлуатації. Відмінні особливості чавуну з кулястим графітом порівняно зі крицею: більш високе відношення межі пластичності до межі міцності при розтягуванні, що дорівнює 0,70–0,80 (проти 0,50–0,55 для криці), достатньо високий модуль пружності, що сягає 180–190 ГПа, низька чутливість до концентраторів напружень, підвищена циклічна міцність тощо, уможлиблюють вважати цей конструкційний матеріал перспективним конкурентом криці при роботі в найрізноманітніших умовах експлуатації. Крім того, висока рідкоплинність чавунів відкриває можливості значного розширення номенклатури виробів з нього, пониження перерізів і маси виливків, а нижча температура топлення в порівнянні з крицею, в кінцевому підсумку є потужним резервом у плані ресурсозбереження та пониження енерговитрат і, зрештою, собівартості виробів при забезпеченні високої якості [1–5].

Найбільш поширеною технологією модифікування розтопу чавуну сьогодні є його оброблення кусковими топленими лігатурами та модифікаторами в ковші [1–3, 6], яка, будучи достатньо простою з

технологічної точки зору, має, однак, ряд істотних недоліків, пов'язаних, зокрема, зі екологічними проблемами, обумовленими інтенсивним піроефектом та значним димовиділенням, та відносно низьким і нестабільним засвоєнням Магнію внаслідок значної втрати останнього на випаровування (ступінь засвоєння Mg при витопці модифікатору та власне ковшовому модифікуванні не перевищує, як правило, 60–75%) [5–8].

Серед відомих та використовуваних на практиці способів модифікування чавунів одним з найбільш ефективних, економічно вигідних та екологічно чистих для одержання якісних чавунних виливків із заданими структурою та комплексом властивостей є процес внутрішньоформового модифікування (in-mould процес).

При цьому способі процес модифікування здійснюється безпосередньо у момент заливання порожнини ливарної форми вихідним рідким чавуном, для чого у ливниковій системі на шляху руху розтопу до виливку передбачена проміжна реакційна камера, в яку перед складання форми закладають розрахункова кількість дробленого модифікатора. Під час заливання ливарної форми модифікатор в реакційній камері послідовно розчиняється в потоці рідкого чавуну і, переміщуючись в об'єм виливка, остаточно засвоюється розтопом [8–13].

При in-mould-процесі знижується витрата модифікатора (засвоєння Mg складає 80–85% і більше), спрощується виробничий процес, мінімізуються можливості викиду металу, піроефект і димовиділення.

Проте досить тривала практика застосування ливарниками цієї операції свідчить, що її ефективність не завжди реалізується в повному обсязі. Так, основними недоліками цього процесу є ускладнення конструкції ливниково-модифікувальної системи та його нестабільність у часі, обумовлена тим, що при високій швидкості заливання форм базовий сірий чавун, як правило, встигає заповнити нижню частину порожнини форми за інкубаційний період прогріву верхнього шару модифікатора, який розміщено в реакційній камері до настання температури його топлення. Внаслідок цього частина форми заповнюється немодифікованим розтопом, в результаті чого виливок може складатися з двох різних видів чавуну (модифікованого і немодифікованого) [14].

Крім того, при виготовленні виливків з високоміцного чавуну з кулястим графітом в однакових виробничих умовах за однією технологією, але при використанні різних партій лігатур однієї і тієї ж марки, можна отримувати литий чавун з різницею міцності до 40% [13, 15].

Зазначені недоліки значною мірою усуваються або мінімізуються при модифікуванні розтопу у ливарній формі з використанням брикетованих модифікаторів, які виготовляють з використанням ме-

тодів порошкової металургії [7, 16–18]. Технологія одержання брикетованих модифікаторів, яка включає операцію пресування брикетів необхідної маси, форми та хемічного складу з відповідних компонентів порошкової шихти, забезпечує не тільки стабільний вміст елементів у брикеті, а й уможливорює варіювати форму, розміри, масу та хемічний склад брикетів у значно більш широкому діапазоні у порівнянні з кусковими модифікаторами, гнучко адаптуючи їх до умов конкретного ливарного виробництва.

При цьому, дисперсні частинки порошку, з яких пресуються брикети-модифікатори, внаслідок пропорційності їх розмірів з критичним радіусом зародка і відповідності кристалічної ґратниці частинок модифікатора з ґратницею фази, що кристалізується, відіграють роль додаткових активних центрів кристалізації. Тому, однією з переваг використання порошкових брикетованих модифікаторів є також можливість використання в якості одного з компонентів порошкової суміші, що використовується для пресування брикетів, ультра- або нанодисперсних порошоків, внаслідок чого практично виключаються втрати дрібнодисперсної фракції модифікатора, як у випадку подрібнення литих лігатур [7, 8].

Проведені численні експериментальні дослідження з використання технологічних варіантів внутрішньоформового оброблення вихідних рідких чавунів порошковими брикетованими графітизувальними, карбідостабілізувальними і сфероїдизувальними модифікаторами підтвердили їх більш високу ефективність порівняно з обробкою вихідних рідких чавунів кусковими модифікаторами в реакційних камерах, виконаних у вигляді порожнини в піщано-глинистій формі [7, 8, 13].

При модифікуванні в ливарній формі важливим завданням є забезпечення рівномірного розчинення і, по можливості, повного або максимального засвоєння вихідним чавуном модифікувальних елементів. При оптимальному поєднанні температури та швидкості заливання форми металом весь об'єм реакційної камери рівномірно і повністю розчиняється в струмені чавуну, що призводить до кардинальної зміни мікроструктури, механічних та спеціальних властивостей базового стопу.

На процеси структуроутворення в модифікованому чавуні, а, отже, на форму, кількість і характер розподілу включень графіту, а також на структуру металевої основи, які в основному визначають рівень механічних та інших експлуатаційних властивостей чавуну в литих деталях, поряд з хемічним складом базового чавуну вирішальне значення мають тип і хемічний та ґранулометричний склад використовуваного модифікатора чи лігатури [13].

Не зважаючи на здавалося б достатню вивченість питання, наявні в літературі відомості більшою мірою присвячені дослідженню впливу на структуру чавуну хемічного складу та концентрації мо-

дифікатору у розтопі, тоді як дані про вплив конфігурації та розмірів брикетів-модифікаторів на особливості структуроутворення стопу суттєво обмежені.

Так, зокрема, в [1, 19] внутрішньоформове модифікування реалізується шляхом використання порошкових брикетів циліндричної форми з наскрізним отвором, який поміщають у ливник, причому вісь наскрізного отвору співвісна з напрямком ливника. Під час заливки розтоплений метал контактує з внутрішньою стінкою брикету і розчиняє його. Автори [1] відзначають, що ефективність інокуляції залежить від діаметра наскрізного отвору брикету, а також від швидкості заливки, температури металу та типу інокулянту.

Автори патенту № 4867227 (США) використовують ту саму ідею, хоча блок брикетів-інокулянтів розміщений поперек ливника та закріплений у двох протилежних заглибленнях [1]. Конструкція ливникової системи включає попередньо визначений зазор між брикетами та стінками ливника, через який розтоп, розчиняючи брикет, затікає в ливарну форму.

Враховуючи вищенаведене, метою даної роботи було оцінка можливостей впливу компонентного складу, маси та конфігурації порошкових брикетованих модифікаторів на структуру та властивості високоміцного чавуну, отриманого методом внутрішньоформового модифікування.

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Експериментальне дослідження процесу модифікування розтопу порошковими брикетованими модифікаторами проводили з використанням технології лиття по моделях, що газифікуються, у вигляді пластин розміром 100×200×20 мм, виготовлених із суспензійного спіненого пінополістиролу.

Для модифікування розтопу із суміші порошків відповідних складів пресуванням під тиском 300 МПа виготовляли модифікувальні вставки двох конфігурацій: циліндричних втулок із зовнішнім діаметром 40 мм та внутрішнім — 30 мм (рис. 1, а) і втулок із зовнішнім діаметром 41 мм з внутрішньою конусною поверхнею з мінімальним діаметром отвору конусної частини 16 мм (діафрагми) (рис. 1, б).

Як вихідну сировину для виготовлення вставок-модифікаторів використовували порошкові суміші двох компонентних складів (табл. 1).

При виборі складових шихти враховували наступні положення. Основним компонентом, під дією якого в розтопі чавуну графіт набуває сфероподібної форми, а при охолодженні розтопу утворюється структура високоміцного чавуну, є Магній, який є сильним сфероїдизатором графіту [1–6]. Модифікувальну дію феросиліцію

пов'язують з наявністю в ньому Кальцію та Алюмінію, які активно взаємодіють з Оксигеном і Нітрогеном розтопу, утворюючи тяжкотопкі сполуки. Крім того, після модифікування феросиліцієм в розтопі утворюються локальні мікрооб'єми, збагачені графітом [5]. Для зменшення в стопі кількості неметалевих краплень, оксидів та інших шкідливих компонентів (Сульфур, Фосфор та ін.), в склад модифікувальних брикетів додавали синтетичний флюс — плавиковий шпат CaF_2 .

Порошок заліза виконує функцію пластичного зв'язувального в шихті, значний вміст якої складає твердий та крихкий феросиліцій, підвищуючи густину та технологічну міцність пресовок.

Пінополістиролові моделі з прикріпленими ливниками збирали в модельні блоки, а спресовані вставки-модифікатори встановлювали в живильнику ливникової системи. Модельні блоки складалися з 4 частин, в ливник кожної з яких встановлено модифікувальну вставку однакового складу, але різної маси: 25, 50, 75 та 100 г, що відповідало значенням 0,5, 1,0, 1,5 та 2% від маси оброблюваного розтопу.

Ливникову систему розраховували таким чином, щоб забезпечити підйом металу у формі зі швидкістю близько 3,0 см/с. Загальний вигляд модельного блоку із закріпленими на ливниках вставками-модифікаторами представлено на рис. 2. Така конструкція модельних блоків забезпечувала можливість роздільного незалежного модифікування окремих виливків у складі модельного блоку різною концентрацією модифікатора у межах однієї заливки, що, зокрема, неможливо реалізувати при використанні внутрішньоківшового модифікування.

На поверхню моделей наносили протипригарне покриття на основі дистен-сіліманіту.



Рис. 1. Ескізи модифікувальних вставок, спресованих з порошку: циліндрична втулка (тип 1) (а), із внутрішнім конусом (діафрагма) (тип 2) (б).

Fig. 1. Sketches of modifying inserts pressed from powder: cylindrical sleeve (type 1) (a), with an internal cone (diaphragm) (type 2) (b).

ТАБЛИЦЯ 1. Компонентний вміст варіантів шихти для пресування вставок-модифікаторів.**TABLE 1.** Component content of charge options for pressing inserts-modifiers.

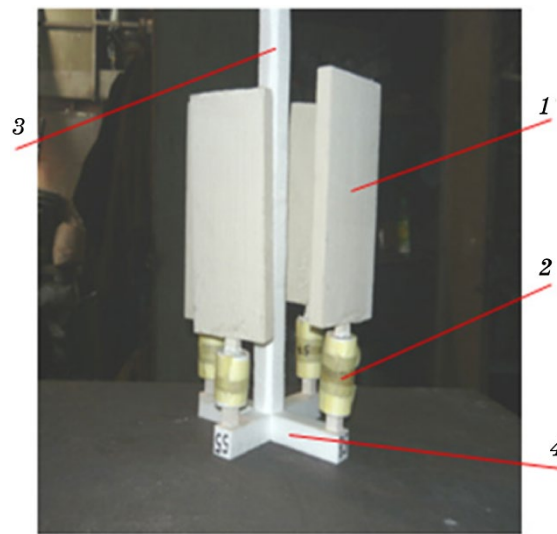
№	Mg	Феросиліцій ФС75	CaF ₂	Fe
1	10	45	2	43
2	15	45	2	38

Моделі разом з приєднаною до неї ливниковою системою збирали і формували в сухий кварцовий пісок в спеціальних вакуумованих ливарних контейнерах.

В якості вихідного шихтового матеріалу для експериментальних досліджень використовували чушковий чавун наступного складу (% мас.): С — 3,4–3,6, Si — 1,6–1,8, Mn — 0,3–0,5, S — 0,01–0,015, Р — 0,07. Топлення чавуну здійснювали в індукційній печі з місткістю тигля 60 кг. Температура розтопу перед заливкою форми становила $1350 \pm 10^\circ\text{C}$.

Після остигання блоки з дослідними виливками виймали з контейнера і передавали на розрізку.

Для оцінки рівномірності розчинення модифікувальної вставки в

**Рис. 2.** Модельний блок із пінополістиролу: 1 — ливарна модель (пластина), 2 — модифікувальна вставка, 3 — стояк, 4 — ливник.**Fig. 2.** Model block made of expanded polystyrene: 1—foundry model (plate), 2—modifying insert, 3—riser, 4—a caster.

процесі її взаємодії з потоком розтопленого металу та заповненні порожнини форми з кожної виливки вирізали темплат по всій довжині пластини та за допомогою спектральної аналізи визначали вміст Магнію в залежності від відстані від живильника через кожні 2 см уздовж виливка.

Складові мікроструктури оцінювали відповідно до ГОСТ 3443-87 та шкали для визначення ступеня сфероїдизації графіту [5] як середні значення на мікрошліфі, що визначалися в 3 полях зору.

Міцність одержаних чавунів визначали випробуванням на розтяг згідно ГОСТ 1497-84 (ISO 6892-84), а твердість — за Брінеллевою методою ($\varnothing$ кульки — 5 мм).

3. РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТІВ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

При модифікуванні в ливарній формі важливою задачею є забезпечення рівномірного розчинення і, по можливості, повного або максимального засвоєння модифікувальних елементів вихідним чавуном. Як показали результати експериментів, при використанні застосованої схеми модифікування при правильно вибраній масі та геометрії модифікувальної вставки, процес її розчинення закінчується одночасно із закінченням заливання форми. Це добре помітно на макрошліфі зрізу ділянки ливника з модифікувальною вставкою (рис. 3), на якому спостерігається з одного боку чавун із пластинчастим графітом, а з іншого — з компактным графітом. Світлі точки є



Рис. 3. Макроструктура ділянки ливника з модифікувальною вставкою після заливання розтопу.

Fig. 3. Macrostructure of the caster area with the modifying insert after pouring the melt.

колоніями дисперсного «переохолодженого» графіту в феритній металевій основі. Вміст Магнію на вході в камеру складає 0,005%, а на виході — 0,043%.

Відмічений факт вказує на те, що в цьому випадку модифікатор витрачається тільки на частину форми, зайняту виливками та живильником, а частина форми, що складається із стояка та ливникової чаші, залишається немодифікованою, що забезпечує можливість пониження витрати використововуваного модифікатора в 1,5–2 рази у порівнянні з внутрішньоковшовим модифікуванням.

Результати оцінки розподілу Магнію по довжині пластини в залежності від відстані до живильника та компонентного складу модифікатора показали, що в разі використання модифікувальної вставки типу 1 з 10% Mg та 43% Fe для відносно високих значень маси вставки (100 та 75 г), відзначається помітне зменшення лока-

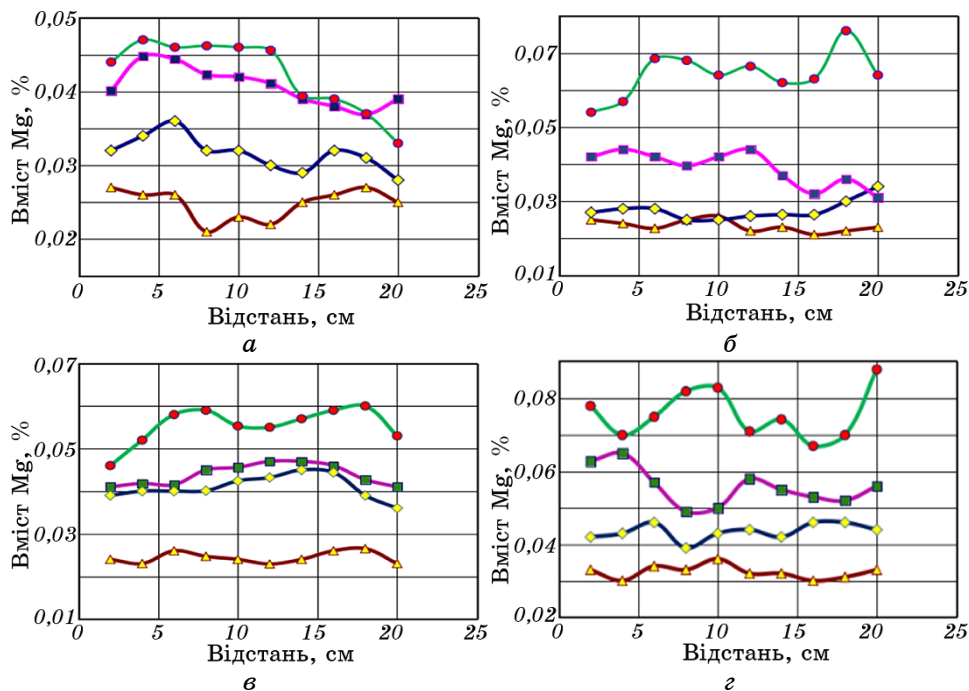


Рис. 4. Залежність вмісту Mg по довжині виливків, отриманих з використанням модифікувальних вставок з конфігурацією гладкої втулки (а, в) та діафрагми (б, г), спресованих із порошкових сумішей з 10 (а, б) та 15% Mg (в, г).

Fig. 4. Dependence of Mg content on the length of castings obtained using of modifying inserts with the configuration of a smooth sleeve (а, в) and a diaphragm (б, г), made from consolidated powder mixtures with 10 (а, б) and 15% Mg (в, г).

льного вмісту Магнію у відливці з $\cong 0,46\%$ до $\cong 0,35\%$ зі збільшенням відстані від живильника (рис. 4, *a*). При використанні модифікувальних вставок меншої маси (50 та 25 г) відмічений ефект проявляється значно меншою мірою (для 50 г) або практично зникає (для 25 г). При використанні ж модифікувальної вставки типу 2 (діафрагма) вміст Магнію по повздовжньому перерізу відливки практично стабільний для всіх значень маси вставок (рис. 4, *б*).

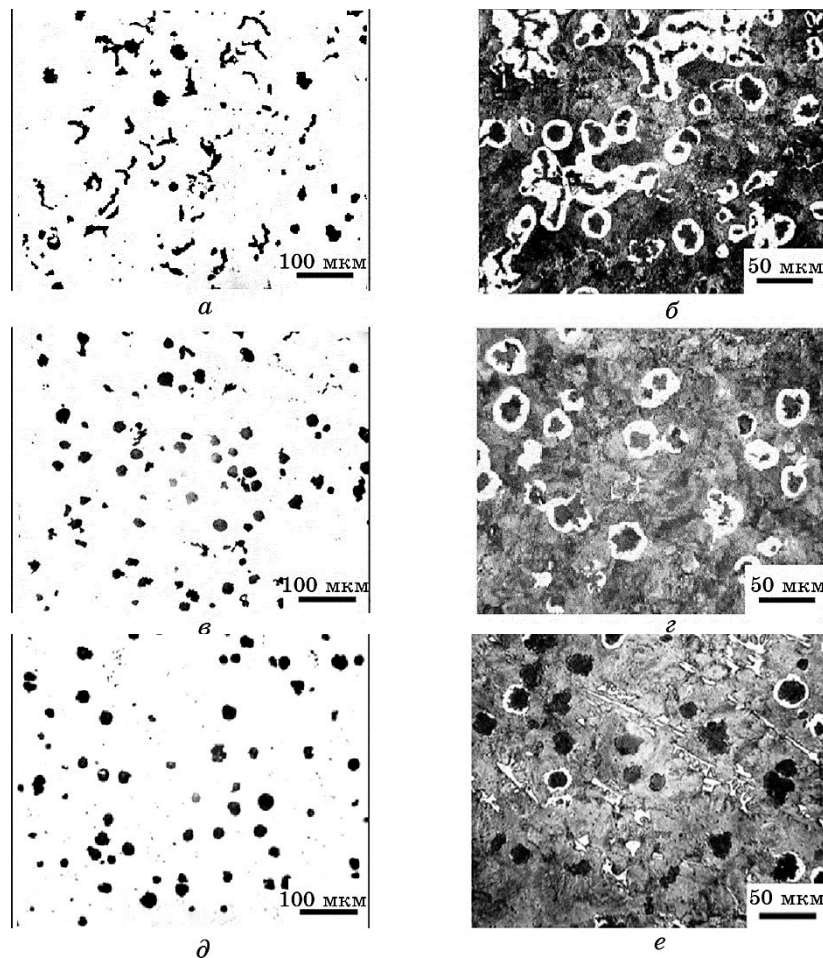


Рис. 5. Форма графіту (*a, в, д*) та мікроструктура металевої основи чавуну (*б, з, е*), отриманого з використанням модифікувальних вставок масою 25 (*a, б*), 75 (*в, з*) та 100 г (*д, е*).

Fig. 5. The shape of graphite (*a, в, д*) and the microstructure of the metal base of cast iron (*б, з, е*), obtained with the use of mass modifying inserts 25 (*a, б*), 75 (*в, з*) and 100 g (*д, е*).

В разі збільшення в складі вихідної шихти вмісту Mg до 15% та відповідного зменшення вмісту Fe, помітного зменшення вмісту Mg у виливку із збільшенням відстані від живильника не відзначається (рис. 4, *в, з*), що зумовлено деяким підвищенням ступеня екзотермічності процесу взаємодії розтопу з модифікатором при збільшенні вмісту Магнію в останньому.

При цьому, практично для всіх значень маси вставок, середній вміст Магнію при використанні вставки у формі діафрагми (рис. 4, *б, з, е*) помітно вище у порівнянні із втулкою (рис. 4, *а, в, д*). Це зумовлено деяким збільшенням місцевого гідравлічного опору розтопу металу в стояку на початковому етапі заливання внаслідок меншого діаметра отвору внутрішнього конуса брикету, що приводить до деякого зменшення швидкості потоку розтопу на початкових етапах заливки та сприяє підвищенню ступеня засвоєння Магнію. Крім того, внаслідок меншого значення товщини найтоншого перерізу брикету для конусної вставки у порівнянні із циліндричною на початковому етапі заливки відбувається більш швидкий локальний прогрів, топлення матеріалу брикету та модифікування розтопу на більш ранній стадії заповнення форми.

Для всіх досліджених складів модифікувальних вставок зі збільшенням маси останніх відбувається відповідне підвищення середнього вмісту Магнію у виливку.

За результатами вивчення мікроструктури виливків, отриманих із застосуванням модифікувальних вставок різного компонентного складу, можна відзначити наступне. Незалежно від форми вставки у мікроструктурі виливків, оброблених вставками масою 25 г (що складає близько 0,5% від маси обробленого металу) спостерігається вермикулярний графіт (рис. 5, *а*) у матриці, що включає 70–75% перліту) і 25–30% фериту (рис. 5, *б*).

При використанні модифікувальних вставок масою 50 та 75 г у виливках, отриманих після обробки модифікатором з 10% Магнію, спостерігається компактний і неправильний кулястий графіт зі ступенем сфероїдизації 80–85% та незначним вмістом вермикулярного графіту (рис. 5, *в*). Металева основа складалася із суміші перліту (80%) і фериту (20%) (рис. 5, *з*).

Аналогічний характер структури зразків з виливка, обробленого модифікатором з 15% Mg та при збільшенні маси модифікувальної втулки до 100 г, але ступінь сфероїдизації графіту в ньому збільшується до 90% (рис. 5, *д*). Відзначається також деяке підвищення вмісту перлітної складової металевої основи (до 85–90%) із відповідним зменшенням вмісту фериту (до 10–15%).

В разі використання модифікувальних вставок масою у 100 г в структурі металевої фази стопу разом із перлітною та феритною складовими виділяється також до 5–8% цементитної фази (рис. 5, *е*).

Незалежно від маси використаної модифікувальної вставки, се-

редній розмір включень кулястого графіту складає 25 мкм, а вміст графітної фази по площі шліфа складає близько 8–10%.

Відмічені особливості структури чавунів, отриманих з використанням модифікувальних вставок різної конфігурації та різних компонентних складів, обумовлює також і основні механічні властивості стопів. Як можна бачити з рис. 6, *а, б*, для всіх варіантів маси модифікувальної вставки міцність стопу, отриманого з використанням модифікувальної вставки у вигляді діафрагми, дещо перевищує міцність чавуну, одержаного модифікуванням циліндричною вставкою. Для обох конфігурацій вставок міцність чавуну, отриманого з розтопу, модифікованого вставкою масою 25 г (365–380 МПа), незначно перевищує міцність сірого (немодифікованого) чавуну, яка знаходиться на рівні 250–300 МПа. Помітне підвищення рівня міцності (до 455–490 МПа) спостерігається при збільшен-

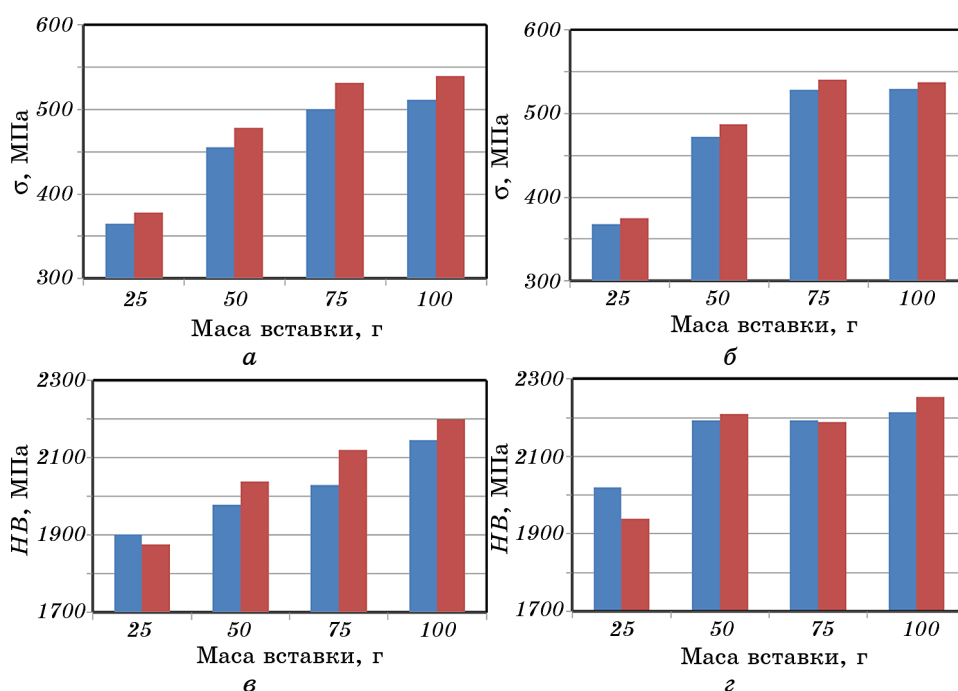


Рис. 6. Залежність міцності (*а, б*) та твердості (*в, г*) чавунів, отриманих з використанням модифікувальних вставок з конфігурацією гладкої втулки (■) та діафрагми (■), спресованих із порошкових сумішей з 10 (*а, в*) та 15% Mg (*б, г*).

Fig. 6. Dependence of the strength (*а, б*) and hardness (*в, г*) of cast irons obtained using modifying inserts with the configuration of a smooth sleeve (■) and a diaphragm (■), pressed from powder mixtures with 10 (*а, в*) and 15% Mg (*б, г*).

ні маси модифікувальної вставки до 50 г. Збільшення маси модифікувальної втулки до 75 та 100 г приводить до відповідного підвищення рівня міцності чавуну до 500–540 МПа.

Збільшення маси модифікувальної вставки призводить також і до деякого підвищення значень твердості чавуну, обробленого модифікатором з 10% Mg (рис. 6, *в*). В той же час, для варіанту модифікатора з 15% Mg твердість помітно підвищується лише при збільшенні маси модифікувальної вставки від 25 до 50 г, тоді як подальше збільшення її маси до 75 та 100 г впливає на зміну параметра твердості вкрай незначною мірою (рис. 6, *г*).

На відміну від параметрів міцності, конфігурація модифікувальних вставок значно меншою мірою впливає на твердість отриманих з їх використанням чавунів (хоча загальна закономірність більш високої твердості при використанні конусних модифікувальних вставок також відмічається).

4. ВИСНОВКИ

1. Для всіх значень маси модифікувальних вставок середній вміст Магнію у виливку при використанні вставки у вигляді втулки із внутрішньою конусною поверхнею (діафрагми) помітно вище у порівнянні із вставкою у формі гладкої втулки. Збільшення маси модифікувальної втулки призводить до підвищення рівня міцності стопу.

2. Використання модифікувальної вставки у формі діафрагми призводить до підвищення рівномірності розподілу Магнію по довжині виливка для вставок підвищеної маси (75 та 100 г), виготовлених із шихти з 10% Mg. При використанні модифікувальних вставок меншої маси (50 та 25 г) та збільшення вмісту Mg в складі вихідної шихти до 15% відмічений ефект проявляється значно меншою мірою.

3. Для всіх варіантів маси модифікувальної вставки міцність чавуну, отриманого з використанням модифікувальної вставки у вигляді діафрагми, перевищує міцність стопу, одержаного модифікуванням вставкою у формі гладкої втулки.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. J. O. Olawale, S. A. Ibitoye, and K. M. Oluwasegun, *Int. J. Sci. Eng. Research*, **7**, No. 9: 397 (2016).
2. P. Chaengkham and P. Srichandr, *J. Mater. Processing Technology*, **211**, No. 8: 1372 (2011).
3. B. I. Imasogie, *Ife J. Technology*, **23**, No. 2: 24 (2015).
4. *Ductile Iron Handbook* (Des Plaines: American Foundry Society: 1993).
5. В. И. Литовка, *Повышение качества высокопрочного чугуна в отливках*

- (Київ: Наукова думка: 1987).
6. Е. В. Ковалевич, Л. А. Петров, В. В. Андреев, *Литейное производство*, № 2: 2 (2014).
 7. Г. А. Баглюк, В. Я. Куровський, *Наукові нотатки*, № 58: 15 (2017).
 8. E. V. Zakharchenko, O. I. Shinsky, G. A. Baglyuk, S. I. Klimenko, V. Ya. Kurovsky, E. A. Sirenko, and A. L. Goncharov, *Nauka Innov.*, **15**, No. 1: 53 (2019).
 9. Y. S. Lerner, L. S. Aubrey, and D. Craig, *Foundry Trade J.*, **9**: 24 (2001).
 10. T. Pacyniak and R. Kaczorowski, *Arch. Foundry Eng.*, **1**: 101 (2010).
 11. M. A. Fesenko and A. M. Fesenko, *Progress in Physics of Metals*, **21**, No. 1: 83 (2020).
 12. T. Pacyniak and R. Kaczorowski, *Archives of Foundry Eng.*, **10**, Iss. 1: 101 (2010).
 13. М. А. Фесенко, А. Н. Фесенко, В. А. Косячков, В. Г. Могилатенко, *Процессы литья*, № 1: 44 (2013).
 14. М. А. Фесенко, А. Н. Фесенко, В. Г. Могилатенко, *Теорія і практика металургії*, № 6: 40 (2019).
 15. В. Н. Чуватин, А. А. Колпаков, *Литейщик России*, № 2: 13 (2004).
 16. В. Я. Куровський, Г. А. Баглюк, О. И. Шинский, *Вісник Східноукраїнського національного університету ім. В. Даля*, № 10, ч. 1: 112 (2010).
 17. В. И. Литовка, В. А. Маслюк, В. Я. Куровский, *Литейное производство*, № 8: 7 (2003).
 18. V. Ya. Kurovskiy and G. A. Bagliuk, *10th Int. Congress Proceedings 'Machines. Technologies. Materials' (Sept. 10–12, 2013)* (Varna: 2013), vol. **1**, p. 93.
 19. Г. А. Баглюк, О. И. Шинский, Н. Я. Терещенко, В. Я. Куровский, *Технология металлов*, № 12: 3 (2018).
 20. G. A. Baglyuk and V. Y. Kurovskii, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **56**: 123 (2017).

REFERENCES

1. J. O. Olawale, S. A. Ibitoye, and K. M. Oluwasegun, *Int. J. Sci. Eng. Research*, **7**, No. 9: 397 (2016).
2. P. Chaengkham and P. Srichandr, *J. Mater. Processing Technology*, **211**, No. 8: 1372 (2011).
3. B. I. Imasogie, *Ife J. Technology*, **23**, No. 2: 24 (2015).
4. *Ductile Iron Handbook* (Des Plaines: American Foundry Society: 1993).
5. V. I. Litovka, *Povyshenie Kachestva Vysokoprochnogo Chuguna v Otlivkakh* [Improving the Quality of High-Strength Cast Iron in Castings] (Kyiv: Naukova Dumka: 1987) (in Russian).
6. E. V. Kovalevich, L. A. Petrov, and V. V. Andreev, *Liteynoe Proizvodstvo*, No. 2: 2 (2014) (in Russian).
7. G. A. Baglyuk and V. Ya. Kurovs'kyy, *Naukovi Notatky*, No. 58: 15 (2017) (in Ukrainian).
8. E. V. Zakharchenko, O. I. Shinsky, G. A. Baglyuk, S. I. Klimenko, V. Ya. Kurovsky, E. A. Sirenko, and A. L. Goncharov, *Nauka Innov.*, **15**, No. 1: 53 (2019).
9. Y. S. Lerner, L. S. Aubrey, and D. Craig, *Foundry Trade J.*, **9**: 24 (2001).

10. T. Pacyniak and R. Kaczorowski, *Arch. Foundry Eng.*, **1**: 101 (2010).
11. M. A. Fesenko and A. M. Fesenko, *Progress in Physics of Metals*, **21**, No. 1: 83 (2020).
12. T. Pacyniak and R. Kaczorowski, *Archives of Foundry Eng.*, **10**, Iss. 1: 101 (2010).
13. M. A. Fesenko, A. N. Fesenko, V. A. Kosyachkov, and V. G. Mogilatenko, *Protsessy Lit'ya*, No. 1: 44 (2013) (in Russian).
14. M. A. Fesenko, A. N. Fesenko, and V. H. Mohylatenko, *Teoriya i Praktyka Metalurhiyi*, No. 6: 40 (2019) (in Ukrainian).
15. V. N. Chuvatin and A. A. Kolpakov, *Liteyshchik Rossii*, No. 2: 13 (2004) (in Russian).
16. V. Ya. Kurovskyy, H. A. Bahlyuk, and O. Y. Shynskyy, *Visnyk Skhidnoukrayins'koho Natsional'noho Universytetu im. V. Dalya*, No. 10, part 1: 112 (2010) (in Ukrainian).
17. V. I. Litovka, V. A. Maslyuk, and V. Ya. Kurovskiy, *Liteynoe Proizvodstvo*, No. 8: 7 (2003) (in Russian).
18. V. Ya. Kurovskiy and G. A. Bagliuk, *10th Int. Congress Proceedings 'Machines. Technologies. Materials' (Sept. 10–12, 2013)* (Varna: 2013), vol. 1, p. 93.
19. G. A. Baglyuk, O. I. Shinskiy, N. Ya. Tereshchenko, and V. Ya. Kurovskiy, *Tekhnologiya Metallov*, No. 12: 3 (2018) (in Russian).
20. G. A. Baglyuk and V. Y. Kurovskii, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **56**: 123 (2017).

PACS numbers: 61.82.Bg, 64.70.kd, 81.05.Bx, 81.20.Vj, 81.40.Ef, 81.40.-z

Variation of the Physical Properties in the Weld Bead of the Submerged Arc Welding of Low-Carbon Alloy Steel

M. Aouragh, B. Guerira, L. Touam*, and S. Derfouf**

*LGM Laboratory, Mohamed Khider University,
BP 145 RP
07000 Biskra, Algeria*

**Abbes Laghrour University,
BP 1252 Road of Batna,
40004 Khenchela, Algeria*

***University of Batna,
2-53 Road of Constantine, Fesdis,
05078 Batna, Algeria*

This paper presents an experimental study, which is performed on weld bead of the gas-tank element made of the low-alloy steel with the following chemical composition (% wt.): (C: 0.20, Si: 0.0079, Mn: 0.778, P: 0.0156, S: 0.058, Cr: 0.021, Al: 0.035, Cu: 0.012, Ni: 0.0075), and 3.3 mm of thick. This manufacturing process ends with a normalized annealing heat treatment at temperature of $920 \pm 10^\circ\text{C}$. The purpose of this work is to study the effect of important parameter—the electrical voltage V . This welding is submerged arc welding under submerged arc-welding particle flux. The principle of the characterization taken into account consists in varying both the electrical voltage V , which is between 31 V and 36 V. As shown, this physical parameter directly influences the carbon content in the weld bead, the structural components and the mechanical properties (σ and $HV_{0.3}$) of the steel under study.

Key words: gas tanks, submerged arc welding, electric voltage, low-alloy steel, ferrite, pearlite.

У статті представлено результати експериментальних досліджень, виконаних на зварному шві елемента паливного баку, виготовленого з низько-

Corresponding author: Mourad Aouragh
E-mail: aouraghmouradbag@gmail.com

Citation: M. Aouragh, B. Guerira, L. Touam, and S. Derfouf, Variation of the Physical Properties in the Weld Bead of the Submerged Arc Welding of Low-Carbon Alloy Steel, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 3: 359–368 (2023).
DOI: [10.15407/mfint.45.03.0359](https://doi.org/10.15407/mfint.45.03.0359)

легованої криці з хемічним складом (% мас.): (C: 0,20, Si: 0,0079, Mn: 0,778, P: 0,0156, S: 0,058, Cr: 0,021, Al: 0,035, Cu: 0,012, Ni: 0,0075) і товщиною у 3,3 мм. Процес виробництва завершувався термообробленням (нормалізованим відпалом) за температури у $920 \pm 10^\circ\text{C}$. Метою даної роботи було дослідження впливу важливого параметра — електричної напруги V . В роботі розглянуто дугове зварювання під флюсом з використанням потоку частинок флюсу. Для характеристики було враховано зміну електричної напруги V , яка знаходилася в межах від 31 В до 36 В. Показано, що цей фізичний параметер безпосередньо впливає на вміст Карбону в натопленому шві, структурні компоненти та механічні властивості (σ і $HV_{0,3}$) досліджуваної криці.

Ключові слова: паливні баки, дугове зварювання під флюсом, електрична напруга, низьколегована криця, ферит, перліт.

(Received December 12, 2022; in final version, January 12, 2023)

1. INTRODUCTION

Submerged arc welding (SAW) is an arc welding process of which the latter is covered with a fusible granulated flux surface, the melted amount of which turns into slag, the rest of supporting materials recycle and can reuse later [1–3]. This process is widely used for the welding of cylindrical and spherical tanks, even for thick sheets, as well, for their high productivity and the quality of the welded joints, thanks to the protection provided by the flux in particles [4]. In this assembly method, the welding arc is maintained between the part to be welded and the filler metal. A motor controls the advancement of weld wire; the weld bead is impacted by many parameters such as, the voltage, the current intensity. The welding speed and the distance between the filler metal and the part to be welded [5]. To this end, the control and mastery of the main submerged arc welding parameters will lead to adequate welds [6]. The welding operation generates linear energy or heat input, the latter causing changes in the properties of the heat-affected zone (HAZ) and the fusion zone (FZ) [7]. During welding of mild, low alloy steels, the austenitic transformation into ferrite, impacted by the chemical composition and the decreasing cooling rate, caused the formation of structural constituents such as grain boundary ferrite, polygonal ferrite, Widmanstätten ferrite, acicular ferrite, upper bainite and lower bainite, martensite [8].

The cooling of steels with a low carbon content (hypoeutectoid), will cause the formation of proeutectoid ferrite, this structural constituent, can appear in elongated grain, called ferrite of Widmanstätten caused by transformation of austenite into ferrite [9]. The structural constituent whose acicular ferrite plays a key role in increasing the mechanical characteristics (tensile strength) of steels [10].

The pearlite aggregate ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) appears in a similar way in steels whose silicon (Si) is 0.4 to 0.7%, which explains the behaviour of the alloying elements with regard to their distributions and their diffusivities in cementite and ferrite, this specification becomes more moderate for the case of Mn, Cr and Co in low concentrations [9]. The thermal cycles (heating, melting and cooling) generated by the welding operation will greatly modify the properties of the different zones of the steel weld bead [11]. Z. Boumerzoug *et al.* showed that FZ and HAZ of the weld bead of the low carbon steel (0.19% wt.) present the maximum values of the hardness's measured [12].

The purpose of this work is to vary the electrical voltage V of the submerged arc welding process of the steel 0.2% wt. C and determine their influence on the carbon content, the structural constituents and the mechanical characteristics (σ and $HV_{0.3}$).

2. EXPERIMENTAL STUDY

The experimental study is based on welding an LPG gas tank element (Fig. 1). This is performed by means of LINCOLN CWP 2.0 SAW type welder that uses the submerged arc welding process under particulate flux (Fig. 2, *a*) and with low carbon steel materials (Table 1). The use of the tensile test is to determine the mechanical resistance of the materials [13] (Fig. 2, *b*). The characterization of the samples under study is based on the microscopic analysis SEM (Fig. 2, *c*). Then, complete the tests by the microhardness ($HV_{0.3}$) (Fig. 2, *d*) of the different welding zones: HAZ, weld interface (WI) and FZ.

When welding the gas tank element, we varied the electric voltage V from 31 V to 36 V. The microstructure of LPG gas tank steel is composed of ferrite (α) and pearlite ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) (Fig. 3).



Fig. 1. Element of the gas tank under study.

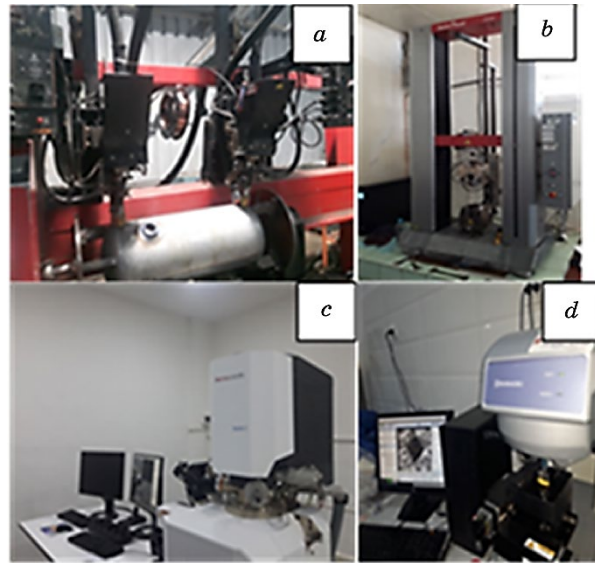


Fig. 2. Equipment used for characterization: welder Lincoln (*a*), tensile testing machine (*b*), SEM (*c*) and microhardness testing machine (*d*).

TABLE 1. Chemical composition of gas tank steel (% wt.).

Elements	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Cu	Ni
% wt.	0.20	0.0079	0.778	0.0156	0.058	0.021	0.035	0.012	0.0075

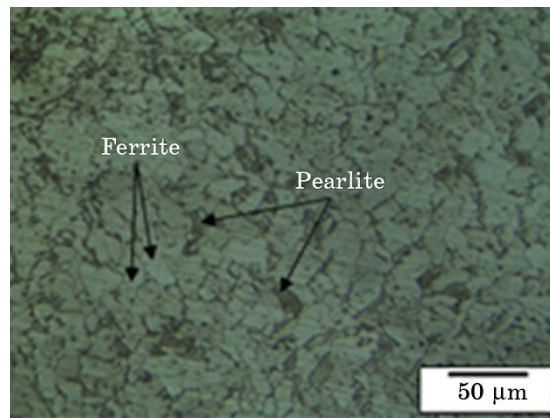


Fig. 3. Steel microstructure 0.20% wt. C normalized annealing at temperature $910 \pm 10^\circ\text{C}$ (4% Nital).

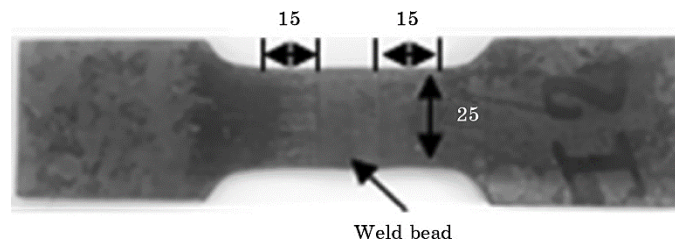


Fig. 4. Tensile specimen under study.

The tensile specimen was prepared in accordance with standard NF EN 1442-2017. The dimensions are indicated in (Fig. 4).

3. RESULTS AND DISCUSSIONS

3.1. Carbon Concentration

During the submerged arc welding operation, the carbon concentration in the weld bead was reduced from 0.350% wt. to 0.163% wt. respectively with a variation of the electrical voltage from 31 V to 36 V (Table 2).

The values of the carbon element recorded from the weld beads are presented in the curves (Fig. 5).

3.2. Micrographic Analysis

According to the SEM microscopic analysis of the different samples of the steel under study and by varying the electrical voltage V , two main structural components were revealed in the weld bead, due to the type of steel, the thermal energy and the cooling rate during the welding operation [7].

3.2.1. Electric tension

The microstructures observed, when the variation of the electric voltage V from 31 V to 36 V, comprise two structural components, which

TABLE 2. Content of carbon in the weld bead as function parameter electric voltage V .

Electric voltage V	C, % wt.
31	0.350
33	0.173
36	0.163

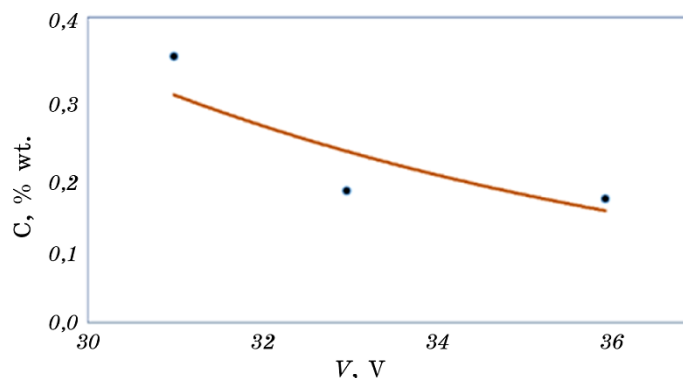


Fig. 5. Variation of carbon (% wt.) as a function of the electric voltage V .

are ferrite (α) and colonies of pearlite ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$). The grain of pearlite at 31 V in HAZ has a dimension, inter-lamellar spaces and quantity greater than FZ. FZ, whose interlamellar space is reduced, caused by the cooling speed and the high concentration of the element carbon that plays an important role in the formation of pearlite (Fig. 6, *a*). On the other hand, the grain of the ferrite becomes coarser when we sweep from HAZ towards FZ zone (Fig. 6, *b*).

At the electric voltage V of the orders of 33 and 36 V we observed a reduction in the pearlite aggregate ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) in the intermediate zone WI (Fig. 7) and FZ. The pearlite is located entirely at the boundaries of the grains of the ferrite (α), whose inter-lamellar space is almost zero and very close to that of the weld bead at 31 V. This phenomenon on is due to the lowering of the carbon content in the welded joints, the concentrations of which decreased by 0.350% wt. and 0.163% wt.

The grain of the solid solution (α), coarsens with the increase in parameter V in HAZ and WI zones (Fig. 8), impacted by the enrichment,

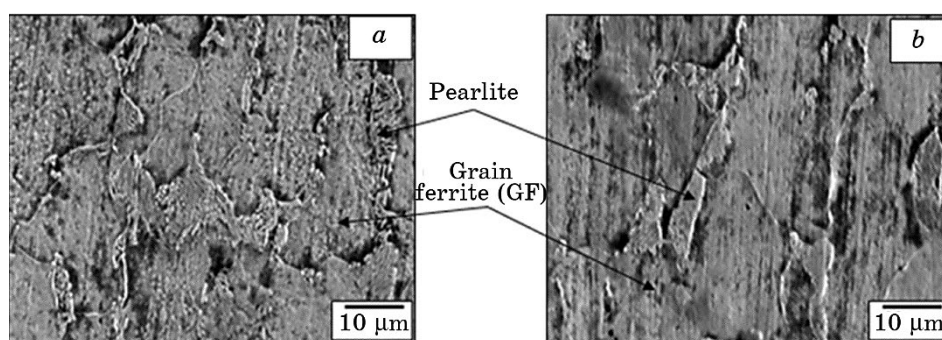


Fig. 6. SEM/electric voltage microstructures (4% Nital), $V = 31$ V: HAZ (*a*) and FZ (*b*).

and the impoverishment of the structural constituents (ferrite and pearlite) in carbon element, thus the cooling speed of the welded joint influenced by the thermal cycle of welding.

3.3. Tensile Strength

The results of the tensile strength of the weld of the LPG tank element under study, shown in (Table 3), lead to an inversely proportional rela-

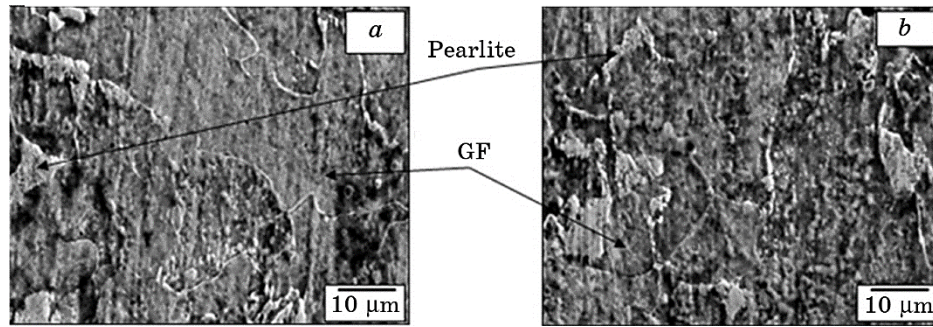


Fig. 7. SEM/electric voltage microstructures (4% Nital), $V = 33$ V: WI (a) and FZ (b).

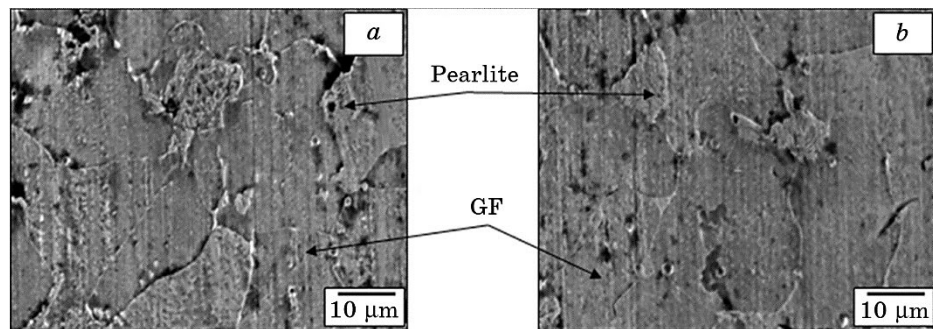


Fig. 8. SEM/electric voltage microstructures (4% Nital), $V = 36$ V: HAZ (a) and WI (b).

TABLE 3. Variation of the tensile strength as a function of the electric voltage V .

Electric voltage V	Tensile strength σ , MPa
31	473
33	470
36	459

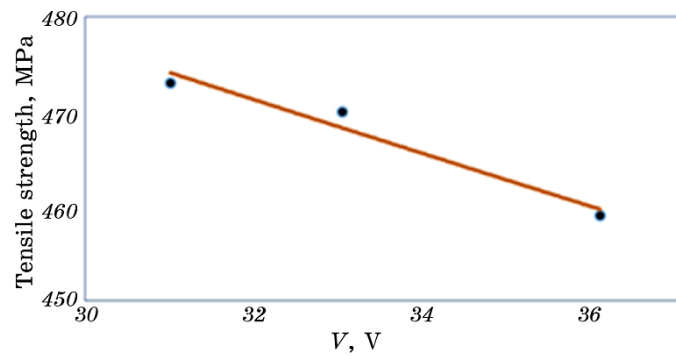


Fig. 9. Variation of the tensile strength as a function of the electrical voltage V .

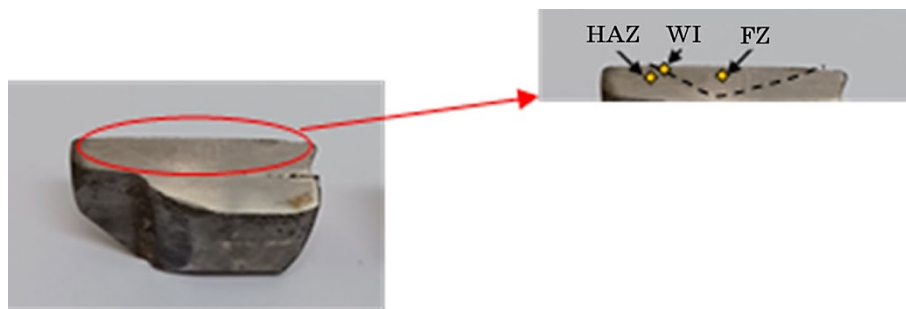


Fig. 10. Sampling areas for the microhardness tests.

tionship for the case of a variation of the electrical voltage parameter V . The lowering of the value 473 MPa to value 459 MPa (Fig. 9) is due to the types of structural components (ferrite and pearlite) and their proportions in the microstructures.

The increase in the carbon element in steels promotes the formation of carbides, which leads to an increase in resistance, on the one hand, a decrease in ductility and weld ability on the other hand [14, 15].

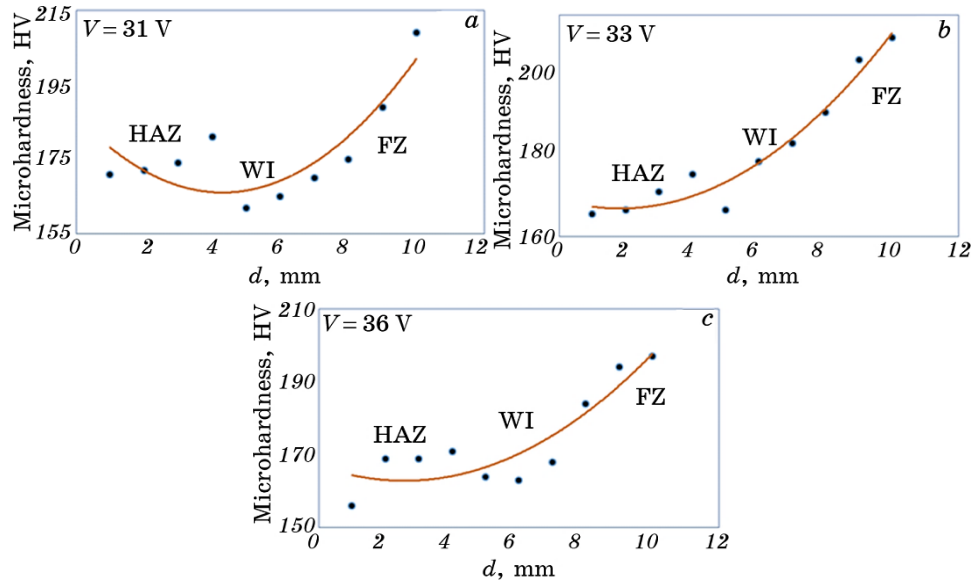
3.4. Microhardness

The microhardness tests were carried out on the three zones of the weld (HAZ, WI and FZ) (Fig. 10.) with a force of 2.942 N ($HV_{0.3}$). The results obtained are shown on Table 4.

The microhardness test results shown in the curves (Fig. 11, *a*, *b* and *c*) show the actual values determined for the three areas of the weld (HAZ, WI and FZ). These results show, the evolution of the microhardness, moving from HAZ towards FZ, where it was recorded the

TABLE 4. Variations of microhardness respectively with electric voltage V .

Microhardness areas	Electric voltage, V		
	31	33	36
	Microhardness values ($HV_{0.3}$)		
HAZ	171	165	156
	172	166	169
	174	170	169
	181	174	171
WI	162	166	164
	165	177	163
	170	181	168
FZ	175	188	184
	189	200	194
	209	205	197

**Fig. 11.** Variation of the weld microhardness as a function of the electric voltage V : $V = 31$ V (a), $V = 33$ V (b), and $V = 36$ V (c).

maximum value, which is 209 $HV_{0.3}$ for the electric voltage $V = 31$ V.

4. CONCLUSION

In this study, the variation of the electrical voltage V parameter of

submerged arc welding under particle flux, have a remarkable impact on the weld beads of the LPG tank element, the results obtained are as follows.

1. Change in the carbon content compared to the change in the electrical welding parameter.
2. The presence of the ferrite and perlite colonies in microstructures, and, the inter-lamellar space of the perlite aggregate, varies according to the electrical voltage.
3. The tensile strength of the weld decreased from 473 MPa to 459 MPa, increasing the electrical voltage from 31 V to 36 V.
4. The microhardness increases by 53 units, while the electrical voltage increases from 31 V to 36 V.

REFERENCES

1. R. L. O'Brien, *Welding Handbook*, **11**: 191 (1991).
2. *ASM Handbook* (Eds. D. L. Olson, T. A. Siewert, S. Liu, and G. R. Edwards) (American Society for Metals: 1993), vol. 6, p. 202.
3. *The Procedure Handbook of Arc Welding* (The Lincoln Electric Co: 1973), p. 1.
4. R. P. Singh, C. Singh, and A. K. Verma, *Mater. Today Proc.*, **26**, Part 2: 1822 (2020).
5. M. Sailender, R. Suresh, G. C. M. Reddy, and S. Venkatesh, *Measurement*, **150**: 107084 (2020).
6. M. Sailender, G. C. M. Reddy, and S. Venkatesh, *European J. Eng. Research Sci.*, **1**, No. 3: 1 (2016).
7. B. K. Khamari, S. S. Dash, S. K. Karak, and B. B. Biswal, *Ironmaking and Steelmaking*, **47**, Iss. 8: 844 (2020).
8. O. Grong and D. K. Matlock, *Int. Metals Rev.*, **31**, No. 1: 28 (1986).
9. M. Durand-Charre, *La Microstructure des Aciers et des Fontes. Genèse et Interpretation* (EDP Sciences: 2012).
10. M. Sen, M. Mukherjee, S. K. Singh, and T. K. Pal, *J. Manufacturing Processes*, **31**: 424 (2018).
11. C. Bonnet, *Le Soudage. Métallurgie et Produits* (Air Liquide/CTAS: 2001).
12. Z. Boumerzoug, C. Derfouf, and T. Baudin, *Engineering*, **2**, No. 7: 502 (2010).
13. W. M. Jodia, *Eng. Sci.*, **25**, No. 4: 1471 (2017).
14. A. K. Sinha, *Ferrous Physical Metallurgy* (London: Butterworths: 1989).
15. S. Zhang and C. Wu, *Ferrous Materials* (Beijing: Metallurgical Industry Press: 1992).

PACS numbers: 81.20.Vj, 81.40.Lm, 83.10.Tv, 83.50.Lh, 83.85.Tz

Повертання в металі зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час експлуатуються в умовах плазучости

В. В. Дмитрик, А. В. Глушко

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»,
вул. Кирпичова, 2,
61002 Харків, Україна

У процесі тривалої експлуатації паропроводів із теплостійких криць в умовах плазучости в їхньому металі відбуваються фізико-хімічні процеси, що забезпечують перетворення вихідної структури паропроводів у ферито-карбідну суміш. Такі процеси характеризуються наявністю повертання та рекристалізації. Відмінність їх від класичного повертання та рекристалізації полягає в тому, що повертання та рекристалізація у металі паропроводів проходять не як ефект зняття наклепу під час відпаалу шляхом виділення накопиченої під час деформації енергії, а як перехід левованої системи у стан, що характеризується більш низьким енергетичним рівнем. Знімається фазовий наклеп. Повертання у металі зварних з'єднань відбувається більш інтенсивно, ніж в основному металі самих паропроводів, що забезпечується у зварних з'єднаннях наявністю значних структурної, хімічної та механічної неоднорідностей.

Ключові слова: зварні з'єднання паропроводів, повертання, рекристалізація, структурна неоднорідність, дислокації, зона термічного впливу.

In the process of long-term operation of steam pipes of heat-resistant steels under creep conditions, physical and chemical processes take place in their metal, which ensure the transformation of the initial structure of steam pipe-

Corresponding author: Alyona Valeriyivna Glushko
E-mail: alyonaglushko@gmail.com

National Technical University 'Kharkiv Polytechnic Institute',
2 Kyrpychov Str., UA-61002 Kharkiv, Ukraine

Citation: V. V. Dmytryk and A. V. Glushko, Recovery in the Metal of Welded Joints of Steam Pipelines, Which Are Operated for a Long Time under Creep Conditions, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 3: 369–385 (2023) (in Ukrainian).
DOI: [10.15407/mfint.45.03.0369](https://doi.org/10.15407/mfint.45.03.0369)

lines into a ferritic–carbide mixture. Such processes are characterized by the presence of recovery and recrystallization. Their distinction from the classical recovery and recrystallization is that the recovery and recrystallization of steam pipelines in metal are not as an effect of peeling off during annealing by separating the energy stored during deformation, but as a transition of the alloyed system to a state characterized by lower-energy levels. Phase slander is removed. The recovery of welded joints in the metal occurs more intensively than in the base metal of the steam pipelines themselves that is ensured by the presence of significant structural, chemical and mechanical heterogeneities.

Key words: welded joints of steam lines, recovery, recrystallization, structural heterogeneity, dislocations, heat-affected zone.

(Отримано 7 листопада 2018 р.; остаточн. варіант — 17 лютого 2023 р.)

1. ВСТУП

Проблема продовження надійної експлуатації елементів енергетичного обладнання АЕС і ТЕС, яке вже відпрацювало свій парковий ресурс і досягло стадії фізичного зносу, є на сьогоднішній день однією з найважливіших для енергетики України. Пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів, що мають певну структурну, хімічну і механічну неоднорідність, істотно лімітує їх ресурс. Для оцінки залишкового ресурсу зварних з'єднань, які тривалий час (понад 270000 годин) експлуатуються в умовах плазучости, представляється доцільним досліджувати фізико-хімічні процеси, що забезпечують структурні зміни і, відповідно, призводять до пониження експлуатаційних характеристик зварних з'єднань.

Вихідна структура зварних з'єднань з більшою інтенсивністю, ніж структура основного металу паропроводів (який не піддається зварювальному нагріванню), перетворюється в механічну суміш, структурні складові якої набувають, при їх збільшенні, форму близьку до округлої (рис. 1). Відбувається деградація структури зварних з'єднань [1–5]. Наприклад (рисунок 2), зміна в процесі напруження понад 280000 годин структурного стану металу ділянки стоплення зони термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань характеризується зменшенням на 15–20% його мікротвердості. Метал ділянки стоплення в процесі виготовлення зварного з'єднання нагрівається в області температур T_s – T_L , його ширина становить 0,1–0,15 мм. Тут після зварювання може формуватися перліт або структурно-вільний ферит, в якому виділення других фаз переважно зосереджені по його межах. Наведені структури, згідно нормативної документації, відносять до бракованих. Ферит, в залежності від термічних умов зварювання, може формуватися у вигляді окремих зерен, або згрупованих зерен, і навіть у вигляді ланцюжків зерен,

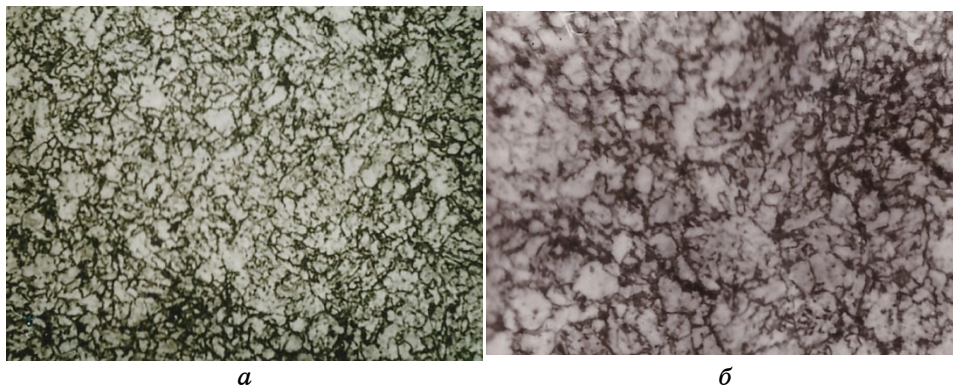


Рис. 1. Структура ділянки перегріву ЗТВ зварного з'єднання зі криці 15X1M1Φ: вихідна структура (а), структура після 276000 годин напрацювання (б), $\times 260$.

Fig. 1. The structure of the overheating area of the HAZ of the welded joint of steel 15X1M1Φ: the initial structure (a), structure after 276000 hours of operation (b), $\times 260$.

які розташовані симетрично металі зварного шва.

У процесі тривалого напрацювання на ділянці стоплення з більшою інтенсивністю, ніж на інших ділянках ЗТВ, а також в металі шва і в основному металі, утворюються пори плазучості (рис. 2, б).

Сукупність процесів, що проходять в металі зварних з'єднань паропроводів і в металі самих паропроводів можна представити, як процес повертання, що вперше вивчається стосовно металі паропроводів, які тривалий час експлуатуються в умовах плазучості. При повертанні, з певною послідовністю, проходять фізико-хімічні процеси [1–5]: самодифузія Хрому, Молібдену, Ванадію та Силіцію з центральної зони кристалів в їхні приміжові зони та утворення сегрегацій; коагуляція карбідів $M_{23}C_6$ і M_7C_3 , розташованих по межах зерен, яка надає карбідам видовжену форму; утворення нових карбідів Mo_2C і VC ; деформація металі ділянок ЗТВ, що значно перевищує деформацію основного металі паропроводів; утворення мікропор плазучості і мікротріщин втоми.

Метою роботи є дослідження зв'язку структурно-фазових перетворень з дислокаційними процесами в металі зварних з'єднань паропроводів із теплостійких криць, які тривалий час експлуатуються в умовах плазучості.

В процесі повертання в кристалах α -фази проходять тонкі структурні зміни, виявлення особливостей яких надається доцільним для встановлення рівня деградації структури зварних з'єднань. Подальший процес рекристалізації представляє усунення меж зерен і їх укрупнення шляхом злиття зерен, а також поступову заміну на-

явних зерен на нові, вільні від напружень зерна. Процес рекристалізації, на наш погляд, заслуговує на окремий розгляд, що пов'язано із залученням теорії меж зерен. Повертання реалізується, як ефект пониження рівня пружної енергії деформації легованих кристалів α -фази, що досягається шляхом зменшення густини дислокацій та утворення точкових дефектів. Підтвердженням є помітне пониження механічних властивостей зварних з'єднань, які тривалий час експлуатуються в умовах плазучості. Показники міцності металу ділянок ЗТВ зварних з'єднань, в т.ч., твердість, зменшуються приблизно на 10–20%, а ударна в'язкість — на 15–20% [1–4]. До їх пониження призводять структурні зміни, які забезпечуються переміщенням, перерозподілом і анігіляцією дислокацій, а також утворенням точкових дефектів. Дослідження структурних змін проводили методами електронної та світлової мікроскопії.

Структурний стан металу експлуатованих зварних з'єднань (криця 12Х1МФ, 15Х1М1Ф) характеризується певним ступенем нестабільності і наявністю термодинамічно-нерівноважної дислокаційної структури. В умовах плазучості відбувається переміщення дислокацій шляхом ковзання і переповзання, а також, їх об'єднання [1, 2, 6–9]. Стабільний стан вихідної структури зварних з'єднань зберігається за їх експлуатації приблизно до 500°C і тиску

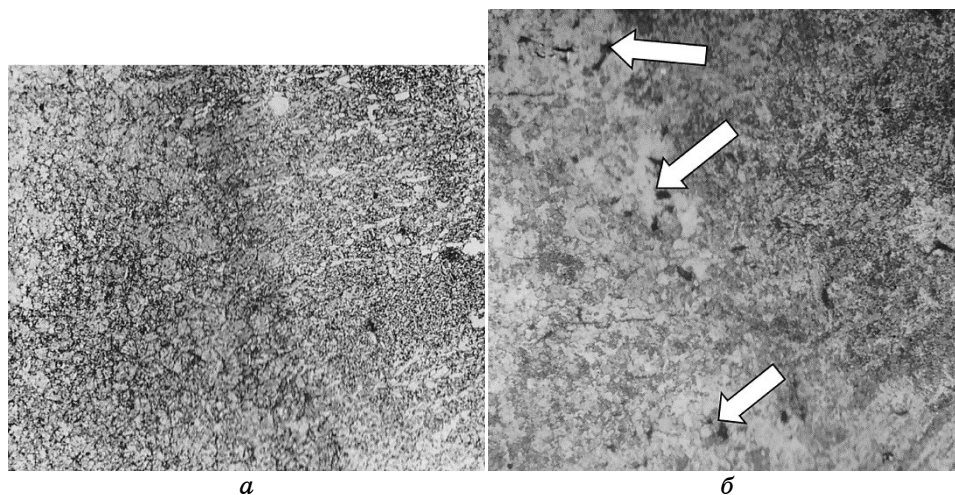


Рис. 2. Структура ділянки стоплення ЗТВ зварного з'єднання зі криці 15Х1М1Ф: вихідна структура (а), структура після 280000 годин напрацювання (б). Пори вказані стрілками, $\times 100$.

Fig. 2. The structure of the fusion section of the HAZ of the welded joint of steel 15X1M1F: the initial structure (a), structure after 280000 hours of operation (b). Pores are indicated by arrows, $\times 100$.

до 10 МПа. При зазначених параметрах дислокації знаходяться в стані рівноваги, їх густина становить близько $8,5 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ (основний метал). При температурі експлуатації зварних з'єднань паропроводів 545–585°C і тиску 25 МПа (напрацювання понад 250000 годин) відзначається помітне порушення стабільності структури зварних з'єднань. Термічно активовані процеси надають рух окремим сидячим дислокаціям і забезпечують утворення нових. Дислокації приводяться в рух і частково об'єднуються. Можливі зміни площин руху дислокацій на енергетично більш вигідні, їх анігіляція, локальне скупчення, перерізування дислокаціями виділень других фаз і вихід дислокацій за межі кристалів α -фази. У сукупності наведені процеси можна розглядати, як складові термічного повертання, яке призводить до зменшення густини дислокацій і утворення сіток з дислокацій. Наприклад (рис. 3), на ділянці нормалізації ЗТВ (деформація близько 2%) утворюються сітки дислокацій з Бюргерсовим вектором $(1/2)[111]$ і $[110]$. При повертанні відбувається формування субзеренних меж (ефект полігонізації) (рис. 4). Більшою мірою прояв повертання стосується ділянок неповної перекристалізації, стоплення і перегріву ЗТВ зварних з'єднань.

2. МЕТОДИ ТА МАТЕРІАЛИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Встановили, що швидкість структурних перетворень металу ділянок ЗТВ, а також металу шва і основного металу зварних з'єднань, які тривалий час експлуатуються в умовах плазучости, значною

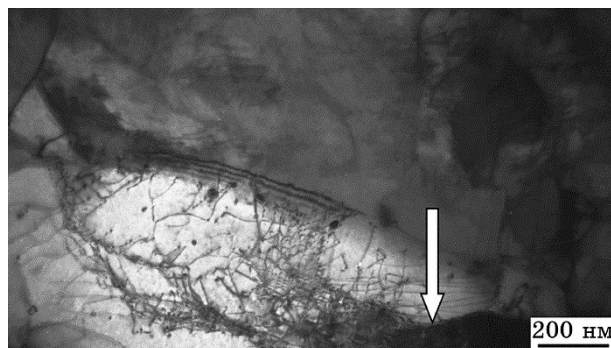


Рис. 3. Дислокаційна структура і полоси скиду (стрілка) в металі ділянки нормалізації ЗТВ зварного з'єднання зі криці 15X1M1Φ. Напрацювання 280000 годин.

Fig. 3. Dislocation structure and discharge bands (arrow) in the metal of the HAZ normalization section of the welded joint made of 15X1M1Φ steel. Operating time is 280000 hours.

мірою залежить від їх вихідного структурного стану [1–4].

Деформація ділянок перегріву, стоплення і неповної перекристалізації ЗТВ (напрацювання зварних з'єднань 270000–320000 годин) відповідає середній і заключній стадії сталої плазучості, а деформація металу шва і основного металу — її початку. В металі зварних з'єднань паропроводів гострої пари (криця 12Х1МФ, напрацювання понад 190000 годин), за наявності певних напрямків ковзання, виявлення пріоритетних площин ковзання дислокацій є ускладненим. Повні дислокації (рис. 3, стрілка), розщеплюються на дві або на кілька дислокацій Шоклі, які поділяються площинами дефектів упаковки (011) та (123) з відносно низькою енергією, тобто на часткові дислокації. Такі дислокації в ОЦК-кристалі слід розглядати, як межу порушення найбільш упакованих площин $\{110\}$ в напрямку $\langle \bar{1}\bar{1}1 \rangle$ (рис. 3–6).

Зазначимо, що площини $\{110\}$ мають незначну відмінність за упаковкою від площин $\{112\}$ і $\{123\}$, проте ковзання за такими площинами відбувається у значно меншому ступені, що вимагає додаткового вивчення. За наявності самодифузії атомів Хрому, Молібдену і Ванадію з кристалів α -фази і, відповідно, зменшення міцності кристалів, часткові дислокації переважно зумовлюють пластичну деформацію кристалів. Інші часткові дислокації стають напівзакріпленими, і їх внесок в гальмування пластичної деформації є

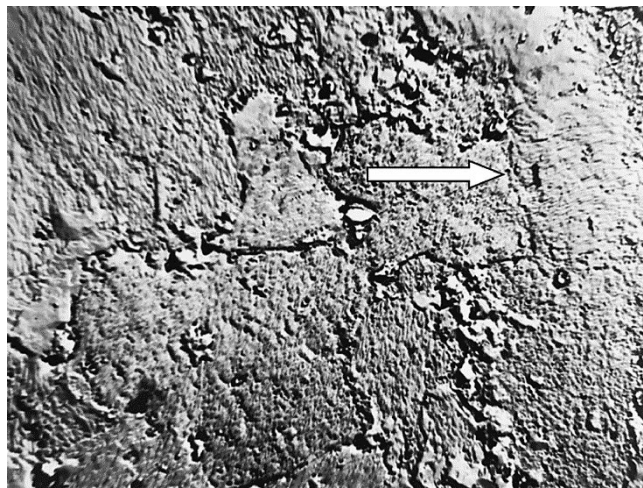


Рис. 4. Субзеренна структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання. Смуга ковзання наведена стрілкою. Криця 15Х1М1Ф. Напрацювання 186000 годин, $\times 6000$.

Fig. 4. Subgrain structure of the area of incomplete recrystallization of HAZ welded joint. The sliding strip is indicated by the arrow. Steel 15Х1М1Ф. Operating time 186000 hours, $\times 6000$.

меншим. Таким чином нові дислокації з векторами $(1/2)[111]$ і $(1/2)[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ діляться на дві часткові дислокації Шоклі. Дислокації, що утворилися відповідно переміщуються за площинами (011) , (123) і (112) .

Залежно від деформації кристалів α -фази відбувається утворення субзерен (рис. 4). Зміцнювальний ефект в кристалах зменшується, чому сприяє відповідна анігіляція дислокацій, що підтверджується помітним зниженням мікротвердості.

В процесі деформації кристалів α -фази відбувається перерозподіл дислокацій і збільшення локальної густини дислокацій одного знаку, що приводить до полігонізації (рис. 6). В умовах плазучости крайові дислокації спочатку переміщуються ковзанням за загальним напрямком $\langle 111 \rangle$, а потім їх переміщення доповнюється переповзанням. Переповзання приводить до утворення стінок, які складаються з накопичених під кутом до площини ковзання дислокацій. Дислокаційні реакції, що приводять до зменшення густини дислокацій (приблизно на 20–25%) забезпечують формування характерної для повертання дислокаційної (полігональної) структури з наявністю сіток субзеренних меж, кути дезорієнтації яких менше $5-8^\circ$ (рис. 6). Фогель досліджував полігонізацію шляхом використання методу ямок щавлення [8]. Вважаємо, що використання методів електронної мікроскопії стосовно утворення субзерен і полігонізації є більш інформативним.

Виявили, що полігональні межі складаються переважно із накопичених крайових дислокацій (рис. 3, 6). Наявність других фаз, в більшій мірі, ніж енергія дефектів пакування, знижує швидкість

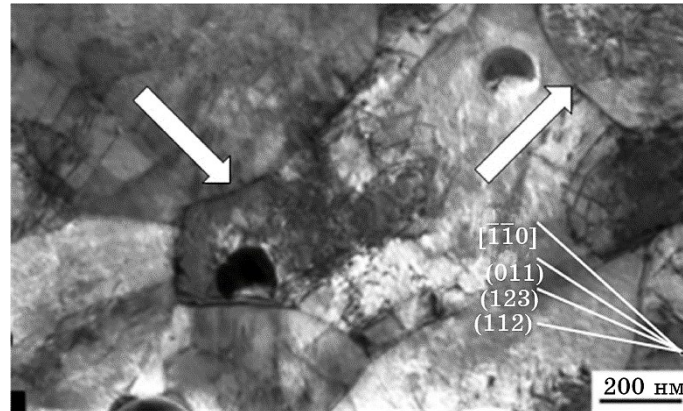


Рис. 5. Структура металу шва. Полоси скиду відмічені стрілками. Стоп 10ХМФ. Напрацювання 270000 годин.

Fig. 5. Structure of the weld metal. Drop bands are marked with arrows. Alloy 10ХМФ. Operating time 270000 hours.

ковзання і переповзання дислокацій. Переповзання також гальмується дифузійним переміщенням Хрому, Молібдену і Ванадію (явище самодифузії). Має місце злиття двох субмеж (рис. 6), які утворюють вузли, що надається, як переміщення однієї межі, з сумарним для двох меж орієнтуванням. Злиття субмеж приводить до зменшення їх рушійної сили, що можна розглядати, як завершальну стадію повертання і перехід до рекристалізації.

Різна стадійність проходження повертання на ділянках ЗТВ, а також в металі шва і в основному металі обумовлена тим, що відрізняється певним рівнем відмінності структурної неоднорідності, яка характеризується наявністю смуг скидання і смуг вторинного ковзання (рис. 3, 5). Наявність смуг скидання, що відповідає локальній деформації кристалів α -фази, яка залежить від переміщення дислокацій по одній або по декількох площинах ковзання і приводить до утворення субзерен (рис. 4). Процес повертання починає проявлятися після напрацювання зварних з'єднань понад 250000 годин. Відбувається переміщення і утворення точкових дефектів, їх концентрація локально збільшується. Перерозподіл дислокацій

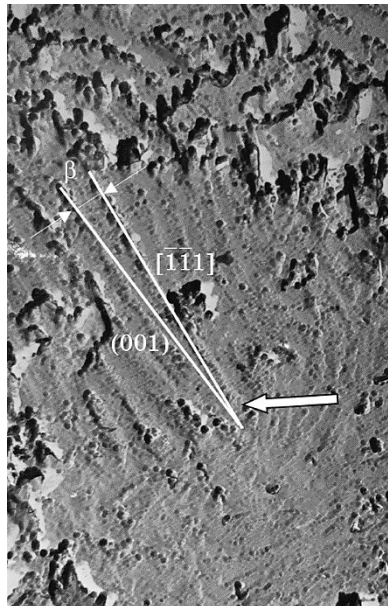


Рис. 6. Фрагмент полігональної структури зерна фериту. Криця 15Х1М1Ф. Напрацювання 280000 годин. Вугільна репліка. Злиття двох субмеж відзначено стрілкою, $\times 11000$.

Fig. 6. Fragment of the polygonal structure of the ferrite grain. Operating time 280000 hours. Coal replica. The merging of the two sub-borders is marked with an arrow, $\times 11000$.

приводить до розмежування субзерен межами (рис. 4). Початок процесу полігонізації, що відбувається на завершальній стадії повертання, характеризується більш інтенсивним переміщенням дислокацій за механізмом ковзання і за механізмом переповзання (рис. 6). Анігіляція дислокацій (рис. 7) на початковій стадії рекристалізації відбувається з більшою інтенсивністю, усуваються окремі фрагменти меж зерен α -фази, а також утворюються стінки з дислокацій, що відповідає більш низькому енергетичному рівню.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Встановили, що деформація ділянок ЗТВ: перегріву, стоплення та неповної перекристалізації (напрацювання зварних з'єднань 270000–300000 годин) відповідає положенню завершення сталої плазучости кривої напруга–деформація, а деформація металу шва і основного металу — її початку [4]. Підтвердженням даного є ковзання дислокацій по різних системам, що пов'язано зі збільшенням

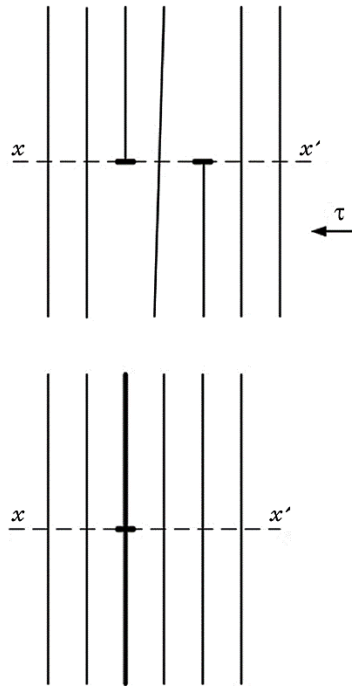


Рис. 7. Схема анігіляції сидячої дислокації з дислокацією, що переміщується ковзанням.

Fig. 7. Scheme of annihilation of sitting dislocation with dislocation moving by sliding.

їх кількості. Переважно ковзання, зі зростаючою швидкістю, відбувається за системою $\{110\} \langle 111 \rangle$. Потім при більшому перехрещенні рухливих дислокацій з сидячими дислокаціями, ковзання відбувається по системах $\{112\} \langle 111 \rangle$ і $\{123\} \langle 111 \rangle$, що характерно для напрацювання зварних з'єднань понад 190000 годин. Отже, в металі зварних з'єднань паропроводів гострої пари, відповідно їх напрацювання понад 190000 годин, при наявності визначених структурно-фазових перетворень, доцільно виявляти площини стосовно перерозподілу переміщення дислокацій.

Встановили, що у вихідній структурі металу зварних з'єднань є локально згруповані сидячі дислокації, які вступають в реакції з утвореними в умовах плазучости ковзними дислокаціями. Густина таких дислокацій близько $9 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ найбільша на ділянці стоплення ЗТВ, дещо менша (приблизно на 10–15%) на ділянках перегріву і неповної перекристалізації, а також в металі шва і в основному металі. Сидячі дислокації в металі зварних з'єднань тривалий час

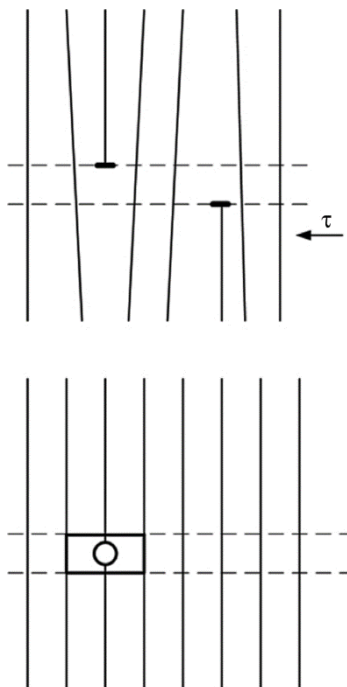


Рис. 8. Схема утворення мікронесуцільностей за взаємодії сидячої дислокації з дислокацією, що переміщується ковзанням: $\bigcirc$ — вакансія, — — площини ковзання, $\blacksquare$ — диполь.

Fig. 8. The scheme of formation of microdiscontinuities at interaction of a sitting dislocation with the dislocation moving by sliding: $\bigcirc$ —vacancy, — — slip planes, $\blacksquare$ —dipole.

зберігають свій стабільний стан. Водночас сидячі дислокації гальмують ковзання інших дислокацій. Відносно найбільша кількість сидячих дислокацій утворюється на ділянці стоплення ЗТВ зварних з'єднань. Наявність на ділянці стоплення структурно-вільного фериту, по межах якого зосереджуються видовжені карбіди $M_{23}C_6$ і M_7C_3 , характеризується відповідним накопиченням дислокацій ковзання біля карбідів і сидячих дислокацій. Таке накопичення, наприклад, приводить до утворення мікронесуцільностей (диполів) (рис. 8), а потім ланцюжків з мікронесуцільностями (рис. 9), і далі зародкових пор і тріщин. Таким чином сидячі дислокації в металі зварних з'єднань відіграють значну роль у гальмуванні дислокацій, які пересуваються шляхом ковзання та сприяють утворенню полігональної структури (рис. 10).

Незворотні дислокаційні реакції призводять до утворення сіток дислокацій, див. рис. 3, 5, які є відносно стійкими в умовах плазучості. В результаті зіткнення антипаралельних крайових сидячих дислокацій з дислокаціями ковзання, такі дислокації анігілюють (рис. 7). У кристалах α -фази і по їхніх межах зменшується густина дислокацій, що приводить до пониження мікротвердості.

У процесі зустрічі крайових дислокацій з сидячими дислокаціями в паралельних площинах ковзання, відстані між якими відповідають параметру ґратниці кристалу α -фази, їх безпосередній контакт не відбувається, а утворюються дислокаційні диполі (рис. 8).

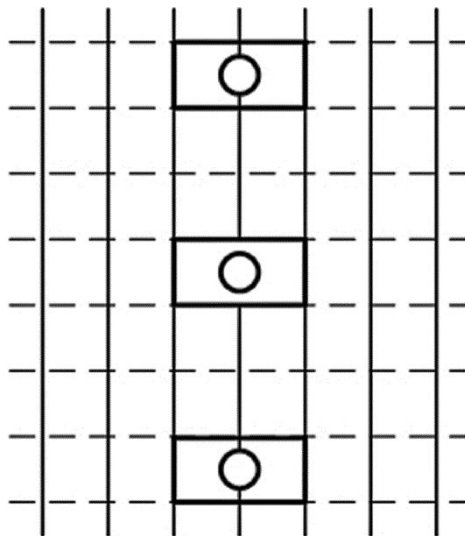


Рис. 9. Схема утворення ланцюга мікронесуцільностей в умовах плазучості.

Fig. 9. Scheme of the formation of a chain of vacancies in creep conditions.

Енергетичний рівень диполя є нижчим, ніж аналогічний сумарний рівень двох дислокацій, що анігілюють.

Можливість утворення ланцюжків диполів, реалізується за взаємодії дислокацій, відстані між якими відповідають декільком періодам ґратниці (рис. 8). Найбільша кількість диполів утворюється на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, які шляхом злиття перетворюються в мікронесуцільності і далі в зародкові пори та тріщини плазучости (рис. 11). Сила взаємодії силових полів далеких порядків залежить від кутової координати стосовно площини ковзання, що приводить до відштовхування антипаралельних дислокацій і притягання паралельних. Процеси рекомбінації і анігіляції дислокацій приводять до пониження енергетичного рівня і відновлення рівноваги в кристалі.

Утворення суперпозиції силових полів в кристалі зумовлено відповідним розташуванням дислокацій [5–8]. Дія силового поля проявляється на певній відстані r_d між дислокаціями в умовах, коли енергія дислокацій помітно знижується, що сприяє більшій можливості переміщення дислокацій. Внесемо уточнення в вираз Г. Готтштайна [6, 8] з усвідомленням наявності Z_d дислокацій сто-

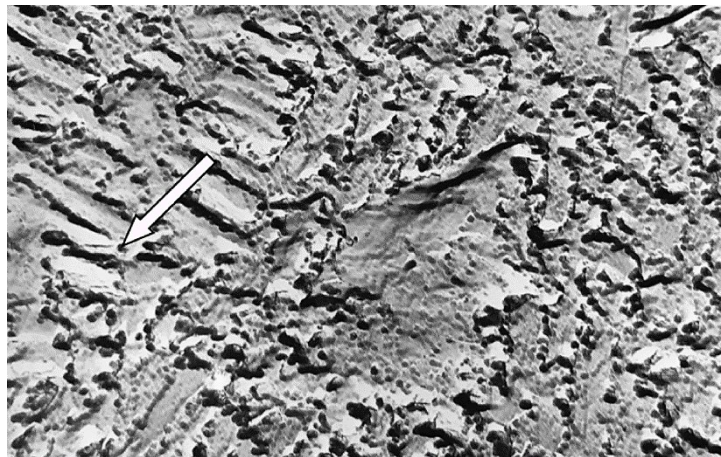


Рис. 10. Фрагмент полігональної структури ділянки неповної перекристалізації ЗТВ, що утворилася за гальмування дислокацій, які переміщуються ковзанням, сидячими дислокаціями. Зварне з'єднання зі криці 15X1M1Ф. Напрацювання 280000 годин, $\times 11000$. Злиття двох субмеж в зерні бейніту наведено стрілкою.

Fig. 10. A fragment of a polygonal structure in the area of incomplete recrystallization of the HAZ, which was formed during the inhibition of dislocations that move by sliding, sessile dislocations. Welded joint made of steel 15X1M1Ф. Operating time is 280000 hours, $\times 11000$. The merger of two sub-boundaries in the grain of bainite is indicated by an arrow.

совно енергії дислокацій віднесеної до одиниці площини:

$$\gamma = Z_d k \left(\frac{\sigma b^2}{4\pi(1-V)} \ln \frac{r_d}{2b} + E_c \right),$$

де σ — Гіббсова енергія, E_c — енергія дислокаційного ядра, V — Пуассонів коефіцієнт, b — Бюргерсів вектор, k — поправковий коефіцієнт, що враховує структурні зміни в металі зварних з'єднань в умовах плазучости.

Встановлений енергетичний рівень характеризує умови утворення в процесі полігонізації малокутових границь субзерен з періодичною структурою (рис. 6, 10). За локального збільшення кількості дислокацій, наприклад, в субмежах, зменшується r_d , що приводить до пониження їх енергії, поступового усунення фрагментів окремих міжзеренних меж і формування полігональної структури (рис. 10).

При напрацюванні зварних з'єднань приблизно до 250000 годин активного переміщення дислокацій не спостерігається, однак, перегрів (аварійний скид пару) сприяють їх перерозподілу і впорядкуванню. Подальше напрацювання сприяє більш помітному перерозподілу дислокацій і їх анігіляції, в найбільшій мірі на ділянках неповної перекристалізації, перегріву і стоплення ЗТВ.

В процесі повертання в приграничних зонах зерен α -фази утво-

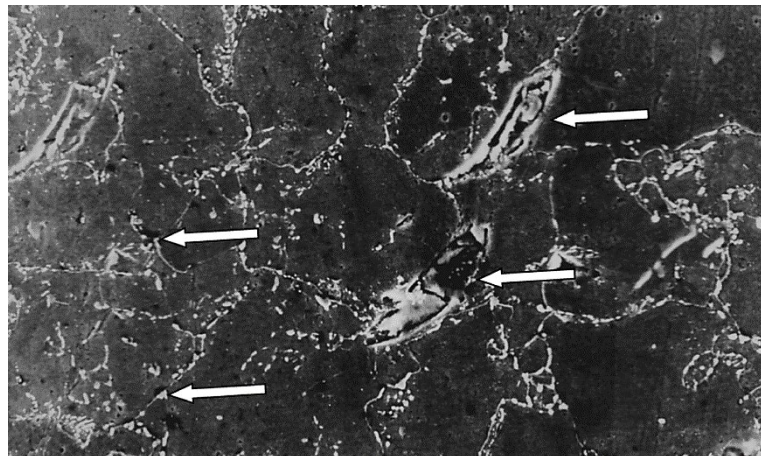


Рис. 11. Зародкові пори і тріщини плазучости в зварному з'єднанні зі сталі 12X1MΦ вказані стрілками. Світлі карбідні виділення розташовані в основному по межах зерен. Напрацювання 276000 годин, $\times 2500$.

Fig. 11. Pores and creep cracks in the welded joint of steel 12X1MΦ (arrows). Light carbide precipitates are located mainly along the grain boundaries. Operating time is 276000 hours, $\times 2500$.

рюються сегрегації [1–3], що істотно полегшує в зернах переміщення дислокацій. У структурі зварних з'єднань процес повертання в більшому ступені відбувається на ділянках перегріву (рис. 1), стоплення (рис. 2), і неповної перекристалізації (рис. 12), а найменше — на ділянці нормалізації (рис. 13). Відповідно проходження повертання вихідна структура перетворюється в ферито-карбідну суміш. Встановили, що вихідна структура (бейніт відпуску 70–90%, ферит — залишкове), в найменшій мірі схильна до структурних перетворень. Виявили, що на відміну від повертання, як операції термічної обробки, досліджуваний процес повертання не має інкубаційного періоду.

Наявність нових продуктів розпаду аустеніту у вигляді перліту на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ (рис. 12) або балу зерна аустеніту меншого за 4 (ДСТУ 8972:2019) на ділянці перегріву сприяє збільшенню інтенсивності ковзання дислокацій і прискорює перехід від повертання до рекристалізації.

Фізико-хімічні процеси [1–5, 10–11], які проходять при поверненні, що забезпечують дислокаційні переміщення та приводять до пониження експлуатаційних характеристик зварних з'єднань, сприяють утворенню крихких складових в механізмі їх руйнування (рис. 11). У металі зварних з'єднань, які експлуатуються тривалий час, відбувається: самодифузія Хрому, Молібдену і Силіцію з центральної зони кристалів в їх примезові зони, що приводить до утворення сегрегацій; коагуляція за довжиною карбідів $M_{23}C_6$ і M_7C_3 , розташованих по межах зерен; утворення нових карбідів Mo_2C і VC .



Рис. 12. Структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання паропроводу гострої пари зі криці 15X1M1Φ. Напрацювання 276000 годин, $\times 160$.

Fig. 12. The structure of the site of incomplete recrystallization of the HAZ of the hot-rolled welded joint made of steel 15X1M1Φ. Operating time is 276000 hours, $\times 160$.

Має місце пошкоджувальність у вигляді утворення та розвитку пор плазучості, які перетворюються в тріщини плазучості (рис. 14). Руйнування проходить переважно по границях зерен, в місцях, де розташовані карбіди $M_{23}C_6$ і M_7C_3 , що коагулюють. Структурно-фазовий стан і відповідна (незначна) деформація металу зварних з'єднань, 2–7%, сприяють наявності переважно крихкого механізму їх руйнування і тому обґрунтування особливостей їх пошкоджувальності і руйнування є важливим.

Пошкоджувальності металу також сприяють умови експлуатації, що передбачають збільшення, приблизно на 30–50%, кількості пусків–зупинок енергоблоків на рік при порівнянні з їх рекомендованою нормативною кількістю. На наш погляд пошкоджувальність і подальше руйнування зварних з'єднань паропроводів (напрацювання понад 290000 годин) вимагає окремого розгляду.

Ефект повертання слід розглядати, як складову механізму деградації металу зварних з'єднань, яка розвивається при збільшенні тривалості їх напрацювання. Повертання забезпечує створення умов для початкової стадії первинної рекристалізації. Вивчення особливостей повертання є необхідним для подальшого дослідження кінетики рекристалізації, як більш активної складової процесу деградації зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час працюють в умовах плазучості.

Результати вивчення процесу повертання доцільно враховувати за визначення експлуатаційних характеристик металу зварних з'єднань паропроводів, а також їх залишкового ресурсу, що загалом приводить до одержання значного економічного ефекту. Також на-

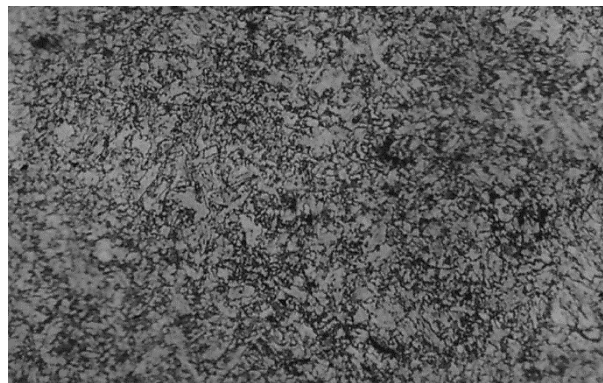


Рис. 13. Структура ділянки нормалізації ЗТВ зварного з'єднання паропроводу гострої пари зі криці 15X1M1Φ. Напрацювання 280000 годин, $\times 160$.

Fig. 13. The structure of the normalization section of the HAZ of the hot-rolled welded joint made of steel 15X1M1Φ. Operating time is 280000 hours, $\times 160$.

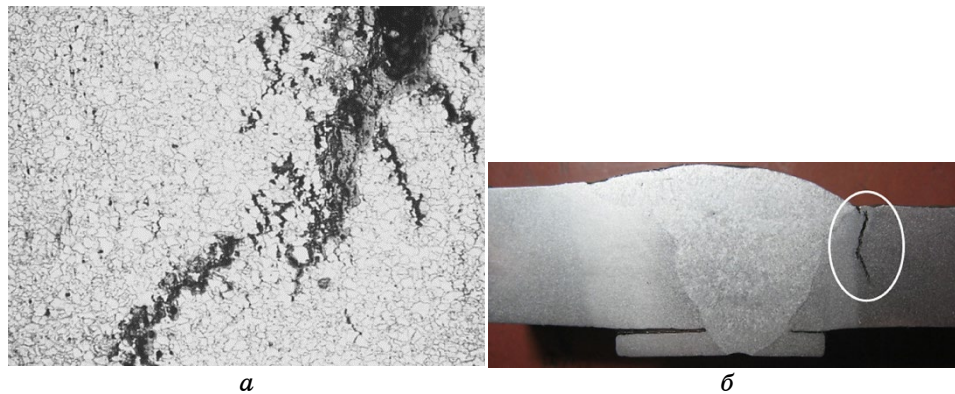


Рис. 14. Тріщини плазучості в зварному з'єднанні зі криці 12Х1МФ. Напрацювання 180000 годин: $\times 500$ (а), $\times 1,1$ (б).

Fig. 14. Creep cracks in a welded joint made of 12Х1МФ steel. Operating time 180000 hours: $\times 500$ (a), $\times 1.1$ (b).

ведені особливості повертання корисно враховувати за дослідження структурно-фазового стану зварних з'єднань із нових теплостійких криць.

4. ВИСНОВКИ

1. Виявили роль структурно-фазових перетворень, як ефекту деградації в процесі повертання, який відбувається в металі зварних з'єднань із теплостійких криць за їх тривалої експлуатації в умовах плазучості.
2. Дослідили особливості фізико-хімічних і дислокаційних процесів, які сприяють проходженню повертання в структурі металу зварних з'єднань стосовно умов плазучості.
3. Встановили, що гальмування процесу повертання значною мірою залежить від вихідного структурно-фазового стану металу зварних з'єднань і стабільності їх структури за довготривалого напрацювання зварних з'єднань в умовах плазучості.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. В. Дмитрик, С. Н. Барташ, *Металлофиз. новейшие технол.*, **32**, № 12: 1657 (2010).
2. А. Glushko, *Eastern-European J. Enterprise Technologies*, **6**, No. 1 (84): 14 (2016).
3. В. В. Дмитрик, В. Н. Баумер, *Металлофиз. новейшие технол.*, **29**, № 7: 937 (2007).

4. А. В. Глушко, В. В. Дмитрик, Т. А. Сыренко, *Металлофиз. новейшие техн.*, **40**, № 5: 683 (2018).
5. В. В. Дмитрик, О. В. Соболев, М. А. Погребной, А. В. Глушко, *Автоматическая сварка*, № 12: 43 (2015).
6. С. А. Фирстов, Т. Г. Рогов, *Металлофиз. новейшие техн.*, **39**, № 1: 33 (2017).
7. Р. Хоникомб, *Пластическая деформация металлов* (Москва: Мир: 1972).
8. Г. Готтштайн, *Физико-химические основы материаловедения* (Москва: Бинном: 2011).
9. Т. Екобори, *Физика и механика разрушения и прочности твердых тел* (Москва: Металлургия: 1971).
10. В. В. Дмитрик, А. И. Коньков, *Автоматическая сварка*, № 7: 21 (2015).

REFERENCES

1. V. V. Dmitrik and S. N. Bartash, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **32**, No. 12: 1657 (2010) (in Russian).
2. A. Glushko, *Eastern-European J. Enterprise Technologies*, **6**, No. 1 (84): 14 (2016).
3. V. V. Dmitrik and V. N. Baumer, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **29**, No. 7: 937 (2007) (in Russian).
4. A. V. Glushko, V. V. Dmitrik, and T. A. Syrenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 5: 683 (2018) (in Russian).
5. V. V. Dmitrik, O. V. Sobol', M. A. Pogrebnoy, and A. V. Glushko, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 12: 43 (2015) (in Russian).
6. S. O. Firstov and T. G. Rogul', *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 1: 33 (2017) (in Russian).
7. R. Honeykombe, *Plasticheskaya Deformatsiya Metallov* [The Plastic Deformation of Metals] (Moskva: Mir: 1972) (Russian translation).
8. G. Gottstein, *Fiziko-Khimicheskie Osnovy Materialovedeniya* [Physical and Chemical Foundations of Materials Science] (Moskva: Binom: 2011) (Russian translation).
9. T. Ekobori, *Fizika i Mekhanika Razrusheniya i Prochnosti Tverdykh Tel* [Physics and Mechanics of Fracture and Strength of Solids] (Moskva: Metallurgiya: 1971) (Russian translation).
10. V. V. Dmitrik and A. I. Konyk, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 7: 21 (2015) (in Russian).

PACS numbers: 05.70.-a, 05.70.Ce, 06.60.Vz, 61.66.Dk, 64.75.Nx, 82.33.Pt

Високоентропійний припій на основі системи NiCoCrPdGe для паяння ніклевих суперстопів

С. В. Максимова, В. В. Воронов, П. В. Ковальчук

*Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України,
вул. Казимира Малевича, 11,
03150 Київ, Україна*

Під час паяння жароміцних ніклевих стопів (ЖНС) традиційними промисловими припоями на базі систем Ni–Cr–(B, Si) у паяних швах має місце утворення крихких інтерметалідних сполук — силіцидів і боридів. З метою запобігання утворенню таких небажаних крихких фаз у паяних з'єднаннях жароміцних ніклевих стопів проводяться дослідження з використанням в якості припоїв високоентропійних стопів. В даній роботі показано можливість створення багатокомпонентних високоентропійних припоїв на основі системи NiCoCrPdGe із застосуванням розрахункових методик, бінарних діаграм стану металевих систем і з урахуванням класичних критеріїв формування твердих розчинів за Юм-Розері. Розрахунковим шляхом визначено низку термодинамічних параметрів (ΔS_m , ΔH_m , δ , Ω_m , VEC_m) і температуру ліквідусу та побудовано відповідні залежності від вмісту легувальних компонентів у стопах системи NiCoCrPdGe. Встановлено граничні межі легування експериментальних стопів, в яких значення даних термодинамічних величин відповідають параметрам, що висуваються до високоентропійних стопів і сприяють формуванню структури твердого розчину із ГЦК-ґратницею. На основі одержаних даних побудовано ділянку поверхні ліквідусу для стопів системи NiCoCrPdGe. За результатами проведених досліджень визначено граничні концентраційні межі депресорної присадки — Германію, що забезпечують прийнятну температуру топлення припою під час паяння жароміцних ніклевих стопів.

Corresponding author: Svitlana Vasylyvna Maksymova
E-mail: maksymova@kiev.paton.ua

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

Citation: S. V. Maksymova, V. V. Voronov, and P. V. Kovalchuk, High-Entropy Brazing Filler Metal Based on NiCoCrPdGe System for Brazing Nickel Superalloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 3: 387–401 (2023) (in Ukrainian).
DOI: [10.15407/mfint.45.03.0387](https://doi.org/10.15407/mfint.45.03.0387)

За результатами експериментальних досліджень встановлено, що стоп системи NiCoCrPdGe_5 характеризується двофазною дендритною структурою. Розрахунковою методом визначено, що об'ємна частка твердого розчину складає 72,54–75,47%.

Ключові слова: вискоентропійний стоп, припій, паяння, температура ліквідусу, ентропія змішання, ентальпія змішання, Германій.

When brazing of heat-resistant nickel alloys (HSN) with traditional industrial brazing filler metals of the Ni–Cr–(B, Si) systems, the formation of brittle intermetallic compounds, namely, silicides and borides, occurs in the brazed seams. In order to prevent the formation of such undesirable brittle phases in brazed joints of heat-resistant nickel alloys, investigation is conducted using high-entropy alloys as brazing filler metals. This work shows the possibility of creating multicomponent high-entropy brazing filler metals based on the NiCoCrPdGe system, using calculation methods, binary state diagrams of metal systems and taking into account the classic Hume-Rothery solid-solution formation criteria. A number of thermodynamic parameters (ΔS_m , ΔH_m , δ , Ω_m , VEC_m) and the liquidus temperature are determined by calculation, and their corresponding dependences on the content of alloying components in the alloys of the NiCoCrPdGe system are constructed. The limiting range of alloying of experimental alloys is established, within which the values of these thermodynamic quantities correspond to the parameters applied to high-entropy alloys and contribute to the formation of a solid-solution structure with an f.c.c. lattice. Based on the obtained data, a section of the liquidus surface for the alloys of the NiCoCrPdGe system is plotted. According to the results of the conducted investigation, the limiting concentration limits of the depressant, namely, germanium, which ensure an acceptable melting temperature of the brazing filler metals when brazing heat-resistant nickel alloys, are determined. According to the results of experimental studies, it is established that the alloy of the NiCoCrPdGe₅ system is characterized by a two-phase dendritic structure. As determined by means of the calculation method, the volume fraction of the solid solution is of 72.54–75.47%.

Key words: high-entropy alloy, filler metal, brazing, liquidus temperature, entropy of mixing, enthalpy of mixing, germanium.

(Отримано 30 грудня 2022 р.; остаточн. варіант — 12 січня 2023 р.)

1. ВСТУП

Характеристики сучасних авіаційних газотурбінних двигунів багато в чому визначаються властивостями ніклевих жароміцних стопів (ЖНС), які є основним матеріалом для виготовлення турбінних лопаток. Дані стопи розробляються, переважно на основі системи нікель–хром (Ni–Cr) які додатково оптимізуються шляхом введення складного комплексу легувальних елементів, зокрема Хрому, Кобальту, Алюмінію, Вольфраму, Титану тощо [1, 2].

Як відомо, забезпечення необхідного рівня жароміцності в стопах даного типу реалізується формуванням структури, яка містить окрім твердого розчину, дисперсні частинки γ' -фази $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, об'ємна доля яких може сягати 60–70%. Поряд із зміцненням γ' -фазою відбувається дисперсійне зміцнення часточками карбідів Me_xC_y ($\text{Me} = \text{Ti}, \text{Ta}, \text{Nb}$) та боридів різного типу [3]. Деталі з ливарних жароміцних стопів з високим вмістом γ' -фази (понад 50%) практично неможливо поєднувати методами зварювання топленням через підвищену схильність до утворення гарячих (кристалізаційних) тріщин [4, 5]. Таким чином, паяння є практично єдиною можливою методою з'єднання жароміцних стопів на ніклевій основі, що дисперсійно тверднуть [5–9].

Аналіза найбільш поширених промислових жароміцних ніклевих припоїв показує, що в якості елементів-депресорних присадок (melting point depressant, MPD) в них найчастіше використовується Бор і Силіцій [8, 10–13]. Паяні шви, що отримані з використанням припоїв такого типу, складаються з трьох фаз: γ -твердого розчину на основі ніклю, який кристалізується в периферійній зоні паяного шва (ближче до міжфазної межі паяний шов–основний метал), боридів Хрому і Ніклю, що кристалізуються по межах зерен основного металу та евтектики, яка складається з силіцидів та боридів Ніклю (Хрому) та інших елементів і формується в центральній зоні паяного шва. Саме наявність таких крихких фаз у паяному шві визначає крихкість з'єднання в цілому [6, 11, 12, 14–16].

З метою запобігання утворенню таких крихких сполук в паяних швах, в останні роки проводяться дослідження з використанням в якості припоїв високоентропійних стопів (ВЕС) [6, 17]. Пропонується використовувати при паянні жароміцних ніклевих суперстопів високоентропійний стоп системи CrFeCoNiCu , що додатково легований Ge, Sn, та Ga з метою пониження температури ліквідусу [17–19]. При цьому міцність паяних з'єднань на розтяг при кімнатній температурі складає близько 378 МПа.

При застосуванні ВЕС системи CrFeCoNiCu з еквіатомним співвідношенням компонентів, який додатково легований Титаном для лазерного паяння жароміцного нікелевого стопу Inconel 718 отримано міцність паяних з'єднань на зріз на рівні 218 МПа [20].

Як відомо, високоентропійні стопи (ВЕС) — це металеві стопи, які в своєму складі містять 5 чи більше хемічних компонентів, з концентрацією кожного елементу від 5 до 35 ат.%. Особливість таких стопів полягає у переважному формуванні неупорядкованих твердих розчинів, стабілізація яких забезпечується високою ентропією змішання [21].

Основними характеристиками високоентропійних стопів є [21–23]: висока ентропія змішання, спотворена кристалічна ґратниця, уповільнена дифузія, наявність ефекту перемішування. Ці

особливості створюють передумови для утворення твердих розчинів з простими кристалічними структурами та відмінною комбінацією властивостей, зокрема високою твердістю, стійкістю до окиснення, зносостійкістю, як за кімнатної, так і за підвищеної температури.

В даній роботі показана можливість застосування термодинамічних розрахунків при створенні багатокомпонентного високоентропійного припою на базі системи NiCoCrPdGe_x з різним співвідношенням складових компонентів і змінною концентрацією Германію від 5 до 20 ат.%, що характеризується прийнятною температурою топлення і придатний для використання в якості припою для паяння жароміцних ніклевих стопів.

2. МЕТОДИКА РОЗРАХУНКІВ

Систему легування при створенні припоїв для паяння жароміцних ніклевих стопів обрано із урахуванням наступних факторів: високоентропійний стоп має складатися не менше ніж з п'яти компонентів, з концентрацією кожного від 5 до 35 ат.%; компоненти стопу мають відповідати критеріям Юм-Розері, зокрема: відмінність в атомних радіусах не перевищує 15%, а електронегативність не перевищує 0,4 [24–25]; подвійні діаграми стану компонентів стопу мають бути необмеженими твердими розчинами, або мати великі області взаємної розчинності (рис. 1).

Таким чином, в якості основи для створення високоентропійного припою обрано систему NiCoCrPdGe з еквіатомним співвідношенням компонентів. Подальші зміни концентрації легувальних елементів проводили з урахуванням необхідності забезпечення прийнятної температури солідусу та ліквідусу.

Прогнозування властивостей та структури експериментальних стопів системи NiCoCrPdGe проводили з використанням критеріїв фазоутворення для високоентропійних стопів, заснованих на модифікованих правилах Юм-Розері та наступних термодинамічних параметрах [27–31]:

– ентальпія змішання (ΔH_m)

$$\Delta H_m = \sum_{i=1, j=i+1}^n 4\Delta H_{ij}^{AB} C_i C_j, \quad (1)$$

де ΔH_{ij} — ентальпія змішання бінарного еквіатомного i – j -стопу, C_i (C_j) — частка i -го (j -го) компонента;

– ентропія змішання (ΔS_m)

$$\Delta S_m = -R \sum_{i=1}^n C_i \ln C_i, \quad (2)$$

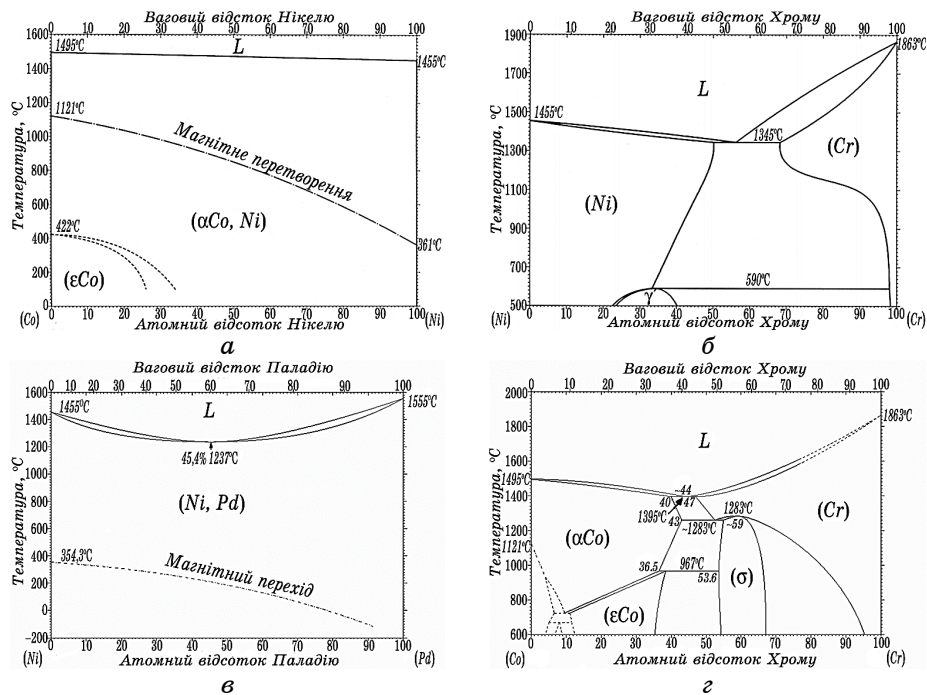


Рис. 1. Бінарні фазові діаграми стану металевих систем: Co–Ni (а), Ni–Cr (б), Ni–Pd (в), Co–Cr (г) [26].

Fig. 1. Binary phase diagrams of the state of metal systems: Co–Ni (а), Ni–Cr (б), Ni–Pd (в), Co–Cr (г) [26].

де R — універсальна газова константа;
 – коефіцієнт незбігу атомних радіусів (δ_m)

$$\delta_m = 100 \sqrt{\sum_{i=1}^n C_i \left(1 - \frac{r_i}{\bar{r}} \right)}, \quad (3)$$

де r_i — атомний радіус i -го елемента, $\bar{r}$ — середній атомний радіус:

$$\bar{r} = \sum_{i=1}^n C_i r_i; \quad (4)$$

– узагальнений термодинамічний параметер (Ω_m), що визначається як ентропійний параметер для середньої температури топлення елементів [7]:

$$\Omega_m = \frac{T_m S_m}{|\Delta H_m|}, \quad (5)$$

де T_m — середня температура топлення багатокомпонентної системи:

$$T_m = \sum_{i=1}^n C_i T_i; \quad (6)$$

— концентрація валентних електронів (VEC_m)

$$VEC_m = \sum_{i=1}^n C_i VEC_i, \quad (7)$$

де VEC_i — концентрація валентних електронів i -го елемента.

Для визначення температури ліквідусу стопів і впливу на неї легувальних елементів та їхньої концентрації використано вирази, які являють собою розвинення у Тейлорів ряд концентраційної залежності температур солідусу та ліквідусу відповідних багатовимірних поверхонь [32]:

$$T_L = T_L^{Ni} + \left(\frac{dT_{Ni}}{dC_{Co}} \right)^{liq} C_{Co} + \left(\frac{dT_{Ni}}{dC_{Cr}} \right)^{liq} C_{Cr} + \left(\frac{dT_{Ni}}{dC_{Pd}} \right)^{liq} C_{Pd} + \left(\frac{dT_{Ni}}{dC_{Ge}} \right)^{liq} C_{Ge}, \quad (8)$$

де $\left(\frac{dT_{Ni}}{dC_{Co}} \right)^{liq}$ — тангенс кута нахилу дотичної до лінії солідусу, про-

веденої з точки топлення чистого нікелю на відповідних бінарних діаграмах стану у межах, як правило, розбавленого розчину, де відрізок кривих солідусу є близьким до прямої лінії [32].

Первинні дані, які використовували під час розрахунків наведені у табл. 1, 2. Для перевірки розрахункових даних витопили на водоохолоджуваній підкладинці обраний стоп на основі системи $NiCoCrPdGe_x$ в захисному середовищі з застосуванням дугового нагріву.

Дослідження мікроструктури і визначення локального розподілу елементів в окремих фазах проводили із застосуванням сканувального електронного растрового мікроскопу TescanMira 3 LMU, який оснащений енергодисперсійним спектрометром 'Oxford Instruments X-max 80 mm²' та програмним пакетом INCA. Об'ємну частку твердого розчину в стопі розраховували за допомогою програмної платформи аналізу СЕМ-зображень 'Image-Pro 6.5'.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

В процесі проведення досліджень розраховано низку термодинамічних параметрів стопів системи $NiCoCrPdGe_x$ з різним співвідношенням компонентів, в тому числі вмістом Германію, що варіював-

ТАБЛИЦЯ 1. Фізичні властивості компонентів стопів.

TABLE 1. Physical properties of the alloy components.

Елемент	Атомний радіус r , Å [33]	Електронегативність [34]	Температура топлення T_L , К [26]	Концентрація валентних електронів VEC , ел./ат. [35, 36]
Ni	1,25	1,9	1728	10
Co	1,25	1,88	1768	9
Pd	1,38	2,2	1828	10
Cr	1,25	1,66	2136	6
Ge	1,23	2,01	1211,45	4

ТАБЛИЦЯ 2. Ентальпія змішання бінарних систем, кДж/моль [37].

TABLE 2. Enthalpy of mixing of binary systems, kJ/mole [37].

Елемент	Ni	Co	Cr	Pd	Ge
Ni	–	0	–7	0	–23,5
Co	0	–	–4	–1	–21,5
Cr	–7	–4	–	–15	–18,5
Pd	0	–1	–15	–	–43,5
Ge	–23,5	–21,5	–18,5	–43,5	–

ся в межах від 5 до 20 ат. %.

Згідно літературним даним для п'ятикомпонентного високоентропійного стопу ентропія змішання ΔS_m має знаходитись в межах від $1,39R$ до $1,61R$, де R — універсальна газова константа [25]. Результати статистичної обробки отриманих значень ентропії змішання ΔS_m показують, що для всієї області концентрацій (яка досліджувалася) ΔS_m знаходиться в межах $1,482R$ – $1,609R$ (рис. 2). В свою чергу розрахункове значення відхилення атомних радіусів (δ) для усіх стопів не перевищувало 3,8–4,4%. Слід зауважити, що згідно літературним даним для одержання структури твердого розчину у ВЕС дане значення не має перевищувати 6,6% [27–30], за іншими даними 8,5–12% [38].

Під час подальших розрахунків встановлено, що стопи з підвищеним вмістом Германію (більше 10 ат. %) та еквіатомним співвідношенням інших компонентів мають низьке значення ентальпії змішання (–18–22 кДж/моль) (рис. 3 а), яке виходить за нижню допустиму границю для ВЕС (–15 кДж/моль) [25].

При цьому узагальнений термодинамічний параметер Ω_m для даних стопів знаходиться на нижній допустимій границі $\Omega_m = 1,1$ – $1,5$, що разом із низьким значенням параметру ΔH_m може свідчити про можливість утворення змішаної структури — твердого розчину та

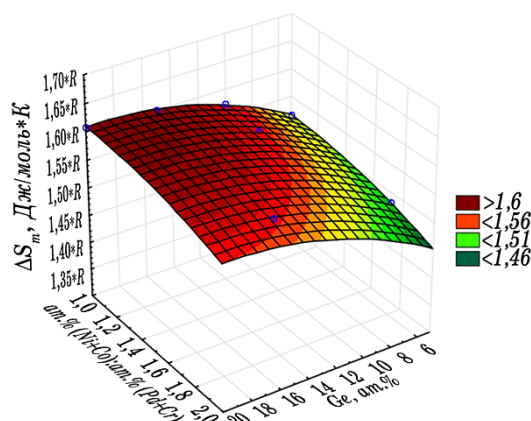


Рис. 2. Результати розрахунків ентропії змішання (ΔS_m) стопів системи NiCoCrPdGe.

Fig. 2. The results of the calculations of mixing entropy (ΔS_m) of NiCoCrPdGe alloys.

інтерметалідної фази, очевидно збагаченої Германієм [39].

Для стопів системи NiCoCrPd з вмістом Германію 5–10 ат. % (які характеризуються параметрами: ентальпія змішання ΔH_m складає -5 – -15 кДж/моль, термодинамічний параметр $\Omega_m = 1,5$ – $2,5$ (рис. 3, б), $\delta \leq 6,6\%$) існує висока ймовірність утворення гомогенної структури твердого розчину [39, 40].

Встановлено, що найбільший внесок в показники ΔH_m і Ω_m вносять значення ентальпії змішання для пар Ni–Ge, Co–Ge, Pd–Cr, Cr–Ge і Pd–Ge (див табл. 2). Таким чином, на основі одержаних результатів розрахунків встановлено, що існує можливість впливати на значення ентальпії змішання, і, як наслідок на структуру стопу, шляхом зміни концентрації не лише Германію, але й Паладію та Хрому.

Тип ґратниці твердого розчину для високоентропійних стопів можна попередньо визначити за допомогою параметра VEC_m — концентрації валентних електронів. Згідно з правилом Юм-Розері саме концентрація валентних електронів VEC передбачає тип кристалічної ґратниці [37, 38]. Так, при $VEC_m \geq 8,0$ має формуватися однофазна ГЦК-структура, в той час як при $6,87 \leq VEC_m < 8,0$ дві ґратниці (ОЦК і ГЦК) співіснують одночасно, при $VEC_m < 6,87$ має місце однофазна ОЦК-структура [37, 39].

На основі аналізу результатів розрахунків визначено, що за концентрації Германію в межах 5–10 ат. % в стопах системи NiCoCrPdGe значення VEC_m знаходиться в межах 8,0–8,7, що свідчить про утворення твердого розчину з гранецентрованою кубічною ґратницею.

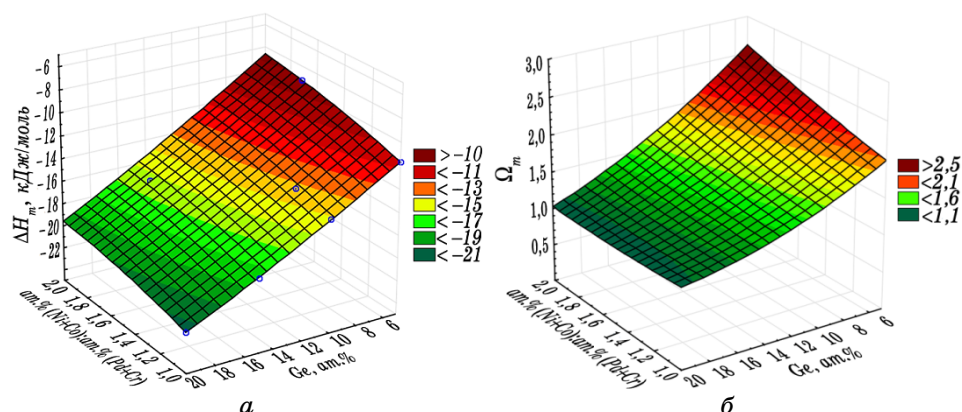


Рис. 3. Результати розрахунків ентальпії змішання ΔH_m (а) та узагальненого термодинамічного параметру Ω_m (б) в залежності від концентрації компонентів в стопах системи NiCoCrPdGe.

Fig. 3. Calculation results of the enthalpy of mixing ΔH_m (a) and the generalized thermodynamic parameter Ω_m (b) depending on the content of NiCoCrPdGe alloy components.

Моделювання температури ліквідусу стопів системи NiCoCrPdGe за допомогою рядів Тейлора дозволило визначити, що введення в дані стопи понад 15 ат.% Германію приводить до значного пониження їх температури ліквідусу (до рівня $\leq 1020\text{--}1050^\circ\text{C}$) (рис. 4).

Відповідно, для забезпечення прийнятної температури топлення (на рівні $1150\text{--}1220^\circ\text{C}$) вміст Германію в стопах даної системи не має перевищувати 5–10 ат.% (рис. 4).

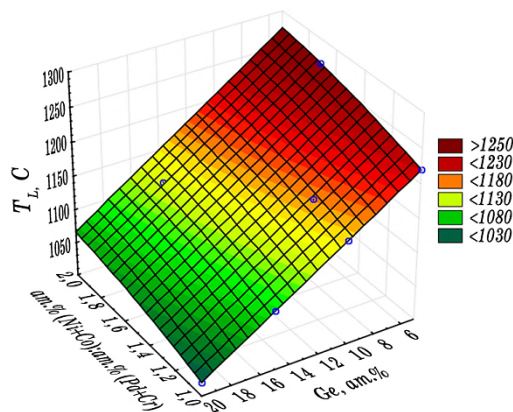


Рис. 4. Розрахункова поверхня ліквідусу стопів системи NiCoCrPdGe.

Fig. 4. Calculated liquidus surface of the NiCoCrPdGe alloys.

Таким чином, в ході проведення даної роботи проаналізовано потенційно перспективну базову систему NiCoCrPdGe для створення високоентропійних припоїв для паяння жароміцних ніклевих стопів. За результатами досліджень згідно з критеріями відповідності визначено низку стопів для проведення подальших експериментальних досліджень.

Розраховані параметри ВЕС для стопів системи NiCoCrPdGe з еквіатомним вмістом елементів (стоп № 1, рис. 5) і з пониженою концентрацією Германію до 5 ат. % (стоп № 2, рис. 5) показують, що вони характеризуються необхідною величиною ентропії змішання, яка може забезпечити формування структури твердого розчину з ГЦК-ґратницею.

Слід зауважити, що ентропія змішання стопу № 2 дещо менша за аналогічний параметр для стопу № 1, який характеризується еквіатомним вмістом складових елементів. Окрім того, отримано значне підвищення температури ліквідусу за рахунок зменшення вмісту Германію в стопі. Мікрорентгеноспектральною аналізою підтверджено, що даний стоп в литому стані характеризується двофазною структурою з об'ємною часткою твердого розчину 72,54–75,47 об. % (рис. 6).

Емпіричним шляхом встановлено, що структура стопу № 2 складається з дендритів твердого розчину на основі системи Ni–Co–Cr,

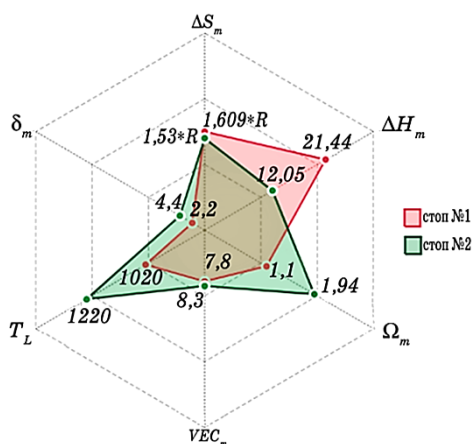


Рис. 5. Розраховані термодинамічні параметри ВЕС системи NiCoCrPdGe з еквіатомним вмістом елементів (стоп № 1) та з пониженою концентрацією Германію (5 ат. %, стоп № 2).

Fig. 5. Calculated thermodynamical parameters of HEA assessment for the NiCoCrPdGe alloys with equiatomic content of elements (alloy No. 1) and with a reduced concentration of germanium (5 at. %, alloy No. 2).

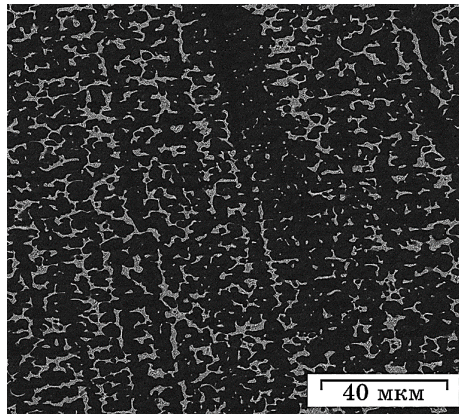


Рис. 6. Дендритна мікроструктура стопу № 2, що містить 5 ат.% Германію.

Fig. 6. Dendritic microstructure of alloy No. 2 containing 5 at.% germanium.

які містять (в ат.%) Паладій 9,29–12,25, Германій 3,47–4,42% та інші складові елементи. В міждендритних проміжках кристалізується евтектика, що утворена сполуками на основі паладію, які збагачені Германієм (до 21,92 ат.%). Відповідно до бінарних діаграм стану дані сполуки утворюються за евтектичною реакцією під час кристалізації рідкого стопу [26].

4. ВИСНОВКИ

Результати розрахунків і аналіза діаграм стану металевих систем показали, що система NiCoCrPdGe є потенційно перспективною для створення високоентропійних припоїв для паяння жароміцних нікелевих стопів. Розрахунковою методою встановлено, що ентропія змішання (ΔS_m) стопів даної системи знаходиться в межах $1,53R$ – $1,609R$. Значення ентальпії (ΔH_m) та відхилення атомних радіусів (δ) для стопів даної системи відповідають критеріям, які висуваються до ВЕС. Розрахунковий узагальнений термодинамічний параметр Ω_m для всіх експериментальних стопів системи NiCoCrPdGe становить $1,1$ – $1,94$, тобто $\Omega_m \geq 1,1$, що в сукупності із низьким значенням параметру δ ($\leq 6,6$) свідчить про утворення твердих розчинів.

З метою одержання відповідного температурного інтервалу топлення припою концентрацію Германію в стопі системи NiCoCrPdGe знижено до 5%. Результатами мікрорентгеноспектральних досліджень встановлено, що стоп системи NiCoCrPdGe₅ характеризується двофазною структурою з об'ємною часткою твердого розчину, що складає 72,54–75,47 об.%, який кристалізується у вигляді дендри-

тив. В міждендритних проміжках утворюється евтектична складова.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. B. Geddes and H. Leon, *Superalloys. Alloying and Performance* (ASM International: 2010).
2. С. Б. Беліков, А. Д. Коваль, *Металознавство та обробка металів*, **2**: 20 (1995).
3. Ч. Т. Симс, *Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок* (Москва: Металлургия: 1995) (пер. з англ.).
4. O. A. Ojo, N. L. Richards, and M. C. Chaturvedi, *J. Scr. Mater.*, **50**, No. 10: 641 (2004).
5. A. Ghasemi and M. Pouranvari, *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **24**, No. 4: 342 (2019).
6. L. Hardwick, P. Rodgers, E. Pickering, and R. Goodall, *Metall. Mater. Trans. A*, **52**: 2534 (2021).
7. D. Kay, *Industrial Heating*, **70**, No. 11: 33 (2003).
8. A. Rabinkin, *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **9**, No. 3: 181 (2004).
9. V. V. Kurenkova, L. K. Doroshenko, and I. S. Malashenko, *Paton Welding J.*, **6**: 14 (2009).
10. X. Huang, *Weld. J.*, **93**, No. 7: 232 (2014).
11. V. F. Khorunov, S. V. Maksymova, and V. G. Ivanchenko, *Paton Welding J.*, **9**: 26 (2004).
12. Г. В. Єрмолаєв, В. В. Квасницький, В. Ф. Квасницький, С. В. Максимова, В. Ф. Хорунов, В. В. Чигарьов, *Паяння матеріалів* (Миколаїв: НУК: 2015).
13. S. Maksymova, V. Voronov, and P. Kovalchuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 11: 1539 (2019).
14. M. Salmaliyan and M. Shamanian, *Heat Mass Transf.*, **55**, No. 8: 2083 (2019).
15. X. J. Yuan, M. B. Kim, and C. Y. Kang, *Mater. Sci. Technol.*, **27**, No. 7: 1191 (2011).
16. M. Abdelfatah and O. A. Ojo, *Mater. Sci. Technol.*, **25**, No. 1: 61 (2009).
17. D. Luo, Y. Xiao, L. Hardwick, R. Snell, M. Way, X. Sanuy Morell, F. Livera, N. Ludford, C. Panwisawas, H. Dong, and R. Goodall, *Entropy*, **23**: 78 (2021).
18. W. Tillmann, T. Ulitzka, L. Wojarski, M. Manka, and D. Wagstyl, *Weld. World*, **64**, No. 1: 201 (2020).
19. W. Tillmann, T. Wojarski, D. Stangier, M. Manka, and C. Timmer, *Weld. World*, **64**, No. 9: 1597 (2020).
20. D. Bridges, S. Zhang, S. Lang, M. Gao, Z. Yu, Z. Feng, and A. Hu, *Mater. Lett.*, **215**, No. 12: 11 (2018).
21. J. Yeh, *Annales De Chimie – Science des Materiaux*, **31**: 633 (2006).
22. W. Tang and J. Yeh, *Metall. Mater. Trans. A*, **40**, No. 6: 1479 (2009).
23. Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang, M. C. Gao, K. A. Dahmen, P. K. Liaw, and Z. P. Lu, *Prog. Mater. Sci.*, **61**, No. 4: 1 (2014).
24. A. Li and X. Zhang, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, **22**, No. 3: 219 (2009).
25. A. E. Shapiro, *Proc. Int. Conf. Brazing and Soldering (Oct. 3–6, 2021, Miami)*.
26. T. B. Massalski, *Binary Alloy Phase Diagrams* (Metals Park, Ohio: ASM Inter-

- national: 1990) (in CD).
27. B. Vishwanadh, N. Sarkar, S. Gangil, S. Singh, R. Tewari, G.K. Dey, and S. Banerjee, *Scr. Mater.*, **124**, No. 11: 146 (2016).
 28. X. Sun, H. Zhang, S. Lu, X. Ding, Y. Wang, and L. Vitos, *Acta Mater.*, **140**, No. 5: 366 (2017).
 29. Y. Zhang, Z.P. Lu, S. G. Ma, P. K. Liaw, Z. Tang, Y. Q. Cheng, and M. C. Gao, *MRS Commun.*, **4**, No. 2: 57 (2014).
 30. M. C. Gao, J. W. Yeh, P. K. Liaw, and Y. Zhang, *High-Entropy Alloys* (Switzerland: Springer Int. Publ.: 2016).
 31. X. S. Morell, R. Goodall, E. Pickering, P. Webb, P. Rodgers, E. S. De Cambra, and L. T. Marguez, *Proc. Int. Conf. Brazing and Soldering (Oct. 3–6, 2021, Miami)*.
 32. V. G. Ivanchenko, S. P. Oshkad'orov, and S. M. Severina, *Metalozn. Obrobka Met.*, **1**: 21 (2014).
 33. Л. Н. Мишенина, В. В. Шелковников, *Справочные материалы по химии* (Томск: 2007).
 34. *Periodic Table with Element Names and Electronegativity*; <http://surl.li/dkhxg>
 35. *Guide–Scientific.com. Educational Portal*; <https://guide-scientific.com/>
 36. *Interactive Periodic Table of Elements*; <https://periodictable.me/palladium-electron-configuration/>
 37. A. Takeuchi and A. Inoue, *Mater. Trans.*, **46**, No. 12: 2817 (2005).
 38. J. W. Yeh, S. K. Chen, S. J. Lin, J. Y. Gan, T. S. Chin, T. T. Shun, C. H. Tsau, and S. Y. Chang, *Adv. Eng. Mater.*, **6**, No. 5: 299 (2004).
 39. A. K. Singh, K. Kumar, A. Dwivedi, and A. Subramaniam. *Intermetallics*, **53**, No. 10: 112 (2014).
 40. X. Yang, Y. Zhang, and P. K. Liaw, *Procedia Eng.*, **36**, No. 3: 292 (2012).
 41. S. Guo and C. Liu, *Prog. Nat. Sci.: Mater. Int.*, **21**, No. 6: 433 (2011).
 42. L. Jiang, Y. P. Lu, H. Jiang, T. M. Wang, B. N. Wei, Z. Q. Cao, and T. J. Li, *Mater. Sci. Technol.*, **32**, No. 6: 588 (2016).
 43. S. Guo, C. Ng, J. Lu, and C. T. Liu, *J. Appl. Phys.*, **109**, 103505 (2011).

REFERENCES

1. B. Geddes and H. Leon, *Superalloys. Alloying and Performance* (ASM International: 2010).
2. S. B. Belikov and A. D. Koval, *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, **2**: 20 (1995) (in Ukrainian).
3. Ch. T. Sims, *Supersplavy II: Zharoprochnyye Materialy dlya Aerokosmicheskikh i Promyshlennykh Energoustanovok* [Superalloys II: High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power Applications] (Moskva: Metallurgiya: 1995) (Russian translation).
4. O. A. Ojo, N. L. Richards, and M. C. Chaturvedi, *J. Scr. Mater.*, **50**, No. 10: 641 (2004).
5. A. Ghasemi and M. Pouranvari, *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **24**, No. 4: 342 (2019).
6. L. Hardwick, P. Rodgers, E. Pickering, and R. Goodall, *Metall. Mater. Trans. A*, **52**: 2534 (2021).

7. D. Kay, *Industrial Heating*, **70**, No. 11: 33 (2003).
8. A. Rabinkin, *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **9**, No. 3: 181 (2004).
9. V. V. Kurenkova, L. K. Doroshenko, and I. S. Malashenko, *Paton Welding J.*, **6**: 14 (2009).
10. X. Huang, *Weld. J.*, **93**, No. 7: 232 (2014).
11. V. F. Khorunov, S. V. Maksymova, and V. G. Ivanchenko, *Paton Welding J.*, **9**: 26 (2004).
12. H. V. Yermolayev, V. V. Kvasnyts'kyi, V. F. Kvasnyts'kyi, S. V. Maksymova, V. F. Khorunov, and V. V. Chyhar'ov, *Payannya Materialiv* (Mykolayiv: NUK: 2015) (in Ukrainian).
13. S. Maksymova, V. Voronov, and P. Kovalchuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41** No. 11: 1539 (2019) (in Russian).
14. M. Salmaliyan and M. Shamanian, *Heat Mass Transf.*, **55**, No. 8: 2083 (2019).
15. X. J. Yuan, M. B. Kim, and C. Y. Kang, *Mater. Sci. Technol.*, **27** No. 7: 1191 (2011).
16. M. Abdelfatah and O. A. Ojo, *Mater. Sci. Technol.*, **25** No. 1: 61 (2009).
17. D. Luo, Y. Xiao, L. Hardwick, R. Snell, M. Way, X. Sanuy Morell, F. Livera, N. Ludford, C. Panwisawas, H. Dong, and R. Goodall, *Entropy*, **23**, No. 1: 78 (2021).
18. W. Tillmann, T. Ulitzka, L. Wojarski, M. Manka, and D. Wagstyl, *Weld. World*, **64**, No. 1: 201 (2020).
19. W. Tillmann, T. Wojarski, D. Stangier, M. Manka, and C. Timmer, *Weld. World*, **64**, No. 9: 1597 (2020).
20. D. Bridges, S. Zhang, S. Lang, M. Gao, Z. Yu, Z. Feng, and A. Hu, *Mater. Lett.*, **215**, No. 12: 11 (2018).
21. J. Yeh, *Annales De Chimie – Science des Materiaux*, No. 31: 633 (2006).
22. W. Tang and J. Yeh, *Metall. Mater. Trans. A*, **40**, No. 6: 1479 (2009).
23. Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang, M. C. Gao, K. A. Dahmen, P. K. Liaw, and Z. P. Lu, *Prog. Mater. Sci.*, **61**, No. 4: 1 (2014).
24. A. Li and X. Zhang, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, **22**, No. 3: 219 (2009).
25. A. E. Shapiro, *Proc. Int. Conf. Brazing and Soldering (Oct. 3–6, 2021, Miami)*.
26. T. B. Massalski, *Binary Alloy Phase Diagrams* (Metals Park, Ohio: ASM International: 1990) (in CD).
27. B. Vishwanadh, N. Sarkar, S. Gangil, S. Singh, R. Tewari, G. K. Dey, and S. Banerjee, *Scr. Mater.*, **124**, No. 11: 146 (2016).
28. X. Sun, H. Zhang, S. Lu, X. Ding, Y. Wang, and L. Vitos, *Acta Mater.*, **140**, No. 5: 366 (2017).
29. Y. Zhang, Z. P. Lu, S. G. Ma, P. K. Liaw, Z. Tang, Y. Q. Cheng, and M. C. Gao, *MRS Commun.*, **4**, No. 2: 57 (2014).
30. M. C. Gao, J. W. Yeh, P. K. Liaw, and Y. Zhang, *High-Entropy Alloys*, (Switzerland: Springer Int. Publ.: 2016).
31. X. S. Morell, R. Goodall, E. Pickering, P. Webb, P. Rodgers, E. S. De Cambra, and L. T. Marguez, *Proc. Int. Conf. Brazing and Soldering (Oct. 3–6, 2021, Miami)*.
32. V. G. Ivanchenko, S. P. Oshkad'orov, and S. M. Severina, *Metalozn. Obrobka Met.*, **1**: 21 (2014).
33. L. N. Myshenina and V. V. Shelkovnikov, *Spravochnyye Materialy po Khimii* (Tomsk: 2007).
34. *Periodic Table with Element Names and Electronegativity*;

- <http://surl.li/dkhxg>
35. *Guide-Scientific.com. Educational Portal*; <https://guide-scientific.com/>
36. *Interactive Periodic Table of Elements*; <https://periodictable.me/palladium-electron-configuration/>
37. A. Takeuchi and A. Inoue, *Mater. Trans.*, **46**, No. 12: 2817 (2005).
38. J. W. Yeh, S. K. Chen, S. J. Lin, J. Y. Gan, T. S. Chin, T. T. Shun, C. H. Tsau, and S. Y. Chang, *Adv. Eng. Mater.*, **6**, No. 5: 299 (2004).
39. A. K. Singh, K. Kumar, A. Dwivedi, and A. Subramaniam, *Intermetallics*, **53**, No. 10: 112 (2014).
40. X. Yang, Y. Zhang, and P. K. Liaw, *Procedia Eng.*, **36**, No. 3: 292 (2012).
41. S. Guo and C. Liu, *Prog. Nat. Sci.: Mater. Int.*, **21**, No. 6: 433 (2011).
42. L. Jiang, Y. P. Lu, H. Jiang, T. M. Wang, B. N. Wei, Z. Q. Cao, and T. J. Li, *Mater. Sci. Technol.*, **32**, No. 6: 588 (2016).
43. S. Guo, C. Ng, J. Lu, and C. T. Liu, *J. Appl. Phys.*, **109**, 103505 (2011).

PACS numbers: 46.55.+d, 62.20.Qp, 62.40.+i, 81.40.Lm, 81.40.Pq

The Influence of Structuring Surfaces and Slide Burnishing on Tribological Properties

W. Koszela, P. Bałon^{*,**}, S. E. Rejman^{***}, B. Kielbasa^{*}, R. Smusz^{***},
and M. Bembenek^{**}

*Rzeszow University of Technology,
Department of Manufacturing Processes and Production Engineering,
al. Powstańców Warszawy 12,
PL-35959 Rzeszow, Poland*

**ZPU Mirosław Pogoda,
al. Wojska Polskiego 36,
PL-39300 Mielec, Poland*

***AGH University of Science and Technology,
Faculty of Mechanical Engineering and Robotics,
al. Mickiewicza 30-B2,
PL-30059 Krakow, Poland*

****Rzeszow University of Technology, Department of Machine Design,
al. Powstańców Warszawy 12,
PL-35959 Rzeszow, Poland*

The shaping of sliding surfaces of steel parts and friction pairs is a great potential for solving problems in the field of sliding pairs, such as: reduction of friction resistance, increase in lift, control of slotted flows, heat dissipation, and increasing the durability of friction pairs. The article presents tribological tests of a mapped sliding node based on selected vane pump components. The tests are carried out on the T-11 tribological tester (pin on disc) and are comparative in relation to standard elements. Surface changes in the tested friction nodes include the use of two additional machining processes, *i.e.*, slide burnishing and texturing. The material for the samples is carbonitrided and heat-treated C22E steel, while the material for the counter-samples is E295 steel with a hardness of 160 *HB* (non-heat-treated). The use of addi-

Corresponding author: Michał Bembenek
E-mail: bembenek@agh.edu.pl

Citation: W. Koszela, P. Bałon, S. E. Rejman, B. Kielbasa, R. Smusz, and M. Bembenek, The Influence of Structuring Surfaces and Slide Burnishing on Tribological Properties, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 3: 403–421 (2023).
DOI: [10.15407/mfint.45.03.0403](https://doi.org/10.15407/mfint.45.03.0403)

tional processes in the form of burnishing and texturing on the sliding surfaces significantly reduces the friction coefficient by about 15% and reduces the resistance to movement for the tested combination. Tribological tests are carried out in two variants, *i.e.*, with a constant sliding speed and variable load as well as with constant load and variable sliding speed about 50%. The authors conduct a number of studies, the results of which can be found in this work, in particular, for applications for the co-operation of parts of injection pumps.

Key words: steel, surface structuring, slide burnishing, texturing, lubrication pockets, tribological properties.

Вивчення процесів формування поверхонь ковзання крицевих деталей і пар тертя уможлиблює вирішення цілого ряду проблем, пов'язаних із парами ковзання, таких як: зменшення опору тертя, збільшення підйомної сили, керування щільними потоками, розсіювання тепла та підвищення довговічності пар тертя. У статті представлено результати трибологічних випробувань, які моделюють вузол ковзання на основі обраних компонентів лопатевого насоса. Випробування проводилися на триботестері T-11 (схема тертя штифта по диску) та порівнювалися зі схемами із стандартних елементів. Зміни поверхні в тестованих вузлах тертя включали використання двох додаткових процесів механічного оброблення, а саме, вигладжування ковзанням і текстурування. Матеріалом для зразків було азотовано та термічно оброблено крицю C22E, а матеріалом для контрзразків було обрано крицю E295 із твердістю у 160 HB (без термооброблення). Застосування додаткового оброблення у вигляді вигладжування та текстурування на поверхнях ковзання значно понизило коефіцієнт тертя (приблизно на 15%) та зменшило опір руху для досліджуваної комбінації. Трибологічні випробування проводились у двох варіантах, а саме, з постійною швидкістю ковзання та змінним навантаженням і з постійним навантаженням та змінною швидкістю ковзання близько 50%. Результати досліджень, наведені в даній роботі, можуть бути використані, зокрема для застосування під час виготовлення деталей інжекторних насосів.

Ключові слова: криця, поверхневе структурування, ковзне вигладжування, текстурування, мастильні кишені, трибологічні властивості.

(Received February 13, 2023; in final version, February 28, 2023)

1. INTRODUCTION

Changes occurring in the elements of injection pumps, especially the supply pumps caused by friction forces and physical and chemical phenomena occurring during the operation of a diesel engine pump, are called scuffing. As a result of attraction, there is a continuous change in dimensions, loss of material or plastic deformation of some parts working in the supply pump (vane) or the injection pump of a diesel engine. Theoretical analysis of cyclic sliding in frictional contact [1], behaviour of coated parts under local load [2–5], contact interaction in damaged

TABLE 1. The chemical composition of C22E steel.

Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al
0.17–0.24	0.35–0.65	0.15–0.40	<0.040	<0.040	<0.3	<0.3	<0.1	<0.1

bodies [6] are often useful for explaining wear phenomena. The papers [7–9] present the methods to determine contact stresses on the surfaces of conjugate parts and to specify a relation between the maximum operational loads and slip zone dimensions for friction contact. There are many methods to reduce or eliminate the phenomenon of wear [10]. The most commonly used include heat treatment (surface hardening), thermochemical treatment (hardening nitriding, carburizing), plastic processing (burnishing, structuring), and coatings.

The authors [11, 12] proposed the concept of a rational choice of materials for the manufacture of parts; and the papers [13–15] developed theoretical approaches to select the composition of materials and technological parameters for the strengthening process. Optimizations of manufacturing processes are used to increase machine part durability [16], including taking into account technological heredity [17, 18] to ensure the reliable functioning of products with coatings during the life cycle [19]. High-quality balancing [20] and stable lubrication of moving elements of friction pairs [21] are necessary to ensure reliable operation of machines and mechanisms.

The structuring of rubbing surfaces has a significant impact on the processes occurring in the sliding association. The surface condition is the dominant quality factor in a tribological node [22]. Increasing the durability and efficiency of machines and devices, among others attributes, by limiting unfavourable friction phenomena, prompts the

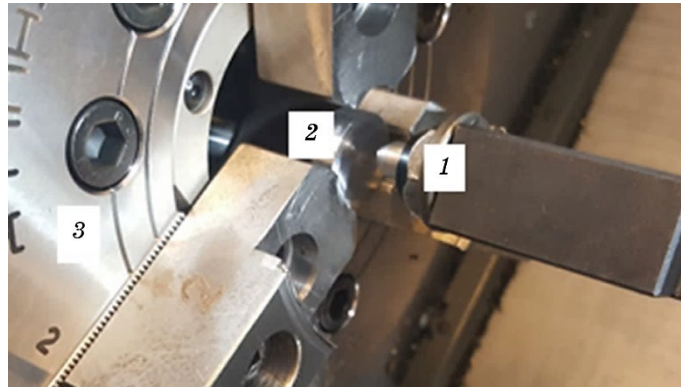


Fig. 1. The process of sliding burnishing of the sample surface: 1—DB-3 burnishing tool, 2—sample, 3—three-jaw chuck.

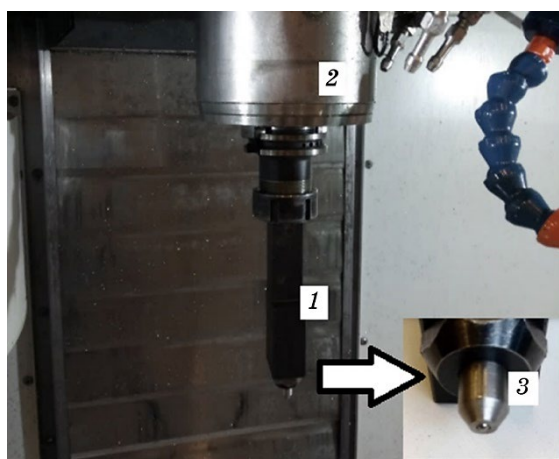


Fig. 2. DB-3 burnishing tool adapted for structuring counter-samples: 1—DB-3 burnishing tool, 2—CNC milling spindle, 3—forming element.

search for surface treatment technologies that will positively affect the reduction of resistance to movement and wear [23].

To protect pump parts from wear and corrosion, coatings applied in various ways are used, for example, electrochemical chromium plating in a calm electrolyte [24, 25] and flowing electrolyte [26–28], diamond-galvanic coatings [29] electrospark alloying [30–32], laser alloying [33], ion-plasma coatings [34], plasma electrolytic oxidation [35–37] and surfacing [38–41] *etc.*

Various technological methods are also used to improve the operational properties of machine parts. Among them stand out: surface plastic deformation—ultrasonic impact treatment [42, 43] and vibration treatment with steel balls [44], friction strengthening treatment

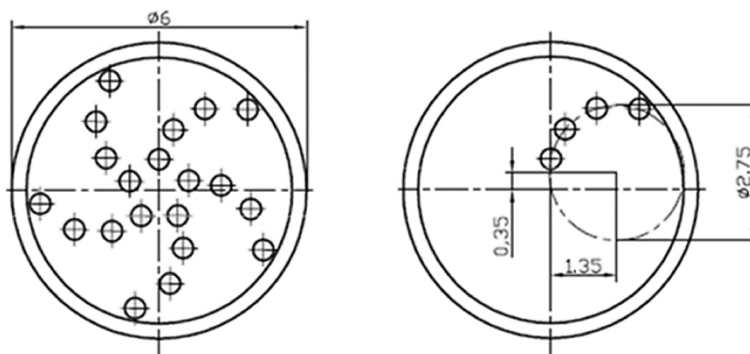


Fig. 3. Distribution of depressions on the surface of the counter-sample (fragment of the working drawing).

TABLE 2. Technical data of the tribological test stand (T-11).

Technical data	
Movement type	Sliding
Contact geometry	Diffused or concentrated
Nominal diameter of the disc	25.4 mm (1")
Sliding speed	to 0.6 m/s
Load	to 50 N
Friction radius	to 10 mm
Temperature in the test chamber	to 300°C

[45–47], diamond polishing of steels and coatings [48–50]. Such processing allows you to smooth out irregularities, reduce roughness, and create the necessary microprofile of the part surfaces. In addition, residual compressive stresses are formed in the surface layer and its hardness increases, which provides a corresponding increase in fatigue strength under cyclic loads and wear resistance of parts, as well as corrosion resistance.

The choice of the basic technology for shaping a specific geometric surface (SGP) is hampered by the variety of machine elements mainly due to their shape, dimensions, surface roughness, heat treatment, accuracy of workmanship, material used, coatings, *etc.* [51]. For this reason, there is a need to adapt already existing processing methods for texturing, modify them or designing new processing methods [52–57]. Advantage of machining units is the possibility of utilizing the advantageous features of SGP immediately after the basic machining (*e.g.*, turning or burnishing) in the same mounting. In some cases, this is essential and definitely improves the quality of texturing. In the literature or reported inventions [58–60], one can find various designs of tools cooperating with conventional or computer numerical control (CNC) machine tools.

In general, to shape specific machining marks and lubrication pockets on sliding surfaces, the technologies of ablation and non-aberration machining and (but to a lesser extent) incremental methods are used. Publication [61–63] presents exemplary methods of loss-free and loss-less methods technology of shaping regular SGP.

Removal methods: machining (turning, milling, planning, drilling, *etc.*), abrasive processing (grinding, honing, oscillating superfinishing, micro-polishing, abrasive blasting, *etc.*), erosion and chemical machining (chemical and electro-chemical etching, electrical discharge machining), high-energy machining (laser treatment, electron beam treatment, high-pressure water jet treatment, plasma treatment).

Non-loss machining methods: embossing using a forming element,

sliding, oscillating, impulse, eccentric burnishing, *etc.*, sintering of metal powders with texturizing of the sliding surface.

The desired tribological features of the geometric structure of the surface are closely related to its shape and geometric parameters kinematic parts mating. They usually depend on the shaping method and way. For the surface with a shaped texture of tenths of a millimetre or larger and relatively low hardness, conventional or CNC machine tools are usually sufficient. The use of conventional machining methods to shape lubricant pockets is limited by the speed and efficiency of machining, especially for serial or mass production. With small quantities of manufactured products or samples for laboratory testing, this is acceptable. The production of items possessing more textured surfaces requires the use of tooling to improve performance or more efficient texturing methods must be used. Machine tools can also be equipped with specially designed heads or instrumentation increasing machining capabilities. This method is most often used when introducing new products with a modified sliding surface to production. The analysis of literary sources and patents showed the lack of information on the rational selection of modes of diamond smoothing of operational surfaces to form a regular relief and, accordingly, high operational characteristics of steel parts.

The aim of the conducted research was to determine the impact and usefulness of the technology of structuring friction surfaces and sliding burnishing on the tribological properties of selected elements of a vane pump. In addition, the main goal was to search for a method of significantly reducing the wear of heavily loaded cooperating elements of the pump unit and to increase their durability, including cyclical variables. The tests were comparative in relation to the reference samples, which were made in accordance with the technology used by the manufacturer of the vane pump (ZPU Mirosław Pogoda) [64, 65].

TABLE 3. Parameters of tribological tests in the load variant.

Test parameters (load variant)	
Test temperature	23–24°C
Rotation speed	150 rpm (constant)
Lubricant used	Kalibrol LUX
Amount of lubricant	4 ± 0.1 ml
Test length	1500 s
Normal load	From 10 N to 50 N in steps of 10 N
Duration of a single step	300 s

TABLE 4. Test parameters in the speed variant.

Test parameters (load variant)	
Test temperature	23–24°C
Rotation speed	From 150 to 400 rpm with a step 50 rpm
Lubricant used	Kalibrol LUX
Amount of lubricant	$4 \pm 0,1$ ml
Test length	1800 s.
Normal load	20 N (constant)
Duration of a single step	300 s

2. EXPERIMENTAL DETAILS

2.1. The Research Program

The research program included: preparation of test samples and counter-samples, specific geometric surface measurements of reference samples and counter-samples, burnishing of samples, structuring counter-samples, specific geometric surface measurements of burnished samples, specific geometric surface measurements of textured counter-samples, tribological tests of reference samples and counter-samples, specific geometric surface measurements after tribological tests, tribological tests of samples and counter-samples after burnishing and structuring, specific geometric surface measurements after tribological tests.

2.2. The Samples

C22E type carbon steel used for the tests was used for injection pump components with good weldability, not requiring high strength properties in the heat-treated state.

In the softening annealed state, the steel is characterized by good machinability, in turn, in the normalized state, the material shows much better susceptibility to mechanical cutting (Table. 1). Importantly, the steel does not show spring-back after thermochemical treatment up to 60 *HTC*, *e.g.* after carbonitriding to a depth of 0.3–0.4 mm. For testing used samples: St. WAZ + H25 and anti-sample St. 160HB35. Statistical analysis of test results and statistical evaluation were performed with constant variance. When analysing the test results, constraints on the designated functions approximating the test results were assumed. Test results presented using regression functions for specific assumed tribological properties.

In the heat-treated state after carbonitriding, the material has the following parameters: tensile strength, $R_m = 470\text{--}650$ MPa, yield strength, $R_e > 290$ MPa, elongation, $A > 20\%$, restriction, $Z > 50\%$, impact strength, $KV > 50$ J.

Particularly heavily loaded samples, subject to frictional wear, for which thermo-chemical treatment (carbonitriding) to a depth of 0.3–0.5 mm and hardening to a hardness of approx. 60 ± 2 HRC were used in the tests.

2.3. The Surface Treatment

In the presented article, a CNC lathe and milling machine as well as sliding burnishing equipment were used to modify the geometric structure of the surface of the samples and counter-samples. In order to carry out an additional structuring process, the burnishing element in a commercial sliding burnishing machine was modified. At this stage of the research, it was the most advantageous solution both in terms of time and in terms of cost. Sliding burnishing and structuring were carried out on a HAAS CNC lathe and milling station, using a special tool in the form of a DB-3 burnishing tool from Cogsdill [66]. Figure 1 show a sample mounted in the machine tool holder immediately after the sliding burnishing operation.

The forming element of the burnishing tool (Figure 2) was adapted to the operation of structuring the friction surfaces of the counter-samples, so that by pressing the indenter, lubricating micropockets in the shape of a spherical segment were obtained. The arrangement of the depressions on the machined surface was made in accordance with the working drawing (Fig. 3). Picks were placed on a circle with a di-

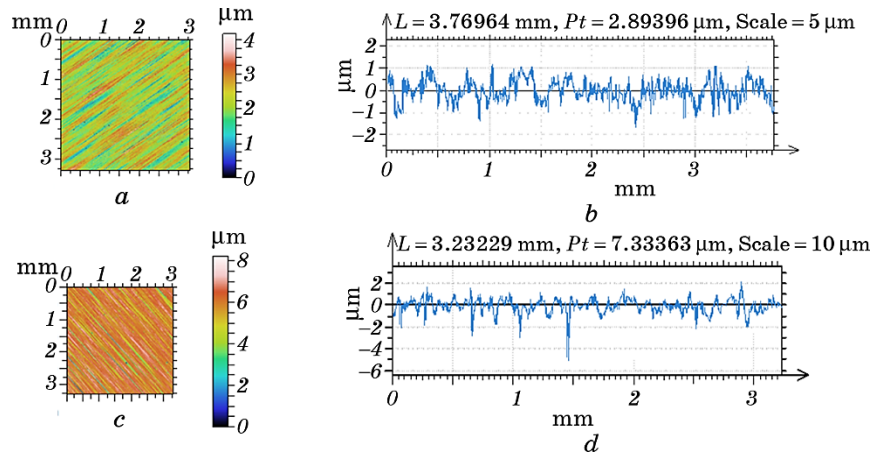


Fig. 4. Contour maps (*a*, *c*) and roughness profiles (*b*, *d*) of the St. WAZ + H1 (*a*, *b*) sample and the St. 160HB1 (*c*, *d*) counter-sample before tribological tests.

TABLE 5. Selected parameters of the surface topography of the sample St. WAZ + H1 (*a*, *b*) and the counter-sample St. 160HB1 (*c*, *d*) before tribological tests.

Surface parameter	St. WAZ + H1	St. 160HB1
S_q —mean squared deviation height of surface irregularities from the reference plane, μm	0.519	0.800
S_{sk} —skewness factor of the distribution topography heights (ordinates) surface	−0.222	−1.667
S_{ku} —distribution concentration factor topography heights (ordinates) surface	3.149	8.845
S_p —the height of the highest elevation of the 3D profile, μm	1.942	2.256
S_v —value of the lowest 3D profile recess, μm	2.229	5.980
S_z —maximum height of the 3D profile, μm	4.172	8.236
S_a —arithmetic mean deviation height of surface irregularities from the reference plane, μm	0.412	0.5750
S_{al} —the smallest length of the segment, at which the autocorrelation function reaches value 0.2, Mm	0.035	0.018

ameter of 2.75 mm every 0.7 mm in the arc measure, in five-fold and even distribution on the sliding surface [67–71].

2.4. The Tribological Tests

Tribological tests were carried out using the T-11 (ITEPIB) pin on disc tester. It is a tester designed to evaluate the tribological properties of friction pairs and lubricating materials operating in unidirectional slip conditions. It is used primarily for tests aimed at determining wear and resistance to motion in the tested friction node. The research association consisted of a mandrel pressed against a rotating disc with a given force. Technical data of the tribological test stand are presented in Table 2.

In order to reproduce the distributed contact, a modified counter-sample mounting system was used. In this arrangement, the counter-sample was mounted oscillatingly in order to ensure a distributed contact and to eliminate any errors in manufacturing or fixing the samples on the device. Considering the wide range of loads exerted on the mated surfaces in the real friction node, a step test was used. It consisted in cyclical increase of the load every predetermined period. Other test parameters, such as the sliding speed or the volume of the lubricant used, remained unchanged. This type of tribological tests was called the load variant and its parameters are presented in Table 3.

The second-test variant was tests with variable sliding speed. Constant load and lubricant volume were used. The rotational speed of the disc was variable, which was aimed at examining how the friction force would change as a function of variable sliding speeds. The test parameters in the speed variant are presented in Table 4.

2.5. Investigation of the Structure and Properties of the Surfaces

To perform measurements of the geometric structure of the surface (SGP), an optical device using the Talysurf CCI coherent correlation interferometry method by Taylor Hobson [72] was used, equipped with a five-fold magnification lens. A single measurement consists of a 1024 by 1024 matrix containing coordinates from surface irregularities. The measurement area was 3×3 mm. The vertical resolution was 0.01 nm. Contour maps, roughness profiles and selected surface topography parameters were used for the study. The parameters of the geometric structure of the surface were calculated and visualized using the TalyMap—Digital Surf software [73, 74].

List of abbreviations and symbols used: S_a —arithmetic average height of the surface, S_{al} —autocorrelation length, S_{pq} —mean square slope of the surface, S —coefficient of slope of the surface, S_p —height of the highest vertex of the surface, S_{pc} —average curvature of the top fillet radius, S_{pd} —vertex density, S_q —root mean square height of the surface, S_{sk} —surface asymmetry coefficient, S_{tr} —aspect ratio of the surface, St . WAZ + H—sample designation, St . 160HB—marking of the counter-sample, S_v —coefficient of the largest bottom of the sur-

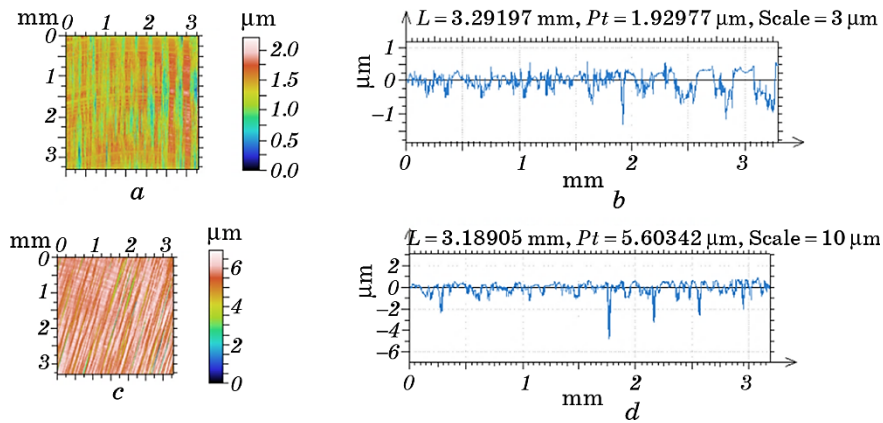


Fig. 5. Contour maps (*a*, *c*) and roughness profiles (*b*, *d*) of the *St*. WAZ + H1 (*a*, *b*) sample and the *St*. 160HB1 (*c*, *d*) counter-sample after tribological tests.

TABLE 6. Selected parameters of the surface topography of the sample St. WAZ + H1 (*a*, *b*) and the counter-sample St. 160HB1 (*c*, *d*) after tribological tests.

Surface parameter	St. WAZ + H1	St. 160HB1
$S_q, \mu\text{m}$	0.273	0.683
S_{sk}	-0.617	-2.338
S_{ku}	3.527	11.824
$S_p, \mu\text{m}$	0.879	1.258
$S_v, \mu\text{m}$	1.334	5.682
$S_z, \mu\text{m}$	2.213	6.940
$S_a, \mu\text{m}$	0.216	0.4812
S_{al}, Mm	0.0547	0.017

face, S_z —the greatest height of the surface.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Study of Roughness

Figure 4 shows contour maps and roughness profiles, and Table 5 shows selected parameters of the surface topography of carbonitrided and hardened samples marked St. WAZ + H1 and counter-samples made of softened steel St. 160HB1 (before tribological tests). The surfaces of the sample and counter-sample were made in accordance with the technology of the manufacturer of the vane pump—ZPU Mirosław Pogoda.

The height of the surface roughness of the counter-sample was greater than the height of the roughness of the sample surface. The Ra parameter of the sample surface is about $0.35 \mu\text{m}$, and the counter-sample is $0.47 \mu\text{m}$. Both surfaces are unidirectional, anisotropic surfaces.

Figure 5 shows contour maps and roughness profiles, and Table 6 shows selected parameters of the surface topography of the St. WAZ + H1 sample and the St. 160HB1 counter-sample (after tribological tests). Traces are visible on the contour maps of the sample and counter-sample surfaces abrasion. Traces are visible on the contour maps of the sample and counter-sample surfaces abrasion. It was reduced the height of the surface roughness. The Ra value of the sample decreased to $0.2 \mu\text{m}$, and the value of the antisample to $0.35 \mu\text{m}$. The density decreased, and the radius of rounding the vertices of the mating surfaces increased.

3.2. Research Nodes with a Modified Surface

Figure 6 presents contour maps and surface unevenness profiles, and table 7 shows selected parameters of the surface topography of the St. WAZ + H25 sample and the St. 160HB35 counter-sample before tribological tests. The disc (sample) was slid burnished with a DB-3 burnisher at a constant speed of 5 m/min and a feed rate of 0.05 mm/rev., and lubrication pockets were made on the surface of the counter-sample using a CNC milling machine and a modified burnishing element.

The height of the counter-sample unevenness was greater than the height of the sample surface. However, the values of the Ra parameter of the sample and the counter-sample in the area free of pits were the same and amounted to about $0.35\ \mu\text{m}$. The surface of the sample is anisotropic and the counter-sample is isotropic due to the presence of dimples. The width of the pits is about $0.5\ \text{mm}$ and the depth was about $15\ \mu\text{m}$.

Figure 7 shows contour maps and surface unevenness profiles, and

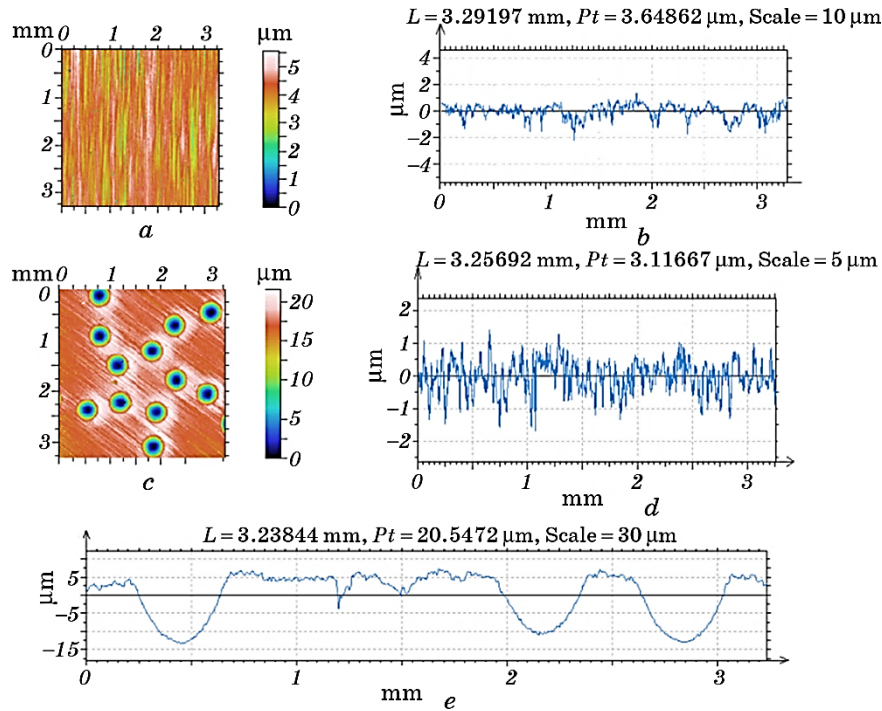


Fig. 6. Contour maps (*a*, *c*) and roughness profiles (*b*, *d*) of the St. WAZ + H25 sample (*a*, *b*) and the St. 160HB35 counter-sample (*c*, *d*) before tribological tests, Figure *e* shows the roughness profile counter-samples passing through the lubrication pockets.

TABLE 7. Selected parameters of the surface topography of the sample St. WAZ + H25 (*a*, *b*) and the counter-sample St. 160HB35 (*c*, *d*) before tribological tests.

Surface parameter	St. WAZ + H1	St. 160HB1
$S_q, \mu\text{m}$	0.529	3.921
S_{sk}	-0.934	-2.288
S_{ku}	4.608	7.767
$S_p, \mu\text{m}$	1.503	5.297
$S_v, \mu\text{m}$	4.078	16.237
$S_z, \mu\text{m}$	5.582	21.534
$S_a, \mu\text{m}$	0.409	2.491
S_{al}, Mm	0.043	0.195

Table 8 contains selected parameters of the surface topography of the St. WAZ + H25 sample and the St. 160HB35 counter-sample after tribological tests.

The heights of the sample and counter-sample unevenness decreased due to tribological wear. The dimensions of the lubrication pockets have also decreased. On the other hand, the height radii of the surface irregularities of the sample and counter-sample increased.

3.3. Tribological Tests

Tribological tests were carried out in a random order and included material pairs containing carbonitrided and hardened steel samples and steel counter-samples with a hardness of 160 HB. Two types of tests were performed: with a variable load and with a variable sliding speed. The cumulative results are shown in Figs. 8 and 9.

The coefficient of friction for the unmodified friction pair had an almost constant value regardless of the load and its average value was in the range from 0.17 to 0.175.

For tests with variable load and the use of an additional burnishing operation, the average value of the friction coefficient was reduced by 8% (worst case) and 24% (best case). A negative effect was the increase in the dispersion of results, especially at loads of 10 N and 20 N. The additional use of the structuring process resulted in the stabilization of the friction coefficient, at the expense of a slight increase in the coefficient of friction compared to burnished friction pairs.

During tests with variable rotational speed, it was shown that both modifying the mating surface by burnishing and structuring cause a significant reduction in the coefficient of friction. The best results

were obtained at higher sliding speeds.

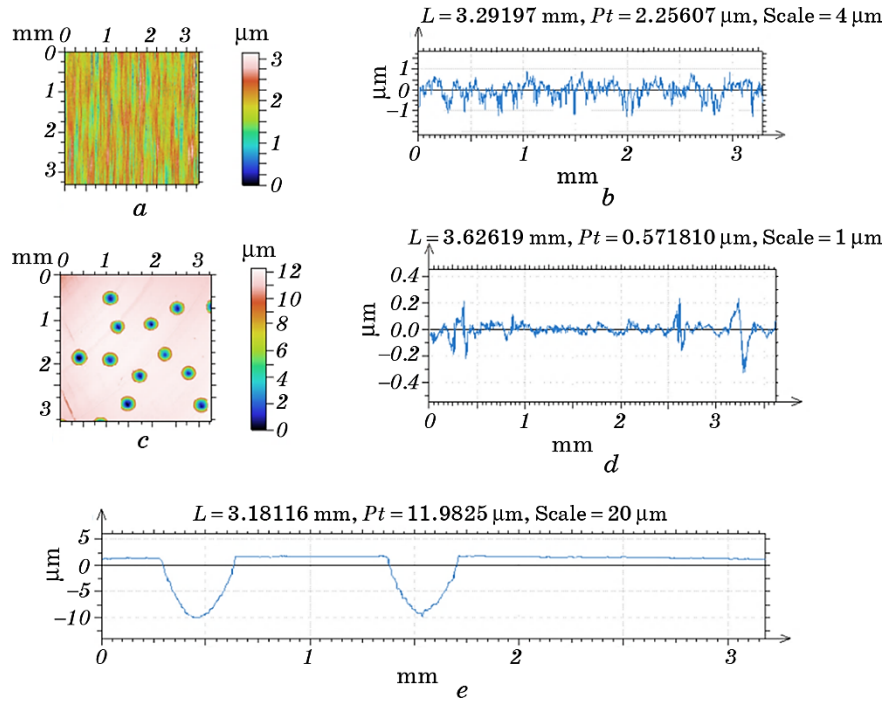


Fig. 7. Contour maps (*a*, *c*) and roughness profiles (*b*, *d*) of the St. WAZ + H25 (*a*, *b*) and counter-sample St. 160HB35 (*c*, *d*) after tribological tests, Figure *e* shows the counter-sample irregularity profile passing through the lubrication pockets.

TABLE 8. Selected parameters of the surface topography of the sample St. WAZ + H25 (*a*, *b*) and the counter-sample St. 160HB35 (*c*, *d*) after tribological tests.

Surface parameter	St. WAZ + H1	St. 160HB1
$S_q, \mu\text{m}$	0.405827	1.93428
S_{sk}	-0.57216	-3.55478
S_{ku}	3.55489	15.1913
$S_p, \mu\text{m}$	1.24705	1.20922
$S_v, \mu\text{m}$	1.88821	11.1172
$S_z, \mu\text{m}$	3.13526	12.3264
$S_a, \mu\text{m}$	0.317928	1.01653
S_{al}, Mm	0.0327806	0.172914

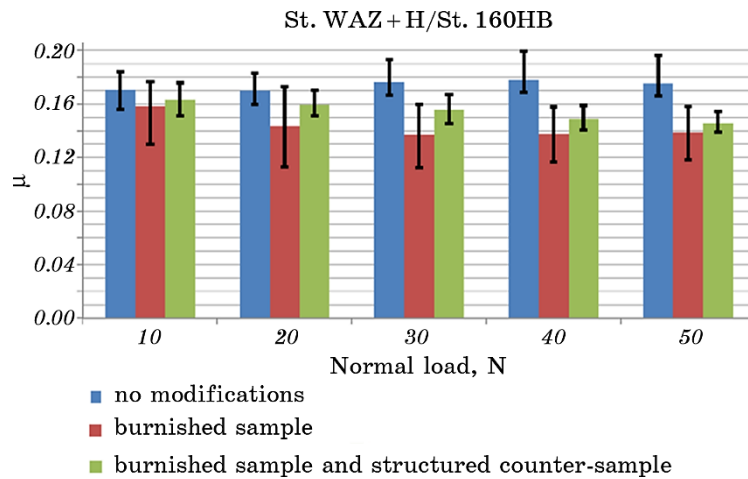


Fig. 8. Average values of the coefficient of friction depending on the normal load with the dispersion of the results.

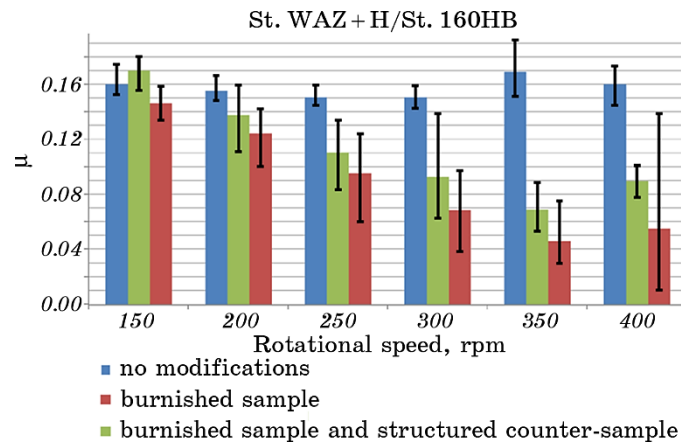


Fig. 9. Average values of the coefficient of friction depending on the rotational speed along with the dispersion of the results.

For the friction pair modified by sliding burnishing, the reduction of the friction coefficient was obtained by a maximum of 66% compared to unmodified surfaces, and in the case of burnishing and structuring by as much as 73% (for 350 rpm).

4. CONCLUSION

In the conducted tests, the relationship between the work parameters

and the parameters of the surface texture of steel parts was analysed. The texture is formed by a series of circular recesses in the shape of a sphere, the radius of which is several times greater than its depth. A very clear influence of the ratio of the microcavity depth to its diameter was found for reducing abrasion, which can be optimized for a given parameter. The analysis shows that the effectiveness of microcavities depends on hydrostatic and hydrodynamic processes inside injection pump what has an impact on reduction of friction resistance. The use of additional processes in the form of burnishing and texturing of the sliding surfaces significantly reduced the friction coefficient by about 15% and reduced the resistance to motion for the tested joint. Because of their own research, the authors came to the following conclusions:

1. Burnishing, as a process that reduces friction and wear, achieves better results than surface structuring at low speeds, where hydrodynamic forces are probably not generated.
2. Structuring of surfaces operating at low sliding speeds leads only to the stabilization of the friction coefficient at variable loads and a reduction in the dispersion of the obtained results.
3. The hydrodynamic force generated on structured surfaces causes a very large reduction in the resistance to motion. To achieve it, it is necessary to achieve an appropriate relative sliding speed.
4. As a result of tribological tests, the height of surface irregularities decreased for both the sample and the counter-sample, and the rounding radii of the tops of the mating surfaces increased as a result of surface lapping.
5. Sliding burnishing, and especially surface structuring, can be recommended as technologies that improve cooperation in sliding nodes operating in the presence of a lubricant.

Research co-financed by the project No. RPPK.01.02.00-18-0029/19 entitled 'R&D works on an innovative injection pump dedicated to engines of heavy vehicles and special-purpose equipment' co-financed by the European Regional Development Fund.

REFERENCES

1. I. Yo. Popadyuk, I. P. Shats'kyi, V. M. Shopa, and A. S. Velychkovych, *J. Math. Sci.*, **215**: 243 (2016).
2. L. Y. Ropyak, I. P. Shatskyi, and M. V. Makoviichuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 5: 647 (2019) (in Ukrainian).
3. L. Ya. Ropyak, I. P. Shatskyi, and M. V. Makoviichuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 4: 517 (2017). (in Ukrainian).
4. M. Bembenek, M. Makoviichuk, I. Shatskyi, L. Ropyak, I. Pritula, L. Gryn, and V. Belyakovskiy, *Sensors*, **22**, No. 21: 8105 (2022).
5. I. P. Shatskyi, V. V. Perepichka, and L. Y. Ropyak, *Metallofiz. Noveishie*

- [Tekhrol., 42, No. 1: 69 \(2020\)](#) (in Ukrainian).
6. I. P. Shatskii, *J. Math. Sci.*, **103**, No. 3: 357 (2001).
7. M. Dutkiewicz, A. Velychkovych, I. Shatskyi, and V. Shopa, *Mater.*, **15**, No. 13: 4671 (2022).
8. I. Shatskyi, I. Vytvytskyi, M. Senyushkovych, and A. Velychkovych, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, **564**: 12073 (2019).
9. A. Velychkovych, *Eng. Solid Mechanics*, **10**, No. 3: 287 (2022).
10. S. Noga, E. Rejman, P. Balon, B. Kielbasa, R. Smusz, and J. Szostak, *Acta Mechanica et Automatica*, **16**, No. 3: 215 (2022).
11. S. Dobrotvorskiy, M. Balog, Y. Basova, L. Dobrovolska, and A. Zinchenko, *Advanced Manufacturing Processes* (Eds. V. Tonkonogiy, V. Ivanov, J. Trojanowska, G. Oborskyi, M. Edl, I. Kuric, I. Pavlenko, and P. Dasic) (Cham: Springer: 2020), p. 32.
12. L. S. Saakiyan, A. P. Efremov, and L. Ya. Ropyak, *Zashchita Metallov*, **25**, No. 2: 185 (1989) (in Russian).
13. T. Shihab, P. Prysyazhnyuk, R. Andrusyshyn, L. Lutsak, O. Ivanov, and I. Tsap, *Eastern-European J. Enterprise Technol.*, **1**, No. 12 (103): 38 (2020).
14. T. M. Radchenko, O. S. Gatsenko, V. V. Lizunov, and V. A. Tatarenko, *Prog. Phys. Met.*, **21**, No. 4: 580 (2020).
15. A. B. Melnick, V. K. Soolshenko, and K. H. Levchuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 10: 1387 (2020).
16. Ya. Kusyi, V. Stupnytskyi, O. Onysko, E. Dragašius, S. Baskutis, and R. Chatys, *Eksploatacja i Niezawodność—Maintenance and Reliability*, **24**, No. 4: 655 (2022).
17. Y. M. Kusyi and A. M. Kuk, *J. Phys.: Conf. Ser.*, **1426**: 012034 (2020).
18. W. Dai, C. Li, D. He, D. Jia, Y. Zhang, and Z. Tan, *Surf. Coat. Technol.*, **380**: 125014 (2019).
19. V. B. Kopei, O. R. Onysko, and V. G. Panchuk, *J. Phys.: Conf. Ser.*, **1426**, No. 1: 012033 (2020).
20. I. Drach, V. Royzman, A. Bubulis, and K. Juzėnas, *Mechanika*, **27**, No. 1: 45 (2021).
21. V. Kotsyubynsky, L. Shyyko, T. Shihab, P. Prysyazhnyuk, V. Aulin, and V. Boichuk, *Mater. Today: Proc.*, **35**, No. 4: 538 (2019).
22. M. Bembenek, J. Krawczyk, and K. Pańcikiewicz, *Eng. Failure Analysis*, **142**: 106843 (2022).
23. N. Senin and L. Blunt, *Characterisation of Areal Surface Texture* (Ed. R. Leach) (Berlin, Heidelberg: Springer: 2013), p. 179.
24. V. S. Protsenko, L. S. Bobrova, S. A. Korniy, A. A. Kityk, and F. I. Danilov, *Funct. Mater.*, **25**, No. 3: 539 (2018).
25. V. S. Protsenko, L. S. Bobrova, A. S. Baskevich, S. A. Korniy, and F. I. Danilov, *J. Chem. Technol. Metallurgy*, **53**, No. 5: 906 (2018).
26. L. Ropyak and V. Ostapovych, *Eastern-European J. Enterprise Technol.*, **2**, No. 5: 50 (2016) (in Ukrainian).
27. O. Bazaluk, O. Dubei, L. Ropyak, M. Shovkoplias, T. Pryhorovska, and V. Lozynskyi, *Energies*, **15**, No. 1: 83 (2022).
28. O. Ya. Dubei, T. F. Tutko, L. Ya. Ropyak, and M. V. Shovkoplias, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 2: 251 (2022) (in Ukrainian).
29. V. I. Lavrinenko, A. G. Lubnin, V. M. Tkach, I. P. Fesenko, and V. V. Smokvyna, *J. Superhard Materials*, **43**, No. 2: 145 (2021).

30. S. I. Kryshchtopa, D. Y. Petryna, I. M. Bogatchuk, I. B. Prun'ko, and V. M. Mel'nyk, *Mater. Sci.*, **53**, No. 3: 351 (2017).
31. V. B. Tarelnik, O. P. Gaponova, E. V. Konoplyantschenko, N. S. Yevtushenko, and V. A. Gerasimenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **11**, No. 6: 795 (2018).
32. V. M. Holubets, M. I. Pashechko, K. Dzedzic, J. Borc, and A. V. Tisov, *J. Friction Wear*, **41**, No. 5: 443 (2020).
33. V. V. Shyrokov, K. B. Vasylyv, Z. A. Duryahina, H. V. Laz'ko, and N. B. Rats'ka, *Mater. Sci.*, **45**, No. 4: 473 (2009).
34. S. A. Klimenko, I. A. Podchernjaeva, V. M. Beresnev, V. M. Panashenko, S. An. Klimenko, and M. Yu. Kopeikina, *J. Superhard Materials*, **36**, No. 3: 208 (2014).
35. L. Ropyak, T. Shihab, A. Velychkovych, V. Bilinskyi, V. Malinin, and M. Romaniv, *Ceramics*, **6**, No. 1: 146 (2023).
36. M. M. Student, I. B. Ivasenko, V. M. Posuvailo, H. H. Veselivs'ka, A. Y. Pokhmurs'kyi, Y. Y. Sirak, and V. M. Yus'kiv, *Mater. Sci.*, **54**, No. 6: 899 (2019).
37. L. Y. Ropyak, A. S. Velychkovych, V. S. Vytvytskyi, and M. V. Shovkoplias, *J. Phys.: Conf. Ser.*, **1741**, No. 1: 012039 (2021).
38. M. Bembenek, P. Prysyazhnyuk, T. Shihab, R. Machnik, O. Ivanov, and L. Ropyak, *Mater.*, **15**, No. 14: 5074 (2022).
39. B. O. Trembach, M. G. Sukov, V. A. Vynar, I. O. Trembach, V. V. Subbotina, O. Yu. Rebrov, O. M. Rebrova, and V. I. Zakiev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 4: 493 (2022).
40. J. Pawlik, J. Cieřlik, M. Bembenek, T. Gyrál, S. Kapayeva, and M. Kapkenova, *Mater.*, **15**, No. 17: 6019 (2022).
41. T. A. Shihab, L. S. Shlapak, N. S. Namer, P. M. Prysyazhnyuk, O. O. Ivanov, and M. J. Burda, *J. Phys.: Conf. Ser.*, **1741**: 012031 (2021).
42. S. P. Chenakin, B. N. Mordiyuk, and N. I. Khripta, *Appl. Surf. Sci.*, **470**: 44 (2019).
43. D. Pavlenko, E. Kondratiuk, Y. Torba, Y. Vyshnepolskyi, and D. Stepanov, *Eastern-European J. Enterprise Technol.*, **1**, No. 12 (115): 31 (2022).
44. J. Kusyj and A. Kuk, *Eastern-European J. Enterprise Technol.*, **1**, No. 7 (73): 41 (2015).
45. I. Shepelenko, Y. Tsekhanov, M. Storchak, Y. Nemyrovskyi, and V. Cherkun, *Advanced Manufacturing Processes II* (Eds. V. Tonkonogei, V. Ivanov, J. Trojanowska, G. Oborskyi, A. Grabchenko, I. Pavlenko, M. Edl, I. Kuric, and P. Dasic) (Cham: Springer: 2021), p. 619.
46. O. V. Maksymiv, V. I. Kyryliv, V. P. Chaikovskiy, B. R. Tsizh, A. M. Kostruba, and V. I. Hurei, *Mater. Sci.*, **56**, No. 4: 523 (2021).
47. V. I. Kyryliv, V. I. Gurey, O. V. Maksymiv, I. V. Hurey, and Y. O. Kulyk, *Mater. Sci.*, **57**, No. 3: 422 (2021).
48. A. Raza and S. Kumar, *Tribology International*, **174**: 107717 (2022).
49. W. Brostow, K. Czechowski, W. Polowski, P. Rusek, D. Toboła, and I. Wronska, *Materials Research Innovations*, **17**, No. 4: 269 (2013).
50. D. F. Silva-Álvarez, A. Márquez-Herrera, A. Saldana-Robles, M. Zapata-Torres, R. Mis-Fernández, J. L. Pena-Chapa, J. Moreno-Palmerín, and E. Hernández-Rodríguez, *J. Mater. Research Technol.*, **9**, No. 4: 7592 (2020).
51. M. Bembenek, R. Kudelski, J. Pawlik, and Ł. Kowalski, *Mater.*, **14**, No. 19: 5625 (2021).

52. M. Nalbant, H. Gökkaya, I. Toktaş, and G. Sur, *Robotics and Computer Integrated Manufacturing*, **25**, No. 1: 211 (2009).
53. K. Kumar and K. E. Prasad, *IOSR J. Mechanical and Civil Engineering*, **12** No. 1: 1 (2016).
54. T. G. Mathia, P. Pawlus, and M. Wieczorowski, *Wear*, **271**, No. 3–4: 494 (2011).
55. V. Chomienne, F. Valirgue, J. Rech, and C. Vierdu, *CIRP J. Manufacturing Sci. Technol.*, **13**: 90 (2016).
56. J. T. Maximov, G. V. Duncheva, A. P. Anchev, N. Ganey, I. M. Amudjev, and V. P. Dunchev, *J. Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.*, **40**: 194 (2018).
57. K. L. Lyon, T. J. Marrow, and S. B. Lyon, *J. Mater. Processing Technol.*, **218**: 32 (2015).
58. W. Koszela, *Head for Performing Lubricating Micropockets on the Surface of the Cylinder Liners*, Patent 217855 PL (Published August, 2014) (in Polish).
59. A. Kochman, *Rotary Fuel Pump Head*, Patent 233483 PL (Published November, 2019) (in Polish).
60. W. Koszela, *Kształtowanie Regularnej Struktury Geometrycznej na Powierzchniach Elementów Trących* [Formation of a Regular Geometric Structure on the Surfaces of Rubbing Elements] (Rzeszyw: Wydawnictwo Naukowe Instytutu Technologii Eksploatacji w Radomiu: 2015) (in Polish).
61. K. E. Oczko and V. Liubimov, *Struktura Geometryczna Powierzchni: Podstawy Klasyfikacji z Atlasem Charakterystycznych Powierzchni Kształtowanych* [Geometric Structure of Surfaces, Basics of Classification with an Atlas of Characteristic Shaped Surfaces] (Rzeszyw: Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej: 2003) (in Polish).
62. D. Capanidis, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, **7**, No. 4: 39 (2007).
63. C. Gachot, A. Rosenkranz, S. M. Hsu, and H. L. Costa, *Wear*, **372–373**: 21 (2017).
64. T. Dyl, *Archives of Metallurgy and Materials*, **62**, No. 2: 807 (2017).
65. P. Bałon, A. Świątoniowski, E. Rejman, B. Kielbasa, R. Smusz, J. Szostak, and Ł. Kowalski, *Adv. Sci. Technol. Res. J.*, **14**, No. 2: 155 (2020).
66. *Cogsdill Tool Products. Product Catalogue*, <https://www.cogsdill.com/products/burnishing-tools>
67. P. Bałon, E. Rejman, B. Kielbasa, and R. Smusz, *Mechanik*, **95**, No. 11: 43 (2022).
68. M. Korzynski and T. Zarski, *Surf. Coat. Technol.*, **307**, Part A: 590 (2016).
69. J. Kalisz, K. Żak, W. Grzesik, and K. Czechowski, *J. Machine Eng.*, **15**, No. 1: 71 (2015).
70. P. Bednarski, D. Biało, W. Brostow, K. Czechowski, W. Polowski, P. Rusek, and D. Toboła, *Mater. Sci.—Medziagotyra*, **19**, No. 4: 367 (2013).
71. K. Zaleski, *Technologia Nagniatania Dynamicznego* [Dynamic Burnishing Technology] (Liublin: Wydawnictwo Politechniki Lubelskiej: 2018) (in Polish).
72. *Taylor Hobson. Product Catalogue*, <https://www.taylor-hobson.com>
73. Z. Wang and D. Gao, *Mater. Des.*, **53**: 881 (2014).
74. A. Codrignani, B. Frohnapfel, F. Magagnato, P. Schreiber, J. Schneider, and P. Gumbsch, *Tribol. Int.*, **122**: 46 (2018).

PACS numbers: 05.20.Gg, 05.20.Jj, 05.70.Ce, 61.20.Gy, 61.20.Ne, 82.60.-s

Accounting for the Long-Range Forces in the Model of Hard Sphere

Yu. M. Poluektov

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

A method for taking into account the long-range potential of atoms within the framework of the hard-sphere model is proposed. As shown, the thermodynamic quantities can be represented as a sum of three contributions—that of an ideal gas, the interaction of hard spheres, and the long-range potential. In the leading approximation on density, the corrections to the virial coefficient and heat capacity due to the smooth component of the potential are calculated. Attention is drawn to the fact that the effects determined by the long-range part of the potential can be described within the scope of the self-consistent field model.

Key words: gas, liquid, hard-sphere potential, long-range potential, virial coefficient, heat capacity, self-consistent field.

Запропоновано методу врахування далекосяжного потенціалу атомів у рамках моделі твердих сфер. Показано, що термодинамічні величини можна представити у вигляді суми трьох внесків — ідеального газу, взаємодії твердих сфер і далекосяжного потенціалу. В основному за густиною наближенні обчислено поправки до віріального коефіцієнта та теплоємності для плавної складової потенціалу. Звернено увагу на те, що ефекти, які визначаються далекосяжною складовою потенціалу, можуть бути описані в рамках моделю самоузгодженого поля.

Ключові слова: газ, рідина, потенціал твердої сфери, далекосяжний потенціал, віріальний коефіцієнт, теплоємність, самоузгоджене поле.

Corresponding author: Yuriy Poluektov
E-mail: yuripoluektov@kipt.kharkov.ua

Citation: Yu. M. Poluektov, Accounting for the Long-Range Forces in the Model of Hard Sphere, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 3: 423–430 (2023).
DOI: [10.15407/mfint.45.03.0423](https://doi.org/10.15407/mfint.45.03.0423)

(Received January 6, 2023; in final version, February 15, 2023)

1. INTRODUCTION

In the theory of classical manyparticle systems, an important role is played by the model of hard spheres [1–5]. Although it is not possible to calculate the configuration integral even in the case of such a simple pair interaction potential, a sufficiently large number of virial coefficients are known here for low-density systems. The first four coefficients are known exactly, and higher order coefficients are calculated by numerical methods and the Monte Carlo method [1–5]. Within the framework of the hard-sphere model, there is also an exact solution of the Percus–Yevick integral equation for the pair correlation function [6, 7]. A significant drawback of the hard-sphere model is that the configuration integral and virial coefficients for it do not depend on temperature. In more realistic pair potentials, which depend only on the distance between particles, as a rule, it is possible to distinguish a region of strong repulsion at small distances and a rather smoothly varying part of the potential at large distances. The repulsive part usually differs little from the potential of hard spheres, so it is natural to model it by the potential of a hard sphere and, along with this, take into account the contribution to thermodynamic quantities of the long-range part of the potential.

In this work, based on such a decomposition of the pair potential, a method is proposed for calculating the thermodynamic characteristics of a gas and a liquid. It is shown that the free energy and thermodynamic quantities such as the pressure, entropy, heat capacity, chemical potential can be represented as a sum of three contributions—that of an ideal gas, the interaction of hard spheres, and the long-range potential. Corrections for the long-range part of the potential to thermodynamic quantities, in particular to the virial coefficient and heat capacity, are calculated in the leading approximation on density. It is noted that the self-consistent field model is applicable to describe the long-range interaction.

2. THERMODYNAMIC RELATION IN THE MODEL OF HARD SPHERES WITH ACCOUNT OF THE LONG-RANGE PART OF THE POTENTIAL

The free energy of a system of N particles $F = -T \ln Z_N$ is calculated through the partition function, which can be represented as

$$Z_N = \left(\frac{r_0}{\Lambda} \right)^{3N} \frac{Q_N}{N!}, \quad (1)$$

where

$$\Lambda \equiv \left(\frac{h^2}{2\pi m T} \right)^{1/2} \quad (2)$$

is the thermal de Broglie wavelength, h is the Planck's constant, T is the temperature, m is the mass of an atom. The configuration integral in (1) is defined by the formula

$$Q_N = \frac{1}{r_0^{3N}} \int e^{-\beta U(q)} dq, \quad (3)$$

where the designations are used: $q \equiv \{\mathbf{r}_1, \mathbf{r}_2, \dots, \mathbf{r}_N\}$, $dq \equiv d\mathbf{r}_1 d\mathbf{r}_2, \dots, d\mathbf{r}_N$ and $\beta = 1/T$. In formulas (1) and (3), a certain characteristic distance r_0 is introduced, which determines the conditional size of an atom. In what follows, this parameter will signify the radius of a hard sphere. The interaction between particles is realized through the pair potential, so that in (3)

$$U(q) \equiv \sum_{N \geq i > j \geq 1} U(r_{ij}), \quad (4)$$

where for brevity $r_{ij} \equiv |\mathbf{r}_i - \mathbf{r}_j|$. Then the exponent in (3) can be written in the form $e^{-\beta U(q)} = \prod_{N \geq i > j \geq 1} e^{-\beta U(r_{ij})}$. We choose the potential of the pairwise interaction of atoms as a sum of the potential of hard spheres $U_H(r_{ij})$ and the long-range part $U_L(r_{ij})$:

$$U(r_{ij}) \equiv U_H(r_{ij}) + U_L(r_{ij}), \quad (5)$$

where

$$U_H(r_{ij}) = \begin{cases} \infty, & r < r_0, \\ 0, & r > r_0. \end{cases} \quad (6)$$

The structure of the form (5) is inherent, for example, for the Sutherland potential

$$U(r_{ij}) = \begin{cases} \infty, & r_{ij} < r_0, \\ -\varepsilon \left(\frac{r_0}{r_{ij}} \right)^6, & r_{ij} > r_0. \end{cases} \quad (7)$$

A similar form is characteristic for other model potentials. There-

fore, for the modified Lennard–Jones potential, we have

$$U(r_{ij}) = \begin{cases} \infty, & r_{ij} < r_0, \\ 4\varepsilon \left[\left(\frac{r_0}{r_{ij}} \right)^{12} - \left(\frac{r_0}{r_{ij}} \right)^6 \right], & r_{ij} > r_0. \end{cases} \quad (8)$$

The configuration integral of the model of hard spheres has the form

$$Q_N^{(H)} = \frac{1}{r_0^{3N}} \int \prod_{N \geq i > j \geq 1} \theta\left(\frac{r_{ij}}{r_0} - 1\right) dq, \quad (9)$$

where

$$\theta(x) = \begin{cases} 1, & x > 0, \\ 0, & x < 0, \end{cases} \quad (10)$$

is the stepwise function. With such decomposition, the full configuration integral can be represented as a sum

$$Q_N = Q_N^{(H)} + Q_N^{(L)}, \quad (11)$$

where

$$Q_N^{(L)} = \frac{1}{r_0^{3N}} \int \prod_{N \geq i > j \geq 1} \theta\left(\frac{r_{ij}}{r_0} - 1\right) \left[\prod_{N \geq k > r \geq 1} e^{-\beta U_L(r_{kr})} - 1 \right] dq. \quad (12)$$

Thus, for potentials that have the form of a sum of the potential of hard spheres and the smooth long-range part, the configuration integral also has the form of a sum of contributions from the potential of hard spheres and the long-range part (11). It is convenient to introduce the “reduced” configuration integrals

$$\tilde{Q}_N^{(H)} \equiv \frac{Q_N^{(H)}}{Q_N^{(0)}}, \quad \tilde{Q}_N^{(L)} \equiv \frac{Q_N^{(L)}}{Q_N^{(0)}}, \quad (13)$$

where $Q_N^{(0)} \equiv (V/r_0^3)^N$ is the configuration integral of an ideal gas. Then the free energy can be written as a sum of three contributions $F = F_0 + F_H + F_L$, where

$$F_0 = -NT \ln \left(\frac{eV}{\Lambda^3} \right) \quad (14)$$

is the free energy of an ideal gas, $v = V/N$ is the volume per one particle,

$$F_H = -T \ln \tilde{Q}_N^{(H)} \quad (15)$$

is the contribution from collisions of hard spheres, and

$$F_L = -T \ln \left(1 + \frac{\tilde{Q}_N^{(L)}}{\tilde{Q}_N^{(H)}} \right) \quad (16)$$

is the contribution from the long-range part of the interaction. Note that not only $\tilde{Q}_N^{(L)}$, but also the configuration integral of the model of hard spheres $\tilde{Q}_N^{(H)}$ enters into F_L . Other thermodynamic quantities can also be represented as a sum of three contributions. So far, no approximations have been made in deriving the formulas.

3. CALCULATION OF CORRECTIONS FOR THE LONG-RANGE PART OF THE POTENTIAL

In a sufficiently dilute system, it is possible to account for the interaction using the group expansion in powers of density [1–5]. For this purpose, the transition to Mayer functions

$$f_H(r_{ij}) = \theta\left(\frac{r_{ij}}{r_0} - 1\right) - 1, \quad f_L(r_{ij}) = e^{-\beta U(r_{ij})} - 1, \quad (17)$$

is employed. Taking into account the first correction for the dimensionless density $n v_a = v_a/v$, where $v_a = 4\pi r_0^3/3$ is the ‘volume’ of an atom, for the configuration integral of the model of hard spheres, we have

$$\tilde{Q}_N^{(H)} \approx 1 - \frac{N}{2} \frac{v_a}{v}. \quad (18)$$

Note that the use of the formula $\ln(1+x) \approx x$ in calculating the free energy (15) is valid under the condition $N < v/v_a$ that is satisfied for a highly dilute gas [3].

In the leading approximation on density, the configuration integral for the long-range part of the potential is given by the formula

$$\tilde{Q}_N^{(L)} = \frac{N(N-1)}{2} \frac{4\pi}{V} \int_{r_0}^{\infty} dr r^2 \left[e^{-\beta U_L(r)} - 1 \right]. \quad (19)$$

Taking into account the main correction to formulas of the theory of an ideal gas in the ratio v/v_a , the full free energy takes the form

$$F = -NT \ln \left(\frac{v e}{\Lambda^3} \right) + \frac{NT}{2} \frac{v_a}{v} - \frac{3}{2} NT \frac{v_a}{v} J(T), \quad (20)$$

where

$$J(T) = \int_1^\infty dx x^2 \left[e^{-\beta U_L(r_0 x)} - 1 \right]. \quad (21)$$

Let us present formulas for the basic thermodynamic quantities in this approximation. The gas equation of state has the form

$$p = \frac{T}{v} \left(1 + \frac{B}{v} \right). \quad (22)$$

The virial coefficient B in the model of hard spheres is independent of temperature $B_H = v_a/2$. The calculation of the virial coefficient with account of the long-range part of the potential based on the formulas (16), (17), (21) gives

$$B(T) = B_H [1 - 3J(T)], \quad (23)$$

For example, for the Sutherland potential (7), the integral (21) has the form

$$J(T) = \int_1^\infty dx x^2 \left[e^{\frac{\varepsilon}{T x^6}} - 1 \right] = \frac{1}{6} \sqrt{\frac{\varepsilon}{T}} \int_0^{\frac{\varepsilon}{T}} \frac{dy}{y^{3/2}} (e^y - 1). \quad (24)$$

Accounting for the long-range component of the potential leads to the fact that at low temperatures the virial coefficient becomes negative, changing sign at the Boyle temperature T_B , which is determined by the formula

$$J(T_B) = \frac{1}{3}. \quad (25)$$

In the case of the Sutherland potential $T_B = 1.17\varepsilon$.

For the entropy $S = -(\partial F / \partial T)_{V, N}$ in this approximation, we have

$$S = N \ln \left(\frac{v e^{5/2}}{\Lambda^3} \right) - \frac{N}{2} \frac{v_a}{v} + \frac{3N}{2} \frac{v_a}{v} \left(J + T \frac{dJ}{dT} \right). \quad (26)$$

Note that the contribution to the entropy from collisions of hard spheres does not depend on temperature, and the contribution to the temperature dependence of entropy comes only from the long-range interaction.

The energy $E = F + ST$ is determined by the formula

$$E = \frac{3}{2} NT \left(1 + \frac{v_a}{v} T \frac{dJ}{dT} \right). \quad (27)$$

Collisions of hard spheres also do not contribute to the total energy. Let us also give a formula for the chemical potential $\mu = -(\partial F / \partial N)_{T, v}$:

$$\mu = -T \ln \left(\frac{v}{\Lambda^3} \right) + T \frac{v_a}{v} - \frac{3}{2} T \frac{v_a}{v} J. \quad (28)$$

Since the contribution to the entropy of collisions of hard spheres does not depend on temperature, such collisions do not contribute to the heat capacity either. The contribution to the heat capacity is determined only by the long-range part of the interaction potential

$$C_V = \frac{3}{2} N \left[1 + \frac{v_a}{v} T \left(2 \frac{dJ}{dT} + T \frac{d^2 J}{dT^2} \right) \right]. \quad (29)$$

At high temperatures ($T \gg \varepsilon$) for the Sutherland potential (7), $J = (1/3)(\varepsilon/T) + (1/18)(\varepsilon/T)^2$, so that the heat capacity with account of the main correction for the long-range interaction takes the form

$$C_V = \frac{3}{2} N \left(1 + \frac{v_a}{v} \frac{\varepsilon^2}{9T^2} \right). \quad (30)$$

Then for energy, we have

$$E = \frac{3}{2} NT \left(1 - \frac{v_a}{3v} \frac{\varepsilon}{T} - \frac{v_a}{9v} \frac{\varepsilon^2}{T^2} \right). \quad (31)$$

It is obvious that $C_V = -(\partial E / \partial T)_{V, N}$.

4. CONCLUSIONS

Since the potential of repulsion of atoms at small distances is usually known poorly, it is quite acceptable to use the model of hard spheres to take into account the short-range correlations in systems of many particles. Along with a short-range repulsion, the realistic potential contains a smooth component describing the interaction of atoms at long distances. The description of contribution of the long-range interaction to the thermodynamic quantities of dilute systems has been considered in this work.

The method of decomposition of the pair potential of interaction between particles into the hard core and the long-range part, proposed in this paper, is important in connection with the question of possibility of using the self-consistent field method in the theory of dense sys-

tems. The idea of using the self-consistent field method, which allows to effectively describing phase transitions, in the theory of solids was proposed many years ago by Vlasov [8]. Many leading physicists subjected Vlasov's approach to criticism. Nevertheless, the self-consistent field method, although without firm justification, was later employed as well to construct the statistical theory of the crystal state [9, 10] and the thermodynamic perturbation theory [11].

Now, apparently, we can conclude that both Vlasov and his critics were right. Obviously, the short-range correlations of particles cannot be described in the framework of the self-consistent field model, but it is natural to consider them in the framework of the model of hard spheres. The interaction of atoms through a smooth long-range part of the potential can now be taken into account by the self-consistent field method. Therefore, the decomposition of the potential into the short-range and long-range parts and the using of the mean-field theory to take into account the smooth part of the interaction may be important for the further development of the theory of dense gases, liquids, and solids.

REFERENCES

1. O. Hirschfelder, C. F. Curtiss, and R. B. Bird, *The Molecular Theory of Gases and Liquids* (Wiley-Interscience: 1964), p. 1280.
2. H. N. V. Temperley, J. S. Rowlinson, and G. S. Rushbrooke, *Phys. Simple. Liq.*, (1968).
3. C. A. Croxton, *Liq. State Phys. A*: 421 (1974).
4. A. Santos, *Lect. Notes Phys.*, **923**: 271, (2016).
5. I. Z. Fisher, *Statistical Theory of Liquids* (1964).
6. M. S. Wertheim, *Phys. Rev. Lett.* **10**: 321 (1963).
7. M. S. Wertheim, *J. Math. Phys.* **5**: 643 (1964).
8. A. A. Vlasov, *Many-Particle Theory and Its Application to Plasma* (New York: Gordon and Breach: 1961) (English translation).
9. I. P. Bazarov, *Statisticheskaya Teoriya Kristallicheskogo Sostoyaniya* [Statistical Theory of Crystalline State] (Moskva: MGU: 1972) (in Russian).
10. I. P. Bazarov, E. V. Gevorkyan, and V. V. Kotenok, *Statisticheskaya Teoriya Polimorfnykh Prevrashchenii* [Statistical Theory of Polymorphic Transformations] (Moscow: MGU: 1978) (in Russian).
11. Yu. M. Poluektov, *Ukr. J. Phys.*, **60**, 556 (2015).

**Інформація для передплатників журналу
«МЕТАЛОФІЗИКА ТА НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ»**

Редакція журналу МНТ повідомляє читачів про передплату (що починається з будь-якого місяця випуску). Журнал МНТ входить за індексом **74312** до «Каталогу видань України». Рекомендуємо оформити передплату

1) у відділеннях поштового зв'язку через централізоване агентство ДПРПВ «ПРЕСА» (вул. Георгія Кирпи, буд. 2^а, 03999 Київ, Україна; телефакси: +380 44 2890774 / 2480377 / 2480384 / 2487802 / 2480406); e-mail: pod_ukr@presa.ua, rozn@presa.ua, info@presa.ua) або

2) через Internet:

http://presa.ua/metallofizika-i-novejshe-tehnologii.html?__SID=U

(передплатний індекс МНТ: 74312) або ж

3) безпосереднім перерахуванням від **170 грн.** за один випуск до **2040 грн.** за один том (12 випусків на рік):

«ОТРИМУВАЧУ»: Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України

на розрахунковий рахунок № UA058201720313291001201001901 в банку ГУДКСУ в м. Києві

Код банку: 820172

Код єдиного державного реєстру підприємств і організацій України (ЕДРПОУ): 05417331

Для «ПОСТАЧАЛЬНИКА» — Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України

Свідцтво платника податку на додану вартість (ПДВ) № 36283185, індивідуальний податковий номер (ПН) 054173326066

Код призначення платежу: 25010100

ПРИЗНАЧЕННЯ ПЛАТЕЖУ: за журнал «Металофізика та новітні технології» (том(и), номер(и), рік(роки)) для РВВ ІМФ НАНУ

ПІДСТАВА: передплата 100%.

INFORMATION FOR FOREIGN SUBSCRIBERS

Editorial Board of a Monthly Research Journal 'Metallophysics and Advanced Technologies' (transliteration: 'Metallofizika i Noveishie Tekhnologii') (CODEN: MNTEEU; ISSN: 1024-1809) advertises the subscription on an annual basis. Orders should be placed through one of the methods described below. Besides the subscription *via* the centralized service by State Enterprise 'PRESA' (2^а Georgiy Kyrpa Str., UA-03999 Kyiv, Ukraine; faxes: +380 44 2890774 / 2480377 / 2480384 / 2487802 / 2480406 / 2487809; e-mail: pod_ukr@presa.ua, rozn@presa.ua, info@presa.ua) or *via* Internet:

http://presa.ua/metallofizika-i-novejshe-tehnologii.html?__SID=U

the Editorial Board will take orders sent directly to the Editorial Board. To obtain our journal, the persons and institutions, interested in this title, should made the definite payment sent, according to the order, to the account of the Publisher—G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of the N.A.S. of Ukraine.

The journal frequency is 12 issues per year. The annual subscription rate for 'Metallophysics and Advanced Technologies' is 156 USD (or 132 EUR), including airmail postage, packing and handling charges. All other-currency payments should be made using the current conversion rate set by the Publisher (subscribers should contact the Editorial Board).

Subscription is valid after obtaining by the Editorial Board of banker's order. Banker's order should be sent to the address:

G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,

currency account No. UA603223130000025308000000067, MFO 322313,

in the Kyiv's Branch of JSC 'The State Export-Import Bank of Ukraine' (Public Joint Stock Company 'Ukreximbank') (11^а Bulvarno-Kudryavska Str., UA-04053 Kyiv, Ukraine)

simultaneously with written notice providing the Editorial Board with a copy of banker's order for subscription and detailed address for mailing.

Prepayment is 100%.

Address of the Editorial Board: G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine, 36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine.

E-mail: mfint@imp.kiev.ua (with subject beginning by word 'mfint')

Fax: +380 44 4242561. Phone: +380 44 4249042.

After receiving of banker's order, the Editorial Board will send the guarantee letter to the subscriber's address for mailing the journal for a corresponding term.

The Editorial Board of this journal hopes for effective co-operation with its present and future readers and requests to promote the maximum information about its contents to persons and organizations concerned.