

Vol. 46, No. 9
September 2024

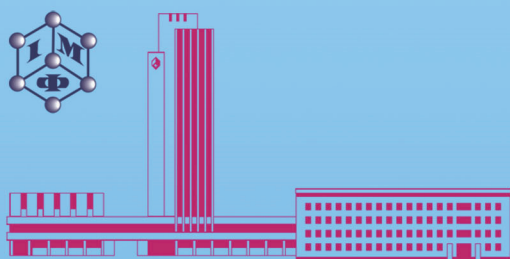
ISSN 1024-1809

METALLOPHYSICS and ADVANCED TECHNOLOGIES

МЕТАЛОФІЗИКА ТА НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ

METALLOFIZIKA I NOVEISHIE TEKHNologii

Том 46, № 9 (2024)



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

В. А. ТАТАРЕНКО *головний редактор, чл.-кор. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

С. В. АХОНІН *акад. НАН України (Інститут електроварування ім. Є. О. Патона НАН України, Київ)*

М. О. БІЛОГОЛОВСЬКИЙ *проф. (Київський академічний університет НАН та МОН України, Київ)*

Т. М. БРИК *чл.-кор. НАН України (Інститут фізики конденсованих систем НАН України, Львів)*

М. О. ВАСИЛЬЄВ *проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

В. Г. ГАВРИЛЮК *проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

О. С. ГАЦЕНКО *канд. фіз.-мат. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

Г. С. ГРЕЧНЕВ *проф. (Фізико-технічний інститут низьких температур ім. Б. І. Веркіна НАН України, Харків)*

Т. В. ЗАПОРОЖЕЦЬ *проф. (Черкаський національний університет імені Богдана Хмельницького МОН України, Черкаси)*

О. М. ІВАСИШІН *акад. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

Ю. М. КОВАЛЬ *чл.-кор. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

О. А. КОРДЮК *акад. НАН України (Київський академічний університет НАН та МОН України, Київ)*

С. О. КОТРЕЧКО *заступник головного редактора, чл.-кор. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

Ю. В. КУДРЯВЦЕВ *проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

С. Г. ЛЕНЬ *заступник головного редактора, проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

В. В. ЛІЗУНОВ *проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

В. Ф. ЛОСЬ *проф. (Інститут магнетизму НАН та МОН України, Київ)*

П. Є. МАРКОВСЬКИЙ *д-р техн. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

Б. М. МОРДЮК *д-р фіз.-мат. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

В. М. НЕСТЕРЕНКОВ *чл.-кор. НАН України (Інститут електроварування ім. Є. О. Патона НАН України, Київ)*

О. Д. ПОГРЕБНЯК *проф. (Сумський державний університет, МОН України, Суми)*

Ю. М. ПОДРЕЗОВ *д-р фіз.-мат. наук (Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ)*

Т. М. РАДЧЕНКО *д-р фіз.-мат. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

О. Д. РУДЬ *проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

В. М. УВАРОВ *чл.-кор. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

А. І. УСТИНОВ *проф. (Інститут електроварування ім. Є. О. Патона НАН України, Київ)*

О. В. ФІЛАТОВ *д-р фіз.-мат. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

С. О. ФІРСТОВ *акад. НАН України (Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ)*

Т. С. ЧЕРЕПОВА *д-р техн. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)*

EDITORIAL BOARD

V. A. TATARENKO *Editor-in-Chief, Cor. Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

S. V. AKHONIN *Member of the N.A.S.Ukr., E.O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S.Ukr., Kyiv*

M. O. BELOGOLOVSKIY *Professor, Kyiv Academic University, N.A.S.Ukr. & M.E.S.Ukr., Kyiv*

T. M. BRYK *Cor. Member of the N.A.S.Ukr., Institute for Condensed Matter Physics, N.A.S.Ukr., Lviv*

M. O. VASILIEV *Professor, G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

V. G. GAVRILJUK *Professor, G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

O. S. GATSENKO *Executive Managing Editor, Ph.D. (Phys.-Math.), G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

G. E. GRECHNEV *Professor, B. Verkin Institute for Low Temperature Physics and Engineering, N.A.S.Ukr., Kharkiv*

T. V. ZAPOROZHETS *Professor, Bohdan Khmelnytsky National University of Cherkasy, M.E.S.Ukr., Cherkasy*

O. M. IVASISHIN *Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

YU. M. KOVAL' *Cor. Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

O. A. KORDYUK *Member of the N.A.S.Ukr., Kyiv Academic University, N.A.S.Ukr. & M.E.S.Ukr., Kyiv*

S. O. KOTRECHKO *Deputy Editor-in-Chief, Cor. Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

YU. V. KUDRYAVTSEV *Professor, G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

E. G. LEN *Deputy Editor-in-Chief, Professor, G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

V. V. LIZUNOV *Professor, G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

V. F. LOS *Professor, Institute of Magnetism, N.A.S.Ukr. & M.E.S.Ukr., Kyiv*

P. E. MARKOVSKY *Dr. Sc. (Tech.), G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

B. M. MORDYUK *Dr. Sc. (Phys.-Math.), G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

V. M. NESTERENKOV *Cor. Member of the N.A.S.Ukr., E.O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S.Ukr., Kyiv*

O. D. POGREBNJAK *Professor, Sumy State University, M.E.S.Ukr., Sumy*

YU. M. PODREZOV *Dr. Sc. (Phys.-Math.), I. M. Frantsevych Institute for Problems of Materials Science, N.A.S.Ukr., Kyiv*

T. M. RADCHENKO *Dr. Sc. (Phys.-Math.), G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

O. D. RUB' *Professor, G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

V. M. UVAROV *Cor. Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

A. I. USTINOV *Professor, E.O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S.Ukr., Kyiv*

O. V. FILATOV *Dr. Sc. (Phys.-Math.), G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

S. O. FIRSTOV *Member of the N.A.S.Ukr., I. M. Frantsevych Institute for Problems of Materials Science, N.A.S.Ukr., Kyiv*

T. S. CHEREPOVA *Dr. Sc. (Tech.), G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv*

EDITORIAL ADVISORY BOARD MEMBERS AND REGIONAL EDITORS

Professor Ing. Ivo DLOUHÝ
Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic

Professor Han DONG
School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai, P.R. China

Professor Janusz DUBOWIK
Institute of Molecular Physics, Polish Academy of Sciences, Poznań, Poland

Professor Leszek B. MAGALAS
AGH University of Science and Technology, Faculty of Metals Engineering and Industrial Computer Science, Kraków, Poland

Professor Elena V. PERELOMA
University of Wollongong, School of Mechanical, Materials and Mechatronic Engineering, Wollongong, Sydney Area, Australia

Dr. Patrice E. A. TURCHI
Lawrence Livermore National Laboratory, Condensed Matter and Materials Division, Livermore, CA, U.S.A.

AN INTERNATIONAL RESEARCH JOURNAL

METALLOPHYSICS AND ADVANCED TECHNOLOGIES

(Metallofizika i Noveishie Tekhnologii)

FOUNDED IN SEPTEMBER, 1979

Volume 46, No. 9; September 2024

CONTENTS

| | | |
|---|--|-----|
| Editorial Announcements | Information for Foreign Subscribers | V |
| Physics of Strength and Plasticity | Information for Contributors | VII |
| | Introduction of Crystallographic Factor into the Metal Fatigue Analysis <i>S. R. IGNATOVYCH, M. V. KARUSKEVYCH, T. P. MASLAK, O. M. KARUSKEVYCH, and T. V. TURCHAK</i> | 833 |
| | Change of Mechanical Properties of Bars in the Process of Deformation by Combined Method <i>I. E. VOLOKITINA and A. V. VOLOKITIN</i> | 845 |
| | Combined Ultrasonic–Mechanical Treatment <i>V. A. KOZECHKO and V. I. KOZECHKO</i> | 851 |
| | An Influence of the Composition and Annealing Temperature onto Microstructure and Mechanical Properties of Fe–Cr–Al Alloys <i>V. O. KHARCHENKO, D. O. KHARCHENKO, O. M. SCHOKOTOVA, B. O. LYSENKO, and A. V. DVORNYCHENKO</i> | 861 |
| | Increasing the Operating Temperatures of High- Strength Wrought Al–Zn–Mg–Cu Alloys by Means of Doping with Transition Metals <i>M. O. IEFIMOV, N. P. ZAKHAROVA, M. I. DANYLENKO, and K. O. IEFIMOVA</i> | 881 |
| | Specifics of Creating Joints from Modern Boron- Microalloyed High-Strength Steels Utilizing Laser, Contact Spot, as Well as Argon-Arc Spot Welding Technologies <i>G. POLISHKO, Yu. KOSTETSKYI, V. KOSTIN,</i> | |

| | | |
|------------------------------------|--|-----|
| | <i>Ye. PEDCHENKO, A. BERNATSKYI, M. SOKOLOVSKYI, P. HONCHAROV, and V. ZAITSEV</i> | 893 |
| Metallic Surfaces and Films | Influence of Electroerosion Cutting and Ultrasonic Surface Modification on the Surface Quality of Heatproof CrNi73MoTiAlNb Nickel Alloy Components <i>B. M. MORDYUK, V. M. SHYVANYUK, N. I. KHRIPTA, M. A. SKORYK, V. I. ZAKIYEV, O. V. PODOBNYY, Yu. I. TORBA, M. O. HRYEBYENNIKOV, and D. V. PAVLENKO</i> | 915 |
| Phase Transformations | Influence of Grain Size on Shape Memory and Internal Friction in Cu _{69.26} Al _{25.86} Mn _{4.88} Alloy <i>Yu. M. KOVAL, V. V. ODNOSUM, Vyach. M. SLIPCHENKO, V. S. FILATOVA, A. S. FILATOV, O. A. SHCHERETSKYI, and G. S. FIRSTOV</i> | 933 |

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

State Registration Certificate of the Printed Mass Medium: Media Identifier R30-03171

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

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

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

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

Registration Certificate of Publishing Subject: ДК № 544 on 27.07.2001

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

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

Issue DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.46.09>

МЕТАЛОФІЗИКА ТА НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ

МІЖНАРОДНИЙ НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ
ЗАСНОВАНИЙ У ВЕРЕСНІ 1979 р.

Том 46, № 9; вересень, 2024

ЗМІСТ

| | | |
|---------------------------------|--|-----|
| Редакційні оголошення | Інформація для закордонних передплатників | V |
| | Інформація для авторів | VII |
| Фізика міцності та пластичності | Упровадження кристалографічного фактора в аналізі втоми металу <i>С. Р. ІГНАТОВИЧ, М. В. КАРУСКЕВИЧ, Т. П. МАСЛАК, О. М. КАРУСКЕВИЧ, Т. В. ТУРЧАК</i> | 833 |
| | Зміна механічних властивостей прутків у процесі деформування комбінованим методом <i>І. Є. ВОЛОКІТІНА, А. В. ВОЛОКІТІН</i> | 845 |
| | Комбіноване ультразвукове механічне оброблення <i>В. А. КОЗЕЧКО, В. І. КОЗЕЧКО</i> | 851 |
| | Дослідження впливу композиції та температури відпалу на мікроструктуру та механічні властивості стопів Fe–Cr–Al <i>В. О. ХАРЧЕНКО, Д. О. ХАРЧЕНКО, О. М. ЩОКОТОВА, Б. О. ЛИСЕНКО, А. В. ДВОРНИЧЕНКО</i> | 861 |
| | Підвищення робочих температур високоміцних деформованих стопів Al–Zn–Mg–Cu шляхом легування перехідними металами <i>М. О. ЄФІМОВ, Н. П. ЗАХАРОВА, М. І. ДАНИЛЕНКО, К. О. ЄФІМОВА</i> | 881 |
| | Особливості створення з'єднань із сучасних мікролегованих Бором високоміцних криць із застосуванням технологій лазерного, контактного точкового, а також аргоно-дугового точкового зварювань <i>Г. ПОЛІШКО, Ю. КОСТЕЦЬКИЙ, В. КОСТІН, Є. ПЕДЧЕНКО, А. БЕРНАЦЬКИЙ, М. СОКОЛОВСЬКИЙ, П. ГОНЧАРОВ, В. ЗАЙЦЕВ</i> | 893 |
| Металічні поверхні та | Вплив електроерозійного різання та ультразвукового модифікування на якість поверхонь деталей із | |

| | | |
|--------------------------------|---|-----|
| плівки | жароміцного нікелевого ступу ХН73МТЮБ <i>Б. М. МОРДЮК, В. М. ШИВАНЮК, Н. І. ХРИПТА, М. А. СКОРИК, В. І. ЗАКІЄВ, О. В. ПОДОВНИЙ, Ю. І. ТОРБА, М. О. ГРЕБЕННИКОВ, Д. В. ПАВЛЕНКО</i> | 915 |
| Фазові перетворення | Вплив розміру зерна на пам'ять форми та внутрішнє тертя у стопі $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ <i>Ю. М. КОВАЛЬ, В. В. ОДНОСУМ, Вяч. М. СЛІПЧЕНКО, В. С. ФІЛАТОВА, А. С. ФІЛАТОВ, О. А. ЩЕРЕЦЬКИЙ, Г. С. ФІРСТОВ</i> | 933 |

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

Рішення Національної ради України з питань телебачення і радіомовлення № 907 від 21.03.2024 р. про суб'єкт у сфері друкованих медіа (ідентифікатор медіа R30-03171)

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

Друкується за постановою редакційної колегії журналу англійською або українською мовами

Підписано до друку 19.09.2024 р. Формат 70 × 100/16.

Ум. друк. арк. 9,51. Обл.-вид. арк. 8,75.

Тираж 55 пр. Зам. № 0000 від 30.09.2024 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.46.09>

INFORMATION (GUIDELINES) FOR CONTRIBUTORS

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

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

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

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

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

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

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

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

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

ІНФОРМАЦІЯ ДЛІЯ АВТОРІВ

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

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

12. Yu. M. Koval' and V. V. Nemoshkalenko, *O Prirode Martensitnykh 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 ґратниці, Фазові перетворення, Фізика міцності та пластичності, Металічні поверхні та плівки, Будова та властивості наномасштабних і мезоскопічних матеріалів, Аморфний і рідкий стани, Взаємодії випромінювання та частинок із конденсованою речовиною, Матеріали в екстремальних умовах, Реакторне й авіакосмічне металознавство, Медичне металознавство, Нові металеві матеріали та синтетичні метали, Металовмісні смарт-матеріали, Фізико-технічні основи експерименту та діагностики, Дискусійні повідомлення.*

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

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

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

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

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

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

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

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

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

8. Написи на рисунках (особливо на півтонових) слід по можливості замінити літерними позначеннями (набраними на контрастному фоні), а криві позначити цифрами або різними типами ліній/маркерів, які мають бути роз'ясненими в підписах до рисунків або в тексті. На графіках усі лінії/маркери мають бути достатньої товщини/розміру для якісного відтворення їх у зменшеному в 2–3 рази вигляді (рекомендована початкова ширина рисунка — 12,7 см). Світлини мають бути чіткими та контрастними, а написи та позначення мають не закривати істотні деталі (для чого можна використовувати стрілки). Замість зазначення в 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 послідовно по всій статті.

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

ІНФОРМАЦІЯ ДЛЯ АВТОРІВ

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

Слід використовувати загальноприйняті скорочення назв журналів:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Угода про передачу авторського права

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

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

PACS numbers: 61.50.Ks, 61.72.Hh, 61.72.Lk, 62.20.F-, 62.20.me, 81.40.Jj, 81.40.Np

Introduction of Crystallographic Factor into the Metal Fatigue Analysis

S. R. Ignatovych, M. V. Karuskevych, T. P. Maslak, O. M. Karuskevych,
and T. V. Turchak*

*National Aviation University,
1 Lyubomyr Huzar Ave.,
UA-03058 Kyiv, Ukraine*

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

The discussed research combine two components: a) the improvement of the current procedure for stress–strain analysis of aircraft parts on the basis of the introduction of a crystallographic factor into the Huber–Mises–Hencky equivalent-stresses' calculation procedure; b) an example of application of this new calculation procedure into the practice of repairing aircraft skin that has been damaged by shooting, fatigue, corrosion, or firing.

Key words: metal fatigue, crystallography of slip, uniaxial loading, biaxial loading, equivalent stress.

Обговорювані дослідження поєднують дві складові: а) удосконалення наявної методики аналізу напруження–деформації деталей літака на основі впровадження кристалографічного фактора у процедуру розрахунку еквівалентних напружень Губера–Мізеса–Генкі; б) взірець застосування цієї нової процедури розрахунку в практиці ремонту обшивки літака, яку було пошкоджено стрілянням, втомою, корозією або обстрілом.

Ключові слова: втома металів, кристалографія ковзання, одновісне навантажування, багатовісне навантажування, еквівалентне напруження.

Corresponding author: Tetyana Petrivna Maslak
E-mail: tetiana.maslak@npp.nau.edu.ua

Citation: S. R. Ignatovych, M. V. Karuskevych, T. P. Maslak, O. M. Karuskevych, and T. V. Turchak, Introduction of Crystallographic Factor into the Metal Fatigue Analysis, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 9: 833–844 (2024). DOI: [10.15407/mfint.46.09.0833](https://doi.org/10.15407/mfint.46.09.0833)

(Received 19 June, 2024; in final version, 20 August, 2024)

1. INTRODUCTION

Despite the increasing use of composites, metals continue to be the primary materials for the bearing components of aircraft and many engineering structures. Almost all operational loads of these engineering structures are fluctuating. Being applied thousands of times, they induce accumulation of fatigue damage, nucleation and propagation of cracks and failure. Generic mode of cyclical loads is multiaxial: proportional and disproportional, in-phase and out-of-phase. Fatigue damage assessment and failure prediction for this kind of fatigue is extremely challenging task. As the fatigue process depends on many factors, namely, parameters of loading, characteristics of metal, external conditions, *etc.*, numerous methods for multiaxial fatigue analysis have been developed and currently are used.

Theories and corresponding calculation methods for the multiaxial fatigue analysis are classified as Stress-Based (Equivalent Stress approaches and Sines Method), Strain-Based (maximum principal strain theory, maximum shear strain theory, octahedral shear strain theory), and Energy-Based (plastic work per cycle, total strain energy density per cycle), as well as critical plane models. Comparative analysis of the contemporary methods are presented in the reviews [1–5] and other.

Considering the complex mechanism of development of a defect substructure in metals due to deformation processes [6], it is also worth noting the work of the authors [7] who assessed structure formation due to various types of deformation and showed that, far from thermodynamic equilibrium, synergistic structure formation plays an important role.

Unfortunately, there is no universal theory of the fatigue damage accumulation at the multiaxial cyclical loading and no approved and generally accepted method for fatigue life estimation; thus, any conclusion about correctness of the method for prediction the fatigue life must be checked by experiments.

The experiments conducted and described herein are aimed on the improvement of the efficiency of the multiaxial stress–strain analysis by the introduction of crystallographic aspects into the procedures of fatigue damage analysis for anisotropic materials.

Analysis of many structures subjected to the cyclical loading begins from the static strength calculations. For example, preliminary design stage for aircraft begins from the static stress–strain analysis and following assessment the geometry and dimensions of the aircraft parts, despite it is well known that aircraft are vulnerable to the cyclical loading rather than static. Many current practices of the stress–strain

analysis begin from the assessment of the Huber–Mises–Hencky equivalent stresses. This classical approach works well for the ductile metals at static loading.

Huber–Mises–Hencky method was proved efficient tool not only for static loading, but also for fatigue analysis in many areas. For example, experiments and Finite Elements Analysis were performed for specimens modelling spot welded joints. Tensile-shear and cruciform-tension specimens' tests have shown that Huber–Mises–Hencky stress governs the fatigue failure of spot-welded joints. This criterion was successfully used for many bearing components and stress–strain conditions [8]. Another example deals with [9] fatigue life prediction of aircraft gun cabin structure under impact, caused by repetitive impact while firing, which causes vibration failure and structural damage.

The attempts to extend the Huber–Mises–Hencky approach by combining with contemporary critical plane theory exist and one of them was developed in the work [10] for out of face cyclical loading. The proposed criterion corresponds to the Huber–Mises–Hencky criterion modified by the coefficient taking into account the phase shift of stresses.

The Huber–Mises–Hencky formula for equivalent stress calculation does not consider crystallographic texture and following from that anisotropy of metals, caused, first of all by rolling. The accuracy of the calculations can be improved by introducing a crystallographic factor into the equivalent stress calculation. This was proved by testing aluminium alloy specimens subjected to combined tension-compression-torsion fatigue tests.

Out-of-phase fatigue loads are rather typical for all machines and mechanisms, but it is also well-known fact, that many of structures subjected to simpler in-phase loading. The one of the main reasons for planes accidents is pressurization of the aircraft fuselage. Examples of that are presented in Refs. [11, 12]. The pressurization cycles are in-phase. Many other examples of in-phase loading can be found for objects of machinery. These are objects where Huber–Mises–Hencky rule can be applied; moreover, this method can be improved by the taking into account the real crystallographic structure of the metallic parts.

2. MATERIALS AND METHODS

Aluminium alloys at present are widely used not only in aviation, but also in the automobile industry [13] and many others. In aviation industry, these are well known, high-strength alloys of Al–Cu–Zn–Mg (AA2xxx) group and Al–Zn–Mg–Cu (AA7xxx); in automobile industry, these are non-heat-treatable Al–Mg (AA5xxx) and the age-hardened Al–Mg–Si (AA6xxx) alloys.

Anisotropy of constructional metal is a result of their production

process. Most pronouncing anisotropy resulted from the rolling texture. Preferable crystallographic orientation of grains is a main reason for Alclad alloys' plastic behaviour anisotropy [14].

Crystallographic anisotropy at fatigue was studied both on single crystals and on polycrystals. For single crystals, the crystallographic fatigue anisotropy can be explained by several aspects: a) by the level of shear stress in critical slip system; b) by the preferable mode of the slip, *i.e.*, easy slip or multiple slip with associated strain hardening; c) by the mutual location of the actuated slip planes and surface of the specimen.

For polycrystals, the influence of the grains crystallographic orientation also was found by many researches. In the work [15], for example it was stated that orientation of the grains determines peculiarities of dislocation structures and their evolution.

For aluminium used for clad layer of aluminium alloys the preferable orientation after the rolling $\{112\}\langle 111\rangle$, for core aluminium alloys, it is $\{110\}\langle 112\rangle$ [16].

Metal fatigue phenomenon at the present time is considered as a result of dislocations motion along favourably orientated slip systems, their interaction, forming and evolution of defects structures. Tested in the presented experiments f.c.c. aluminium alloy has crystal lattice with twelve slip systems. Slip process depends mainly on the resolved shear stresses in slip systems, which in turn depends on the orientation of slip plane and slip direction relatively the load components. The orientation of actual slip systems influences the dislocation motion and fatigue damage, but this fact is not taking into account in conventional methods for the stress-strain analysis of parts subjected to the cyclical loading.

For many metals, the accumulation of fatigue damage accompanied

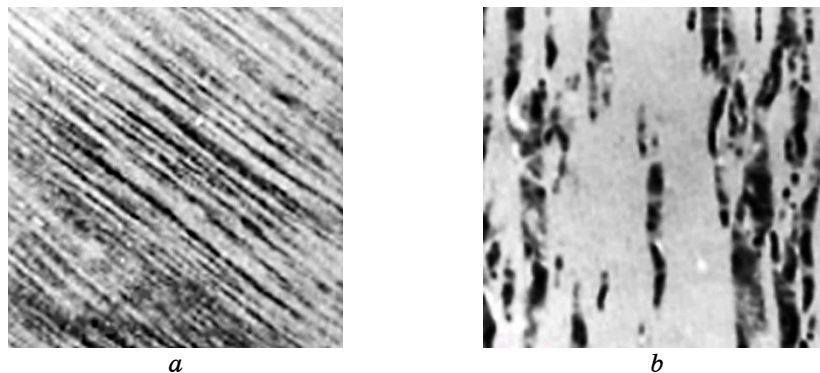


Fig. 1. Deformation relief on the surface of aluminium single crystal: orientation $\langle 221\rangle\{110\}$ (a); orientation $\langle 100\rangle\{100\}$ (b) [17].

with formation of the surface relief. The surface deformation-relief sensitivity to the crystallography has been revealed both on single crystals [17] and on polycrystalline alloys. Surface relief on the aluminium single crystals is shown in Fig. 1. Examples of the surface relief observed on the surface of the polycrystalline D16AT specimens found at the process of cyclical loading are shown in Fig. 2. This phenomenon was revealed for D16AT, V95, 2024T3, 7075T6 alloys.

The intensity of the relief, expresses by the damage parameter D [18], evolves with number of cycles and correlates with consumed life of details. Damage parameter D reflects accumulated fatigue damage by the ratio of surface area with signs of extrusion/intrusion to the total observed surface area. Light microscope with magnification in the range from $\times 200$ to $\times 400$ may be efficiently use to get digital photo of the surface, while special software allows assessment of the damage parameter (Fig. 3).

Specimens made of Alclad aluminium alloy D16AT (analogues of 2024T3) where tested in the frame of conducted and partly presented here experimental research.

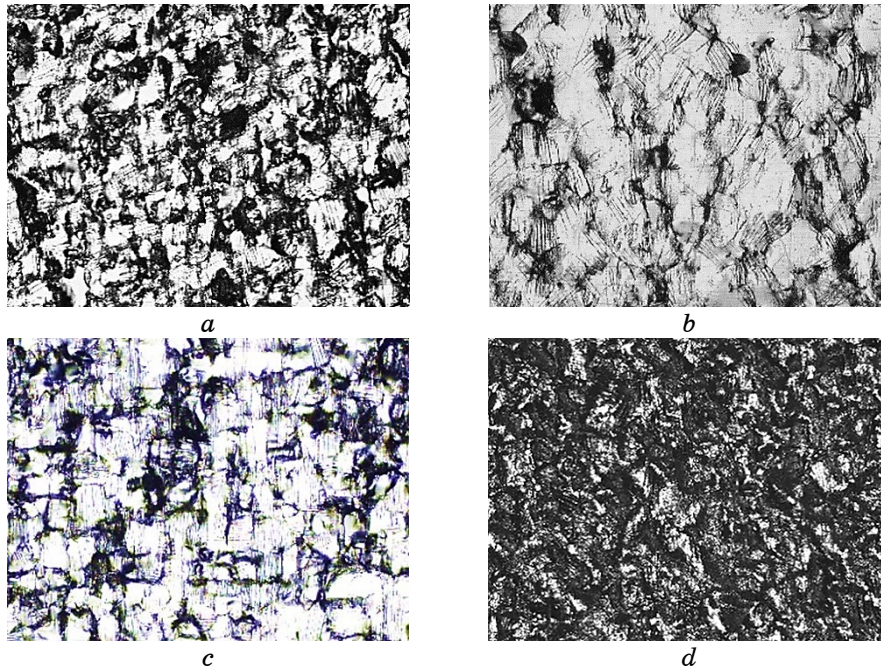


Fig. 2. Deformation relief formed under the action of cyclical loading: PRO_02 (5000) $\sigma_a = 118.7$ MPa, $\tau = 68.5$ MPa (a); TC_02 (5000) $\sigma_a = 150.0$ MPa, $\tau = 0$ MPa (b); TOR_03 (5000) $\sigma_a = 0$ MPa, $\tau = 150.0$ MPa (c); OP_03 (5000) $\sigma_a = 150.0$ MPa, $\tau = 86.0$ MPa (d).

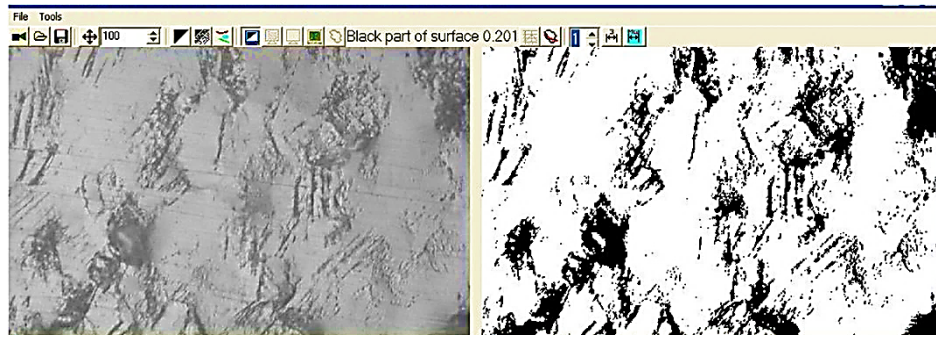


Fig. 3. Fragment of the damage parameter assessment: converting the initial photo of the deformation relief into the contrast image.

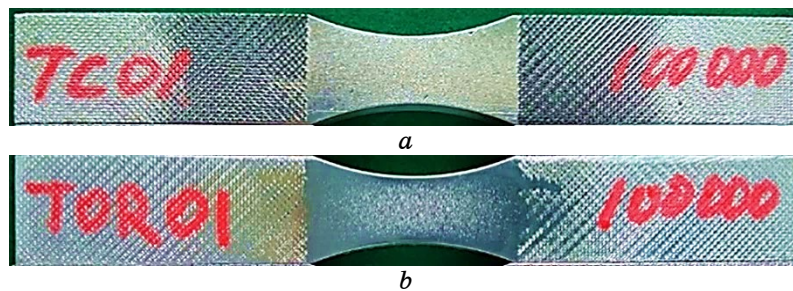


Fig. 4. Fragment of the damage parameter assessment: converting the initial photo of the deformation relief into the contrast image.

Distributions of the deformation relief on the surface of specimens after the 100000 cycles tested by tension–compression (Fig. 4, *a*) and torsion (Fig. 4, *b*) are shown below.

As it is was shown in the paper [19], relief pattern on the surfaces of the specimen tested under the different regimes of loading follow the distribution of the normal and shear stresses in the rectangular cross sections of specimens.

Works aimed on the improvement of the Huber–Mises–Hencky approach by the introduction of the crystallographic factor into the Huber–Mises–Hencky formula for equivalent stresses have been provoked by the observation of the surface deformation pattern, caused by the cyclical loads of some alloys. Crystallographic deformation relief reflects the accumulated fatigue damage as it was proved by the researches [17–20], thus the crystallography should be taken into account.

In Table 1, mechanical characteristics and chemical composition of the Alclad alloy D16AT as well as characteristics of its analogous alloy

TABLE 1. Mechanical characteristics and chemical composition of D16AT and 2024T3 [21].

| Alloy | Ultimate tension strength, MPa | Yield strength, MPa | Elongation, % | Young modulus, MPa | Main components, % |
|---------|--------------------------------|---------------------|---------------|--------------------|--|
| D16AT | 440.0 | 290.0 | 18 | 71.0 | Cu—3.8–4.9 Mg—1.2–1.8 Mn—0.3–0.9 |
| 2024 T3 | 435.0 | 290.0 | 12 | 73.2 | Cu—3.8–3.9 Mg—1.2–1.8 Mn—0.3–0.9 |

2024 T3 are shown [21].

3. CALCULATIONS

The introduction of the crystallographic factor into the procedure of the equivalent stresses assessment has been done by the following procedure: Step 1—assessment of the Schmid's factors for slip systems actuated by tension component; Step 2—assessment of the Schmid's factors for slip systems actuated by shear component; Step 3—Calculation of the resolved tension component by account of correspondent Schmid's factor; Step 4—Calculation of the resolved shear component by account of correspondent Schmid's factor; Step 5—Calculation of the corrected Huber–Mises–Hencky equivalent stress. For combined tension–torsion mode of biaxial loading, the formula

$$\sigma_{\text{eq}} = \sqrt{\sigma_x^2 + 3\tau_{xy}^2} \quad (1)$$

is transformed into

$$\sigma_{\text{eqcorrected}} = \sqrt{(m\sigma_x)^2 + 3(m\tau_{xy})^2}, \quad (2)$$

where σ_{eq} is equivalent Huber–Mises–Hencky stress, $\sigma_{\text{eqcorrected}}$ is equivalent Huber–Mises–Hencky stress corrected with account of crystallographic texture, m is Schmid's factor, σ_x is normal (axial) stress, τ_{xy} is shear stress.

Results of the calculation are presented in Table 2.

The relations shown in Figs. 6 and 7 confirm the relevance of the proposed method. For the specimens tested by the in-phase mode of loading, the relation between the number of cycles to failure and cor-

TABLE 2. Assessment of the Huber–Mises–Hencky stress with account crystallographic texture of tested specimens.

| Mode of loading | Maximum normal component, σ_{\max} , MPa | Maximum shear component, τ_{\max} , MPa | Number of cycles to failure | Huber–Mises–Hencky stress, MPa | Schmid's factor for Slip systems actuated by the normal stress | Schmid's factor for slip systems actuated by the shear stress | Corrected Huber–Mises–Hencky stress, MPa |
|--------------------|---|--|-----------------------------|--------------------------------|--|---|--|
| TOR 01 | 0 | 88.6 | 23·10 ⁶ | 150 | 0 | 0.24 | 36.83 |
| TOR 03 | 0 | 150 | 266503 | 260 | 0 | 0.24 | 62.35 |
| TC 01, $R = -1$ | 150 | 0 | 151355 | 150 | 0.45 | 0 | 67.5 |
| TC 02, $R = -1$ | 150 | 0 | 181741 | 150 | 0.45 | 0 | 67.5 |
| PRO, $R = -1$ | 106.05 | 61.24 | 420547 | 150 | 0.45 | 0.24 | 54.06 |
| OP01 | 106.71 | 61.8 | 143070 | 151 | 0.45 | 0.24 | 54.45 |
| OP02 | 149.99 | 86.61 | 48040 | 212 | 0.45 | 0.24 | 76.5 |

rected Huber–Mises–Hencky characterized by the $R^2 = 0.947$, but at the same time the correlation analysis reveals the reduction of the R^2 for the specimens tested at out-of-phase mode.

4. RESULTS AND DISCUSSION

New results of the deformation-relief monitoring carried out for the selected regimes of the uniaxial and biaxial loading are shown below in Fig. 5.

The following loading regimes have been provided: TOR—torsion; TC—tension–compression; PRO—proportional biaxial loading by tension–compression and torsion; OP—out-of-phase loading by tension–compression and torsion.

The obtained relations between the intensity of the deformation relief and percent of consumed fatigue life are combined regardless the level of stresses and mode of loading.

Deformation relief has crystallographic nature. Extrusion, intrusions, slip lines are the results of the dislocations motion along the crystallographic planes in the specific directions. Thus, the introduction of the crystallographic factor into the calculation of the stresses responsible on the fatigue damage looks reasonable.

Conclusion about possibility to improve accuracy of the fatigue

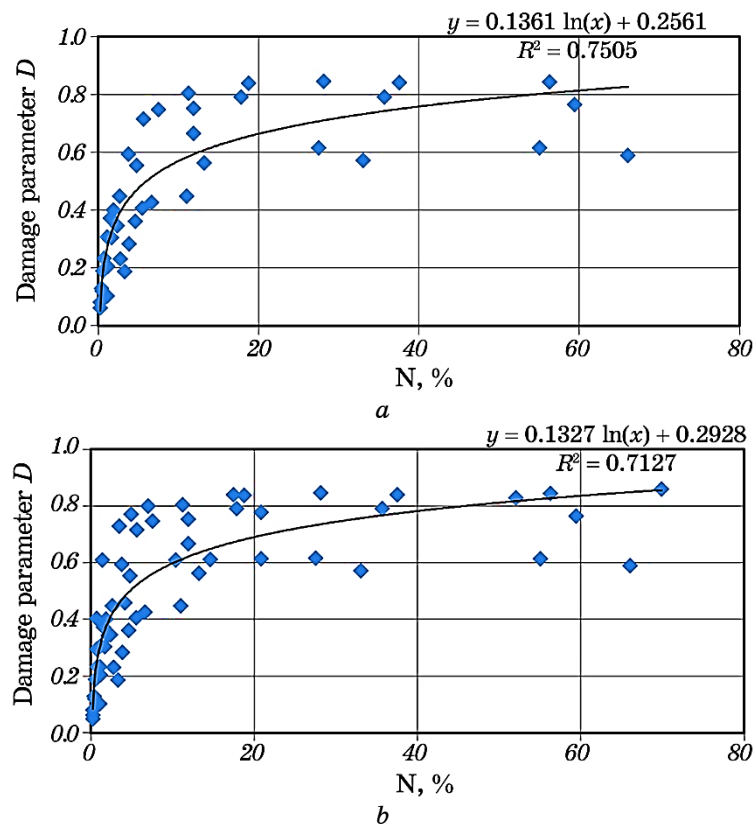


Fig. 5. Evolution of the surface relief intensity: without results of the out-of-face testing (a); with results of out-of-face testing (b).

analysis by the introduction of the crystallographic factor into the Huber–Mises–Hencky formula was made after the fatigue test with known texture. Some results of this experiment early were presented in the work [20].

The fatigue properties of materials are described by a SN-curve, thus correction of the equivalent stress assessment can be checked by the relevant correlation between the stress and number of cycles to failure.

Proposed technique for the introduction of the crystallographic factor into the Huber–Mises stress formula is less efficient for out-of-face loading. Figure 7 reveals the reduction of the correlation coefficient for the relation ‘corrected Mises’ stress–number of cycles to failure’ when results of the out-of-face testing are used for the graph construction. Correlation coefficient drops from the 0.94 for in phase tension–compression and tension–compression–torsion modes to 0.831

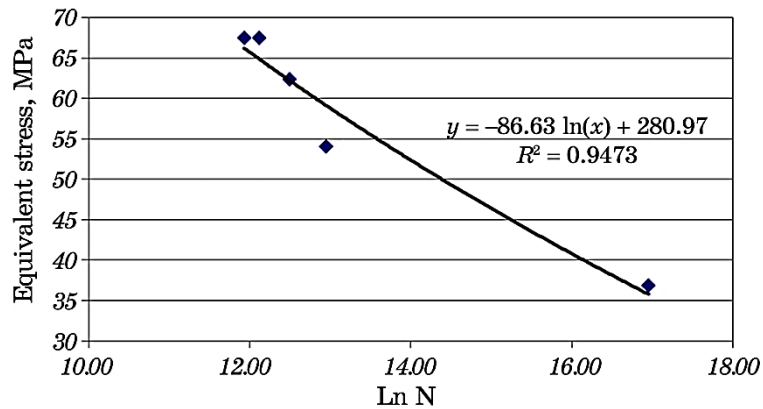


Fig. 6. Corrected Huber–Mises–Hencky stress–number of cycles to failure (only in-face loading results).

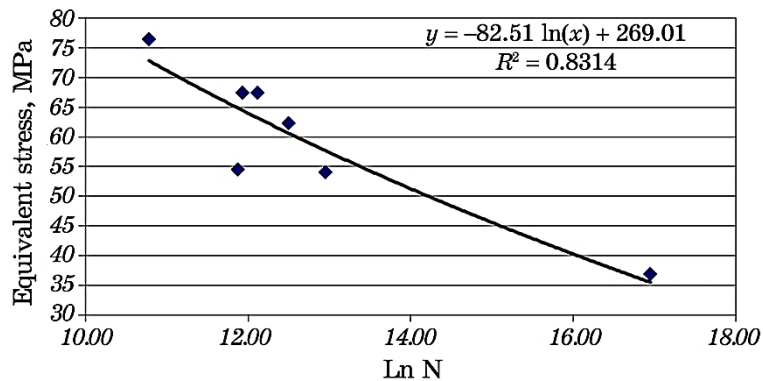


Fig. 7. Corrected Huber–Mises–Hencky stress–number of cycles to failure (out-of-face loading results are included).

for out-of-phase loading (Fig. 7).

Figure 8 illustrates the attempt to construct SN-curve on the base of Huber–Mises–Hencky formula for equivalent stress without respect to preferred crystallographic orientations of the grains of the investigated textured alloy.

As it is seen in Fig. 8, there is no correlation ($RI = 0.0415$) between the number of cycles to failure and conventional equivalent Huber–Mises–Hencky stress.

As an example of the practical application in aviation, the improvement of the aircraft skin repair can be considered. Fatigue, corrosion, denting, and even shooting, is a common type of in-service aircraft damage. These and other damages are repaired by patches or even by a

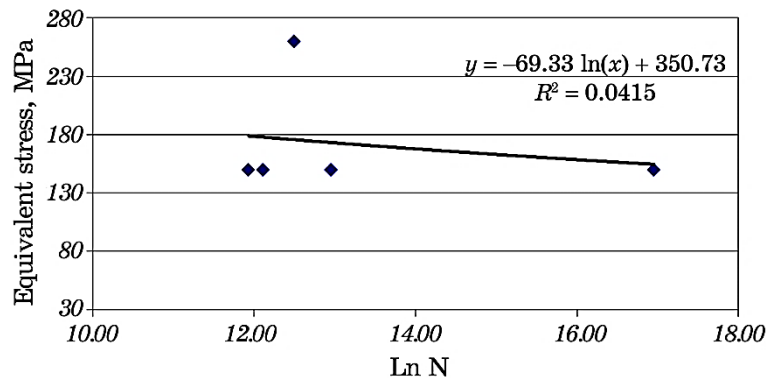


Fig. 8. Conventional equivalent Huber–Mises–Hencky stress–number of cycles to failure.

replacement of large panels. For aircraft parts made of metals, a similar material, for example the aluminium alloy 2024-T3 is used to make patches. This material, like all rolled metal sheets, is anisotropic.

Aircraft components, as well as repair patches, operate under multi-axial loading conditions. Fuselage constructions are subjected to bending, tension, compression, and pressurization loads. Patches installed at the different spots and integrated into the primary structure, withstand multi-axial loading. Since patches are made of anisotropic material, they must be oriented for better resistance to the loads to withstand actual loads. The enhanced procedure for Huber–Mises–Hencky equivalent stress calculation provides the possibility of minimizing equivalent stresses by optimally orienting the patch. As shown by preliminary fatigue tests, this may lead to a significant increase in the components' fatigue life.

5. CONCLUSION

Parts of many machines, mechanisms, constructions are made of anisotropic materials; this influences their bearing capacity. Static strength analysis of the components subjected to the multi-axial fatigue begins as a rule from the assessment of the equivalent uniaxial stresses, it is a routine procedure in current practice of aircraft preliminary and details design stage. The Huber–Mises–Hencky approach proposed many years ago still reliable tool for this task. Huber–Mises–Hencky method does not consider the anisotropy of constructional metals, thus the accuracy of the calculations can be increased by the introduction of crystallographic factor. This can be done for some materials by the taking into account their texture. To do this, normal and shear stresses' components of actual load are resolved to the actual

crystallographic slip system; then, the equivalent stresses are found according to the generally excepted Huber–Mises–Hencky method. Experiments performed with specimens of Al–Cu–Mg alloy confirmed the proposed method.

Authors of the paper highly appreciate the support of the research team of Bydgoszcz University of Science and Technology (Poland), team leader Dr. Ł. Pejkowski, and hope to extend our collaboration in nearest future.

REFERENCES

1. A. Nieslony, M. Böhm, and R. Owsiański, *ICMFF12 MATEC Web of Conferences*, **300**: 15007 (2019).
2. Y.-Y. Wang and W.-X. Yao, *Int. J. Fatigue*, **26**: 17 (2004).
3. A. Carpinteri, A. Spagnoli, and S. Vantadori, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **40**: 1007 (2017).
4. A. Karolczuk and E. Macha, *Int. J. Fract.*, **134**: 267 (2005).
5. <https://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:1576939/FULLTEXT01.pdf>
6. E. Zasimchuk, T. Turchak, and N. Chausov, *Results Mater.*, **6**: 100090 (2020).
7. E. Zasimchuk, O. Baskova, O. Gatsenko, and T. Turchak, *J. Mater. Eng. Perform.*, **27**: 4183 (2018).
8. Y.-J. Yum, Y.-W. Chu, S.-J. Chu, J.-H. Kim, and H. You, *KSME International Journal*, **17**: 1113 (2003).
9. Zhenhao Ding and Ke Wang, *J. Phys.: Conf. Ser.*, **2472**: 012020 (2023).
10. M. Kupperts and C. M. Sonsino, *Fatigue Eng. Mater. Struct.*, **26**: 507 (2003).
11. https://www.faa.gov/lessons_learned/transport_airplane/accidents/G-ALYV
12. https://www.faa.gov/lessons_learned/transport_airplane/accidents/N73711
13. J. Hirsch and T. Al-Samman, *Acta Mater.*, **61**, Iss. 3: 818 (2013).
14. W. F. Hosford, *Mechanical Behavior of Materials* (Cambridge University Press: 2010), p. 419.
15. Dayong An and Stefan Zaeferrer, *Proceedings of the 5th International Symposium on Steel Science: The Iron and Steel Institute of Japan (Nov. 13–16, 2017)* (Kyoto, Japan: 2017), p. 191.
16. G. Wasserman and I. Greven, *Textures of Metallic. Materials* (Moskva: Metallurgiya: 1969) (in Russian).
17. E. E. Zasimchuk, R. G. Gontareva, M. V. Karuskevich, I. K. Zasimchuk, and Yu. G. Gordienko, *Materials Structure & Micromechanics of Fracture. Conference Proceedings. MSMF-3* (Brno, Czech Republic: 2001), p. 232.
18. M. Karuskevich, O. Karuskevich, T. Maslak, and S. Schepak, *Int. J. Fatigue*, **39**: 116 (2012).
19. Ł. Pejkowski, M. Karuskevich, and T. Maslak, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **42**, No. 10: 2315 (2019).
20. T. Maslak and M. Karuskevich, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **46**, No. 3: 1211 (2023).
21. L. P. Luzhnikova, *Materialy v Mashinostroyenii. Tom. 1. Tsvetnyye Metally i Splavy* (Moskva: Mashinostroyenie: 1967).

PACSnumbers: 46.80.+j, 62.20.F-, 81.20.Hy, 81.20.Wk, 81.40.Ef, 81.40.Lm, 83.50.Uv

Change of Mechanical Properties of Bars in the Process of Deformation by Combined Method

I. E. Volokitina and A. V. Volokitin

Karaganda Industrial University,
Republic Ave. 30,
101400 Temirtau, Kazakhstan

A new combined deformation technology combining radial-shear broaching and drawing technology is developed in this work, which makes it possible to improve the mechanical and operational properties of carbon-steel bars. As a result, during three straining cycles, the average value of microhardness in the central zone is of 2085 MPa, in the neutral zone, it is of 2505 MPa, and in the surface zone, it is of 2915 MPa. In addition, the strength properties are increased by almost 2 times, the plastic characteristics are reduced not much, but remain at a fairly good level for steel 45 due to obtaining gradient microstructure during straining.

Key words: steel, bar, drawing, radial-shear broaching, severe plastic deformation.

У роботі розроблено нову комбіновану технологію деформування, що поєднує в собі технологію радіально-зсувного протягування та волочіння, що дає змогу підвищити механічні й експлуатаційні властивості прутків із вуглецевої криці. У результаті за три цикли деформування середнє значення мікротвердості у центральній зоні становило 2085 МПа, у нейтральній зоні — 2505 МПа, а в поверхневій зоні — 2915 МПа. Такий розкид мікротвердості підтверджує наявність градієнтної мікроструктури. Також відбулося збільшення міцнісних характеристик майже у 2 рази, пластичні характеристики зазнають пониження, але залишаються на доволі хорошому для криці 45 рівні за рахунок одержання градієнтної мікроструктури під час деформування.

Corresponding author: Volokitina Irina Evgenievna
E-mail: irina.vav55@gmail.com

Citation: I. E. Volokitina and A. V. Volokitin, Change of Mechanical Properties of Bars in the Process of Deformation by Combined Method, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 46, No. 9: 845–850 (2024). DOI: [10.15407/mfint.46.09.0845](https://doi.org/10.15407/mfint.46.09.0845)

Ключові слова: криця, пруток, волочіння, радіально-зсувне протягання, інтенсивна пластична деформація.

(Received 7 December, 2023; in final version, 11 March, 2024)

1. INTRODUCTION

Bars made of carbon steel grades are one of the main types of products of hardware processing of ferrous metallurgy and are widely used in almost all sectors of economy both in the form of marketable products and in the form of products from it. To ensure efficient use, sustainable exports and real import substitution, bars must be highly competitive, the main directions of which are: reduction of material and energy consumption, development and manufacture of advanced equipment for the new enterprises existing and construction technological re-equipment. In this regard, it is necessary to develop and investigate more new and effective technologies to improve performance and strength properties of long bars. Therefore, development of new combined methods of pressure treatment, allowing increasing significantly the level of original material processing is an urgent task.

Reinforcing bars are widely used in construction. With their help, reinforcement of reinforced concrete products in the form of slabs, blocks, beams, *etc.*, as well as the construction of building structures. Reinforcement is in the form of metal bars made of low-alloy or carbon steel. Currently, the rebar is used in the construction of various buildings. Because of its excellent performance, characteristics can give more strength to concrete: foundations, walls and floors.

In recent years, a lot of research has been carried out to improve mechanical and operational properties of carbon steels by means of obtaining ultrafine grains and nanostructure by intensive plastic deformation methods. Methods of severe plastic deformation (SPD), in contrast to traditional methods of metal forming, aimed mainly at shaping, are used to significantly change the structure, phase composition, physical and mechanical properties [1–3]. As a result of SPD in metallic materials, lengths of grain and subgrain boundaries increase by orders of magnitude, static and dynamic dilatation of crystal lattice atoms changes markedly. Materials obtained in this way, such as nanostructured aluminium or copper, can become harder than high-strength steel, but these materials will be very brittle and break during use, apparently due to strain localization [4–6].

One of the techniques that improve performance of products is the use of metallic materials with a gradient structure [7–9]. It has been found that gradient microstructures, in which the grain size increases from nanosize state on the surface to a coarse-grained state in the centre, are an effective approach to increasing the plasticity of the product as a

whole.

In recent years, study of gradient structural states in metallic materials has formed into a new scientific direction [10–12]. Within this framework, it is of interest to study the formation of gradient structures in long metal products (rods, strips). Combination of harder surface layers with a relatively ‘soft’ core in such products makes it possible to increase wear resistance, distribute loads, relax stress concentrators, and increase plasticity of the product as a whole. As an example, we should point out the use of nonmonotonic shear deformation by shear drawing of low-carbon steel bars, which leads to the formation of a gradient structure up to the formation of nanostructured surface layers with ultrahigh microhardness ($HV \cong 7$ GPa) and to a noticeable increase in wear resistance.

It is also possible to obtain a gradient structure in long bars by the type of helical rolling, separated by its authors into a unique method called ‘Radial Shear Rolling’ (RSP) and patented [13].

Thus, it can be summarized that during radial shear rolling, in the deformation zone, stress state scheme is realized that is close to all-round compression with large shear deformations [14]. The most intense shear deformations are localized in the zone of metal slip lines intersection—the annular cross-sectional zone characteristic of three-roll scheme. In other words, conditions are created in the deformation zone that is optimal for the gradient structure formation.

In addition, heat treatment increases the processing cycle time and increases the cost of manufacturing bars. Therefore, the development of technological processes for the manufacture of bars should follow efficiency-increasing path of methods used for processing of metals by pressure.

Instead of radial-sliding rolling, in our case we will pull the bar on a helical rolling mill. Since by pulling the billet simultaneously through the crossing rolls and the draw, tensile stresses arise that leads to a reduction of the drawing force. Due to the tensile stresses along the billet, the profile of the stretched billet is formed more evenly.

2. EXPERIMENTAL

A laboratory experiment on annealed bars of carbon steel AISI 1045 was carried out to study the efficiency of the developed technology. Before straining, the bars were annealed at 740°C to obtain a more homogeneous structure and to eliminate the impact of other production processes.

Since our university does not have planetary stands for the production of long bars, it was decided to implement radial-displacement drawing instead of radial-displacement rolling of bars on the mill PCP-10/30 and combine this process with traditional drawing on the mill B-

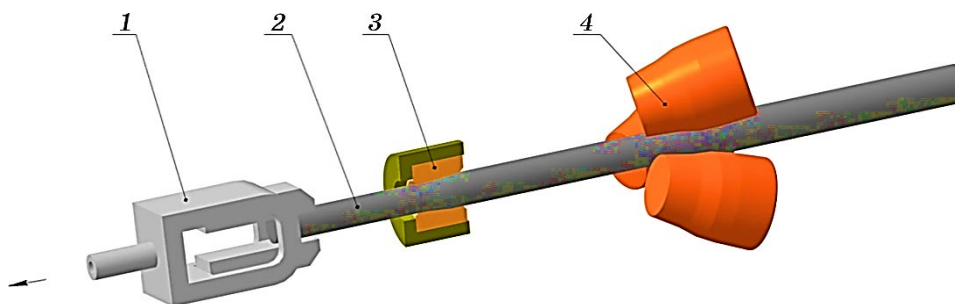


Fig. 1. Schematic diagram of new bar straining process: 1—gripping device; 2—bar; 3—drawing rolls; 4—broaching rolls.

I/550 M. Since, by pulling the workpiece simultaneously through the crossed rolls and the drawbar, tensile stresses are generated which result in a reduction of the drawing force. The profile of the drawn workpiece is formed more uniformly due to tensile stresses along the workpiece.

The process we are developing is based on radial-displacement drawing technology, which makes it possible to produce long bars with enhanced mechanical properties. During pulling, the workpiece is strained in cross-section by pulling it through tapered rollers that are positioned at a 120° angle to each other. The surface layers of the workpiece undergo radial torsion, which in combination with reduction results in a high degree of strain allowing for better surface finish. There is greater refinement of the structure in conjunction with radial-displacement straining.

Straining of bars was carried out according to the modelled scheme shown in Fig. 1.

Microhardness was determined on Anton Paar hardness tester in accordance with GOST 9450-76 by the method of diamond pyramid indentation with the angle between opposite sides 136° under the load 1 N and duration of loading 2 s. The average value of 5 measurements in each considered area was used to calculate the microhardness value.

Tensile tests were carried out in accordance with GOST 1497-2000 at room temperature. Tenfold samples $d = 10$ mm was used.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Figure 2 shows the microhardness distribution along the cross section of the bar after each straining cycle. The graph above shows that the microhardness is higher in the surface zone. Thus, for three straining cycles, the average value of microhardness in the central zone was of 2085 MPa, in the neutral zone, it was of 2505 MPa, and in the surface

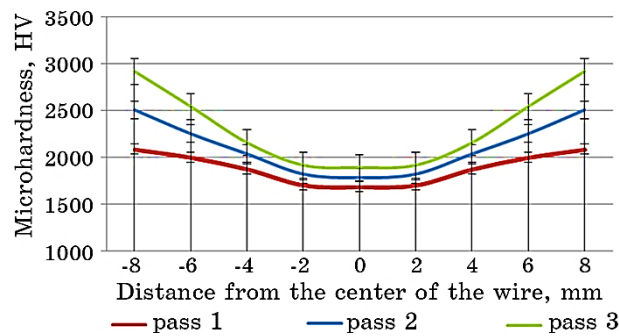


Fig. 2. Graphs of microhardness distribution along the bar section.

zone, it was of 2915 MPa. This variation of microhardness confirms the presence of a gradient microstructure.

Figure 3 shows graphs of strength and plastic properties of carbon steel bar plotted before tensile testing. Analysis of the graph shows an increase in strength characteristics for 3 straining cycles by almost 2 times, so, the tensile strength increases from 580 MPa to 1010 MPa, and yield strength from 325 to 730 MPa. Plastic characteristics undergo a decrease, so relative reduction changes from 42% to 31%, and relative elongation from 18 to 14 MPa. The plastic characteristics remain at a fairly good level due to the gradient microstructure obtained during straining. Plastic characteristics in this steel are obtained at a lower level when deformed by other SPD methods [15, 16].

4. CONCLUSIONS

Bars from carbon steel grade AISI 1045 strained by a new technology

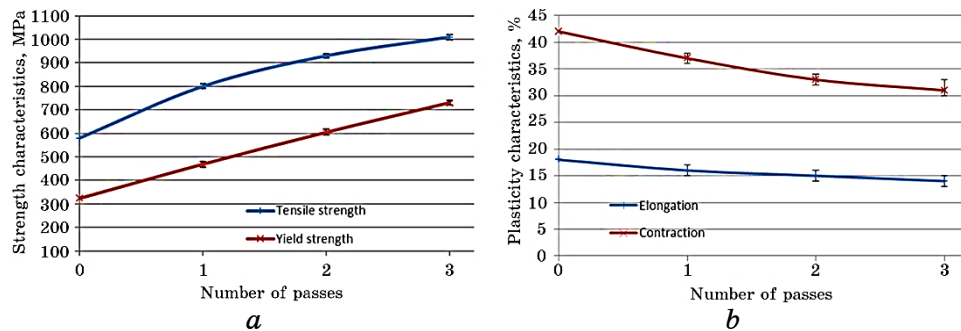


Fig. 3. Diagrams of mechanical characteristics of carbon steel bar depending on the straining cycle: *a*—strength characteristics; *b*—plasticity characteristics.

are studied in this work. Physical experiment has shown that the application of radial-displacement drawing helps to reduce the number of straining cycles and, as a result, to reduce the cyclic nature of the technological process, as well as to increase the depth of structure development due to the penetration of reduction straining along the cross-section of the bar. Such bars together with their increased strength and plastic properties provide good prospects for their application in construction.

ACKNOWLEDGMENTS

This research has been/was/is funded by the Science Committee of the Ministry of Science and Higher Education of the Republic of Kazakhstan (Grant No. AP19678974).

REFERENCES

1. I. E. Volokitina, A. V. Volokitin, M. A. Latypova, V. V. Chigirinsky, and A. S. Kolesnikov, *Progr. Phys. Met.*, **24**, No. 1: 132 (2023).
2. B. Sapargaliyeva, A. Agabekova, G. Ulyeva, A. Yerzhanov, and P. Kozlov, *Case Studies in Construction Materials*, **18**: e02162 (2023).
3. A. Bychkov and A. Kolesnikov, *Metallography, Microstructure, and Analysis*, **12**, No. 3: 564–566 (2023).
4. I. E. Volokitina, *Progr. Phys. Met.*, **24**: No. 3: 593–622 (2023).
5. M. O. Kurin, O. O. Horbachov, A. V. Onopchenko, and T. V. Loza, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 6: 785 (2022).
6. E. Panin, T. Fedorova, D. Lawrinuk, A. Kolesnikov, A. Yerzhanov, Z. Gelmanova, and Y. Liseitsev, *Case Studies in Construction Materials*, **19**: e02609 (2023).
7. G. I. Raab, L. A. Simonova, and G. N. Aleshin, *Metalurgija*, **55**: 177 (2016).
8. J. Li, Q. Mei, Y. Li, T. Wang, *Metals*, **10**: 73 (2020).
9. A. Naizabekov and E. Panin, *Journal of Materials Engineering and Performance*, **28**, No. 3: 1762 (2019).
10. K. Lu., *Science*, **345**: 1455 (2014).
11. G. I. Raab, D. V. Gunderov, L. N. Shafigullin, Yu. M. Podrezov, M. I. Danylenko, N. K. Tsenev, R. N. Bakhtizin, G. N. Aleshin, and A. G. Raab, *Materials Physics and Mechanics*, **3**, No. 24: 242–252 (2015).
12. T. H. Fang, W. L. Li, N. R. Tao, and K. Lu, *Science*, **331**: 1587 (2011).
13. S. P. Galkin, *Method of Screw Rolling*: Patent № 2293619 RF. MIIK B21B, 19/00; NITU MISiS - No. 2006110612/02, applied for 2007. 04.04.2006; publ. 20.02.2007 (Bulletin of Inventions, № 5) (2007).
14. V. V. Chigirinsky, Y. S. Kresanov, and I. E. Volokitina, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 4: 467 (2023).
15. M. Murugesan, D. Won, and J. Johnson, *Materials*, **12**: 609 (2019).
16. C. Z. Duan and L. C. Zhang, *Mater. Sci. Eng. A*, **532**: 111 (2012).

PACS numbers: 06.60.Vz, 61.72.Ff, 62.20.Qp, 62.80.+f, 68.55.Ln, 81.40.Lm, 81.40.Pq

Combined Ultrasonic–Mechanical Treatment

V. A. Kozechko* and V. I. Kozechko**

**Dnipro University of Technology,*
19 Dmytra Yavornytskoho Prosp.,
UA-49005 Dnipro, Ukraine

It is demonstrated that the application of combined processing, specifically, the simultaneous use of ultrasound and mechanical action (friction), is an effective method for surface treatment. Optimal parameters of influence are identified, which are leading to an increase in hardness, a favourable redistribution of stresses, and a reduction in surface roughness. This approach integrates the benefits of ultrasonic energy to modify the materials' subsurface structure with the mechanical smoothing effects of friction. This synergy enhances material properties by refining the microstructure, promoting homogeneous distribution of alloying elements, and inducing beneficial compressive stresses, all of which contribute significantly to improving the wear resistance and longevity of treated surfaces.

Key words: steel, ultrasonic–mechanical treatment, combined processing, ‘white layer’, plastic deformation.

Доведено, що застосування комбінованого оброблення, зокрема одночасне використання ультразвуку та механічної дії (тертя), є ефективною метою оброблення поверхні. Визначено оптимальні параметри впливу, що приводить до підвищення твердості, сприятливого перерозподілу напружень і пониження шерсткості поверхні. Цей підхід інтегрує переваги ультразвукової енергії для модифікування підповерхневої структури матеріялу з механічними вирівнювальними ефектами тертя. Така синергія поліпшує властивості матеріялу шляхом удосконалення мікроструктури, сприяння однорідному розподілу легувальних елементів та індукції корисних стискальних напружень. Всі ці чинники істотно сприяють підвищенню зносостійкості та тривалості експлуатації оброблених поверхонь.

Corresponding author: Viktoriia Kozechko
E-mail: kozechkova@ukr.net

Citation: V. A. Kozechko and V. I. Kozechko, Combined Ultrasonic–Mechanical Treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 9: 851–860 (2024). DOI: [10.15407/mfint.46.09.0851](https://doi.org/10.15407/mfint.46.09.0851)

Ключові слова: криця, ультразвукове механічне оброблення, комбіноване оброблення, «білий шар», пластична деформація.

(Received 1 April, 2024; in final version, 24 June, 2024)

1. INTRODUCTION

The durability and operational robustness of most machine components depend on the condition and physical-mechanical properties of their working surfaces, where wear processes originate and develop. A relatively minor (5–20%) wear of the working surface, such as in the friction pairs of conjugated parts, leads to their rejection, even though the remaining mass-dimensional characteristics of the parts overall are still close to nominal. Furthermore, the wear resistance of the working surface often limits not only the operational life of individual parts but also the maintenance interval of the machine as a whole. The costs associated with its downtime, along with expenses on renovation, far exceed the cost of new parts. Thus, the task of strengthening working surfaces is extremely relevant for mechanical engineering, as is the choice of technological methods for hardening treatment. Alongside this, the requirements for the quality of machine parts' surfaces for various purposes, such as laser mirrors, machine disks, *etc.*, have demanded a more refined yet deeper impact on their treated surfaces. Lately, the treatment of the surface and subsurface layers of material, providing them with functional properties distinct from those required from the bulk material, has been defined as 'engineering' of the surface [1–3]. One category of surface engineering methods is the technology of modifying existing surfaces by changing their topography, chemical composition, and microstructure. Analysis of existing methods for forming and treating surface layers of parts has shown their insufficient effectiveness with high material and energy costs. This reduces the competitiveness of modern mechanical engineering products as a whole. Therefore, researching and developing new ways of impact that can radically change the state of working surfaces of machine parts and extend their service life is important and timely.

2. EXPERIMENTAL/THEORETICAL DETAILS

Significant advancements in quantum electronics (lasers), electron and ion beams, electrohydroimpulse processes, ultrasound, explosion techniques, and other areas of physics have led to the creation and increasingly practical application of new pulse methods for the treatment of metals and alloys. These methods are characterized by the application of high specific energy, its impulse impact on relatively small volumes of a solid

body followed by rapid cooling. Such extreme conditions, primarily heating and cooling, lead to the intensification of many physicochemical processes, which significantly affect the formation of the structure, physical-mechanical properties, and stressed state of the metal, shaping the quality of the treated surface [3].

Currently, ultrasonic vibrations are increasingly used in technology: low-energy ultrasonic vibrations (tenths of watts) are used in measuring techniques, defectoscopy, signalling, *etc.*; high-energy vibrations (several hundreds of thousands of watts per square meter) are used for metal treatment.

The impact of ultrasound on a solid body generates mechanical elastic waves within it. A vibrating sound source periodically compresses the metal particles directly adjacent to it, which then transmit this compression to the next layer. Compression waves alternate with rarefaction waves. A distinctive feature of ultrasound is that, unlike thermal energy, which is distributed quite evenly throughout the volume of the deformed metal, acoustic energy is mainly absorbed by grain boundaries, defects in the crystal lattice, *i.e.*, selectively. It is almost not absorbed in defect-free zones of the crystal. Thus, heating under the influence of ultrasound can occur locally. Ultrasound, especially high-energy, can also affect the electronic structure (electronic levels) of the material, as evidenced by the 'acoustomagnetolectric effect' [4-6].

The proposed method combines two processing techniques, namely, ultrasound and mechanical (friction) ones, which occur simultaneously.

The challenge lies in transferring maximum ultrasonic vibrations to the processing zone (where the waveguide tool presses against the workpiece). The method of transferring ultrasonic vibrations from a solid body (waveguide) to another solid body (the workpiece) is an important factor, as too strong a pressure of the tool on the part can disrupt acoustic connection, while too weak does not allow achieving the necessary structure, as almost all the energy disperses into the air when ultrasonic waves propagate from the material of the magnetostriction vibrator or tool.

The delivery of ultrasonic energy to the hardening zone was carried out using a fork-shaped waveguide tool (tip) in a radial direction. The converter with the waveguide was mounted horizontally in a special bracket installed in movable slides, the base of which was fixed on the support of the lathe 1K62 (Fig. 1). The waveguide was pressed against the workpiece by a freely hanging weight (P1), suspended via a pulley to the bracket. This scheme allows for the hardening of parts of various shapes (during the processing, the tool traced the profile of the part).

The waveguide tool was made of 40H steel in a fork shape, fitted with carbide plates soldered to the internal (working) cavities of the prongs. The profile of the plate (in cross-section) had a radius of 5 mm. The tip and the converter were connected with a tight thread. The fork

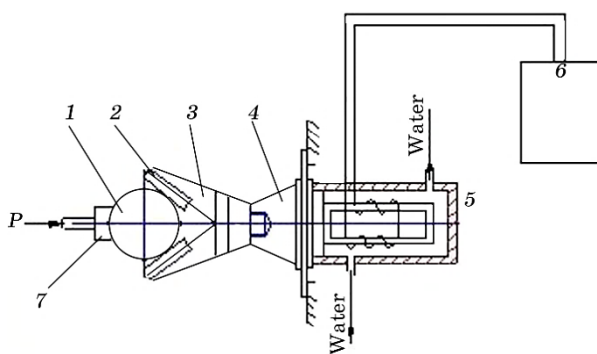


Fig. 1. Schematic diagram of the setup for processing by combined ultrasonic-mechanical method: 1—sample; 2—carbide plate; 3—technological waveguide (tip); 4—ultrasonic vibration concentrator (waveguide); 5—magnetostrictive converter; 6—ultrasonic generator; 7—clamp.

angle was chosen based on the diameter of the parts, not exceeding 50 mm.

For hardening, magnetostrictive converters of the type PMS-15A-18 were used. They are powerful and reliable, not requiring stability of amplitude and allowing the use of higher P_1 pressures. The main technical specifications of PMS-15A-18 include: power of 5 kW, resonant frequency of 17.5–19.3 kHz, amplitude at 15 microns. When processing with the PMS-15A-18 converter, the ultrasound intensity (energy density) reached approximately $146 \cdot 10^4$ W/m². An ultrasonic generator of type UZG-10-22 was used to convert electrical energy of industrial frequency (50 Hz) into ultrasonic waves. Table 1 presents the processing modes.

The mechanical processing involved a friction process that occurred between the workpiece and the clamp-segment. The clamp was brought to the workpiece from the side opposite the ultrasonic generator, with pressing force P_2 , which was regulated similarly to P_1 .

The chemical composition of the clamp matched that of the workpiece being processed.

Spectra were recorded photographically (ISP-30 spectrograph). Layer grinding was performed on a special machine with a high-hardness stone, namely, Arkansas stone, which provided minimal changes in element concentration during layer removal.

TABLE 1. Pulse hardening modes.

| Geometry of the hardening tool | | | | P_1 , kN | P_2 , kN | Notes |
|--------------------------------|--------|------------|------------|------------|------------|---------------------|
| α_0 | ϕ | R_p , mm | D_1 , mm | | | |
| 60 | — | 5.0 | — | 0.6–1.0 | 5 | $\omega_0 = 20$ kHz |

X-ray spectral analysis was conducted using a CAMECA microanalyzer with an electron beam diameter of 1 micron, on the polished section both on the surface of the sample and the depth of the white layer (cross-sectional polish).

3. RESULTS AND DISCUSSION

The combined treatment resulted in the formation of a 'white layer' of increased hardness on almost all hardenable steels and high-strength cast irons, regardless of their structural state. Ultrasound significantly reduces the metals' resistance to plastic deformation, thus the depth of the deformed layer (when treating unhardened steels) sharply increases, and beneath the white layer, a hardened zone is observed, often exceeding the thickness of the white layer itself.

A common characteristic of all white layers is their decreased etchability and increased hardness compared to the martensite formed through conventional quenching. The reduced etchability is attributed to the formation of a specific structureless martensite in the white layer, coherence of interphase boundaries, 'specific concentration heterogeneity of the structure', its high dispersion, and the presence of carbides and oxides.

The increased hardness of the white layer, compared to the hardness of conventional martensite, despite a higher residual austenite content, can be explained by the structures' significant dispersion, considerable distortions of the austenite crystalline lattice, and the martensite concentration heterogeneity.

The proposed combined method involves rapid heating to high temperatures (above A_{c3}), simultaneous deformation, and subsequent quenching under extreme conditions occurring during pulse hardening. This process induces a unique phase, structural, stress state, and properties of the metal in the surface layers of parts, resulting in the formation of a 'white layer'.

During the combined treatment, a sharp increase in the mobility of metal atoms is observed. Despite the short duration of the process, many chemical elements manage to migrate over relatively large distances. High diffusion rates and an increase in the number of elements in the white layer have been established. For instance, the carbon content in some cases can increase by more than twice, primarily due to carbon diffusion from the sublayer. In some cases, the possibility of transferring carbon and other elements from the tool to the workpiece is not excluded. It is noteworthy that the chemical composition of the steel surface layers of samples changes to a significant depth, with the peak of element content increase (C, Cr, Mn, *etc.*) shifted deeper into the part. Such distribution of components in the white layer is explained by the influence of ultrasonic vibrations on heating, defor-

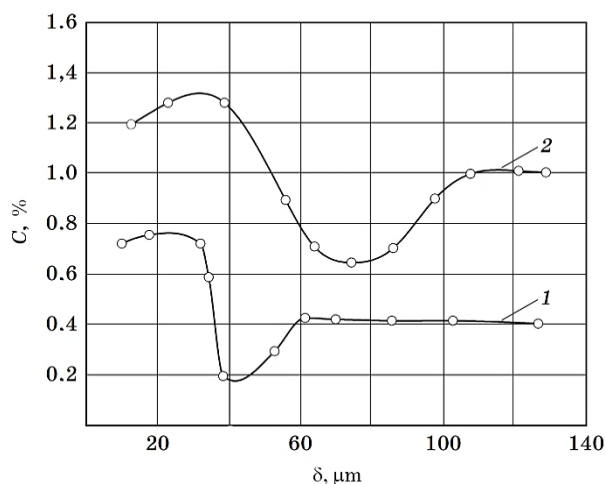


Fig. 2. Carbon distribution in the surface layers of 9X (1) and 40X (2) steel samples with a 'white layer'.

mation, and diffusion processes. The stress state of the metal changes too: tensile stresses in the surface layers of the part decrease, and their maximum shifts deeper into the metal. Ultrasound facilitates plastic deformation during friction, accelerating the diffusion and other physicochemical processes. Layer-by-layer local spectral (Fig. 2 and Table 2) and micro-x-ray spectral analyses (Fig. 3) were conducted, showing the redistribution of other chemical elements (C, Mn, Si, Cr, Cu) in the white layers.

To enhance accuracy, reproducibility, eliminate the effects of heat treatment on analysis results, and achieve minimal sample damage depth (0.01–0.02 mm), a double-circuit high-frequency generator of condensed spark was used as the excitation source for the spectrum.

In analysing high-alloy steels, a high-frequency generator of condensed spark with impact excitation was used as the spectrum excitation source. This generator ensured minimal erosive impact of the light source on the metal (layer depth from 5 to 10 micrometers), high stability, and accuracy of results while simultaneously determining the content of all alloying elements. It also allowed for the practical elimination of the metal structure's influence on the analysis outcomes. The coefficient of variation did not exceed 1%.

Changes in concentration and diffusion of components in the white layer compared to the base metal could be caused by several factors, among which the main ones include: heating due to friction, creating a high temperature gradient; significant specific pressures causing deformation at high speeds and a high stress gradient; increased density of dislocations and other defects in the crystal structure; electrotran-

TABLE 2. Content of chemical elements (%) in the surface layers of samples of alloyed steels after ultrasonic-mechanical treatment.

| Steel | Element | White layer | Raw material | β_e , % |
|-------|---------|-------------|--------------|---------------|
| 38HBA | C | 0.69 | 0.48 | 114 |
| | Ni | 0.18 | 0.16 | 112 |
| | Cr | 1.25 | 0.99 | 126 |
| | Mn | 0.44 | 0.35 | 125 |
| | Si | 0.25 | 0.15 | 167 |
| | W | 0.51 | 0.51 | 100 |
| | H12M | C | 1.95 | 1.70 |
| Ni | | 0.32 | 0.21 | 152 |
| Cu | | 0.17 | 0.12 | 142 |
| Cr | | 14.0 | 11.0 | 127 |
| Mn | | 0.35 | 0.25 | 140 |
| Si | | 0.45 | 0.22 | 204 |
| V | | 0.15 | 0.15 | 100 |
| Mo | | 0.46 | 0.46 | 100 |

sport, phase transformations, *etc.*

As a result of the tool rubbing against the workpiece, high temperatures are generated in comparatively thin surface layers of the parts, leading to a large temperature gradient. Such conditions facilitate the directed transfer of elements from cooler to hotter layers of metal during hardening, as well as their redistribution after hardening.

Tensile stresses can increase the diffusion coefficient by 2–3 orders of magnitude. It should be emphasized that the effect of tensile stresses on accelerating diffusion is stronger at lower temperatures. During the combined treatment process, individual volumes of metal in the contact zone of the tool with the part are subjected to significant tensile stresses. Thermomechanical stresses can precede the contact zone. Stretched zones act as acceptors of electrons or individual atoms (negatively charged), while compressed zones are donors (positively charged). Consequently, during stretching, diffusion flows occur from compressed to stretched zones, where, depending on the diffusion coefficient of the substrate and the concentration of elements, their mass transfer takes place.

The maximum increase in carbon content in the white layer compared to other elements is explained by the fact that carbon is a light element with a smaller atomic radius than iron, forming an interstitial solid solution with it. Chromium, manganese, silicon, and other elements forming substitutional solutions and having a larger atomic radius than iron migrate to the white layer less intensely than carbon. Refractory heavy elements with a larger atomic radius such as V, Mo,

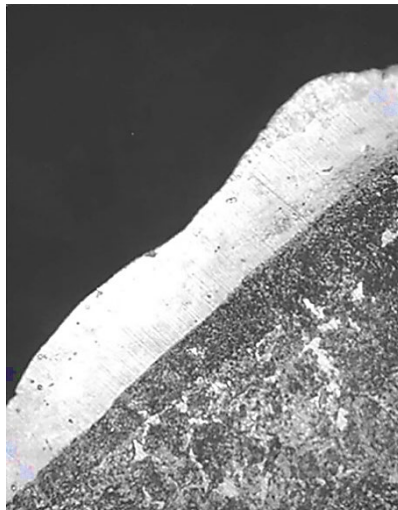


Fig. 3. Microstructure of a 'white layer' obtained by combined treatment; $\times 63$.

W (Table 3) are the least mobile, and under these conditions, there appears to be insufficient time and energy for their transfer. The dependency of the activation energy for the transfer of elements forming substitutional solutions in iron from the physical properties of iron and these elements is quite complex. This issue becomes even more complicated with the additional impact of ultrasound.

During the combined treatment, the nickel content in the white layer increases (Table 2). Ultrasonic vibrations, by altering the stressed and deformed state of the metal, affect significantly the diffusion process.

Nickel acts as a donor of elements in ferrous-carbon alloys and increases the diffusion coefficient of carbon in austenite, facilitating the formation of the white layer. An increase in the chromium content in steel by more than 2–3% decreases the carbon diffusion coefficient in austenite and worsens the conditions for the formation of these structures, as well as contributes to reducing the heat capacity of steel. For example, it is significantly easier to obtain a quality white layer on 40H steel than on 4H13 steel under otherwise identical conditions.

A similar pattern is also observed with an increase in the content of silicon and manganese in the presence of chromium (to obtain a white layer on steels like 30HGSA, 35HGSA, higher energies are required). This behaviour of chromium and silicon is explained by the fact that chromium, by increasing the charge of carbon ions, strengthens their bond with the austenite lattice. Silicon, having a similar electronic structure to carbon, can easily donate electrons to complete the 3d levels of iron atoms and, in solution, can exist as a positively charged ion

TABLE 3. Physical properties of the elements considered in Table 2.

| Element | Melting point, K | Valence | Ion radius, nm | Ionization potential, eV | Change in ion radius relative to iron, nm | | Crystal cell |
|---------|------------------|---------|----------------|--------------------------|---|--------------|---|
| | | | | | α -Fe | γ -Fe | |
| C | 4173 | 4 | 0.0550 | 64.47 | -0.0689 | -0.0736 | diamond, graphite, face-centred cubic (f.c.c.) (in metal) |
| Ni | 1726 | 2 | 0.1243 | 18.15 | -0.0004 | -0.0043 | f.c.c. |
| Fe | 1812 | 2 | 0.1239 | 16.18 | - | - | body-centred cubic (b.c.c.) |
| | | 2 | 0.1286 | - | - | - | f.c.c. |
| Cu | 1356 | 1 | 0.1275 | 7.72 | +0.0036 | -0.0011 | f.c.c. |
| Cr | 2193 | 3 | 0.1246 | 30.95 | +0.0007 | -0.0040 | b.c.c. |
| Mn | 1517 | 1 | 0.1365 | 7.73 | +0.0126 | +0.0079 | complex cubic, f.c.c. |
| | | 2 | 0.1332 | 15.64 | +0.0093 | 0.0046 | b.c.c. |
| Si | 1683 | 4 | 0.1290 | 45.13 | +0.0051 | +0.0004 | diamond, b.c.c. (in metal) |
| V | 2173 | 5 | 0.1314 | 65.00 | +0.0075 | +0.0028 | b.c.c. |
| Mo | 2883 | 6 | 0.1360 | 68.00 | +0.0121 | +0.0074 | b.c.c. |
| W | 3683 | 6 | 0.1367 | 61.00 | +0.0128 | +0.0081 | b.c.c. |

like carbon. As a result of electrostatic repulsion, silicon displaces carbon. Through such a mechanism, silicon increases the thermodynamic activity of carbon and its tendency towards graphitization in cast irons.

Despite the significant acceleration of diffusion influenced by the factors discussed above, explaining the diffusion process of individual (especially light) elements across such large distances in such a short time (10^{-3} to 10^{-2} seconds) using classical diffusion mechanisms is challenging. A distinctive feature of the diffusion process during such treatment is its weak dependence on temperature and the method of loading; the rate of deformation has a significant impact on diffusion, occurring both through the volume and along grain boundaries, and is more intense in metals with a dense crystalline lattice than in those with a less dense b.c.c. lattice.

Experiments have shown that the microstructure of the white layer obtained by the investigated methods of treating steels and cast irons (Fig. 3) consists of fine-needle (fine-plate) martensite, residual austenite, and in most cases, much dispersed carbides.

4. CONCLUSION

The results obtained demonstrate that ultrasound significantly reduces the resistance of metal to plastic deformation. As a result of the combined treatment, a ‘white layer’ was formed on the surface, a marked increase in the mobility of metal atoms was observed, and the content of elements such as Ni, Si, and Mn in the white layer doubled.

In the contact zone on the surface, tensile stresses were generated that, in our opinion, accelerated the diffusion and increased the mass transfer.

REFERENCES

1. I. Savchenko, V. Kozechko, and A. Shapoval, *Proc. of the 7th Int. Conf. on Industrial Engineering (ICIE 2021)* (Springer International Publishing: 2022), vol. 7, p. 793.
2. I. Savchenko, O. Shapoval, V. Kozechko, O. Markov, N. Hrudkina, and V. Voskoboynik, *IEEE Int. Conf. on Modern Electrical and Energy Systems (MEES)*, (2021), p. 1–4.
3. V. Pilipenko, S. Grigorenko, V. Kozechko, O. Bohdanov, *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*, **1**: 078 (2021).
4. I. Savchenko, A. Shapoval, V. Kozechko, V. Voskoboynik, O. Khrebtova, and S. Shlyk, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, **1164**, No. 1: 2070 (2021).
5. R. P. Didyk and V. A. Kozechko, *Chernyye Metally*, **7**: 66 (2021).
6. R. P. Didyk, R. S. Puhach, and V. A. Kozechko, *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*, **5**: 59 (2015).

PACS numbers: 61.72.Cc, 61.72.J-, 61.72.Qq, 61.80.Az, 62.20.D-, 62.20.F-, 82.60.Nh

Дослідження впливу композиції та температури відпалу на мікроструктуру та механічні властивості сплавів Fe–Cr–Al

В. О. Харченко^{*,**}, Д. О. Харченко^{*}, О. М. Щокотова^{*}, Б. О. Лисенко^{*},
А. В. Дворниченко^{**}

^{*}Інститут прикладної фізики НАН України,
вул. Петропавлівська, 58,
40000 Суми, Україна

^{**}Сумський Державний Університет,
вул. Римського-Корсакова, 2,
40007 Суми, Україна

Розроблено узагальнений модель фазового поля для моделювання динаміки мікроструктурних перетворень у сплавах Fe–Cr–Al на основі заліза з урахуванням динаміки рівноважних точкових дефектів. Досліджено динаміку процесів формування та росту збагачених на Хром преципітатів α' -фази під час довготривалого відпалу твердого розчину. Вивчено вплив концентрації легувальних елементів і температури відпалу на динамічні та статистичні характеристики зростаючих преципітатів. Показано скейлінгову динаміку середнього розміру преципітатів, їхньої кількості та універсальність розподілу за розмірами. У рамках нелінійної теорії пружності досліджено перерозподіл пружних напружень під час механічного навантаження у вигляді деформації зсуву. Проаналізовано вплив композиції та температури відпалу на механічні властивості сплаву.

Ключові слова: метод фазового поля, числове моделювання, преципітати

Corresponding author: Vasyl' Olehovych Kharchenko
E-mail: vasiliy.kharchenko@gmail.com

^{*}*Institute of Applied Physics, N.A.S. of Ukraine*
58 Petropavlivska Str., UA-40000 Sumy, Ukraine

^{**}*Sumy State University,*
2 Rimskogo-Korsakova Str., UA-40007 Sumy, Ukraine

Citation: V. O. Kharchenko, D. O. Kharchenko, O. M. Schokotova, B. O. Lysenko, and A. V. Dvornychenko, An Influence of the Composition and Annealing Temperature onto Microstructure and Mechanical Properties of Fe–Cr–Al Alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 9: 861–879 (2024) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.46.09.0861](https://doi.org/10.15407/mfint.46.09.0861)

вторинних фаз, статистичні характеристики.

A generalized model of the phase field is developed for modelling the dynamics of microstructural transformations in iron-based Fe–Cr–Al alloys by taking into account the dynamics of equilibrium point defects. Dynamics of the processes of formation and growth of chromium-enriched precipitates of α' -phase during long-term annealing of solid solution is studied. An influence of both the concentration of alloying elements and the annealing temperature on the dynamic and statistical characteristics of the growing precipitates is analysed. The scaling dynamics of the average size of precipitates, their number as well as the universality of size distribution are shown. A redistribution of elastic stresses under mechanical loading in the form of shear deformation is investigated within the framework of the nonlinear theory of elasticity. The influence of both the composition and the annealing temperature on the mechanical properties of the alloy is analysed.

Key words: phase-field method, numerical modelling, precipitates of secondary phases, statistical properties.

(Отримано 11 березня 2024 р.; остаточн. варіант — 6 травня 2024 р.)

1. ВСТУП

Стопи Fe–Cr–Al на основі заліза успішно використовуються в якості оболонок паливних елементів у атомних реакторах як альтернативні до цирконійових стопів. Розробка цих стопів для використання у атомній енергетиці в якості аварійно-стійких оболонок палива почалась у 1960-х роках. Це зумовлено їхньою високою стійкістю щодо окиснення за високої температури [1, 2], корозійною та радіаційною стійкістю, особливостями хемічної взаємодії між паливом і його оболонкою, хорошими механічними властивостями упродовж тривалого терміну використання їх в екстремальних умовах (під час опромінення) (див. обговорення в роботі [3]).

Упродовж останніх трьох десятиліть спостерігається зростаючий інтерес до стопів Fe–Cr–Al, зокрема задля використання їх у сучасних реакторах, в тому числі високотемпературних. Під час дослідження впливу легувальних елементів, зокрема Хрому й Алюмінію, на фізико-механічні властивості стопів Fe–Cr–Al експериментально було показано, що збільшення концентрації Хрому в цих стопах може приводити до поліпшення їхньої стійкості щодо корозії під час експлуатації їх у високотемпературних водяних реакторах, а також до підвищення опору щодо високотемпературного парового окиснення [4]. У той же час було встановлено, що збільшення вмісту Хрому приводить до потенційної крихкості цих стопів за робочих температур в інтервалі 288–320°C за рахунок утворення збагаченої на Хром α' -фази [5–7]. Водночас збільшення концентрації Алюмінію у стопах посилює їхній опір щодо високотемператур-

ного окиснення, проте може підвищити температуру крихко-пластичного переходу [8]. Було показано, що додавання більше 6 ат.% Алюмінію є ефективним задля пониження стабільності преципітатів фази, тоді як подальше додавання Алюмінію приводить до збільшення межі розчинності Хрому в матриці заліза [5, 6, 9].

Істотний прогрес у вивченні властивостей стопів Fe–Cr–Al з різним вмістом легувальних елементів для використання їх у ядерних програмах був досягнутий за допомогою використання методів числового моделювання на різних рівнях опису у рамках загальної схеми багатомасштабного моделювання. Тут з використанням розрахунків з перших принципів було встановлено енергетичні характеристики атомного перемішування [10–12]. Застосування методів молекулярної динаміки дало змогу вивчити залежність модулів пружності від вмісту легувальних елементів [13]. Використання кінетичного Монте-Карло-підходу уможливило проаналізувати стабільність мікроструктури стопів Fe–Cr–Al за довгострокової експлуатації [5]. З використанням класичної теорії фазового поля було проаналізовано динаміку випадіння преципітатів α' -фази (див., наприклад, [14, 15]). У роботі [16] було розроблено стратегію сумісного використання теоретичних та експериментальних підходів для дослідження стопів Fe–Cr–Al. Цей підхід самоузгодженим чином враховує результати розрахунків з перших принципів, експериментальних досліджень і метод CALPHAD, який застосовується для одержання фазової діаграми термодинамічної рівноваги за допомогою Гіббсової енергії [17]. Він є потужним інструментом для вибору легувальних елементів з метою оптимізації складу матеріалів для конкретних застосувань.

Нещодавній успішний прогрес у розумінні мікроструктурних перетворень у стопах Fe–Cr–Al і кінетики випадіння нанорозмірної α' -фази залишає деякі відкриті питання, пов'язані з детальним описом еволюції мікроструктури за умов тривалого відпалу за фіксованої температури та прогнозуванням механічних властивостей цих стопів з різним вмістом легувальних елементів.

Метою даної роботи є дослідження впливу концентрації легувальних елементів і температури на фізико-механічні властивості стопів Fe–Cr–Al у рамках числового моделювання термічного оброблення твердого розчину. Для цього нами представлено узагальнений модель фазового поля з використанням підходу CALPHAD, враховуючи ефекти локального перегрупування рівноважних точкових дефектів і взаємодії атомної підсистеми з підсистемою дефектів. Основними завданнями є вивчення впливу легувальних елементів на кінетику фазового розшарування за різних температур відпалу, статистичні властивості зростаючих виділень α' -фази та механічні властивості матеріалів за механічних навантажень.

Роботу організовано таким чином. У розділі 2 наведено форма-

лізм, який використовується для моделювання методом фазового поля. У третьому розділі наведено результати числового моделювання. Тут окремо досліджується еволюція середнього розміру преципітатів, їхньої кількості, об'ємної частки та концентрації Хрому, а також проводиться аналіз механічних властивостей під час моделювання зовнішніх навантажень для стопів з різною концентрацією елементів за різних температур відпалу. Основні висновки роботи подано в останньому розділі.

2. УЗАГАЛЬНЕНИЙ МОДЕЛЬ ФАЗОВОГО ПОЛЯ

Для побудови узагальненого моделю фазового поля для систем Fe–Cr–Al з урахуванням динаміки рівноважних точкових дефектів уведемо в розгляд концентрації елементів Fe, Cr і Al, визначені як $x_\mu = N_\mu/N$ з $\mu = \{\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Al}\}$, де N_μ — кількість атомів сорту μ , N — загальна кількість атомів, і використаємо закон збереження маси $\sum_\mu x_\mu = 1$. Концентрації точкових дефектів c_d з $d = \{i, v\}$ (міжвузлових атомів (i) і вакансій (v)) визначимо у такий самий спосіб. Ці концентрації далі будемо розглядати як неперервні поля, які еволюціонують у просторі \mathbf{r} і часі t : $x_\mu = x_\mu(\mathbf{r}, t)$, $c_d = c_d(\mathbf{r}, t)$.

2.1. Функціонал Гіббсової енергії та рівняння еволюції

У загальному вигляді функціонал повної Гіббсової енергії для класу досліджуваних систем може бути поданий у такому вигляді:

$$G = \frac{1}{V_m} \int_V [G_{ch}(\{x_\mu\}, \{c_d\}) + G_v(\{\nabla x_\mu\}, \{\nabla c_d\})] d\mathbf{r}, \quad (1)$$

де доданок G_{ch} пов'язаний з хемічною Гіббсовою енергією, що залежить від концентрацій елементів стопу та точкових дефектів; G_v визначає градієнтну частину; V_m — молярний об'єм; інтегрування проводиться по всьому об'єму V .

Густину вільної енергії G_{ch} можна подати у вигляді суми двох доданків, які описують атомну та дефектну підсистеми наступним чином: $G_{ch} = G_a + G_d$. Молярна Гіббсова енергія атомної підсистеми G_a визначається як $G_a = G_a^{ref} + G_a^{id} + G_a^{ex}$. Тут $G_a^{ref} = \sum_\mu G_\mu^0 x_\mu$ — Гіббсова енергія, яка визначається потенціалами G_μ^0 із використанням методу CALPHAD [17]. Доданок $G_a^{id} = RT \sum_\mu x_\mu \ln x_\mu$ задає ентропійний внесок, пов'язаний з випадковим перемішуванням атомів, де R — універсальна газова стала, T — абсолютна температура. Скла-

дова $G^{ex} = \sum_{\mu \neq \nu} x_{\mu} x_{\nu} L_{\mu, \nu}$ задає відхил від ідеальності та визначається залежними від температури коефіцієнтами взаємодії $L_{\mu\nu} = L_{\mu\nu}(T)$.

Гіббсову енергію G_d для підсистеми точкових дефектів $d = \{i, v\}$ можна записати таким чином: $G_d = \sum_d G_d^f + G_d^{id} + G_d^{int}$. Тут G_d^f — енергія формування дефекту, яка визначається через енергії формування $G_d^{f, \mu}$ дефектів у чистих матеріалах і середні концентрації атомів у стопі як $G_d^f = \sum_{\mu} G_d^{f, \mu} \bar{x}_{\mu}$, де \bar{x}_{μ} відноситься до номінальної концентрації μ . Відповідний ентропійний внесок має вигляд $G_d^{id} = RTc_d \ln c_d$. Енергії взаємодії між дефектами й атомами G_d^{int} визначаються у такий спосіб: $G_d^{int} = c_d \sum_{\mu} x_{\mu} G_{d-\mu}^{int}$, де для енергій взаємодії дефект–атом використовуємо визначення [18]

$$G_{d-\mu}^{int} = (G_{coh}^{\mu} + G_d^{f, \mu}) / Z;$$

тут G_{coh}^{μ} позначає відповідну енергію когезії, Z — координаційне число.

Комбінуючи всі наведені вище вирази, густину Гіббсової вільної енергії G_{ch} для стопу Fe–Cr–Al з урахуванням точкових дефектів представимо у такому вигляді:

$$\begin{aligned} G_{ch}(x_{Fe}, x_{Cr}, x_{Al}, c_v, c_i) = & G_{Fe}^0 x_{Fe} + G_{Cr}^0 x_{Cr} + G_{Al}^0 x_{Al} + \\ & + G_v^f c_v + G_i^f c_i + \\ & + RT[x_{Fe} \ln x_{Fe} + x_{Cr} \ln x_{Cr} + x_{Al} \ln x_{Al} + \\ & + c_v \ln c_v + c_i \ln c_i] + \\ & + x_{Fe} x_{Cr} L_{Fe, Cr} + x_{Fe} x_{Al} L_{Fe, Al} + \\ & + x_{Cr} x_{Al} L_{Cr, Al} + \\ & + c_v [x_{Fe} G_{v-Fe}^{int} + x_{Cr} G_{v-Cr}^{int} + x_{Al} G_{v-Al}^{int}] + \\ & + c_i [x_{Fe} G_{i-Fe}^{int} + x_{Cr} G_{i-Cr}^{int} + x_{Al} G_{i-Al}^{int}]. \end{aligned} \quad (2)$$

Градентна частина вільної енергії G_v має стандартний вигляд: $G_v = \sum_{\mu} (k_{\mu} / 2)(\nabla x_{\mu})^2 + \sum_d (k_d / 2)(\nabla c_d)^2$. Енергетичні константи $\{k_{\mu}\}$ визначаються відповідно до Хіллардового підходу [19]. Будемо вважати, що $k_{\mu} = k$, де $k = L_{Fe, Cr} a^2 / 6$, $a = \sum_{\mu} a_{\mu} x_{\mu}$, a_{μ} — параметер ґратниці для чистих металів. З метою уникнення негативного ґраденту енергії та забезпечення неупорядкованості системи для констант k_i і k_v застосуємо формалізм, розглянутий у роботах [20, 21], і

визначимо їх як $k_d = k_v = k_i$.

Рівняння еволюції полів концентрацій для системи зі збереженою динамікою записуються за допомогою введення Онсагерових коефіцієнтів у стандартний спосіб. Беручи до уваги закон збереження маси та визначаючи концентрацію Феруму як основного елементу: $x_{\text{Fe}} = 1 - x_{\text{Cr}} - x_{\text{Al}}$, динаміку всієї системи будемо визначати рівняннями типу Кана–Хіллара [19, 22]:

$$\begin{aligned}\partial_t x_{\text{Cr}} &= \nabla \cdot \left[M_{\text{Cr,Cr}} \nabla \frac{\delta G}{\delta x_{\text{Cr}}} + M_{\text{Cr,Al}} \nabla \frac{\delta G}{\delta x_{\text{Al}}} \right], \\ \partial_t x_{\text{Al}} &= \nabla \cdot \left[M_{\text{Al,Al}} \nabla \frac{\delta G}{\delta x_{\text{Al}}} + M_{\text{Cr,Al}} \nabla \frac{\delta G}{\delta x_{\text{Cr}}} \right], \\ \partial_t c_v &= \nabla \cdot L_v \nabla \frac{\delta G}{\delta c_v}, \\ \partial_t c_i &= \nabla \cdot L_i \nabla \frac{\delta G}{\delta c_i}.\end{aligned}\tag{3}$$

Коефіцієнти мобільності $M_{\text{Cr,Cr}}$, $M_{\text{Al,Al}}$, $M_{\text{Cr,Al}}$ мають такий вигляд [15, 23–25]:

$$\begin{aligned}M_{\text{Cr,Cr}} &= x_{\text{Cr}} [(1 - x_{\text{Cr}})^2 M_{\text{Cr}} + x_{\text{Cr}} x_{\text{Al}} M_{\text{Al}} + x_{\text{Cr}} x_{\text{Fe}} M_{\text{Fe}}], \\ M_{\text{Al,Al}} &= x_{\text{Al}} [(1 - x_{\text{Al}})^2 M_{\text{Al}} + x_{\text{Al}} x_{\text{Fe}} M_{\text{Fe}} + x_{\text{Al}} x_{\text{Cr}} M_{\text{Cr}}], \\ M_{\text{Cr,Al}} &= x_{\text{Cr}} x_{\text{Al}} [x_{\text{Fe}} M_{\text{Fe}} - (1 - x_{\text{Cr}}) M_{\text{Cr}} - (1 - x_{\text{Al}}) M_{\text{Al}}],\end{aligned}\tag{4}$$

де M_{Fe} , M_{Al} і M_{Cr} — відповідні рухливості для чистих елементів, які визначаються стандартним чином: $M_{\mu} = D_{\mu}/(RT)$, D_{μ} — відповідний коефіцієнт дифузії атомів. Рухливість для вакансій і міжвузлових атомів вибираємо стандартним чином: $L_d = D_d c_d/(RT)$, де D_d — відповідний коефіцієнт дифузії точкових дефектів. Система рівнянь (3) з концентраційнозалежними рухливостями (4) є основою для дослідження локального перерозподілу концентрацій елементів стопу та дослідження статистичних властивостей преципітатів α' -фази за термічного оброблення.

2.2. Модель динаміки пружних полів під час навантажень

Для дослідження еволюції пружних полів у відпаленому стопі Fe–Cr–Al за наявності зовнішнього механічного навантаження використовуємо підхід, обговорений у роботах [26–29]. У рамках цього підходу до Гіббсової вільної енергії (1) вводиться пружна складова $G_{el}(x_{\mu}, u)$, яку зумовлено невідповідністю параметрів ґратниці згід-

но з Веґардовим законом; $\mathbf{u} = (u_x, u_y)$ — вектор пружних зміщень, який визначає компоненти пружної деформації: $e_1 = \partial_x u_x + \partial_y u_y$, $e_2 = \partial_x u_x - \partial_y u_y$, $e_3 = \partial_x u_y + \partial_y u_x$. Густина пружної енергії

$$G_{el} = \frac{1}{2} K e_1^2 + \Phi(e_2, e_3) + \alpha e_1 x_\mu \quad (5)$$

визначається за допомогою пружної енергії дилатації (K — об'ємний модуль) і пружної енергії зсуву

$$\Phi(e_2, e_3) = \frac{\nu}{2\pi^2} [1 - \cos \pi(e_2 + e_3) \cos \pi(e_2 - e_3)], \quad (6)$$

де ν — модуль зсуву. У випадку малих деформацій ($|e_{2,3}| \ll 1$) згідно з лінійною теорією пружності густина пружної енергії G_{el} набуває стандартного вигляду: $G_{el} = [K e_1^2 + \nu_0 (e_2^2 + e_3^2)] / 2$, де ν_0 визначається через звичайні модулі пружності C_{ii} у ізотропному випадку [30]. Останній доданок у рівнянні (5) представляє зв'язок між полем деформації та полем концентрації з параметром $\alpha > 0$. У загальному випадку можна вважати, що пружні модулі K та ν залежать від локальної концентрації речовини: $K = \sum K_\mu x_\mu$, $\nu = \sum \nu_\mu x_\mu$ і визначені через пружні модулі K_μ , ν_μ для чистих матеріалів.

Еволюція вектора пружних зміщень \mathbf{u} визначається з рівняння швидкості пружного поля $\mathbf{v} = \partial \mathbf{u} / \partial t$ таким чином [30]:

$$\rho \frac{\partial \mathbf{v}}{\partial t} = \eta_0 \nabla^2 \mathbf{v} + \nabla \cdot \bar{\sigma}, \quad (7)$$

де ρ — густина, η_0 — зсувна в'язкість. Тензор пружних напружень задовольняє умові $\nabla \cdot \bar{\sigma} = -\delta G / \delta \mathbf{u}$.

2.3. Умови моделювання й обмеження

Для чисельного дослідження процесу фазового розшарування під час відпалу за вихідну мікроструктуру відповідного стопу візьмемо твердий розчин з рівномірно розподіленими полями концентрації всіх компонентів, включаючи точкові дефекти. В якості початкових конфігурацій ми використовуємо: $\langle x_\mu(0) \rangle = \bar{x}_\mu$, $\langle c_d(0) \rangle = c_d^{eq}$; $\langle (x_\mu(0) - \bar{x}_\mu)^2 \rangle = 10^{-3} \bar{x}_\mu$, $\langle (c_d(0) - c_d^{eq})^2 \rangle = 10^{-3} c_d^{eq}$, де c_d^{eq} — рівноважна концентрація відповідних точкових дефектів. Процедуру чисельного моделювання реалізовано на квадратній ґратниці $L \times L$ лінійного розміру $L = N \Delta x$ з $N = 128$ вузлами в кожному напрямку та ефектив-

ним параметром розрахункової ґратниці $\Delta x = 1$ із використанням спектрального Фур'є-методу [31–34] з періодичними крайовими умовами. Для зручності проводимо знерозмірнення системи рівнянь (4) шляхом уведення безрозмірного часу $t' = t\ell^2 / D_{Al}$ та безрозмірної віддалі $\mathbf{r}' = \mathbf{r}/\ell$, $\ell = a$. Інтегрування рівнянь (4) за часом t' проводиться з кроком $\Delta t' = 10^{-3}$.

Під час моделювання механічних навантажень будемо вимірювати час в одиницях $\tau = (\rho / v_{Cr})^{1/2} a \frac{\pi}{6}$, де τ — мікроскопічний час порядку 10^{-12} с із поперечною швидкістю звуку $(v_{Cr}/\rho)^{1/2}$. Відповідно до роботи [27], покладемо $\eta_0' = \eta_0/v_{Cr} = 1$ і використаємо перенормовані пружні зміщення $\mathbf{u}' = a^{-1}\mathbf{u}$ та швидкість $\mathbf{v}' = a^{-1}\tau\mathbf{v}$. Тоді компоненти напруження ν вимірюються в одиницях v_{Cr} . Для безрозмірного параметра зв'язку покладемо $\alpha/v_{Cr} = 0,5$. Відпалені стопи Fe–Cr–Al будемо піддавати механічним навантаженням у вигляді деформації зсуву $\gamma = \dot{\gamma}t$ з постійною швидкістю, виміряною в одиницях τ^{-1} . У якості крайових умов для вектора пружних зміщень \mathbf{u} оберемо $u_x = u_y = 0$ знизу й $u_x = \gamma N$ і $u_y = 0$ зверху з періодичними умовами з боків. Початкові умови оберемо такими: $\mathbf{u} = \mathbf{v} = \mathbf{0}$.

Ми розглянемо чотири конфігурації твердого розчину Fe–Cr–Al, які будемо піддавати термічному обробленню за різних температур з метою дослідження динаміки утворення та зростання α' -фази й аналізу впливу легувальних елементів і температури відпалу на основні статистичні властивості мікроструктури стопу та механічні властивості за зовнішніх навантажень.

Під час проведення числового моделювання будемо використовувати низку термодинамічних і пружних констант, наведених у табл. 1.

ТАБЛИЦЯ 1. Константи та параметри, які використано у моделюванні.

TABLE 1. Material parameters used in simulations.

| Параметер | Розмірність | Значення | Посилання |
|------------|-------------|--|-----------|
| G_{Fe}^0 | Дж/моль | $1225,7 + 123,1T - 23,51T\ln(T)$ $-0,439752 \times 10^{-2}T^2$ $-0,589269 \times 10^{-7}T^3 + 77358,5/T$ | [17] |
| G_{Cr}^0 | Дж/моль | $-8856,9 + 157,48 - 26,9T\ln(T)$ $0,189435 \times 10^{-2}T^2$ $-0,147721 \times 10^{-5}T^3 + 139250/T$ | [17] |

Продовження ТАБЛИЦІ 1.

Continuation of TABLE 1.

| Параметер | Розмірність | Значення | Посилання |
|-----------------------------------|-------------------|---|-----------|
| G_{Al}^0 | Дж/моль | $-1193,24 + 218,23T$ $-38,584T \ln(T) + 0,0185T^2$ $-0,576 \times 10^{-5}T^3 + 74092/T$ | [17] |
| $L_{Fe,Cr}$ | Дж/моль | $20500 - 9,68T$ | [17] |
| $L_{Cr,Al}$ | Дж/моль | $-54900 + 10T$ | [17] |
| $L_{Fe,Al}$ | Дж/моль | $-122452,9 + 31,6455T$ | [17] |
| k_d | Дж/м | $6,91 \times 10^{-9}$ | [21] |
| $E_{i,Fe}^f$ | еВ | 3,52 | [35] |
| $E_{v,Fe}^f$ | еВ | 1,4 | [36] |
| G_{Fe}^{coh} | Дж/моль | 413000 | [37] |
| G_{Cr}^{coh} | Дж/моль | 395000 | [37] |
| $E_{i,Cr}^f$ | еВ | 3,356 | [38] |
| $E_{v,Cr}^f$ | еВ | 1,36 | [39] |
| D_{Fe} | м ² /с | $2,8 \times 10^{-4} \exp(-251000/(RT))$ | [40] |
| D_{Cr} | м ² /с | $3,7 \times 10^{-3} \exp(-267000/(RT))$ | [40] |
| D_{Al} | м ² /с | $5,2 \times 10^{-4} \exp(-246000/(RT))$ | [40] |
| D_v | м ² /с | $3,84 \times 10^{-4} \exp(-300000/(RT))$ | [21] |
| D_i | м ² /с | $2,05 \times 10^{-4} \exp(-280000/(RT))$ | [21] |
| K_{Fe}, K_{Cr}, K_{Al} | ГПа | 170, 160, 76 | |
| v_{Fe}, v_{Cr}, v_{Al} | ГПа | 82, 115, 26 | |
| $\rho_{Fe}, \rho_{Cr}, \rho_{Al}$ | г/см ³ | 7,87, 7,15, 2,70 | |

3. РЕЗУЛЬТАТИ ЧИСЛОВОГО МОДЕЛЮВАННЯ

3.1. Випадіння преципітатів під час відпалювання твердого розчину

У якості тестового зразка розглянемо твердий розчин Fe–30% Cr–5% Al, який піддаємо термічному обробленню за температури $T = 710$ К. Типовий сценарій процесу фазового розшарування показано на рис. 1. Тут концентрації обох елементів нанесено відтінками сірого кольору від білого (нуля) до чорного (максимальне значення концентрації відповідного елемента: 0,1 для Алюмінію та 1,0 для Хрому).

З рисунка видно, що з плином часу з гомогенного розподілу (тве-

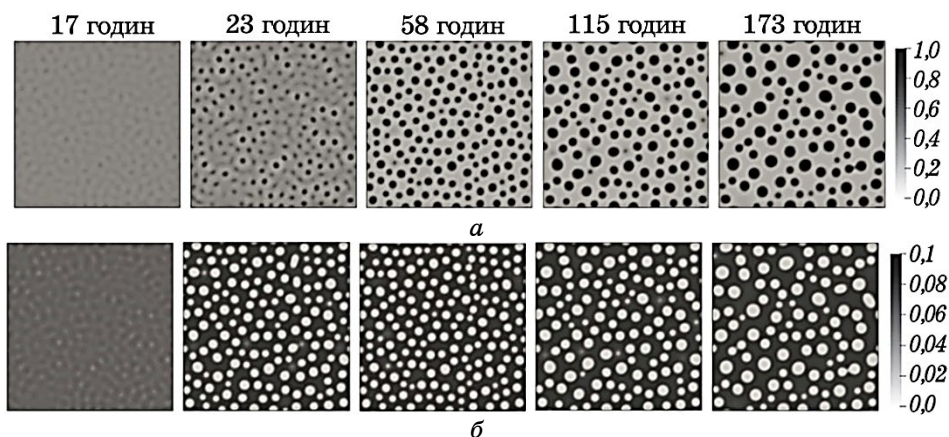


Рис. 1. Ілюстрації поля концентрації $\text{Cr}(\mathbf{r})$ (а) і $\text{Al}(\mathbf{r})$ (б) за відпалювання твердого розчину Fe–30% Cr–5% Al за температури $T = 710$ К.

Fig. 1. Snapshots of the concentration field of $\text{Cr}(\mathbf{r})$ (a) and $\text{Al}(\mathbf{r})$ (б) during annealing of a solid solution Fe–30% Cr–5% Al at a temperature $T = 710$ К.

рдого розчину) починають виділятися збагачені та збіднені на концентрацію домішок області. У результаті вже після 23 годин відпалювання виділяються преципітати α' -фази, збагачені на концентрацію Хрому (чорні області на рис. 1, а). Водночас Алюміній рівномірно розподіляється у матриці (поза преципітатами). Під час цієї стадії нуклеації (до 58 годин) всі утворені преципітати характеризуються майже однаковими розмірами. За подальшого відпалювання відбувається перехід до стадії визрівання, коли утворені преципітати починають взаємодіяти один з одним. Ці ефекти приводять до того, що загальна кількість преципітатів починає зменшуватися за рахунок того, що малі виділення (з розміром, меншим за критичний) розчиняються. Водночас великі преципітати забирають матеріял з матриці та продовжують збільшуватися у розмірах за сценарієм Оствальдового дозрівання.

Знімки просторового розподілу концентрацій вакансій і міжвузлових атомів після відпалу твердого розчину протягом 230 годин показано на рис. 2. Можна побачити, що вакансії квазіоднорідно розподілені по всьому стопу, тоді як міжвузлові атоми здебільшого зосереджені у невеликих преципітатах й у великих поблизу межі поділу фаз. У той же час міжвузлові атоми не кластеризуються поблизу межі поділу фаз у матричній фазі.

Далі проаналізуємо вплив легувальних елементів і температури відпалу на динаміку випадіння преципітатів хрому та їхні статистичні характеристики. Для цього ми розглядаємо шість різних систем з характеристиками, наведеними в табл. 2.

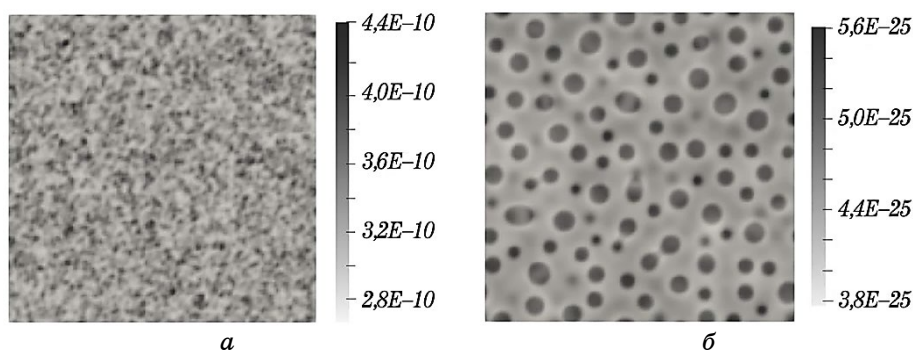


Рис. 2. Ілюстрації просторового розподілу полів концентрацій вакансій (*a*) і міжвузлових атомів (*б*) у відпаленому стопі Fe–30% Cr–5% Al за температури $T = 710$ K упродовж $t = 230$ годин.

Fig. 2. Snapshots of the spatial distribution of the concentration fields of vacancies (*a*) and interstitial atoms (*b*) in an annealed Fe–30% Cr–5% Al alloy at a temperature $T = 710$ K during $t = 230$ hours.

ТАБЛИЦЯ 2. Концентрація легувальних елементів, температура та загальний час відпалу досліджуваних систем.

TABLE 2. Content of alloying elements, annealing temperature, and total annealing time of considered systems.

| Номер системи | Концентрація Хрому, % | Концентрація Алюмінію, % | Температура відпалу, K | Загальний час відпалу, години |
|---------------|-----------------------|--------------------------|------------------------|-------------------------------|
| 1 | 30 | 5 | 710 | 230 |
| 2 | 35 | 5 | 710 | 230 |
| 3 | 30 | 7 | 710 | 230 |
| 4 | 30 | 2 | 710 | 230 |
| 5 | 30 | 5 | 750 | 39 |
| 6 | 30 | 5 | 670 | 4288 |

Результати стосовно еволюції середнього розміру $\langle R \rangle$ преципітатів α' -фази, їхньої кількості N , об'ємної частки преципітатів і концентрації Хрому в α' -фазі під час відпалювання наведено на рис. 3. Номер кривої на рис. 3 відповідає номеру системи в табл. 2. Слід зазначити, що в рамках використаного «скалювання» безрозмірного часу фізичний час (в годинах) залежить як від концентрації легувальних елементів через визначення ефективного параметра ґратниці ℓ , так і від температури осадження, яка визначає коефіцієнти дифузії. Тому проведення моделювання до фіксованого безрозмірного

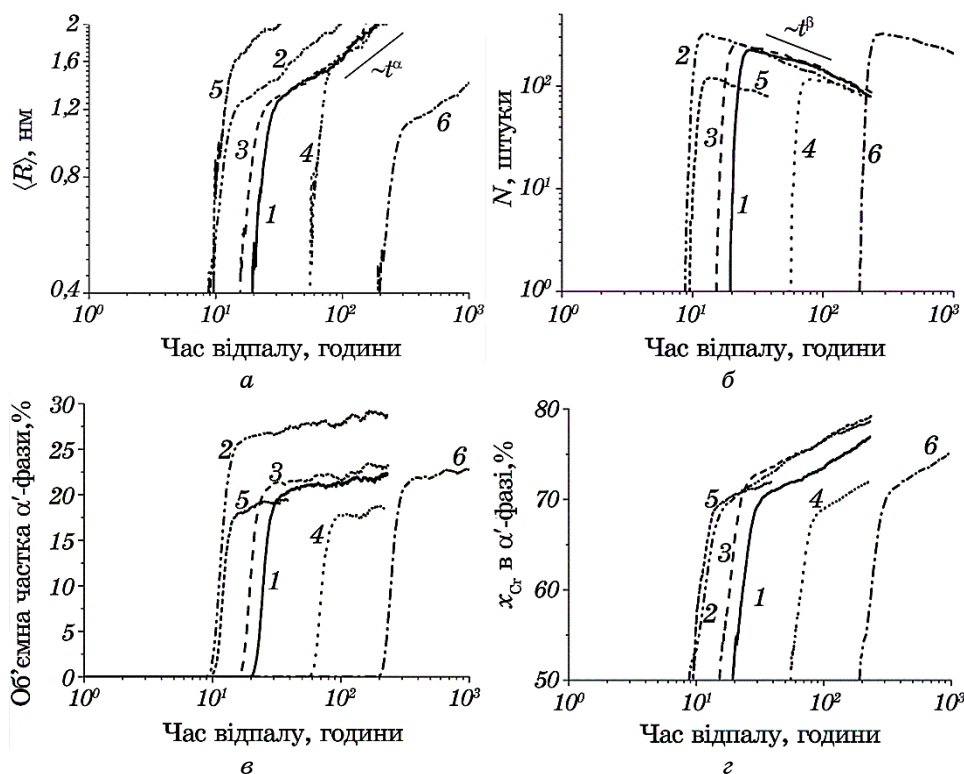


Рис. 3. Еволюція (а) середнього розміру $\langle R \rangle$ преципітатів α' -фази, (б) їхньої кількості N , (в) об'ємної частки преципітатів і (г) концентрації Хрому в α' -фазі під час відпалювання твердих розчинів з різною концентрацією за різних температур (номери визначають тип системи з табл. 2).

Fig. 3. Evolution of (a) average size $\langle R \rangle$ of α' -phase precipitates, (б) their number N , (в) volume fraction of precipitates, and (г) chromium concentration within the α' -phase at annealing of solid solutions of different concentrations at different temperatures (numbers define the system type in Table 2).

часу для всіх шістьох систем з табл. 2 уможливило подати результати для різного фізичного часу відпалювання.

У якості критерію формування збагачених на Хром преципітатів α' -фази будемо вважати те, що локальна концентрація Хрому $x_{Cr}(\mathbf{r})$ перевищує критичне значення 0,5. Спершу розглянемо еволюцію середнього лінійного розміру преципітатів $\langle R \rangle$ та їхньої кількості N , поданих на рис. 3, а, б відповідно. Преципітати починають формуватися після певного інкубаційного часу. З порівняння кривих випливає, що збільшення як концентрації легувальних елементів, так і температури відпалу пришвидшує процеси формування преципітатів. На етапах формування їхній розмір і кількість стрімко зрос-

тають з часом відпалювання. На стадії визрівання процеси взаємочину преципітатів уповільнюють динаміку зростання середнього розміру; їхня кількість зменшується з часом. Така динаміка середнього розміру та кількості виділень нової фази є характерною для сценарію Оствальдового визрівання. На цій стадії, незалежно від концентрації легувальних елементів і температури відпалу, реалізуються скейлінгові закони $\langle R(t) \rangle \propto t^\alpha$ та $N(t) \propto t^\beta$ з показниками $\alpha \cong 1/3$, $\beta \cong -1$, що є характерними для теорії Ліфшиця–Сльозова–Вагнера [41, 42]. Тут збільшення концентрації Хрому приводить до збільшення розмірів преципітатів за тих самих часів відпалювання (пор. криві 1 і 2 на рис. 3, а), тоді як варіація концентрації Алюмінію не впливає істотно на розмір виділень (пор. криві 1 і 3 та 4 на рис. 3, а). Разом з тим концентрація обох легувальних елементів істотно не впливає на кількість преципітатів за довгострокового відпалу (пор. криві 1 і 2, 3, 4 на рис. 3, б). Підвищення температури відпалу приводить до формування меншої кількості преципітатів із більшим розміром (пор. криві 1 і 5, 6 на рис. 3, а, б). Дані, одержані для середнього розміру преципітатів та їхньої кількості («перескальованої» в одиницях см^{-3}) для досліджуваного стопу добре співвідносяться з експериментальними та числовими даними [14, 15, 43, 44].

На рисунку 3, в, г наведено еволюцію об'ємної частки преципітатів α' -фази та концентрації Хрому в них відповідно. Слід зазначити, що збільшення концентрації легувальних елементів приводить до збільшення обох цих характеристик (пор. криві 1 і 2 та 3 і 4 на рис. 3, в, г). Підвищення температури відпалу приводить до такого ж ефекту (пор. криві 1, 5, 6 на рис. 3, в, г). Одержані результати щодо впливу легувальних елементів і температури відпалу добре узгоджуються з результатами попередніх досліджень [14, 15]. Упродовж довготривалого осадження близько 70–80% Хрому зосереджено в α' -фазі, тоді як об'ємна частка преципітатів становить близько 20–25% залежно від номінального складу та температури. Одержані дані добре співвідносяться з експериментальними спостереженнями та результатами числового моделювання [14, 15, 44].

Наприкінці розділу проаналізуємо розподіл преципітатів за розмірами для всіх шістьох систем з табл. 2 за довгострокового відпалу відповідного твердого розчину за обраної температури. Ілюстрації просторового розподілу преципітатів α' -фази для всіх досліджуваних систем наприкінці часу відпалу на стадії визрівання (з табл. 2) наведено на рис. 4, а. Розподіли преципітатів за розмірами відносно середнього розміру подано на рис. 4, б відповідними маркерами. Видно, що, незалежно від концентрації легувальних елементів і температури відпалу, розподіл залишається універсальним. Суцільною кривою наведено розподіл Ліфшиця–Сльозова–Вагнера [41, 42], який добре описує одержані числові дані. Отже, додаткове введення

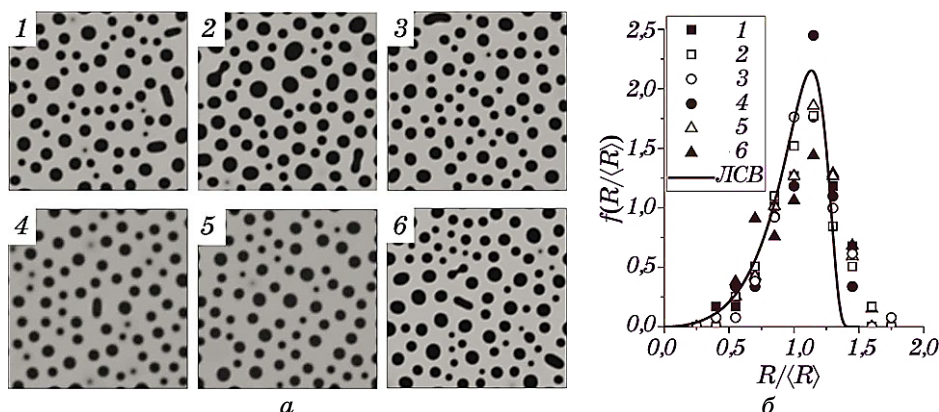


Рис. 4. Ілюстрації поля концентрації $\text{Cr}(\mathbf{r})$ у відтінках сірого кольору від білого (0.0) до чорного (1.0) у відпалених стопах з різною концентрацією за різних температур (номери визначають тип системи з табл. 2).

Fig. 4. Snapshots of the concentration field of $\text{Cr}(\mathbf{r})$ in grey scale from white colour (0.0) to black one (1.0) in annealed alloys of different concentrations at different temperatures (numbers define the system type in Table 2).

Хрому або Алюмінію не змінює універсальності розподілу виділень за розмірами на стадії визрівання за різних температур.

3.2. Деформація та механічні властивості

Для оцінки впливу температури, вмісту Хрому й Алюмінію на механічні властивості стопів Fe–Cr–Al було виконано моделювання зовнішнього механічного навантаження у вигляді зсуву за сталої швидкості у 10^9 s^{-1} . Деформаційні криві зсуву для розглядуваних зразків наведено на рис. 5. Тут подано залежності усереднених значень зсувних напружень $\langle \sigma_{xy} \rangle$ від прикладеної деформації γ . З одержаних деформаційних кривих було визначено межі плинності σ_{YS} та міцності σ_U , значення яких відображено на вставці до рисунку. Межа плинності визначалась як 0,2% пластичної деформації; межа міцності відповідає максимальним значенням напружень до руйнування зразка. Аналіза одержаних результатів показує, що механічні властивості набувають нижчих значень за вищої температури, що узгоджується із загальними тенденціями експериментальних досліджень і результатів моделювання (див., наприклад, роботи [45–47]). Також для розглядуваних зразків встановлено зростання меж плинності та міцності з підвищенням вмісту Хрому та пониженням вмісту Алюмінію. Одержані результати узгоджуються з даними експериментальних і теоретичних досліджень [46, 48–52]. Слід відмітити, що істотний вплив на механічні властивості мають

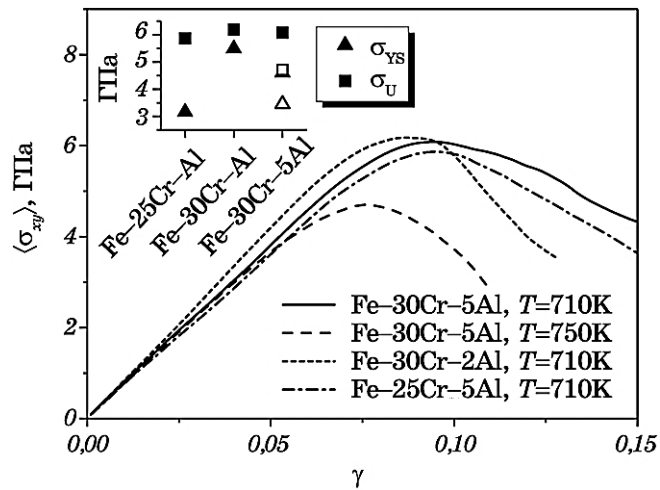


Рис. 5. Діаграми зсуву для зразків стопу Fe–30%Cr–5%Al. Відповідні значення меж плинності та міцності наведено на вставці. Заповнені маркери відповідають зразкам за температури у 710 К, пусті маркери — за температури у 750 К.

Fig. 5. Stress–strain curves for shear deformation of Fe–30%Cr–5%Al alloy samples. The corresponding values of the yield and ultimate strength are shown within the inset. Closed markers correspond to temperature of 710 K, open markers—of 750 K.

також умови проведення експерименту, розмір зразків, середній розмір зерна, швидкість деформації й інші чинники. Детальна аналіза залежностей на рис. 5 уможливорює визначити, що пониження температури від 750 К до 710 К приводить до поліпшення механічних властивостей стопу. Зокрема, відбувається зростання меж плинності на 33,5% і зростання меж міцності на 42,4%. Водночас підвищення вмісту Хрому з 25% до 30% (із 5% Алюмінію) веде до зростання меж плинності та міцності на 45,8% і 3,5% відповідно. З підвищенням вмісту Алюмінію від 2% до 5% (із 30% Хрому), навпаки, спостерігається пониження значень меж плинності та міцності на 19,1% та 1,8% відповідно.

На рисунку 6 подано еволюцію пружних полів у стопі Fe–30%Cr–5%Al за температури $T = 710$ К. Наведені знімки відповідають точкам $\gamma = 0,05, 0,1, 0,15$ на деформаційній кривій (суцільна крива на рис. 5). Знімки розподілів пружних деформацій e_3 демонструють формування ліній проковзування у зразку в процесі пластичної деформації. Очевидно, що зі збільшенням значення прикладеної деформації γ зростає кількість ліній проковзування.

Слід відмітити, що у місцях розташування ліній проковзування деформації набувають своїх максимальних значень, які, відповід-

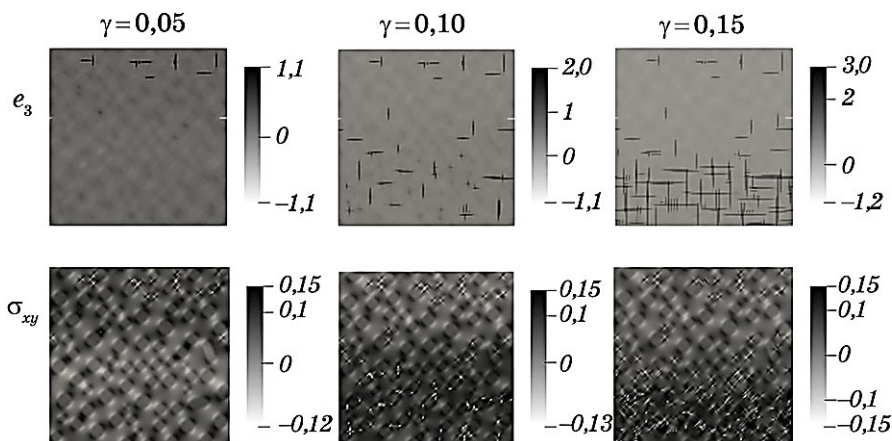


Рис. 6. Розподіл полів пружних деформацій e_3 та зсувних напружень σ_{xy} у процесі зсувної деформації стопу Fe–30% Cr–5% Al.

Fig. 6. Distributions of fields of elastic deformations e_3 and shear stresses σ_{xy} during shear loading of Fe–30% Cr–5% Al alloy.

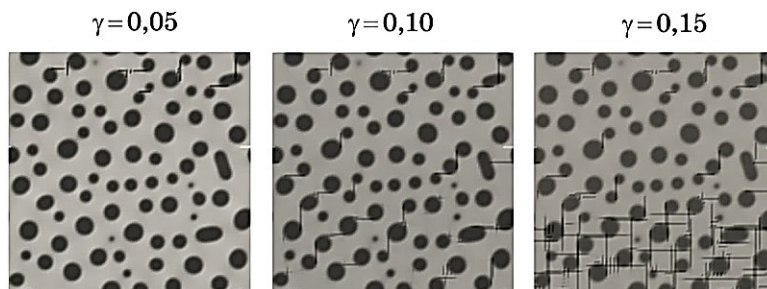


Рис. 7. Розподіл ліній проковзування у стопі Fe–30% Cr–5% Al ($T = 710$ K) за зсувної деформації.

Fig. 7. Distribution of slips in the alloy Fe–30% Cr–5% Al ($T = 710$ K) under shear deformation.

но, підвищуються зі зростанням γ . Розподіли σ_{xy} на рис. 6 ілюструють еволюцію поля зсувних напружень, середні значення яких демонструються відповідною діаграмою зсуву (суцільна крива на рис. 5). Значення компоненти напружень σ_{xy} подано в одиницях ν_{Cr} . Слід відмітити, що напруження набувають максимальних за модулем значень у місцях розташування дислокаційних ядер, де мають місце найбільші зміщення атомів. На місцезнаходження дислокаційних ядер вказують крайові точки ліній проковзування.

Сумісний розподіл ліній проковзування та преципітатів у зразку стопу наведено на рис. 7. Очевидно, що здебільшого лінії проковзу-

вання розташовуються у матричній фазі, а їхні крайові точки локалізуються на міжфазних межах.

4. ВИСНОВКИ

Розроблено модель фазового поля для дослідження динаміки мікроструктурних перетворень і еволюції дефектної структури під час термічного оброблення систем Fe–Cr–Al. Досліджено кінетичні та статистичні властивості еволюції мікроструктури та дефектної структури у стопах з різним вмістом легувальних елементів і за різних температур відпалу. Проаналізовано вплив легувальних елементів і температури відпалу на механічні властивості стопів.

У рамках процедури числового моделювання досліджено динаміку формування та росту преципітатів збагаченої на Хром α' -фази, еволюцію їхньої кількості, середнього розміру, об'ємної частки преципітатів і концентрації Хрому у них. Проаналізовано просторове упорядкування точкових дефектів за відпалу. Показано, що на стадії визрівання середній розмір преципітатів та їхня кількість еволюціонують за степеневим законом із показниками, що відповідають теорії Ліфшиця–Сльозова–Вагнера. Виявлено, що збільшення концентрації Хрому й Алюмінію ініціює процеси фазового розшарування, зменшуючи інкубаційний час для розвитку концентраційних хвиль, та приводить до збільшення лінійного розміру преципітатів і їхньої об'ємної частки. Збільшення Хрому у стопі приводить до істотного збільшення його концентрації в α' -фазі. Встановлено, що відпал за підвищених температур приводить до зменшення кількості преципітатів і збільшення їхнього розміру. Виявлено, розподіл преципітатів хрому за розмірами залишається універсальним зі зміною концентрації легувальних елементів і температури відпалу та задовольняє розподілу Ліфшиця–Сльозова–Вагнера. Дослідженням кінетики рівноважних точкових дефектів показано, що під час відпалу твердого розчину вакансії здебільшого рівномірно розподіляються в об'ємі, а міжвузлові атоми здебільшого локалізовані в малих преципітатах α' -фази та всередині великих виділень поблизу межі поділу фаз з великою кривиною. Показано, що пониження температури, підвищення концентрації Хрому та пониження концентрації Алюмінію приводять до зростання опору стопу Fe–Cr–Al щодо пластичної деформації та зміцнення матеріалу.

Одержані результати можуть бути використані для прогнозування зміни властивостей матеріалів за різного вмісту легувальних елементів і будуть корисними як базові дані для оптимізації мікроструктури оболонок тепловиділювальних елементів.

Роботу виконано за підтримки Міністерства освіти і науки України (проект № 0124U000551).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. E. A. Gulbransen and K. F. Andrew, *J. Electrochem. Soc.*, **106**: 294 (1959).
2. C. Wukusick and J. Collins, *Mater. Res. Std.*, **4**: 6376 (1964).
3. Y. Yamamoto, B. Pint, K. Terrani, K. Field, Y. Yang, and L. Snead, *J. Nucl. Mater.*, **467**: 703 (2015).
4. F. Stott, G. Wood, and J. Stringer, *Oxid. Met.*, **44**: 113 (1995).
5. J. Ejenstam, M. Thuvander, P. Olsson, F. Rave, and P. Szakalos, *J. Nucl. Mater.*, **457**: 291 (2015).
6. S. Kobayashi and T. Takasugi, *Scr. Mater.*, **63**: 1104 (2010).
7. M. Mathon, Y. De Carlan, G. Geoffroy, X. Averty, A. Alamo, and C. De Novion, *J. Nucl. Mater.*, **312**: 236 (2003).
8. H. Qu, Y. Lang, C. Yao, H. Chen, and C. Yang, *Mater. Sci. Eng.: A*, **562**: 9 (2013).
9. W. Li, S. Lu, Q.-M. Hu, H. Mao, B. Johansson, and L. Vitos, *Comput. Mater. Sci.*, **74**: 101 (2013).
10. G. Kresse and J. Furthmuller, *Phys. Rev. B*, **54**: 11169 (1996).
11. G. Kresse and J. Hafner, *Phys. Rev. B*, **47**: 558 (1993).
12. G. Kresse and J. Hafner, *J. Phys.: Condens. Matter*, **6**: 8245 (1994).
13. H. Dai, M. Yu, Y. Dong, W. Setyawan, N. Gao, and X. Wang, *Metals*, **12**: 558 (2022).
14. S. Chen, Y. Li, S. Shi, and S. Jin, *J. Nanomater.*, **2019**: 6862390 (2019).
15. J. Lee, K. Park, and K. Chang, *Metals*, **11**: 4 (2020).
16. K. Chang, F. Meng, F. Ge, G. Zhao, S. Du, and F. Huang, *J. Nucl. Mater.*, **516**: 63 (2019).
17. A. T. Dinsdale, *Calphad*, **15**: 317 (1991).
18. G. S. Was, *Fundamentals of Radiation Materials Science: Metals and Alloys* (Springer: 2016).
19. J. E. Hilliard, *Phase Transformation* (Metals Park, Ohio: Am. Soc. for Metals: 1970), pp.497–539.
20. L. Liang, Z.-G. Mei, Y. S. Kim, M. Anitescu, and A. M. Yacout, *Comput. Mater. Sci.*, **145**: 86 (2018).
21. Z. Yan, S. Shi, Y. Li, J. Chen, and S. Maqbool, *Phys. Chem. Chem. Phys.*, **22**: 3611 (2020).
22. J. W. Cahn, *Acta Metall.*, **10**: 179 (1962).
23. C. Huang, M. O. de La Cruz, and B. Swift, *Macromolecules*, **28**: 7996 (1995).
24. K. Wu, J. Morral, and Y. Wang, *Acta Mater.*, **49**: 3401 (2001).
25. K. Wu, J. Morral, and Y. Wang, *Acta Mater.*, **52**: 1917 (2004).
26. A. Onuki, *Phase Transition Dynamics* (Cambridge: Cambridge University Press: 2002).
27. A. Onuki, *Phys. Rev. E*, **68**: 061502 (2003).
28. A. Minami and A. Onuki, *Phys. Rev. B*, **70**: 184114 (2004).
29. A. Onuki, A. Furukawa, and A. Minami, *Pramana J. Phys.*, **64**: 661 (2005).
30. L. D. Landau and E. M. Lifshitz, *Theory of Elasticity* (New York: Pergamon: 1973).
31. S. B. Biner, *Programming Phase-Field Modeling* (Springer: 2017).
32. C. Canuto, M. Y. Hussaini, A. Quarteroni, and T. A. Zang, *Spectral Methods in Fluid Dynamics* (Berlin–Heidelberg: Springer-Verlag: 1988).
33. L. Q. Chen and J. Shen, *Comput. Phys. Commun.*, **108**: 147 (1998).

34. J. Zhu, L.-Q. Chen, J. Shen, and V. Tikare, *Phys. Rev. E*, **60**: 3564 (1999).
35. D. Terentyev, P. Olsson, T. Klaver, and L. Malerba, *Comput. Mater. Sci.*, **43**: 1183 (2008).
36. S. Kim and W. Buyers, *J. Phys. F: Metal Phys.*, **8**: L103 (1978).
37. Ch. Kittel and P. McEuen, *Introduction to Solid State Physics* (John Wiley & Sons: 2018).
38. D. Terentyev, S. Hafez Haghighat, and R. Schaublin, *J. Appl. Phys.*, **107**: 061806 (2010).
39. V. Ogorodnikov, A. Rakitskii, and Y. I. Rogovoi, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **27**: 55 (1988).
40. S. Nagasaki, *Metals Data Book* (Tokyo: Japan Institute of Metals: 2004).
41. I. M. Lifshitz and V. V. Slyozov, *J. Phys. Chem. Solids*, **19**: 35 (1961).
42. C. Wagner, *Z. Elektrochem*, **65**: 581 (1961).
43. S. Messoloras, B. Pike, R. Stewart, and C. Windsor, *Met. Sci.*, **18**: 311 (1984).
44. Z. Yang, Z. X. Wang, C. H. Xia, M. H. Ouyang, J. C. Peng, H. W. Zhang, and X. S. Xiao, *Mater. Sci. Eng.: A*, **772**: 138714 (2020).
45. G. Pastore, K. A. Gamble, and J. D. Hales, *Modeling Benchmark for FeCrAl Cladding in the IAEA CRP ACTOF: FeCrAl-C35M Material Models and Benchmark Cases Specifications* (Idaho Falls: Idaho National Lab.: 2017).
46. K. G. Field, M. A. Snead, Y. Yamamoto, and K. A. Terrani, *Handbook on the Material Properties of FeCrAl Alloys for Nuclear Power Production Applications* (Oak Ridge National Lab.: 2017).
47. Y. He, J. Liu, S. Qiu, Z. Deng, Y. Yang, and A. McLean, *Mater. Sci. Eng.: A*, **726**: 56 (2018).
48. M. N. Gussev, K. G. Field, E. Cakmak, and Y. Yamamoto, *Mechanical Behavior and Structure of Advanced Fe-Cr-Al Alloy Weldments. Proceedings of the 18th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors* (Springer International Publishing: 2019), pp. 1417-1430.
49. Y. Zhang, H. Sun, H. Wang, X. Wang, X. An, and K. He, *Mater. Sci. Eng.: A*, **826**: 142003 (2021).
50. Y. Yano, T. Tanno, S. Ohtsuka, T. Kaito, and S. Ukai, *Mater. Trans.*, **62**: 1239 (2021).
51. Y. Yamamoto, B. A. Pint, K. A. Terrani, K. G. Field, Y. Yang, and L. L. Snead, *J. Nucl. Mater.*, **467**: 703 (2015).
52. H. Zhang, J. Ma, Z. Gao, F. Guo, S. Xu, G. Hou, and G. Zheng, *Materials*, **15**: 3718 (2022).

PACS numbers: 61.66.Dk, 61.72.Ff, 62.20.Qp, 64.75.Nx, 81.30.Mh, 81.40.Cd, 81.40.Ef

Increasing the Operating Temperatures of High-Strength Wrought Al–Zn–Mg–Cu Alloys by Means of Doping with Transition Metals

M. O. Iefimov, N. P. Zakharova, M. I. Danylenko, and K. O. Iefimova

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

The effect of doping with scandium, zirconium, and hafnium on the thermal stability of high-strength wrought Al–Zn–Mg–Cu (of 7XXX series) alloys at 80°C for 100 hours is investigated. The study is performed on rods produced by a two-stage hot extrusion of 1500 g ingots. As shown, the doping with scandium and zirconium has improved the hardness and strength characteristics due to the occurrence of two ensembles of dispersed precipitates: intermetallics η' -phase (MgZn_2) and $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr}_x)$ particles coherently bonded with the aluminium matrix. As proved, in the 7XXX alloy, which is additionally doped with the (Sc + Zr + Hf) complex, the composition of nanosize precipitates based on Al_3Sc intermetallic compound includes zirconium and hafnium. The alloying of the base alloy with the complex (Sc + Zr + Hf) stabilizes the structural state of the alloy and, after holding at 80°C, no significant changes in the size and distribution of strengthening particles are observed. This makes it possible to obtain high strength characteristics of Al–Zn–Mg–Cu alloys with a high level of plasticity at long-term holding at 80°C.

Key words: aluminium alloys, additional doping, scandium, zirconium, hafnium, mechanical properties.

Досліджено вплив легування Скандієм, Цирконієм і Гафнієм на термічну стабільність високоміцних деформівних стопів системи Al–Zn–Mg–Cu за витримки при 80°C упродовж 100 годин. Дослідження виконано на прутках, яких було одержано методом двоступеневої гарячої екструзії вилив-

Corresponding author: Mykola Oleksandrovych Iefimov
E-mail: n.iefimov@gmail.ua

Citation: M. O. Iefimov, N. P. Zakharova, M. I. Danylenko, and K. O. Iefimova, Increasing the Operating Temperatures of High-Strength Wrought Al–Zn–Mg–Cu Alloys by Means of Doping with Transition Metals, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 9: 881–891 (2024). DOI: [10.15407/mfint.46.09.0881](https://doi.org/10.15407/mfint.46.09.0881)

ків вагою у 1500 г. Показано, що завдяки легуванню Скандієм і Цирконієм досягнуто підвищення характеристик твердості та міцності за рахунок наявності двох ансамблів дисперсних зміцнювальних частинок: інтерметалідів η' -фази (MgZn_2) та когерентно пов'язаних із матрицею частинок $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr}_x)$. Доведено, що у стопі на основі системи Al-Zn-Mg-Cu , який додатково було леговано комплексом ($\text{Sc} + \text{Zr} + \text{Hf}$), до складу нанорозмірних зміцнювальних частинок на основі інтерметаліду Al_3Sc також входять Цирконій і Гафній. Легування базового стопу комплексом ($\text{Sc} + \text{Zr} + \text{Hf}$) стабілізує структурний стан стопу, а після витримки при 80°C не фіксується значних змін у розмірі та розподілі зміцнювальних частинок η' -фази (MgZn_2) і $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x-y}\text{Zr}_x\text{Hf}_y)$, що дає змогу одержати високий рівень механічних властивостей зі збереженням високого рівня пластичності за довготривалої витримки при 80°C .

Ключові слова: алюмінієві стопи, додаткове легування, Скандій, Цирконій, Гафній, механічні властивості.

(Received 9 July, 2024; in final version, 12 July, 2024)

1. INTRODUCTION

The ever-increasing demands on aircraft structures due to growth in size, speed, durability, reliability and efficiency have somewhat changed a number of requirements for high-strength alloys, including aluminium alloys used in aircraft and aircraft engines.

Currently, many research centres in the United States and Europe are conducting intensive research aimed at developing high-strength aluminium alloys that can replace titanium alloys in aircraft engine construction, thereby reducing their weight and simplifying the manufacturing process. In particular, the development of aluminium alloys with a tensile strength of at least 600 MPa at 80°C is relevant for the manufacture of external fan blades for aircraft gas turbine engines.

Currently, alloys based on the Al-Zn-Mg-Cu system (of 7XXX series) have the highest strength among wrought aluminium alloys (up to 700–800 MPa) [1].

In wrought Al-Zn-Mg-Cu alloys, the strength after heat treatment is mainly determined by the content of zinc and magnesium, which, among all other alloying components, are characterized by the highest solubility in aluminium at elevated temperatures. The solubility of these elements decreases sharply during cooling, which causes significant hardening of the alloy as a result of both quenching and ageing [2]. Copper in commercial alloys of the Al-Zn-Mg-Cu system significantly increases the hardening effect by alloying of aluminium solid solution, but has little effect on the ageing [3]. With copper content up to 2% wt. and zinc in the range of 5–10% wt., copper is in a supersaturated solid solution and has a beneficial effect on the whole complex of

properties, causing an increase in strength, ductility, effective increase in stress corrosion resistance and durability. Copper also increases the resistance to crack growth in fatigue tests.

However, a major disadvantage of 7XXX alloys is their low working temperature, which is due to a sharp increase in the rate of diffusion processes in aluminium alloys with a high Zn content.

One of the promising directions for further improving the physical, mechanical, and operational characteristics of modern aluminium alloys of the Al–Zn–Mg–Cu system is their complex alloying with scandium and other transition metals, since the diffusion coefficients in solid aluminium, which is a criterion for the diffusion interaction of the strengthening phase with the matrix, are several orders of magnitude lower for transition metals than for Zn, Cu and Mg [4].

It has been previously shown that one of the most effective hardening and antirecrystallization components for 7XXX alloys is scandium [4–7].

A significant increase in strength and satisfactory ductility in Sc alloyed aluminium alloys is possible due to the precipitation of secondary Al_3Sc particles, which causes the highest specific strengthening of the aluminium matrix compared to all elements of the periodic system and promotes the formation of a fine, uniform cellular structure that increases thermal stability.

Alloying with scandium dramatically increases the recrystallization temperature of aluminium alloys; the efficiency of scandium as an antirecrystallizer is significantly higher than that of other transition metals such as Mn, Cr, Zr, V, Ti, *etc.* Scandium retains excess vacancies in the alloy matrix, forming complexes that prevent the release of alloying elements to the grain boundaries. In addition, scandium significantly reduces the anisotropy of the mechanical properties of pressed and rolled semi-finished products of highly alloyed aluminium alloys.

Doping of Al–Zn–Mg–Cu–Sc alloys with zirconium contributes to the thermal stabilization of Al_3Sc particles. In particular, work [5] shows that the simultaneous alloying with Zr and Sc replaces some of the scandium atoms within the Al_3Sc particles with Zr atoms. By the properties, the $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr}_x)$ phase is very close to the Al_3Sc phase, but is characterized by a much lower ability to coagulate when heated.

As has been shown, Hf slightly increases the hardening and antirecrystallization effect in Al–Zn–Mg–Cu alloys [8].

The efficiency of scandium alloying of aluminium alloys can be significantly improved by increasing the cooling rate during ingot crystallization to create a supersaturated solid solution of aluminium [9, 10].

The aim of this work is to study the effect of additional alloying with Sc, Zr, and Hf of wrought Al–Zn–Mg–Cu alloys on their structure and mechanical properties at 80°C.

2. EXPERIMENTAL DETAILS

To improve the mechanical properties of the alloy of the base composition Al–8.0Zn–2.6Mg–2.3Cu, additional microalloying with the complex (Sc + Zr) was used and the effect of hafnium Hf on the stability of mechanical properties during prolonged holding at 80°C was studied. The chemical composition of the experimental alloys is given in Table 1.

Semi-finished products were made from the investigated ingots by extrusion. To improve the cast structure, two-stage extrusion was used: from \varnothing 55 mm to \varnothing 25 mm and from \varnothing 25 mm to \varnothing 6 mm (total elongation $\varnothing = 58$). Before that, the samples were ground to remove surface defects.

When extruding ingots from \varnothing 55 mm to \varnothing 25 mm, electrically heated moulds were used to stabilize the temperature during the deformation process. Ingots were heated in an electric furnace. Ingot heating was controlled by thermocouples placed in the heating zone. The heating temperature of ingots and mould was 350°C. The holding time of ingots in the electric furnace was 50 min. The pressure force during ingot extrusion varied from 0.85 to 1.25 MN, depending on the ingot composition. Samples from \varnothing 25 mm to \varnothing 6 mm were extruded using moulds that were heated in an electric furnace together with the samples. The heating time was of 30 min.

The samples of the test alloys obtained after hot extrusion were processed according to the T6 maintenance regime, namely, water quenching from 465°C + annealing 120°C for 24 hours.

The chemical analysis of the obtained alloys was performed by x-ray fluorescence analysis.

The structure of the samples was studied by transmission electron microscopy (TEM), using a JEM-100CX microscope and a JEM-2100F high-resolution microscope.

The hardness of the obtained samples was measured using a Vickers IT50/10 hardness tester with a load of 100 N. Mechanical tensile tests of the deformed bars were performed on a 1246 testing machine with a gripper movement speed of 1 mm/min (strain rate of about 10^{-3} s^{-1} with a strain curve recorded). The tensile strength U_{TS} , yield strength Y_s , and elongation to failure E_l [%] were calculated from the strain curves.

TABLE 1. Chemical composition of the investigated Al–Zn–Mg–Cu alloys.

| Nos. alloys | Chemical composition, % wt. |
|-------------|---|
| 1 | Al–8.0Zn–2.6Mg–2.3Cu |
| 2 | Al–8.0Zn–2.6Mg–2.3Cu–0.15Zr–0.3Sc |
| 3 | Al–8.0Zn–2.6Mg–2.3Cu–0.15Zr–0.3Sc–0.2Hf |

3. RESULTS AND DISCUSSION

The study of the structure of extruded rods of 7XXX alloys after T6 treatment is shown in Figs. 1–4. After T6, large recrystallized grains with an average size of 8–9 μm are formed in the base alloy.

It is generally recognized [11–13] that, depending on the concentration of zinc, the eutectic layers of Al–Zn–Mg–Cu alloys contain nanosized precipitates of the η' -phase (MgZn_2) and/or T-phase $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$. Precipitation hardening provides high mechanical properties of Al–Zn–Mg–Cu alloys during quenching and subsequent ageing. The η' -phase is formed when the ratio of atomic concentrations of Zn/Mg > 2. In the case of Zn/Mg < 2, the T-phase prevails. At the same time, copper is almost completely dissolved in these phases if the ratio of atomic concentrations of Cu/Mg < 1. In the alloy Al–8.0Zn–2.6Mg–2.3Cu, Zn/Mg > 2 and Cu/Mg \approx 0.88, therefore, the η' -phase (MgZn_2) prevails in the alloys of the studied composition. Particles of the η' -phase are located mainly along the grain boundaries but sometimes they can be observed inside the grains.

A cellular structure is observed in the extruded alloy alloyed with the (Sc + Zr) complex after T6 heat treatment (Fig. 2, *a*). The average cell size is of 1.0–1.5 μm . From the dark field image in the η' -phase diffraction spot (Fig. 2, *b*), it can be concluded that there are hardening particles of different sizes in the bar structure. The average size of the strengthening particles of the η' -phase is of 5–6 nm). Secondary precipitates of the Al_3Sc type in TEM bright images have a characteristic two-lobe Ashby–Brown contrast, which is typical for coherent precipitates [14]. The dark field image in the Al_3Sc diffraction spot is shown in Fig. 2, *c*. The average size of these particles reaches 15–20 nm.

A cellular structure is also formed in extruded sample from the alloy adopted with a complex (Sc + Zr + Hf) after T6 treatment, with strengthening phases observed both in the body and at the cell boundaries.

The average cell size is of 0.9–1.1 μm (Fig. 3, *a*). The average particle size of the η' -phase is of 5–6 nm (Fig. 3, *b*). Based on the dark field image obtained from the $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr}_x)$ diffraction spot, the average size of these particles is of 15–20 μm (Fig. 3, *c*).

A high-resolution electron microscope JEOL-100CX was used to analyse the hardening particles of Al_3Sc in extruded samples from Al–8.0Zn–2.6Mg–2.3Cu–0.3Sc–0.2Cr–0.1Zr–0.1Hf alloy after T6 treatment (Fig. 4). Chemical micro-x-ray spectral analysis showed that the composition of these particles includes both Sc and Zr and Hf (Table 2). Thus, in the alloy alloyed with Sc, Zr and Hf, the composition of the strengthening particles can be described as $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x-y}\text{Zr}_x\text{Hf}_y)$.

The hardness of the extruded rods from the investigated alloys after T6 treatment at room temperature and after holding at 80°C for 100 hours is given in Table 3.

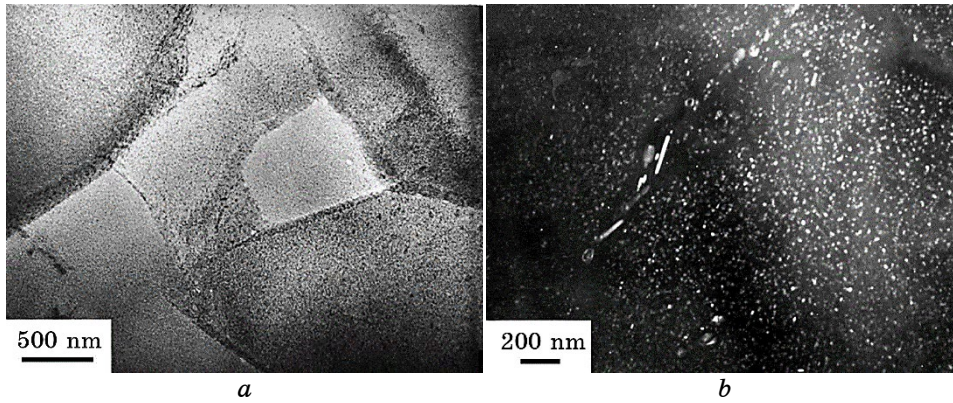


Fig. 1. TEM images of Al-8.0Zn-2.6Mg-2.3Cu hot extruded samples: bright field (*a*), dark field obtained from the η' -phase diffraction spot (*b*).

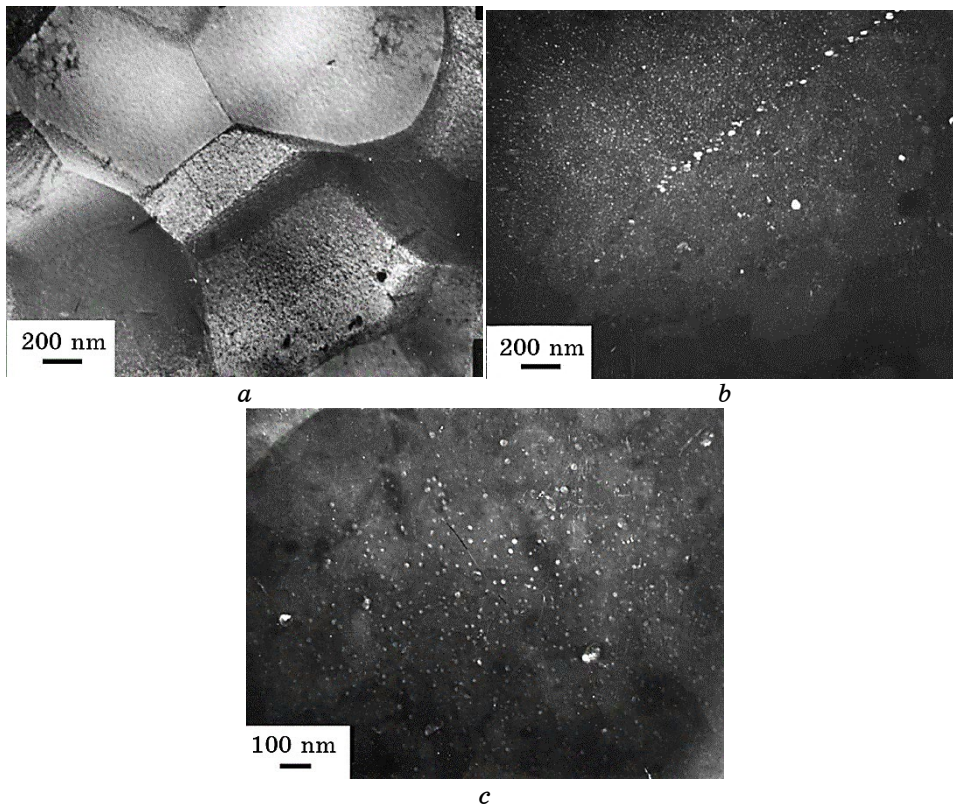


Fig. 2. TEM images of Al-8.0Zn-2.6Mg-2.3Cu-0.15Zr-0.3Sc hot extruded samples: bright field (*a*), dark field obtained from the η' -phase diffraction spot (*b*), dark field obtained from the Al_3Sc diffraction spot (*c*).

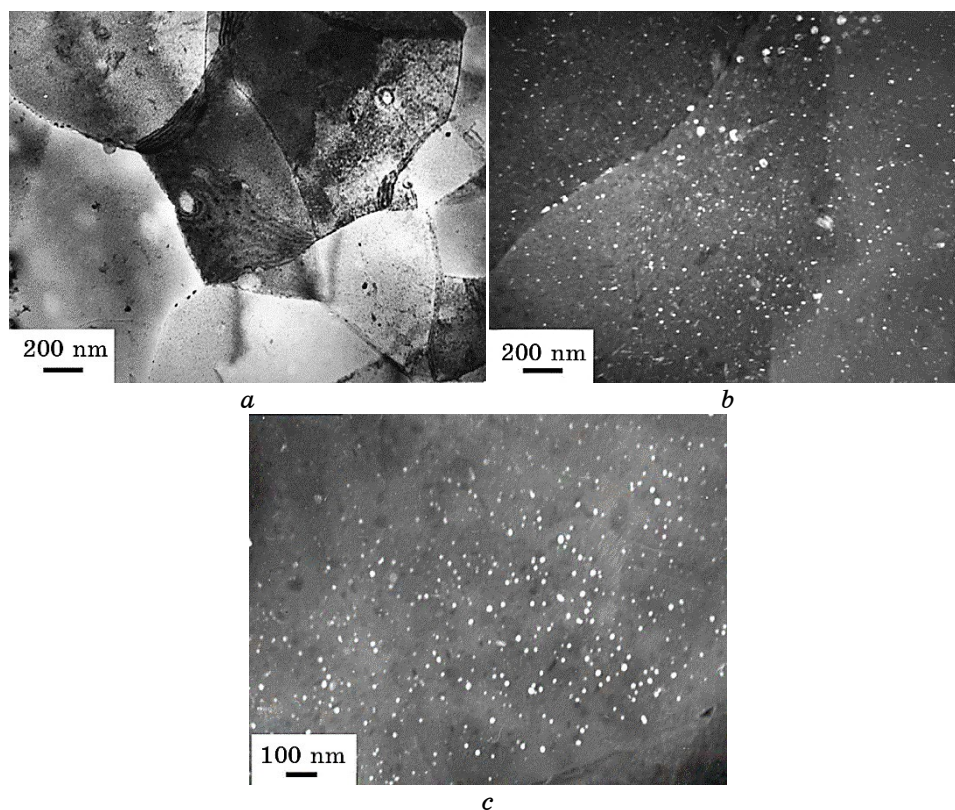


Fig. 3. TEM images of Al-8.0Zn-2.6Mg-2.3Cu-0.15Zr-0.3Sc-0.2Hf hot extruded samples: bright field (*a*), dark field obtained from the η' -phase diffraction spot (*b*), dark field obtained from the Al_3Sc diffraction spot (*c*).

The data of mechanical tests of the rods from the investigated Al-Zn-Mg-Cu alloys at room temperature and 80°C are given in Table 4.

The strain curves of the alloys after testing showed a slight strain-hardening characteristic of highly hardened materials. The increase in hardness and strength characteristics of the investigated alloys after holding at 80°C indicates the continuation of ageing processes at this temperature.

The analysis of mechanical test data proves that the selected system of additional alloying with the (Sc+Zr) complex allows obtaining a higher level of mechanical properties during tests at 80°C for 100 hours. The addition of 0.2% wt. Hf to the (Sc+Zr) complex allows improving the mechanical properties of the investigated alloy after holding for 100 hours at 80°C. In addition, the alloying of the base composition with the (Sc+Zr+Hf) complex provides an increase in ductility both at room temperature and 80°C.

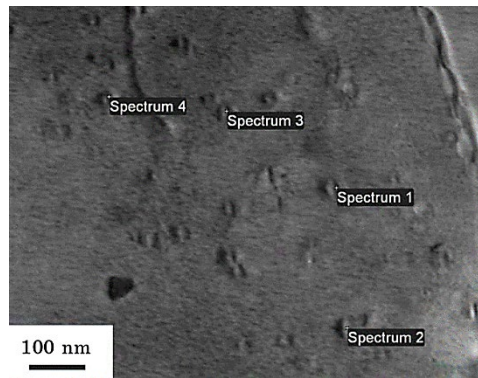


Fig. 4. Bright field TEM images of secondary particles of Al_3Sc -based intermetallics in the structure of the alloy $\text{Al-8.0Zn-2.6Mg-2.3Cu-0.3Sc-0.2Cr-0.1Zr-0.1Hf}$.

TABLE 2. Chemical analysis of the structural components in Fig. 4 in the alloy $\text{Al-8.0Zn-2.6Mg-2.3Cu-0.3Sc-0.2Cr-0.1Zr-0.1Hf}$.

| Spectrum | Content of chemical elements, % wt. | | | | | | | |
|------------|-------------------------------------|-------|------|------|------|------|------|------|
| | Mg | Al | Sc | Cu | Zn | Zr | Hf | Mg |
| Spectrum 1 | 1.78 | 91.52 | 0.73 | 2.26 | 3.26 | 0.19 | 0.18 | 1.78 |
| Spectrum 2 | 1.90 | 90.83 | 1.23 | 2.49 | 3.11 | 0.13 | 0.23 | 1.90 |
| Spectrum 3 | 2.39 | 90.86 | 0.61 | 2.40 | 3.39 | 0.06 | 0.10 | 2.39 |
| Spectrum 4 | 1.82 | 91.81 | 0.41 | 2.49 | 3.11 | 0.01 | 0.18 | 1.82 |

Structural changes in the rods from the investigated Al-Zn-Mg-Cu alloys after T6 treatment can be explained on the basis of the analysis of dark field images obtained from the η' and Al_3Sc diffraction spot.

Thus, the increase in the level of hardness and strength characteristics of the studied alloys after holding the bars at 80°C for 100 hours is explained by the further ageing processes at a temperature of 80°C (Figs. 5, 6). It is noticeable that after holding the base unalloyed alloy at 80°C for 100 hours, an increase in the particle size of the η' -phase (Fig. 5, *b*) is observed compared to the alloy state after T6 (Fig. 5, *a*). Such processes lead to a deterioration in the thermal stability of Al-Zn-Mg-Cu alloys at long-term exposures at 80°C and reduce the level of the complex of mechanical properties.

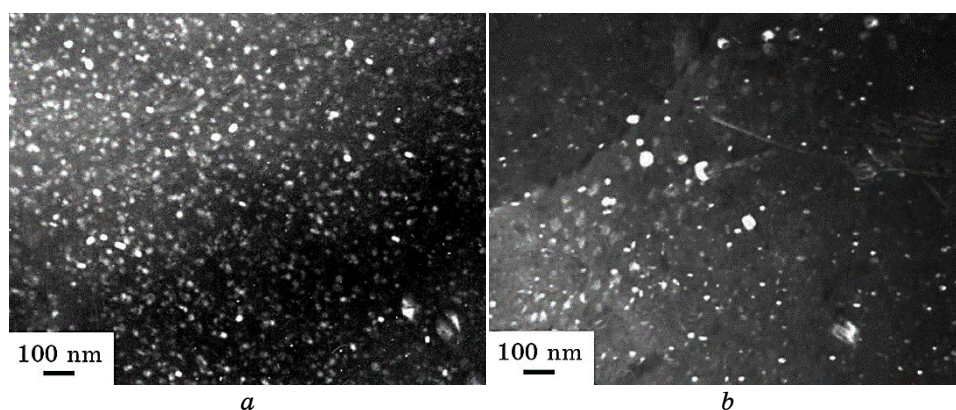
The doping of the base alloy with the $(\text{Sc} + \text{Zr})$ complex and the $(\text{Sc} + \text{Zr} + \text{Hf})$ complex stabilizes the structure, and, at 80°C , no significant changes in the size and distribution of strengthening particles of both types are observed (Fig. 6). The dark field images in the η' -phase reflexes before and after ageing at 80°C show that the size of this phase remains unchanged (Fig. 6, *a, b*).

TABLE 3. Hardness of extruded rods from the investigated Al–Zn–Mg–Cu alloys after T6 treatment and after T6 heat treatment + holding at 80°C for 100 hours.

| No. alloy | Chemical composition, % wt. | HV, MPa | |
|-----------|---|--------------|--|
| | | T6 treatment | T6 treatment + holding at 80°C for 100 hours |
| 1 | Al–8.0Zn–2.6Mg–2.3Cu | 1880 | 1970 |
| 2 | Al–8.0Zn–2.6Mg–2.3Cu–0.15Zr–0.3Sc | 2010 | 2070 |
| 3 | Al–8.0Zn–2.6Mg–2.3Cu–0.15Zr–0.3Sc–0.2Hf | 2030 | 2270 |

TABLE 4. Mechanical properties of rods from the investigated Al–Zn–Mg–Cu alloys after T6 treatment (tensile strength at room temperature and at 80°C).

| No. alloy | Tensile tests at room temperature | | | Tensile tests at 80°C | | | Tensile tests at 80°C after holding at 80°C for 100 hours | | |
|-----------|-----------------------------------|----------------|-----------|-----------------------|----------------|-----------|---|----------------|-----------|
| | Y_s , MPa | U_{TS} , MPa | E_1 , % | Y_s , MPa | U_{TS} , MPa | E_1 , % | Y_s , MPa | U_{TS} , MPa | E_1 , % |
| 1 | 530 | 619 | 13.2 | 542 | 556 | 19.6 | 512 | 564 | 14.5 |
| 2 | 674 | 775 | 6.4 | 620 | 670 | 9.8 | 630 | 705 | 10.0 |
| 3 | 737 | 776 | 13.6 | 611 | 725 | 16.4 | 636 | 731 | 14.5 |


Fig. 5. TEM images of Al–8.0Zn–2.6Mg–2.3Cu hot extruded samples, dark field image obtained from the η' -phase diffraction spot: T6 treatment (a), T6 treatment + holding at 80°C for 100 hours (b).

At the same time, the number of η' -phase particles slightly increases due to the continued ageing process. The dark field images in Al_3Sc re-

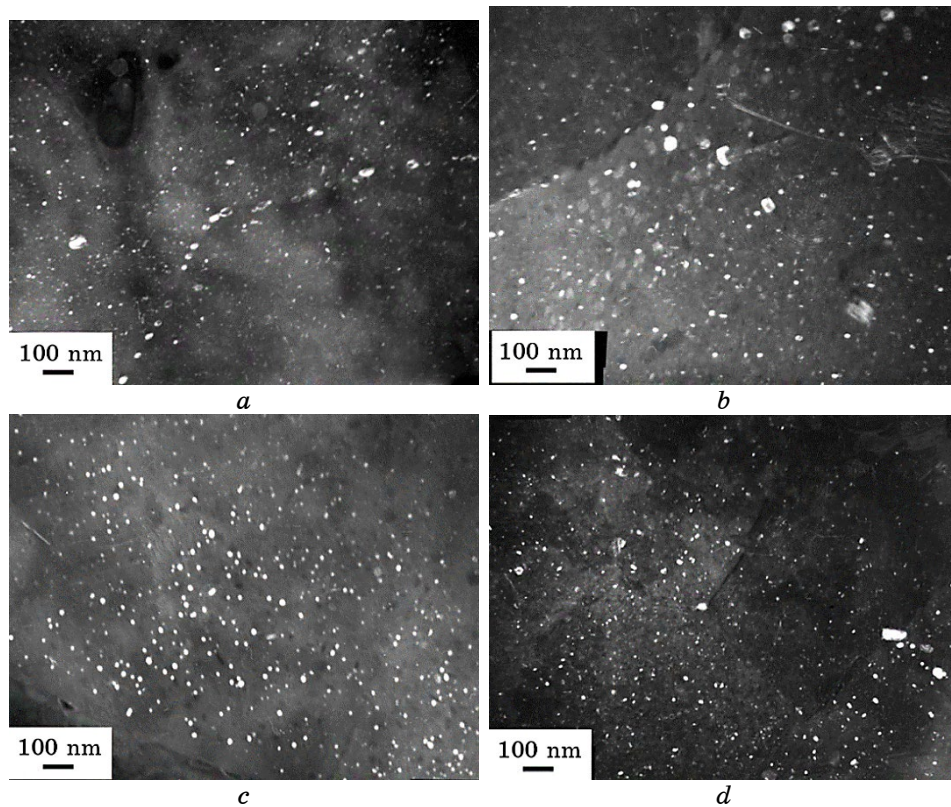


Fig. 6. TEM images of Al-8.0Zn-2.6Mg-2.3Cu-0.15Zr-0.3Sc-0.2Hf hot extruded samples: dark field image obtained from the η' -phase diffraction spot, T6 treatment (*a*), dark field image obtained from the η' -phase diffraction spot, T6 treatment + holding at 80°C for 100 hours (*b*), dark field image obtained from the Al₃Sc diffraction spot, T6 treatment (*c*), dark field image obtained from the Al₃Sc diffraction spot, T6 treatment + holding at 80°C for 100 hours (*d*).

flexes confirm the stability of the size of these particles after ageing at 80°C (Fig. 6, *c*, *d*).

Thus, the coherent bonds of Al₃(Sc_{1-x-y}Zr_xHf_y) particles with the matrix and the resulting internal stresses exclude the growth of the η' -phase, which in turn increases the mechanical properties and thermal stability of alloyed Al-Zn-Mg-Cu alloys.

The obtained results are consistent with the theoretical concepts of diffusion processes in dispersion-strengthened alloys [15].

4. CONCLUSION

1. The effectiveness of a combined doping of aluminium alloys of the

Al–Zn–Mg–Cu system with scandium, zirconium and hafnium is demonstrated.

2. It is shown that doping of Al–Zn–Mg–Cu alloys with Sc and Zr results in an improvement of investigated hardness and strength characteristics, while preserving a high level of plasticity, which is due to the existence of two ensembles of dispersed particles: an ensemble of intermetallics η' -(MgZn₂) phase and Al₃(Sc_{1-x}Zr_x) particles coherently bound to the matrix.

3. It is shown that, in the Al–8.0Zn–2.6Mg–2.3Cu–0.15Zr–0.3Sc–0.2Hf alloy, the composition of nanosized hardening particles based on the Al₃Sc intermetallic also includes zirconium and hafnium.

4. The structure of the investigated rods alloys after T6 treatment was studied, and it was shown that Sc + Zr doping of the base alloy with the addition of Hf stabilizes the structural state of the alloy, and, after annealing at 80°C, there are no significant changes in the size and distribution of hardening particles. This allowed obtaining the following mechanical characteristics at 80°C after prolonged holding at 80°C: $Y_S = 636$ MPa, $U_{TS} = 731$ MPa, $E_1 = 14.5\%$ (which is 30% higher than the U_{TS} of the base alloy).

REFERENCES

1. B. Zhou, B. Liu, and S. Zhang, *Metals*, **11**, Iss. 5: 718 (2021).
2. M. Ashjari and A. J. Feizi, *Mater. Sci. Eng. Int. J.*, **2**, Iss. 2: 49 (2018).
3. Yu-guo Liao, Xiao-qi Han, Miao-xia Zeng, and Man Jin, *Mater. Design*, **66**, Pt. B: 581 (2015).
4. Yu. V. Milman, *Vliyaniye Skandiya na Strukturu, Mekhanicheskie Svoistva i Soprotivleniye Korrozii Splavov Alyuminiya* [The Influence of Scandium on the Structure, Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Aluminium Alloys] (Kiev: Akadempriodika: 2003), vol. 1, p. 335 (in Russian).
5. X. Dai, C. Xia, X. Peng, and K. Ma, *J. Univ. Sci. Technol. B*, **15**, Iss. 3: 276 (2008).
6. Yu. V. Milman, A. I. Sirko, D. V. Lotsko, O. N. Senkov, and D. B. Miracle, *Mater. Sci. Forum*, **396–402**: 1217 (2002).
7. D. V. Lotsko, Yu. V. Milman, N. A. Efimov, A. P. Rachek, and L. N. Trofimova, *Met. Phys. Adv. Tech.*, **19**, Iss. 6: 783 (2001).
8. Yu. V. Milman, D. V. Lotsko, N. A. Iefimov, N. M. Mordovets, A. P. Rachek, and L. N. Trofimova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **26**, No. 10: 1363 (2004) (in Russian).
9. E. Lavernia, G. Rai, and N. J. Grant, *Mater. Sci. Eng.*, **79**, Iss. 2: 211 (1986).
10. Y. Dai, L. Yan, and J. Hao, *Mater.*, **15**, Iss. 3: 1216 (2022).
11. L. F. Mondolfo, *Aluminum Alloys: Structure and Properties* (London–Boston: Butterworths Publisher: 1976), p. 11.
12. U. Tenzler and E. Cyrener, *Aluminium*, **75**, No. 6: 524 (1999).
13. G. Sha and A. Cerezo, *Surf. Interface Analysis*, **36**, Iss. 5–6: 564 (2004).
14. M. F. Ashby and L. M. Brown, *Phil. Mag.*, **8**, No. 91: 1083 (1963).
15. Yu. V. Milman, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **27**, No. 1: 59 (2005) (in Russian).

PACS numbers: 06.60.Vz, 42.62.Cf, 61.72.Ff, 81.05.Bx, 81.20.Vj, 81.30.Kf, 81.70.Bt

Specifics of Creating Joints from Modern Boron-Microalloyed High-Strength Steels Utilizing Laser, Contact Spot, as Well as Argon-Arc Spot Welding Technologies

G. Polishko, Yu. Kostetskyi, V. Kostin, Ye. Pedchenko,
A. Bernatskyi, M. Sokolovskyi, P. Honcharov, and V. Zaitsev

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

In this study, an analysis of current welding technologies for new high-strength low-alloyed AHSS sheet steels is presented. Over the course of it, a series of welded joints of sheet metal with a thickness of 1.2 mm made of CR1000Y1370T-CH steel (composition: 0.23% C, 2% Si, 3% Mn, 0.015–2% Al, 1% Cr + Mo, 0.15% Ti + Nb, 0.2% Cu) by Voelstalpine (Austria) is investigated. The joints are produced using laser, spot, and argon-arc spot welding under specified conditions. High-quality weld joints are obtained through laser welding with the formation of a dispersed ferrite–bainite structure with an acceptable hardness level (up to 4000 MPa) without martensitic-type structures and zinc evaporation from the sheet coating along the entire length of the welded joint. As discovered, due to delamination and remnants of zinc coating, it is not possible to achieve a high quality of weld joints while using spot welding, as well as argon-arc spot welding. The selected welding conditions for these technologies are found to be ineffective and require further refinement.

Key words: AHSS steel, laser welding, argon-arc spot welding, spot welding, microstructure, ferrite, bainite, martensite.

У роботі представлено аналізу сучасних технологій зварювання нових високоміцних низьколегованих листових криць АНСС. Досліджено серію

Corresponding author: Hanna Oleksiyivna Polishko
E-mail: ganna.polishko@gmail.com

Citation: G. Polishko, Yu. Kostetskyi, V. Kostin, Ye. Pedchenko, A. Bernatskyi, M. Sokolovskyi, P. Honcharov, and V. Zaitsev, Specifics of Creating Joints from Modern Boron-Microalloyed High-Strength Steels Utilizing Laser, Contact Spot, as Well as Argon-Arc Spot Welding Technologies, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 9: 893–914 (2024). DOI: [10.15407/mfint.46.09.0893](https://doi.org/10.15407/mfint.46.09.0893)

зварних з'єднань листового металу товщиною у 1,2 мм з криці CR1000Y1370T-CN (склад: 0,23% C, 2% Si, 3% Mn, 0,015–2% Al, 1% Cr + Mo, 0,15% Ti + Nb, 0,2% Cu) виробництва компанії Voestalpine (Австрія). З'єднання виконували лазерним, точковим та аргонодуговим точковим зварюванням за визначених умов. Якісні зварні з'єднання було одержано лазерним зварюванням з утворенням дисперсної феритно-бейнітної структури з прийнятним рівнем твердості (до 4000 МПа) без структур мартенситного типу та випаровування Цинку з покриття листа уздовж всієї довжини зварного з'єднання. Було виявлено, що через відшарування та залишки цинкового покриття неможливо досягти високої якості зварних з'єднань з використанням точкового зварювання й аргонодугового точкового зварювання. Вибрані режими зварювання за цими технологіями виявилися неефективними та потребують подальшого доопрацювання.

Ключові слова: криця AHSS, лазерне зварювання, аргонодугове точкове зварювання, точкове зварювання, мікроструктура, ферит, бейніт, мартенсит.

(Received 9 January, 2024; in final version, 11 April, 2024)

1. INTRODUCTION

Recently, the practice of using advanced high strength steel (AHSS) for the manufacture of car bodies has spread throughout the car manufacturing industry [1–5]. The use of steels of this type allows reducing the thickness of the rolled sheet used for the manufacture of body parts, while maintaining the strength of the structure. At the same time, its weight and the car as a whole are reduced, which contributes to the reduction of harmful emissions into the environment during its operation [3, 4].

AHSS steels differ from traditional structural steels in both chemical composition and microstructure [6–8]. They are characterized by a unique combination of strength and plasticity, which is achieved by the specifically selected chemical composition as well as its multiphase microstructure, which forms as a result of carefully controlled deformation and heat treatment [3–5, 9]. Intensive heat input during welding and subsequent cooling, generally causes significant changes in the microstructure of the metal in the heat affected zone (HAZ), due to recrystallization, increasing grain sizes and separation of phases at their boundaries. An example of such processes would be the well-known formation of martensitic and/or bainite microstructure in metal under conditions of rapid cooling, characteristic of most welding processes [8, 10]. However, changes in the AHSS's microstructure that occurs in the HAZ during welding can be critical and lead to the loss of specified properties, as they are achieved primarily due to the controlled microstructure. Therefore, the choice of modes and methods of joining these

steels is associated with certain problems and requires careful control of the process parameters [7, 10, 11].

Today, many various welding processes, which can be used in the automotive industry to join parts out of AHSS steels, exist [3, 4, 11]. Each of them has certain features that determine the expediency of its usage in various specific conditions [3, 9–11]. In addition to welding processes, adhesive (gluing) and mechanical connection technologies, various soldering methods, as well as hybrid connection processes can be used to connect parts from AHSS steels [3, 4, 12–15].

However, welding remains the main method of connecting metal automotive body parts. In particular, electric arc welding, which belongs to a family of processes based on strong heating by an electric arc of the edges of the connecting parts of the parts until they melt for welding, is widely used in car manufacturing [3, 4, 10]. At the same time, *via* using this method, additional additive material can also be introduced into the melting zone [11]. Arc welding is sometimes referred to as one of the ‘low-tech’ processes; however, its popularity is steadily high, primarily due to the low-cost equipment and high application flexibility [10]. However, joining products made from AHSS steels by electric arc welding is associated with significant problems and limitations, mainly due to the difficulty of preventing the oxidizing effect of atmospheric air and localizing the thermal effect on the welded material.

Contact welding is widely used to connect steel body parts in modern automobile manufacturing, when the connection is formed as a result of the introduction of two types of energy—thermal, that appears from the passage of an electric current, and mechanical, that appears due to the application of external force. There are many options for implementing such a process, but the most commonly used one is resistance spot welding (RSW) [3, 10]. As it is known, RSW is characterized by an intensive mechanical compression of the connecting surfaces in the joint area with the possibility of changing the clamping force during the flow of welding current and forging, intensive mixing of the molten metal, short heating and cooling time, the possibility of pre- and re-heating during welding cycle, absence of the heated metal oxidation, possible adjustment of the heating and cooling speed, full process automation, *etc.* In addition, resistance seam welding (RSW) and resistance projection welding (RPW) are also widely used in the automotive industry [10, 11].

The body design of some automobiles, as well as some complex parts, excludes the possibility of spot welding usage. In such cases, gas metal arc welding (GMAW) or tungsten inert gas (TIG) welding are usually used [12, 16]. These and similar arc welding methods are used to join products from AHSS steels in the same way they are used for low carbon steels. At the same time, during the welding of AHSS steels, same shielding gases can be used as when welding low-carbon steels [3, 4,

11]. On the other hand, welding of AHSS steels requires control that is more careful and maintenance of specified process parameters.

The lowest overall thermal load on the workpiece during welding is provided by the processes, which involve focusing the energy, required for the joint formation on very small areas [10]. This achieves a minimal change in the base metal properties as well as minimal residual stresses and deformations [3], allowing the welding process to be carried out at sufficiently high speeds [11]. The main options for implementation of such processes with exceptional point density of energy are laser beam welding (LBW) [17–19] and electron beam welding (EBW) [4, 10, 20, 21]. Since EBW requires vacuum conditions for proper functioning, laser welding has become the most common in the automotive industry.

Compared to traditional arc welding processes, laser welding provides significantly smaller HAZ dimensions, which is important for AHSS steel joints [20]. The ability to focus the laser beam allows for a significant reduction of the weld area width and, accordingly, the HAZ [21]. The most common types of installations used in the industry for processing materials with laser radiation, and in particular, welding, are CO₂, solid-state (Nd:YAG), fibre and diode lasers [3, 22–25].

Thus, the modern industry, in particular the automobile industry [3, 5, 7, 10], in the railway industry [26–31] and other industries [32–34], has a fairly wide selection of welding connection technologies, which allows choosing the most rational options for welding structural elements in accordance with specific conditions and properties of materials that combine.

The purpose of this study is to determine the influence of methods of part welding (laser, contact-spot, argon-arc spot) from thin sheet steels, common for the automotive industry, on the nature of changes in the microstructure of a sheet of metal from modern high-strength steel, microalloyed with boron, with a zinc coating, and to determine the most promising method and the welding mode, which ensures the creation of a high quality welded joint.

2. EXPERIMENTAL/THEORETICAL DETAILS

In this work, the test samples of welded joints were obtained under different welding modes by methods commonly used in the production of sheet steel parts in the automotive industry—contact spot welding, argon-arc spot welding on the tip, and laser welding. The applied welding modes were recommended by specialists of the relevant departments of E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine, for welding of 1.2 mm thick sheets of CR1000Y1370T-CH-EG53/53-U steel (Table 1), manufactured by Voelstalpine (Austria), a typical SP AHSS steel.

TABLE 1. Chemical composition of CR1000Y1370T-CH steel (% mass.).

| C, max | Si, max | Mn, max | P, max | S, max | Al | Cr + Mo, max | Ti-Nb, max | B, max | Cu, max |
|--------|---------|---------|--------|--------|---------------|--------------|------------|--------|---------|
| 0.23 | 2.0 | 3.0 | 0.050 | 0.010 | 0.015– 2.0 | 1.0 | 0.15 | 0.005 | 0.2 |

Modern methods of physical materials science were used to assess the influence of various technologies and welding modes on the properties and structure of the metal of welded joints, such as: optical microscopy of micro- and macrostructure ('NEOPHOT-32' microscope), SEM using JSM-840 'JEOL', energy dispersive microanalysis (EDS) using INCA Energy 450 'Oxford Instruments' system (resolving power is 1 nm, detector sensitivity is 133 eV/10 mm²), hardness determination methods *via* durometric analysis utilizing a M-400 'LECO' hardness tester.

2.1. Contact Spot Welding Technique

A contact welding machine TECNA 4647 (Italy) was used to obtain a contact spot welding joint. Over the course of the experiments, a number of technological working modes with different parameters of the welding process—clamping force, welding current, duration of clamping, duration of welding, *etc.* were tested. A total of 11 welding modes were tested (provided in Table 2). The general appearance of the welding cyclogram is shown on Fig. 1.

Preliminary analysis/calculation determined, that for a sheet with a thickness of 1.2 + 1.2 mm, which was subjected to welding, it is necessary to obtain the diameter of the welding point of $\varnothing t = 5.0\text{--}6.0$ mm. The electrodes of the contact-welding machine are formed by a hemisphere for the analysis of welding modes during the formation of a point connection. The appearance of the resulting welded joints, as well as the welding process is shown in Fig. 2.

2.2. Argon-Arc Spot Welding Technique

A EWM Tetrix 230 AC/DC welding current source with a non-fusible electrode was used for argon-arc spot welding. The appearance of welded joints and the welding process is shown in Fig. 3.

During welding, the parts to be joined were pressed by the specialized nozzle using manual force, with the subsequent enabling of the welding machine for a set period of time. With such pressure, the force usually does not exceed 50 kgf (up to 500 N) and is small compared to the pressure force that occurs during contact spot welding.

TABLE 2. Contact spot welding modes and results.

| Sample | Welding mode | Results |
|--------|---|---|
| 1 | 2 | 3 |
| 1 | Pressing force $P_w = 2.5$ kN, welding current $I_w = 2.5$ kA, duration of pressing parts $t_{pr} = 0.1$ s, welding duration $t_w = 0.2$ s, forging duration $t_{for} = 0.1$ s | Insufficient spot weld diameter |
| 2 | Pressing force $P_w = 3$ kN, welding current $I_w = 2.8$ kA, duration of pressing parts $t_{pr} = 0.1$ s, welding duration $t_w = 0.2$ s, forging duration $t_{for} = 0.1$ s | Insufficient spot weld diameter |
| 3 | Pressing force $P_w = 3$ kN, welding current $I_w = 3$ kA, duration of pressing parts $t_{pr} = 0.1$ s, welding duration $t_w = 0.25$ s, forging duration $t_{for} = 0.1$ s | Spot weld formed |
| 4 | Pressing force $P_w = 3.2$ kN, welding current $I_w = 3$ kA, duration of pressing parts $t_{pr} = 0.1$ s, welding duration $t_w = 0.25$ s, forging duration $t_{for} = 0.1$ s | Spot weld formed |
| 5 | Pressing force $P_w = 3.4$ kN, welding current, $I_w = 3$ kA, duration of pressing parts $t_{pr} = 0.1$ s, welding duration $t_w = 0.3$ s, forging duration $t_{for} = 0.1$ s | Spot weld formed |
| 6 | Pressing force $P_w = 3.5$ kN, welding current $I_w = 3.1$ kA, duration of pressing parts $t_{pr} = 0.1$ s, welding duration $t_w = 0.32$ s, forging duration $t_{for} = 0.1$ s | Spot weld formed |
| 7 | Pressing force $P_w = 3.5$ kN, welding current $I_w = 3.2$ kA, duration of pressing parts $t_{pr} = 0.1$ s, welding duration $t_w = 0.35$ s, forging duration $t_{for} = 0.1$ s | Spot weld formed |
| 8 | Pressing force $P_w = 3.5$ kN, welding current $I_w = 3.2$ kA, duration of pressing parts $t_{pr} = 0.1$ s, welding duration $t_w = 0.35$ s, forging duration $t_{for} = 0.1$ s | Spot weld formed |
| 9 | Pressing force $P_w = 3.5$ kN, welding current $I_w = 3.5$ kA, duration of pressing parts $t_{pr} = 0.1$ s, welding duration $t_w = 0.32$ s, forging duration $t_{for} = 0.1$ s | Spot weld formed |
| 10 | Pressing force $P_w = 3.5$ kN, welding current $I_w = 3.5$ kA, duration of pressing parts $t_{pr} = 0.1$ s, welding duration $t_w = 0.35$ s, forging duration $t_{for} = 0.1$ s | Spot weld formed |
| 11 | Pressing force $P_w = 3.5$ kN, welding current $I_w = 3.5$ kA, duration of pressing parts $t_{pr} = 0.1$ s, welding duration $t_w = 0.4$ s, forging duration $t_{for} = 0.1$ s | Diameter of the spot weld core increased to 7.4 mm, pointing to an excessive welding mode |

During the experiments, 9 welding modes were tested, which differed in such welding process parameters—welding time, current rise

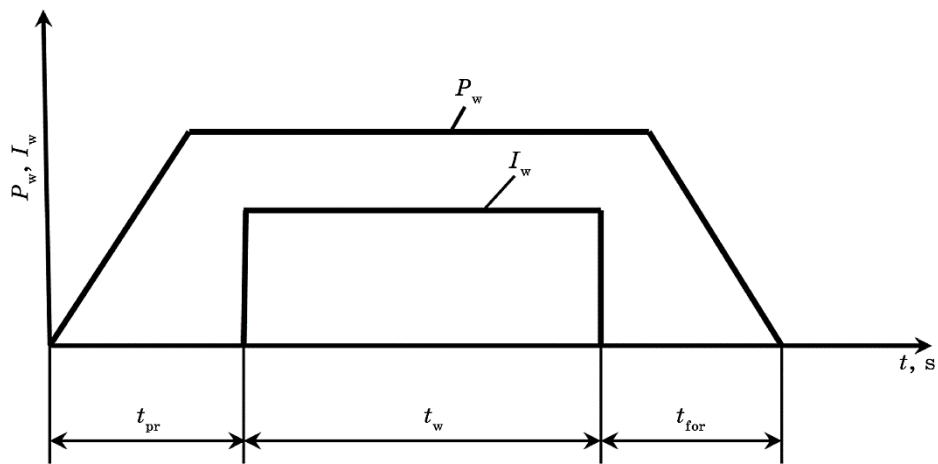


Fig. 1. Welding cyclogram for contact spot welding: P_w is pressing force, daN, I_w is welding current, kA, t_{pr} is the duration of pressing parts, t_w is duration of welding, t_{for} is duration of forging.

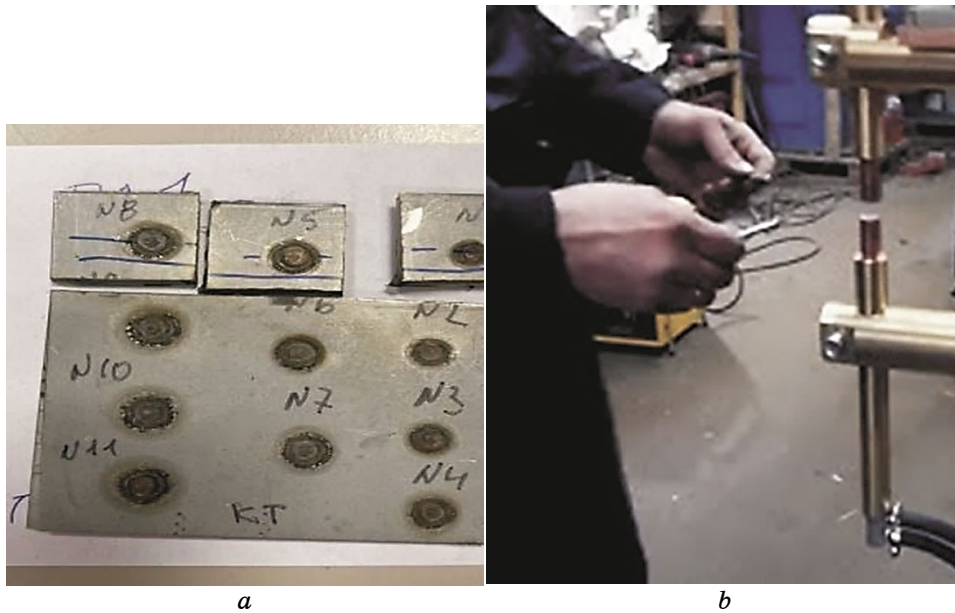


Fig. 2. The appearance of the welded joints (a) and the process of contact spot welding (b).

time, current fall time, welding current, arc voltage (Table 3).

The diameter of the tungsten electrode, its sharpening angle, and the argon consumption rate were the same for all test-welding modes

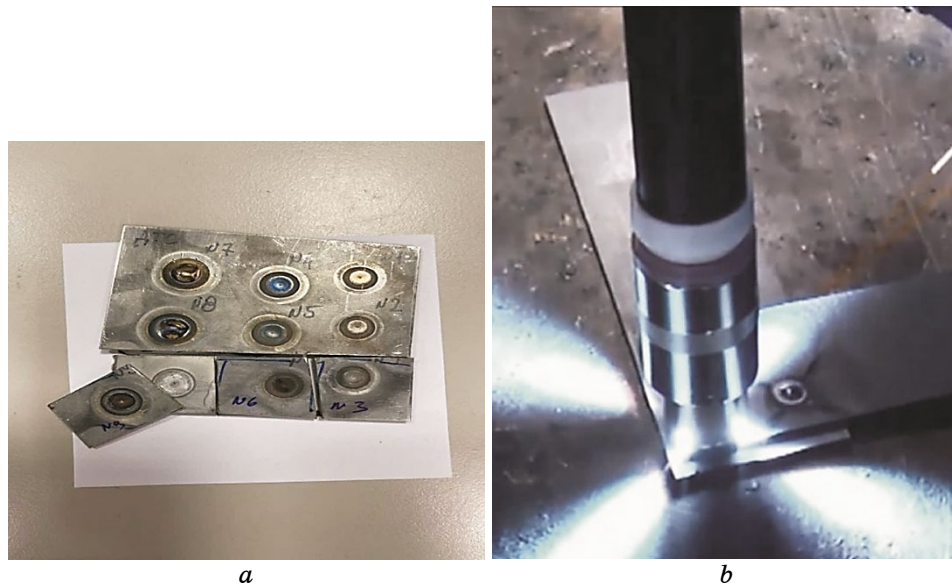


Fig. 3. Appearance of welded joints (a) and the process of argon-arc spot welding (b).

and were 2.4 mm, 30°, and 12 l/min, respectively. The general appearance of the welding cyclogram is shown in Fig. 4.

2.3. Laser-Welding Methodology

Welded joints were performed taking the direction of deformation (along and across the rolling direction) into the account using a solid-state Nd:YAG 'DY-044' laser. For this process, a welding head with a lens with a focal length of 300 mm was used. Welding modes are listed in Table 4. The amount of defocusing of laser radiation for all experiments is $\Delta F = -0.7$ mm. A gas protection system with 20 l/min CO₂ consumption was used to protect the molten bath, as well as the cooling metal of the seam. The welding speed (V_w) varied in the range of 0.8–3.0 m/min. The laser radiation power P varied in the range of 2.0–4.0 kW.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The structure of the CR1000Y1370T-CH-EG53/53-U steel in the state after rolling, thermomechanical treatment and application of zinc coating in the direction along and across the rolling direction, as well as selected samples after various modes and methods of welding, was investigated.

After laser welding, four best samples were selected according to visual inspection, which were welded according to these modes: 1482.1, 1481.2, 1481.4, 1481.6 (of which 1482.1 is along the roll, others are across). The general appearance of samples made by laser welding, after selection and cutting, is shown in Fig. 5, *a*. Samples 1, 5, 8 (Fig. 5, *b*) and 3, 6, 9 (Fig. 5, *c*) were selected for research after contact-spot and argon-arc spot welding respectively. Even at the stage sample production, some joints, made by the argon-arc spot welding method were partially destroyed (Fig. 5, *c*), indicating an incorrectly selected welding mode.

TABLE 3. Argon-arc welding modes and their results.

| Sample | Welding mode | Results |
|--------|--|--|
| 1 | 2 | 3 |
| 1 | Tungsten electrode diameter $\varnothing_{\text{ele}} = 2.4$ mm, sharpening angle 30° , argon consumption rate $Q = 12$ l/min, welding time $t_w = 1.8$ s, current rise time $t_{\text{cr}} = 0.1$ s, current fall time $t_{\text{cf}} = 0.2$ s, welding current $I_w = 55$ A, arc voltage $U = 12$ V | Incomplete formation of the spot core. More powerful welding mode required |
| 2 | Tungsten electrode diameter $\varnothing_{\text{ele}} = 2.4$ mm, sharpening angle 30° , argon consumption rate $Q = 12$ l/min, welding time $t_w = 1.8$ s, current rise time $t_{\text{cr}} = 0.1$ s, current fall time $t_{\text{cf}} = 0.2$ s, welding current $I_w = 65$ A, arc voltage $U = 13$ V | Incomplete formation of the spot core. More powerful welding mode required |
| 3 | Tungsten electrode diameter $\varnothing_{\text{ele}} = 2.4$ mm, sharpening angle 30° , argon consumption rate $Q = 12$ l/min, welding time $t_w = 2.0$ s, current rise time $t_{\text{cr}} = 0.1$ s, current fall time $t_{\text{cf}} = 0.2$ s, welding current $I_w = 75$ A, arc voltage $U = 12$ V | Spot weld formed |
| 4 | Tungsten electrode diameter $\varnothing_{\text{ele}} = 2.4$ mm, sharpening angle 30° , argon consumption rate $Q = 12$ l/min, welding time $t_w = 2.2$ s, current rise time $t_{\text{cr}} = 0.1$ s, current fall time $t_{\text{cf}} = 0.2$ s, welding current $I_w = 80$ A, arc voltage $U = 12.5$ V | Spot weld formed. |
| 5 | Tungsten electrode diameter $\varnothing_{\text{ele}} = 2.4$ mm, sharpening angle 30° , argon consumption rate $Q = 12$ l/min, welding time $t_w = 2.4$ s, current rise time $t_{\text{cr}} = 0.1$ s, current fall time $t_{\text{cf}} = 0.2$ s, welding current $I_w = 80$ A, arc voltage $U = 12.5$ V | Spot weld formed |
| 6 | Tungsten electrode diameter $\varnothing_{\text{ele}} = 2.4$ mm, sharpening angle 30° , argon consumption rate $Q = 12$ l/min, welding time $t_w = 2.4$ s, current rise time $t_{\text{cr}} = 0.1$ s, current fall time $t_{\text{cf}} = 0.2$ s, welding current $I_w = 85$ A, arc voltage $U = 12$ V | Spot weld formed. |

Continuation of Table 3.

| 1 | 2 | 3 |
|---|--|---|
| 7 | Tungsten electrode diameter $\varnothing_{\text{ele}} = 2.4$ mm, sharpening angle 30° , argon consumption rate $Q = 12$ l/min, welding time $t_w = 2.4$ s, current rise time $t_{\text{cr}} = 0.1$ s, current fall time $t_{\text{cf}} = 0.2$ s, welding current $I_w = 95$ A; arc voltage $U = 13$ V | Upper plate welded through. Welding mode is excessive |
| 8 | Tungsten electrode diameter $\varnothing_{\text{ele}} = 2.4$ mm, sharpening angle 30° , argon consumption rate $Q = 12$ l/min, welding time $t_w = 2.4$ s, current rise time $t_{\text{cr}} = 0.1$ s, current fall time $t_{\text{cf}} = 0.2$ s, welding current $I_w = 90$ A, arc voltage $U = 13.5$ V | Upper plate welded through. Welding mode is excessive |
| 9 | Tungsten electrode diameter $\varnothing_{\text{ele}} = 2.4$ mm, sharpening angle 30° , argon consumption rate $Q = 12$ l/min, welding time $t_w = 2.5$ s, current rise time $t_{\text{cr}} = 0.1$ s, current fall time $t_{\text{cf}} = 0.2$ s, welding current $I_w = 80$ A, arc voltage $U = 13$ V | Spot weld formed |

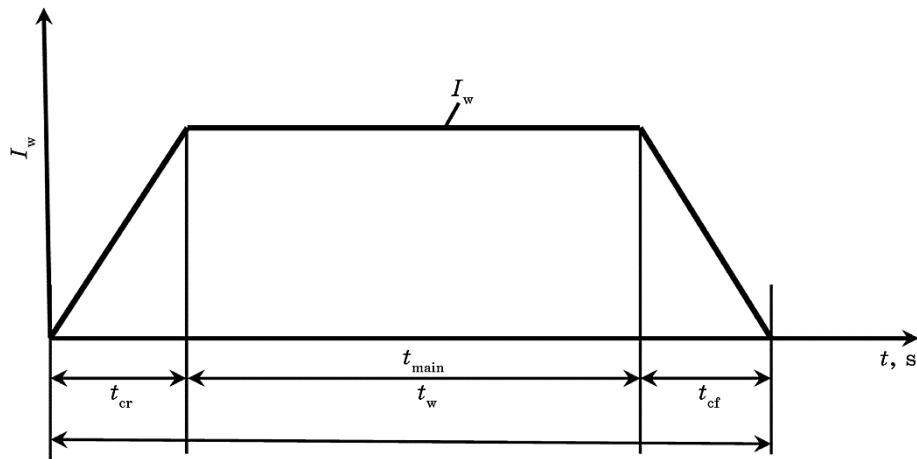


Fig. 4. Argon-arc welding cyclogram.

3.1. Metallographic Study of AHSS Steels after Laser Welding

Macroscopic studies of the welded joint performed according to 1481.1 mode showed a high-quality connection of metal sheets without delaminations, defects, nor the formation of cracks and pores.

Metallographic studies of the metal of the welded joint of CR1000Y1370T-CH-EG53/53-U steel after laser welding according to the 1482.1 mode showed that the structure of the weld metal is ferrite-bainite. In the seam zone, the grain size differs from the base metal. The

TABLE 4. Laser-welding modes for experimental samples.

| Sample number | Joint type, sample preparation | Welding mode | Result |
|---------------|--|---|-------------------|
| 1481.1 | Overlap joint $h = 1.2$ mm | $V_w = 3$ m/min (50.0 mm/s), $P = 4$ kW | Complete fusion |
| 1481.2 | Overlap joint $h = 1.2$ mm | $V_w = 1.5$ m/min (25.0 mm/s), $P = 2$ kW | Incomplete fusion |
| 1481.3 | Overlap joint $h = 1.2$ mm | $V_w = 0.8$ m/min (13.33 mm/s), $P = 2$ kW | Complete fusion |
| 1481.4 | Overlap joint $h = 1.2$ mm, sample cleaned of coating | $V_w = 0.8$ m/min (13.33 mm/s), $P = 2$ kW | Complete fusion |
| 1481.5 | Overlap joint $h = 1.2$ mm, sample cleaned of coating | $V_w = 3$ m/min (50.0 mm/s), $P = 4$ kW | Incomplete fusion |
| 1481.6 | Overlap joint $h = 1.2$ mm | $V_w = 1.9$ m/min (31.67 mm/s), $P = 3$ kW | Complete fusion |
| 1481.7 | Overlap joint $h = 1.2$ mm, sample cleaned of coating | $V_w = 1.9$ m/min (31.67 mm/s), $P = 3$ kW | Complete fusion |

size of the grains in the seam is 30–40 μm , and the structure of the seam is blocky with the orientation of the crystallites along the direction of heat removal, but with a grain shape close to equiaxed (Fig. 6).

According to the results of durometric studies (Vickers method, 50 g load), it was established that the hardness of the base metal is 3707 ± 225 MPa. Studies of the hardness of the characteristic zones of the welded joint showed that the hardness of the seam was 3298 ± 130 MPa, while the coarse grain areas had a lower hardness (2548 ± 130 MPa) than the areas of fine grain (3413 ± 140 MPa). The difference in hardness values is explained by the fact that smaller grains have a bainite structure, which is characterized by the higher level of hardness, while, in the coarse grain areas, a larger amount of ferrite phase exists, which imitates the primary austenite grains. A more dispersed grain size with more bainite is a result of a higher cooling rate.

The use of scanning electron microscopy made it possible to determine the features of the ferrite–bainite structure, which is formed in various sections of the welded joint of AHSS steel during laser welding (Fig. 7).

It was established that the number of non-metallic inclusions formed in the weld seam zone is greater than that in the main metal.

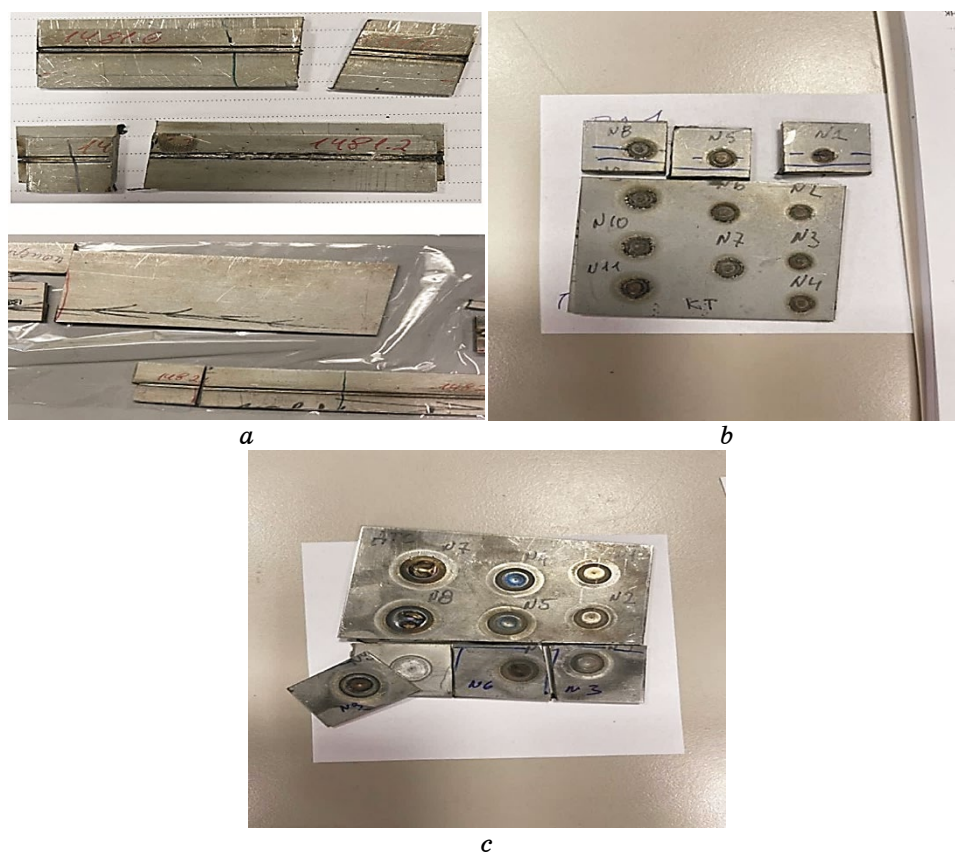


Fig. 5. Appearance of samples after: laser welding (*a*), contact spot welding (*b*), argon-arc spot welding (*c*).

Non-metallic inclusions have a globular shape and are mainly located along the boundaries of bainite packets. Their size is up to $2\ \mu\text{m}$, which is slightly larger than in the original metal, and may be the result of their agglomeration under the influence of a highly intense heat source during laser welding. The grain size in the seam is of $30\text{--}40\ \mu\text{m}$; in the HAZ of the metal, it is of $10\text{--}20\ \mu\text{m}$.

The study of the welded joint made according to 1481.2 mode showed that due to the formation of a number of iron carbides in the weld metal and the presence of a 'white strip', as evidenced by the results of micro-x-ray spectral analysis (Fig. 8, *a*), the weld is of poor quality. This 'white strip' was formed as a result of an improperly selected welding mode, which did not ensure the evaporation of zinc (which was previously applied as a protective coating) from the surface of the sheet. The results of the x-ray microspectral analysis showed that the zinc content in it is that of around 77–80%.

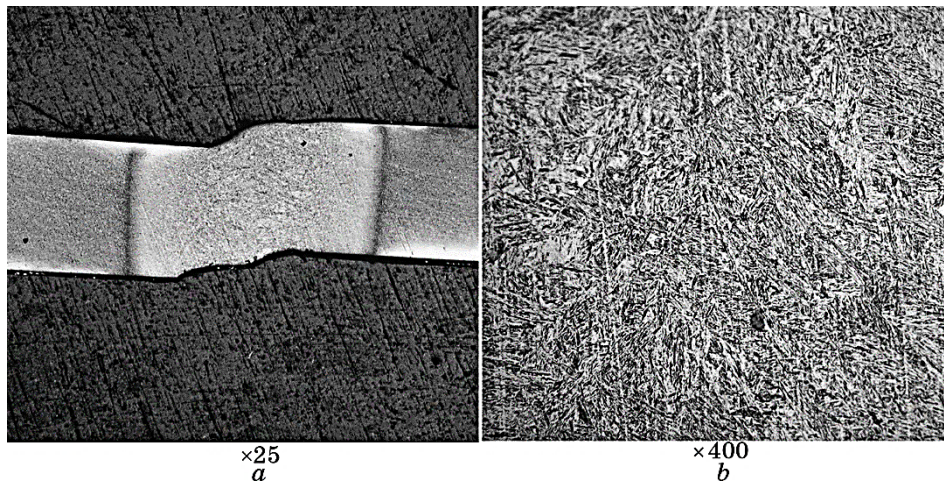


Fig. 6. Macro- (*a*) and microstructure (*b*) (optical microscopy) of the welded joint of AHSS steel according to 1481.1 mode: without etching (*a*), after etching (*b*).

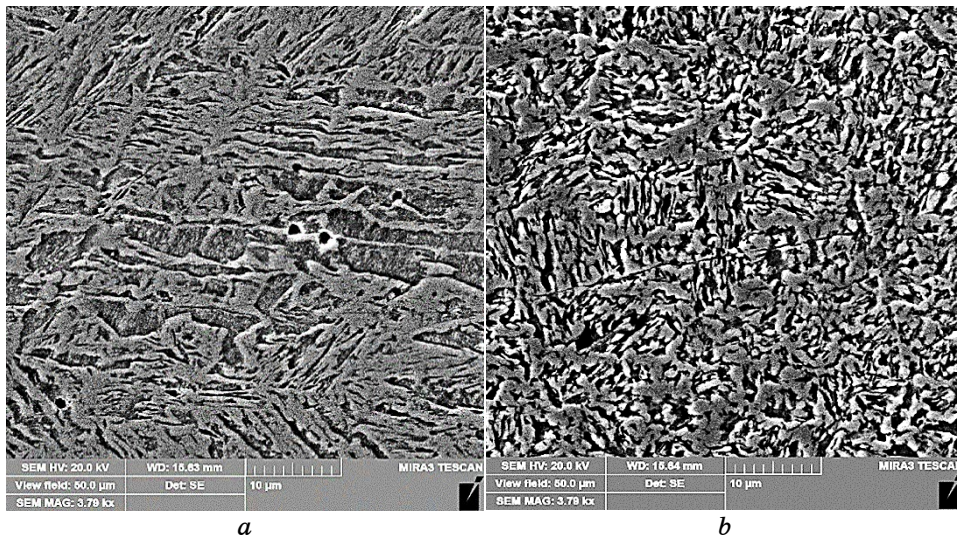


Fig. 7. Microstructure of the welded joint of AHSS steel according to 1481.1 mode: weld metal (*a*), heat-affected zone (electron microscopy) (*b*).

Metallographic studies of the metal of the welded joint made according to 1481.2 mode showed that the structure of the weld metal is ferrite–bainite one (Fig. 8, *b*).

According to the results of durometric studies, it was established that the hardness of the base metal is 3278 ± 160 MPa. Studies of the

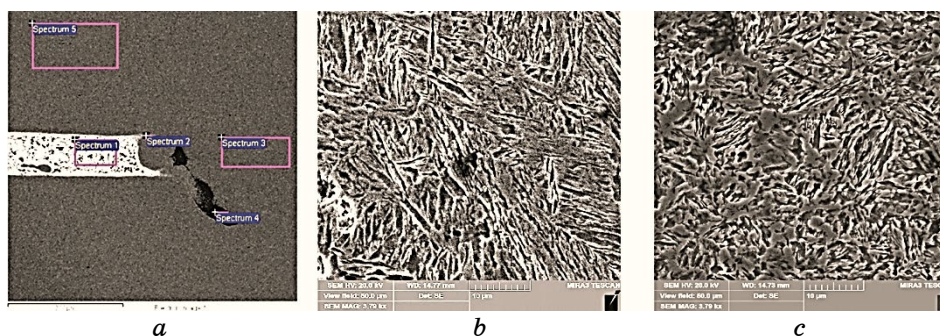


Fig. 8. The structure of the welded joint after laser welding according to mode 1481.2: macrostructure (BEI mode) $\times 100$ (a), seam metal (b), heat-affected zone, $\times 3000$ (c).

hardness of the characteristic zones of the welded joint showed that the hardness of the seam was 3849 ± 130 MPa, while the areas of coarse grain had a lower hardness 2960 ± 135 MPa, the areas of fine grain was 3670 ± 107 MPa. The difference in hardness values is attributed to the fact that a smaller grain has a bainite structure, which is characterized by higher hardness, while, in the areas of coarse grain, there is a larger amount of ferrite phase, which imitates the primary austenite grains. The size of the grains is $35\text{--}40$ μm , which is $10\text{--}15\%$ larger than in the previous sample, the size of the grains in the HAZ is $15\text{--}25$ μm . The size of bainite packets is up to 3 μm .

The study of the welded joint performed according to the 1481.4 mode showed a high-quality fusion of metal sheets without delamination's, defects, or the formation of cracks and pores. After laser welding of the samples according to the 1481.4 mode, a significant number of dispersed regular globular non-metallic inclusions up to 2 μm in size were found in the weld metal. Metallographic studies of the welded joint metal showed that the weld metal structure in this case is also ferrite-bainite (Fig. 9). The size of the grains in the seam is $20\text{--}40$ μm , the structure of the seam is characteristically blocky with crystallites directed along the direction of heat dissipation, but close to the equiaxed shape.

According to the results of durometric studies, it was established that the hardness of the base metal is 3445 ± 160 MPa. Studies of the hardness of the characteristic zones of the welded joint showed that the hardness of the seam is lower than the previous samples and is 3046 ± 75 MPa, in coarse grain areas the hardness is 2493 ± 55 MPa, in fine grain areas is 3900 ± 270 MPa. Studies have shown that a more dispersed microstructure is formed in the HAZ compared to than in the seam (Fig. 10, b, c). The grain size is of $20\text{--}30$ μm .

The study of the welded joint made according to 1481.6 mode showed a combination of metal sheets without delamination, defects,

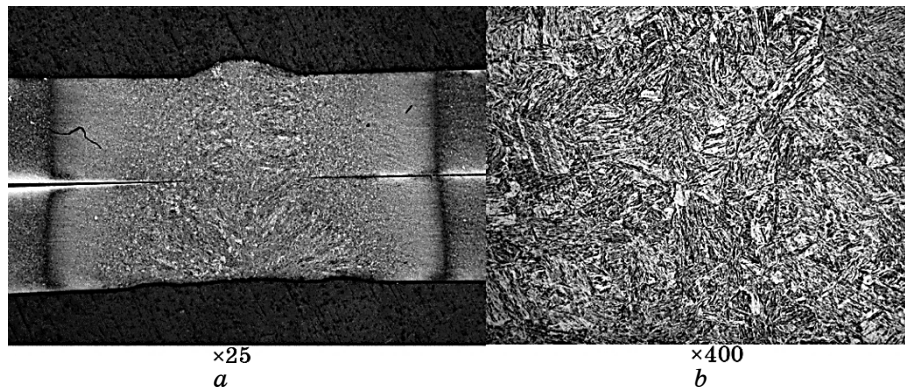


Fig. 9. Macro- (*a*) and microstructure (*b*) (optical microscopy) of the AHSS steel welded joint according to 1482.4 mode.

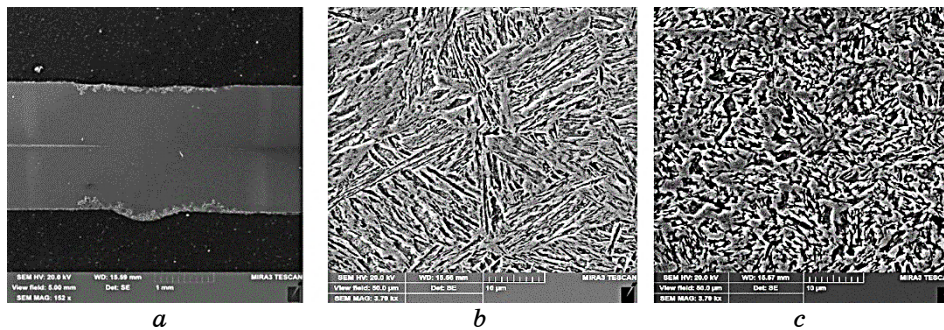


Fig. 10. The structure of the welded joint after laser welding according to mode 1481.4: macrostructure $\times 100$ (*a*), metal structure of the seam (*b*), HAZ metal, $\times 3000$ (*c*).

the formation of cracks and pores, but similarly to the sample that was welded according to mode 1481.2 (Fig. 8), a clear white line was found in the metal of the welded joint, which, according to the results of spectral analysis, indicates a high (70–75%) zinc content in it. As in the previous case, this is the result of incomplete removal of zinc from the surface of the sheet, the coating of which was previously applied for corrosive protection.

Metallographic studies of the metal of the welded joint (Fig. 11) made according to 1481.6 mode show that the weld-metal structure, like in previous samples, is a ferrite–bainite block with a characteristic growth of crystallites along the direction of heat dissipation, but the parameters in this case did not ensure the formation of a high-quality joint.

According to the results of durometric studies, it was established that the hardness of the base metal is 3097 ± 165 MPa, the hardness of

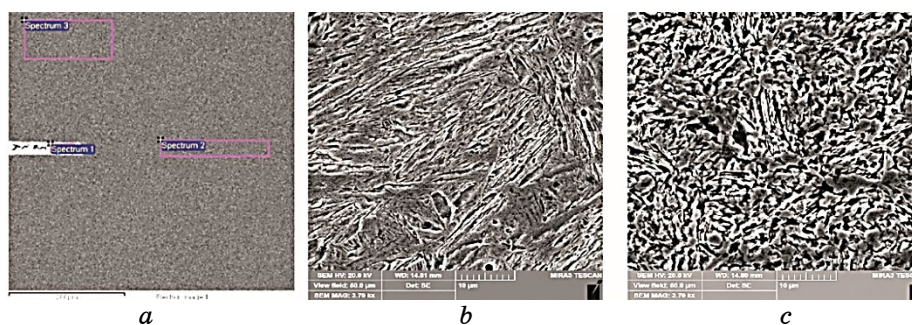


Fig. 11. The structure of the welded joint after laser welding according to mode 1481.6: macrostructure (BEI mode) $\times 100$ (a), seam metal (b), heat-affected zone, $\times 3000$ (c).

the seam is 3016 ± 150 MPa, in the areas with coarse grain is 2770 ± 170 MPa, in areas with fine grain is 3342 ± 165 MPa. The study of the microstructure showed the formation of a dispersed structure, the size of the grains is $20\text{--}30\ \mu\text{m}$ (Fig. 11, b); however, as a result of the thermal effect and increased cooling rate in the 1481.6 mode, the equiaxial structure did not form.

3.2. Metallographic Studies of AHSS Steel after Argon-Arc Spot Welding

According to the selected regimes, 5 out of 9 joints were successfully formed, in two the core of the spot was not completely formed, and in the other two—the top plate was burned through, which indicates an excessively powerful welding mode. In order to avoid the formation of a hole in the upper welded sheet, it is necessary to create technological devices that will allow the sheets to be pressed together without an air gap. Poor-quality pressing of welded parts leads to the appearance of such defects, even when proper welding modes are used.

Further metallographic studies showed the formation of hardening structures in the weld metal of this steel, which is associated with the fact that welding was performed on harsh (for the metal) modes. To avoid this, utilization of pulse mode welding is necessary, allowing us to control the thermal cycle of welding. In this case, welding should be carried out with a lower heat input, which would allow us to obtain welded joints with the specified parameters and the structure of the weld metal without creation of martensite. The following welding of this steel must be carried out on softer welding modes, which prevent the appearance of hardening structures in the weld metal. That is, *via* control the cooling rate of the welded joint during welding.

It was also established that during argon-arc spot welding it is not

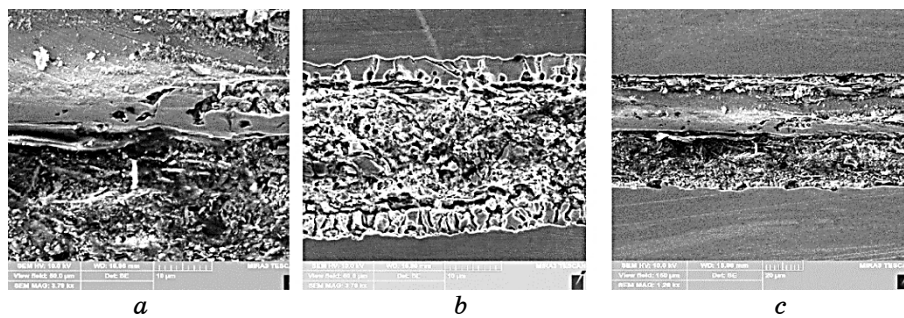


Fig. 12. The structure of the welded joint after argon-arc spot welding by modes: joint 1 (*a*), joint 5 (*b*), joint 8. $\times 100$ (*c*).

possible to avoid burning of the zinc coating on the outer surface of the sample. This is the case because it evaporates under the action of the welding arc. Another disadvantage of argon-arc spot welding is the presence of a crater in the middle of the welded spot joint.

Unfortunately, after argon-arc spot welding in all modes, even in the samples, which, according to visual inspection, have looked promising, according to results of metallographic studies, the welding fusion did not occur.

Layering, formation between the surfaces of agglomeration sheets (with an apparent high zinc content), cracks, *etc.* were detected (Fig. 12). Further studies of the quality of the structure, including durometric ones, were not conducted due to their impracticality. It was concluded that the proposed welding modes need significant correction.

3.3. Metallographic Studies of AHSS Steel after Contact Spot Welding

The selected welding modes allowed for a formation of a high-quality joint with a given spot diameter size of 5–6 mm, however, contact spot welding was performed using welding modes, sufficiently harsh for the metal, leading to the appearance of hardening structures in the welded joint metal, as well as the burning of the zinc coating on the outer surfaces of the samples, as shown by further microstructural studies. In order to obtain spot welds with a minimum content of hardening structures, it is necessary to perform welding in softer modes, as well as to apply a pulsed welding current. Conducting welding in such modes will minimize the burnout of the tin coating on the outer sides of the plates.

Macroscopic studies of the welded joint performed according to mode No. 1 by contact spot welding established the connection of metal sheets without delamination, defects, the formation of cracks and pores, however, more thorough studies of the metal structure using SEM revealed unevenness and delamination of the structure in the weld metal. X-ray

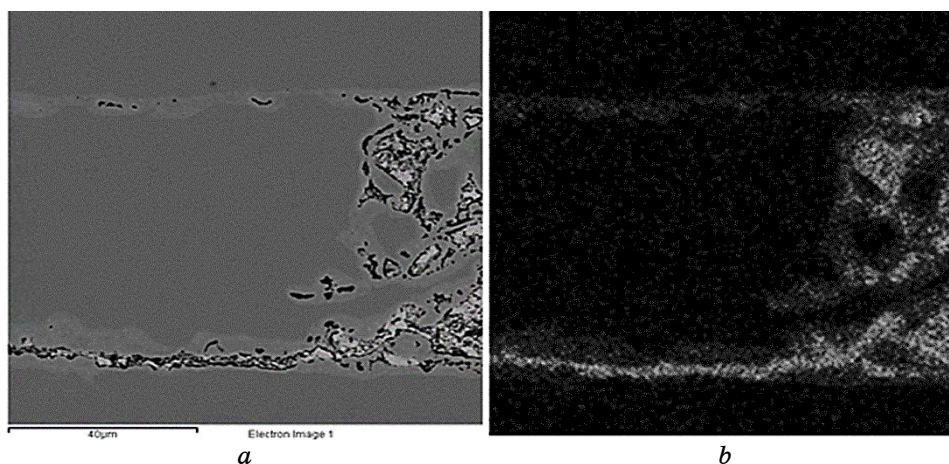


Fig. 13. The nature of zinc distribution in the welded joint produced by contact spot welding (mode No. 1): seam microstructure (*a*), zinc distribution map, $\times 500$ (*b*).

spectral analysis revealed zinc residues in the joint area (Fig. 13).

Unlike all previous samples obtained by contact spot welding, the revealed structure of the weld metal is bainite–martensitic one. This indicates that the welding mode was sufficiently intense, during which rapid heating and cooling has occurred. According to the results of durometric studies, the formation of bainite–martensitic and even areas of martensitic structure was confirmed. Thus, it was established that the hardness of the seam is 5402 ± 220 MPa, in the coarse grain areas the hardness is 4899 ± 270 MPa, in the areas with fine grain is 5338 ± 90 MPa, which is significantly different from the hardness of the original metal.

The study of the microstructure of the sample performed by contact-spot welding according to mode No. 1 showed the formation of bainite–martensitic and fine-martensitic (thin-plate) structures in the metal of the welded joint (Fig. 14). The size of the grains (bainite packets) is 5–10 μm , and the length of the needles is 2–5 μm , which confirms its formation at a high rate of heating and cooling. Obviously, it is necessary to select a more ‘soft’ welding mode, which, however, would ensure the removal of the zinc coating.

The study of the welded joint performed according to contact spot welding mode No. 5 established the connection of metal sheets without delamination, defects, the formation of cracks and pores, however, similar to the aforementioned mode No. 1, unevenness and delamination were found in the structure of the weld metal. X-ray spectral analysis revealed a clear area with increased zinc content along the entire length of the joint zone.

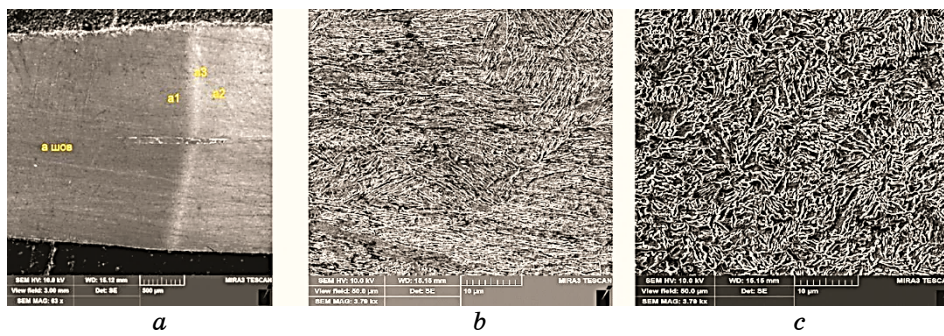


Fig. 14. The structure of the welded joint after contact spot welding according to No. 1 welding mode: macrostructure (BEI mode) $\times 100$ (a), seam metal (b), heat-affected zone metal, $\times 3000$ (c).

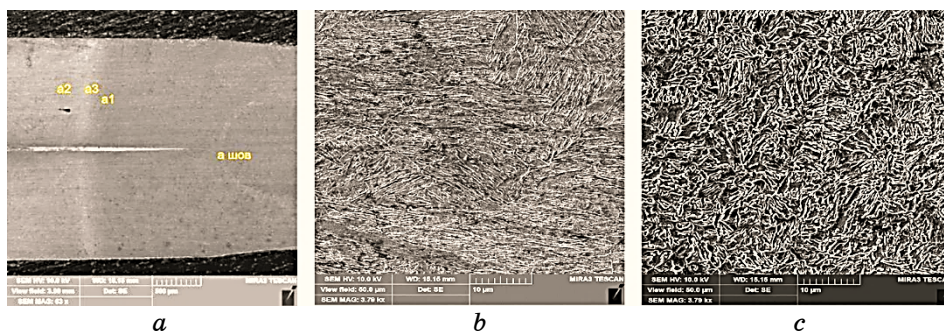


Fig. 15. The structure of the welded joint after contact spot welding according to mode No. 5: macrostructure (BEI mode) $\times 100$ (a), seam metal (b), heat-affected zone metal, $\times 3000$ (c).

Metallographic studies of the metal of the welded joint using the contact spot welding mode No. 5 mode showed that the structure of the weld metal is bainite-martensitic. According to the results of durometric studies, the formation of the bainite-martensitic and even martensitic structure was confirmed. Thus, the hardness of the seam is 5250 ± 225 MPa, in coarse grain areas, the hardness is 5177 ± 65 MPa, in fine grain areas, and it is 5267 ± 187 MPa, which is significantly different from the hardness of the original metal.

Microstructure studies showed the formation of bainite-martensitic and martensitic (thin-plate) structures in the metal of the welded joint (Fig. 15). The size of grains (bainite packets) is $7\text{--}12\ \mu\text{m}$, and the length of martensite plates is up to $5\ \mu\text{m}$.

Metallographic studies of the metal of the welded joint made according to contact spot welding mode number 8 showed that the structure of the weld metal is bainite-martensitic. Similarly to the previous re-

sults of the analysis of welded joints of contact-spot welding, the results of durometric studies confirmed the formation of a bainitic-martensitic and even martensitic structure, but with a slightly lower level of hardness. As such, the hardness of the weld is 4760 ± 300 MPa, coarse grain is 3664 ± 140 MPa, fine grain is 4944 ± 260 MPa, which may indicate a 'softer' welding mode, however, it is not optimal for the formation of a uniform quality structure in this type of steel.

Microstructure studies confirmed the formation of a dispersed bainite-martensitic and martensitic (needle) structure in the metal of the welded joint (Fig. 16). The size of the grains (bainite packets) is up to $10 \mu\text{m}$, and the length of the martensitic formations is up to $5 \mu\text{m}$.

Conducted research on a series of welding of 1.2 mm thick sheet CR1000Y1370T-CH-EG53/53-U steel (wt.: 0.23% C, 2% Si, 3% Mn, 0.015–2% Al, 1% Cr + Mo, 0.15% Ti + Nb, 0.2% Cu) (manufactured by Voestalpine (Austria)) showed the fundamental possibility of applying modern methods of joining steels by laser, contact-spot and argon-arc spot welding.

Metallographic studies showed that the best-welded joints were obtained using laser welding in modes 1482.1 and 1481.4 (along and across the rolling direction). According to the selected modes, it was possible to ensure the formation of a dispersed structure with an acceptable level of hardness of up to 4000 MPa, while avoiding the formation of critical martensitic structures. In addition, it was possible to ensure the evaporation of zinc from the coating of the sheet along the entire length of the welded joint, in contrast to modes 1481.2 and 1481.6.

Application of contact-spot and argon-arc spot welding did not show the expected result. During argon-arc spot welding, complete weld fusion metal sheets could not be achieved. During contact spot welding, critical structures of martensite with a high (up to 5400 MPa) level of hardness, as well as formations of zinc inclusions and strips in the seam

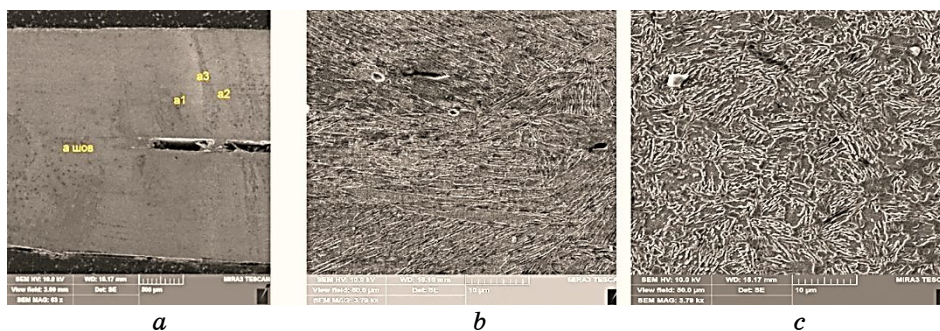


Fig. 16. The structure of the welded joint after contact spot welding according to mode No. 8: macrostructure (BEI mode) $\times 100$ (*a*), seam metal (*b*), heat-affected zone metal, $\times 3000$ (*c*).

zone were found and considered unacceptable. The formation of agglomerates and unevenness of the structure were observed. In conclusion, the chosen modes of these welding technologies require further refinement.

4. CONCLUSION

Conducted research on a series of welding of 1.2 mm thick sheet metal out of CR1000Y1370T-CH-EG53/53-U steel (wt.: 0.23% C, 2% Si, 3% Mn, 0.015–2% Al, 1% Cr + Mo, 0.15% Ti + Nb, 0.2% Cu) (manufactured by Voelstalpine, Austria) showed the fundamental possibility of applying modern methods of joining steels by laser, contact-spot and argon-arc spot welding.

High-quality welded joints were obtained using laser welding with the formation of a dispersed ferrite–bainite structure with an acceptable (up to 4000 MPa) level of hardness without formation of martensitic-type structures and zinc evaporation from the sheet coating along the entire length of the welded joint. When using contact-spot and argon-arc spot welding according to the selected modes, it was not possible to obtain high-quality welded joints due to delamination and zinc coating residues, so the selected modes of these types of welding turned out to be ineffective deemed to require further refinement.

REFERENCES

1. J. Galán, L. Samek, P. Verleysen, K. Verbeken, and Y. Houbaert, *Revista De Metalurgia*, **48**, No. 2: 118 (2012).
2. G. Park, S. Jeong, and C. Lee, *Metals Mater. Int.*, **27**: 2046 (2021).
3. F. Bayock, P. Kah, A. Salminen, M. Belinga, and X. Yang, *Rev. Adv. Mater. Sci.*, **59**, No. 1: 54 (2020).
4. F. Bayock, P. Kah, B. Mvola, and P. Layus, *Rev. Adv. Mater. Sci.*, **58**, No. 1: 38 (2019).
5. J. Hall and J. Fekete, *Automotive Steels* (Eds. Radhakanta Rana and Shiv Brat Singh) (Elsevier: 2017), p. 19.
6. T. Hilditch, S. Toman, and D. Fabijanic, *Materials Forum*, **31**: 24 (2007).
7. M. Singh, *Int. J. Emerging Technol. Adv. Eng.*, **6**, No. 7: 246 (2016).
8. D. Michell, A. Centeno, and H. Goldenstein, *Mater. Sci. Forum*, **941**: 413 (2018).
9. M. N. M. Salleh, M. Ishak, and M. M. Quazi, *Technological Advancement in Mechanical and Automotive Engineering* (Eds. M. Y. Ismail, M. S. M. Sani, S. Kumarasamy, M. A. Hamidi, and M. S. Shaari) (Singapore: Springer: 2023), p. 279.
10. S. Cecchel, *SAE Int. J. Mater. Manufact.*, **14**, No. 1: 81 (2021).
11. M. Shome and M. Tumuluru, *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)* (Eds. M. Shome and M. Tumuluru) (Elsevier: 2015), p. 204.
12. D.-Y. Choi and Y.-G. Kim, *J. KWJS*, **27**, No. 2: 125 (2009).
13. M. I. Khan, *Spot Welding of Advanced High Strength Steels* (Waterloo: 2007).
14. M. Tümer, C. Schneider-Brökamp, and N. Enzinger, *J. Manufact. Processes*, **82**:

- 203 (2022).
15. A. Guzanová, D. Draganovská, M. Tomáš, E. Janoško, and R. Moro, *Acta Mechanica Slovaca*, **24**, No. 4: 24 (2020).
 16. Y. S. Kim, Y. S. Kim, K. C. Park, J. B. Nam, T. J. Kim, and B. H. Lee, *J. Korean Society for Technology of Plastics*, **26**, No. 4: 246 (2017).
 17. A. Bernatskyi and V. Khaskin, *History of Science and Technology*, **11**, No. 1: 125 (2021).
 18. A. Bernatskyi, O. M. Berdnikova, V. Sydorets, V. Kostin, and O. Kushnarova, *Solid State Phenomena*, **313**: 106 (2021).
 19. V. Khaskin, A. Bernatskyi, O. Siora, and O. Nikulin, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**: 561 (2011).
 20. X. Hu and Z. Feng, *Advanced High-Strength Steels-Basic and Application in the Automotive Industry* (Oak Ridge: Oak Ridge National Laboratory: 2021).
 21. K. A. Manoharan, M. M. Quazi, M. N. Bashir, M. N. M. Salleh, A. Q. Zafiuddin, and R. Linggamm, *Int. J. Technol. Eng. Studies*, **6**, No. 1: 23 (2020).
 22. D. Lesyk, S. Martinez, B. Mordyuk, V. Dzhemelinskyi, and O. Danyleiko, *Advances in Design, Simulation and Manufacturing II* (Eds. V. Ivanov, J. Trojanowska, J. Machado, O. Liaposhchenko, J. Zajac, I. Pavlenko, M. Edl, and D. Perakovic) (Springer: 2019), p. 188.
 23. V. Pozniakov, L. Markashova, O. Berdnikova, T. Alekseienco, and S. Zhdanov, *Materials Science Forum*, **927**: 29 (2018).
 24. D. Kritskiy, O. Pohudina, M. Kovalevskyi, Ye. Tsegelnyk, and V. Kombarov, *Integrated Computer Technologies in Mechanical Engineering — 2021* (Eds. M. Nechyporuk, V. Pavlikov, and D. Kritskiy) (Springer: 2021), p. 924.
 25. A. Bernatskyi, V. Sydorets, O. Berdnikova, I. Krivtsun, and O. Kushnarova, *Solid State Phenomena*, **313**: 94 (2021).
 26. O. Strelko, O. Solovyova, Yu. Berdnychenko, H. Kyrychenko, and L. Solovyova, *Acta Scientiarum Polonorum Administratio Locorum*, **22**, No. 2: 263 (2023).
 27. I. Bondarenko, A. Severino, I. Olayode, T. Campisi, and L. Neduzha, *Infrastructures*, **7**, No. 9: 124 (2022).
 28. H. Kyrychenko, O. Strelko, and Yu. Berdnychenko, *IOP Conf. Series: Earth and Environmental Sci.*, **666**, No. 4: 042054 (2021).
 29. O. Fomin, A. Lovska, and A. Horban, *History of Science and Technology*, **11**, No. 2: 351 (2021).
 30. O. Fesovets, O. Strelko, Yu. Berdnychenko, S. Isaienko, and O. Pylypchuk, *Proc. 23rd Int. Sci. Conf. 'Transport Means 2019' (October 02–04, 2019)* (Palanga: 2019), part 1, p. 381.
 31. A. Bernatskyi, O. Siora, M. Sokolovskiy, V. Lukashenko, T. Nabok, N. Shamsutdinova, and V. Bondarieva, *Proc. 26th Int. Sci. Conf. 'Transport Means 2022' (5–7 October, 2022)* (Palanga: 2022), part 1, p. 89.
 32. O. Aksonov, Ye. Tsegelnyk, V. Kombarov, S. Plankovskyy, and Y. Aksonov, *Proc. Int. Conf. 'Smart Technologies in Urban Engineering–STUE-2022' (June 9–11, 2022)* (Kharkiv: 2022), p. 547.
 33. P. Gontarovskiy, N. Smetankina, N. Garmash, and I. Melezhyk, *Integrated Computer Technologies in Mechanical Engineering — 2020* (Eds. P. Gontarovskiy, N. Smetankina, N. Garmash, and I. Melezhyk) (Springer: 2020), p. 609.
 34. Y. Milman, B. Mordyuk, K. Grinkevych, S. Chugunova, I. Goncharova, A. Lukyanov, and D. Lesyk, *Progress in Physics of Metals*, **21**: 554 (2020).

PACS numbers: 43.35.+d, 62.20.Qp, 68.35.Ct, 68.37.Hk, 68.60.Bs, 81.20.Wk, 81.65.Ps

Вплив електроерозійного різання та ультразвукового модифікування на якість поверхонь деталей із жароміцного нікелевого стопу ХН73МТЮБ

Б. М. Мордюк, В. М. Шиванюк, Н. І. Хріпта, М. А. Скорик,
В. І. Закієв*, О. В. Подобний**, Ю. І. Торба**,***, М. О. Гребенніков**,
Д. В. Павленко**,***

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

**Національний авіаційний університет,
просп. Любомира Гузара, 1,
03058 Київ, Україна*

***ДП «Івченко-Прогрес»,
вул. Іванова, 2,
69068 Запоріжжя, Україна*

****Національний університет «Запорізька політехніка»,
вул. Жуковського, 64,
69063 Запоріжжя, Україна*

Проаналізовано стан поверхні зразків із жароміцного стопу на нікелевій основі ХН73МТЮБ (ЭИ698) після електроерозійного різання (ЕЕР) дро-

Corresponding author: Bohdan Mykolayovych Mordyuk
E-mail: mordyuk@imp.kiev.ua

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

**National Aviation University,
1 Lyubomyr Huzar Ave., UA-03058 Kyiv, Ukraine*

***SE 'Ivchenko-Progres',
2 Ivanov Str., UA-69068, Zaporizhzhya, Ukraine*

****Zaporizhzhia Polytechnic National University,
64 Zhukovsky Str., UA-69063 Zaporizhzhya, Ukraine*

Citation: B. M. Mordyuk, V. M. Shyvanyuk, N. I. Khripta, M. A. Skoryk, V. I. Zakiyev, O. V. Podobnyy, Yu. I. Torba, M. O. Hrybyennikov, and D. V. Pavlenko, Influence of Electroerosion Cutting and Ultrasonic Surface Modification on the Surface Quality of Heatproof CrNi73MoTiAlNb Nickel Alloy Components, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 46, No. 9: 915–931 (2024) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.46.09.0915](https://doi.org/10.15407/mfint.46.09.0915)

том у різних за прикладеною енергією режимах і фінішного високочастотного ударного оброблення (ВЧУО) ультразвуковим ударним інструментом. Із застосуванням оптичної інтерферометрії та растрової електронної мікроскопії досліджено особливості сформованої топографії поверхні та її шерсткість, а за допомогою Рентгенової дифракційної аналізи та мікрорентгеноспектральної аналізи досліджено структуру, хемічний і фазовий склади поверхневих шарів. Виявлено мікролегування поверхні у випадку застосування для ЕЕР латунного дроту, що не спостерігається за використанням молібденового дроту. Цей ефект зумовлює зміни механічних властивостей або їхню відсутність відповідно. Інструментальним інденуванням показано, що внаслідок термічного впливу за умов ЕЕР і після фінішного ВЧУО відбувається зміцнення поверхневих шарів, тоді як виявлене за високоенергетичного ЕЕР мікролегування елементами латунного дроту веде до пониження твердості. Встановлено, що модифікування поверхні за допомогою ВЧУО забезпечує пониження параметрів шерсткості та відповідно зменшує ймовірність концентрації напружень на заглибленнях мікрорельєфу, а також усуває небезпечні залишкові напруження розтягу.

Ключові слова: ніклевий стоп, електроіскрове різання, поверхневий шар, високочастотне ударне оброблення, мікроструктура, топографія поверхні, шерсткість, твердість, хемічний склад.

The surface state of heatproof specimens of nickel-based CrNi73MoTiAlNb alloy after both wire electroerosion cutting (WEEC) with different applied energies and finishing high-frequency mechanical impact (HFMI) treatment by an ultrasonic tool is analysed. Using an optical interferometry and scanning electron microscopy, the peculiarities of the formed surface topography and roughness are investigated, and using x-ray diffraction analysis and energy dispersive spectroscopy, the structure, chemical and phase compositions of the surface layers are investigated. In the case of the WEEC using brass wire, the surface microalloying is revealed that is not observed, when molybdenum wire is used for WEEC. This effect determines the changes in mechanical properties or their absence, respectively. Instrumented indentation shows that the thermal exposure under WEEC and finishing HFMI modification result in the surface-layers' hardening, while the microalloying detected under high-energy WEEC leads to a hardness decrease. As established, the HFMI surface modification provides a reduction in the surface-roughness parameters and, accordingly, reduces the probability of the stress concentration on the microrelief and terminates harmful tensile residual stresses.

Key words: nickel-based alloy, wire electric-erosion cutting, surface layer, high-frequency impact treatment, microstructure, surface topography, roughness, hardness, chemical composition.

(Отримано 9 червня 2024 р.; остаточн. варіант — 9 липня 2024 р.)

1. ВСТУП

Враховуючи дрібносерійний характер виробництва авіаційної та

ракетно-космічної техніки, складність профілю елементів конструкції їхніх основних деталей, наприклад таких як пази дисків компресора й турбіни, та погану оброблюваність різанням матеріалів, з яких вони виготовляються, на сьогодні проблема пошуку високопродуктивних методів їхнього формоутворення є актуальною. Одним із перспективних методів формоутворення є електроерозійне різання металевим дротом на верстатах із числовим програмним керуванням [1–5]. Метод електроерозійного різання дротом широко використовується на практиці, оскільки він може бути повністю автоматизованим та гнучким у створенні складних геометричних форм. Конкретним прикладом його використання є заміна комплексу протяжок для оброблення пазів у дисках компресора та турбіни, формоутворення профілю зубців шестерень, шліцьових з'єднань тощо. Головним чинником, що до сьогодні стримує розвиток цієї технології є негативний вплив тонкого шару, який формується на поверхні різання, на експлуатаційні характеристики деталю.

Дійсно, топлення поверхні та висока температура у поверхневих шарах оброблюваного матеріалу здійснюють значний вплив на сформовану топографію поверхні та її цілісність, мікроструктурні зміни, залишкові напруження, мікротвердість і розподіл хемічних елементів [6]. Разом з тим, ступінь термічного пошкодження та змін у поверхневих шарах залежить від умов процесу електроерозійного різання (ЕЕР), а саме, від застосовуваної енергії розряду [2, 5, 6], швидкості різання [2], матеріалу дроту тощо.

Відомо, що енергію розряду між електродою та поверхнею часто використовують для цілеспрямованого легування поверхні металевих деталей. За умов періодичного електроіскрового розряду відбувається легування поверхневого шару за рахунок перенесення матеріалу електроди на оброблювану поверхню [7–12]. Однак, у разі застосування ЕЕР для виготовлення відповідальних деталей авіаційної та ракетної техніки, ефект поверхневого легування може бути шкідливим через спричинену ним зміну механічних властивостей поверхневих шарів деталю, що пов'язані з хемічним і фазовим складами матеріалу.

В роботі [6] було показано, що ефективним задля зменшення спричинених ЕЕР пошкоджень може бути послідовне застосування декількох розрізань: основного високоенергетичного та фінішного розрізань, що провадяться за низької енергії та ведуть до значно менших змін стану поверхні деталю. Інший підхід передбачає фінішне механічне або інше оброблення, наприклад шліфуванням, для усунення надмірної шерсткості та дефектності поверхні, утвореної після ЕЕР [13]. Таким чином, небажані зміни у морфології поверхні, мікроструктурному та напруженому станах поверхневого шару, внесені ЕЕР, можуть бути мінімізовані завдяки вибору енергетички процесу ЕЕР і фінішним механічним обробленням.

Відомо, що одними із ефективних методів нейтралізації дефектного шару після електроерозійного різання є методи інтенсивної пластичної деформації поверхні, зокрема метод високочастотного ударного оброблення (ВЧУО) ультразвуковим ударним інструментом [14–19]. Цей метод показав високу ефективність у порівнянні з іншими методами інтенсивного пластичного деформування поверхні, такими як шрото- та піскоструминне оброблення, оброблення металевими кульками в ультразвуковій камері, оброблення у вібруючому барабані та ін. [20–22]. За умови модифікування поверхні деталей за раціональними режимами істотно зменшена шерсткість поверхні, нанорозмірна зеренна структура поверхневого шару та залишкові напруження стиснення в ньому сприяють підвищенню експлуатаційних характеристик, а саме, опору втомі [4, 8, 9], зношуванню [9, 10, 23, 24] та корозії [7, 9, 11, 12]. Таким чином, у деяких випадках їхнє використання забезпечує можливість заміни методу формоутворення складнопрофільних поверхонь деталей газотурбінних двигунів на більш продуктивне електроерозійне оброблення.

Метою даної роботи є визначення оптимальних режимів електроерозійного різання та фінішного ВЧУО ультразвуковим ударним інструментом зразків з жароміцного нікелевого стопу ХН73МБТЮ. Основними завданнями роботи є аналіза спричинених електроерозійним і деформаційним обробленнями змін мікрорельєфу поверхні, хемічного та фазового складів, мікроструктури та твердості поверхневого шару зразків.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Об'єктом даного дослідження є жароміцний нікелевий стоп ХН73МБТЮ, що застосовується для виготовлення деталей авіаційної техніки, у тому числі лопаток і дисків газових турбін, дисків, деталей кріплень та ін. Хемічний склад стопу наведено у табл. 1.

Електроіскрове різання зразків проведено із використанням латунного дроту та за двох режимів різної інтенсивності (енергії) з метою швидкого та більш повільного процесу одержання зразка (надалі — жорсткий (високоенергетичний) режим (ЕЕР-Ж) і м'який (низькоенергетичний) режим (ЕЕР-М) відповідно), а також із застосуванням молібденового дроту у проміжному (середньоенергетичному) режимі (ЕЕР-Мо). Зразки вирізали з заготовки після деформаційного оброблення на електроерозійному верстаті Mitsubishi MP-1200.

Фінішне модифікування поверхні одержаних зразків проводилося ВЧУО за допомогою ультразвукового приладу USTREAT 4.0, який складається з ультразвукового генератора з робочою частотою у 21 кГц і потужністю у 0,6 кВт, вібратора зі ступінчастим концентра-

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний склад дослідженого нікелевого ступу ХН73МТЮБ (% ваг.).**TABLE 1.** Chemical composition of the nickel-based alloy CrNi73MoTiAlNb (% wt.).

| Cr | Nb | Al | Ti | Mo | Fe | Mn | Si | C | Ni | Джерело |
|-------|---------|----------|-----------|---------|----------|------------|------------|----------|-------|-------------------|
| 13–16 | 1,9–2,2 | 1,45–1,8 | 2,35–2,75 | 2,8–3,2 | ≤ 2 | $\leq 0,4$ | $\leq 0,5$ | $< 0,07$ | решта | довідник [25] |
| 15,19 | 2,31 | 2,05 | 2,48 | 3,08 | 1,21 | 0,35 | 1,94 | 2,2 | решта | експеримент (EDS) |

тором, на якому за допомогою пружин розміщували ударну головку [14–17]. Оброблення зразків проводили із застосуванням двох видів проміжних ударних елементів, виготовлених із загартованої криці ШХ15, що забезпечувало різні частоту ударів і накопичену енергію ударної дії на оброблювану поверхню [18], а саме, плоским круглим ударником пластиною діаметром у 18 мм і товщиною у 3 мм та циліндричним стрижнем діаметром у 5 мм і довжиною у 18 мм. Амплітуда торця концентратора складала $2A = 50$ мкм. Через періодичний контакт із торцем концентратора бойок одержував імпульс сили та кінетичну енергію, яка витрачалася на модифікування мікрорельєфу поверхні, утвореного під час електроіскрового різання, та на деформування поверхневих шарів зразка. Тривалість оброблення складала 120 с. Режим оброблення був обраний на основі оцінки енергетичних параметрів ультразвукового оброблення, попередньо проведеної для різних схем навантаження та металевих матеріалів [18] і щодо поверхонь деталей газотурбінних двигунів [26].

Для визначення параметрів шерсткості поверхні та візуалізації її тривимірної топографії після електроіскрового різання та наступного фінішного оброблення ВЧУО використовували тривимірний інтерференційний профілометр «Micron-alpha» [27, 28]. Прилад уможлиблює безконтактно міряти тривимірний рельєф поверхні з нанометровою роздільною здатністю по вертикалі. На поверхнях зразків аналізували ділянки площею 150×100 мкм², а параметри шерсткості розраховували в межах зареєстрованих ділянок по п'ятьох паралельно розташованих базових лініях. На рисунку 1 представлено приклад зареєстрованої двовимірної топографії ділянки поверхні, сформованої в результаті електроерозійного різання за режимом ЕЕР-М латунним дротом, і паралельно розташовані базові лінії, в межах яких визначалися параметри шерсткості, а також профілограма, що відповідає червоній (№ 3) базовій лінії.

Дослідження структурного та фазового складів поверхневого ша-

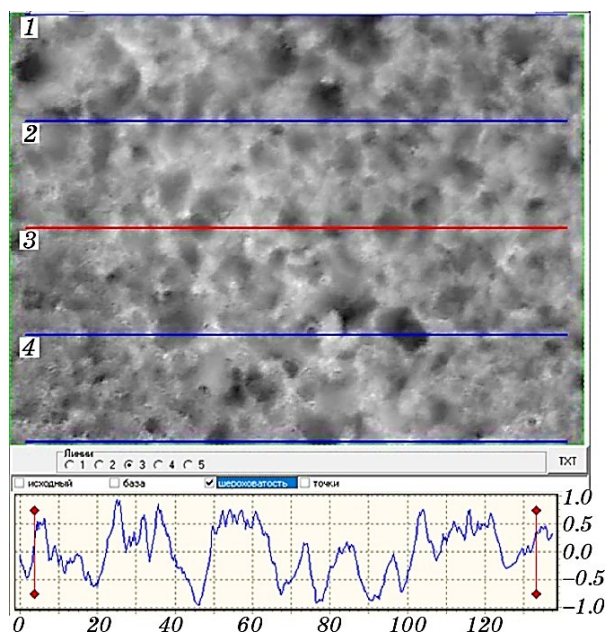


Рис. 1. Розташування базових ліній для розрахунку параметрів шерсткості в межах зареєстрованої двовимірної топографії поверхні.

Fig. 1. Baseline locations for calculating the roughness parameters on the registered two-dimensional topography.

ру зразків проведено за допомогою методу Рентгенової дифрактометрії із застосуванням дифрактометра HUBER у мідному випромінненні ($\lambda(\text{CuK}\alpha) = 1,5418 \text{ \AA}$). Інтервал кутів реєстрації дифракційної картини становив $2\theta = 20^\circ - 120^\circ$, крок — $0,04^\circ$, час витримки у точці — 2 с. Також використовували растрову мікроскопію та мікрорентгеноспектральну аналізу за допомогою сканувального електронного мікроскопа TESCAN Mira 3 LMU із вбудованим енергодисперсійним мікроаналізатором OXFORD X-MAX 80 mm^2 за пришвидшувальної напруги у 30 кВ та збільшення до 10^4 разів.

Механічні властивості зразків після електроіскрового різання та наступного фінішного оброблення ВЧУО досліджували на поперечному перерізі методом неперервного вдавлювання індентора Берковича (інструментального індентування). Використовували універсальний мікро/нанотвердомір «Micron-Gamma» за навантаження у 20 г і швидкості навантаження у 2 г/с [29, 30]. Здійснювали серії індентувань із кроком у 60 мкм між кожним уколом по прямій лінії, яку було розташовано під гострим кутом до модифікованих поверхонь, і наступні міряння віддалі кожного уколу від поверхні зразка. Визначення твердості з зареєстрованих діаграм інденту-

вання проводилися за методикою, наведеною в роботах [31, 32].

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ Й ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 2 представлено тривимірні топографії ділянок поверхонь досліджуваного ступу після електроерозійного різання у м'якому (ЕЕР-М) і жорсткому (ЕЕР-Ж) режимах та після їхнього наступного модифікування ВЧУО ультразвуковим інструментом.

Кількісна оцінка рельєфу сформованих поверхонь, яка проводилася за п'ятьма паралельно розташованими базовими лініями в межах зареєстрованих ділянок, дала змогу з'ясувати вплив застосованої за умов ЕЕР енергії та термічного впливу, а також ефективність ВЧУО з огляду на можливість усунення значних нерівномірностей мікрорельєфу та відповідної концентрації напружень на його заглибленнях за умов експлуатації. Усереднені значення параметрів R_a та R_z шерсткості поверхонь наведено в табл. 2.

Аналіза одержаних результатів показала, що режим електроерозійного оброблення має істотний вплив на рельєф поверхні різання (рис. 2, *a, в*; рис. 3; табл. 2). Так, за м'якого режиму ЕЕР-М форму-

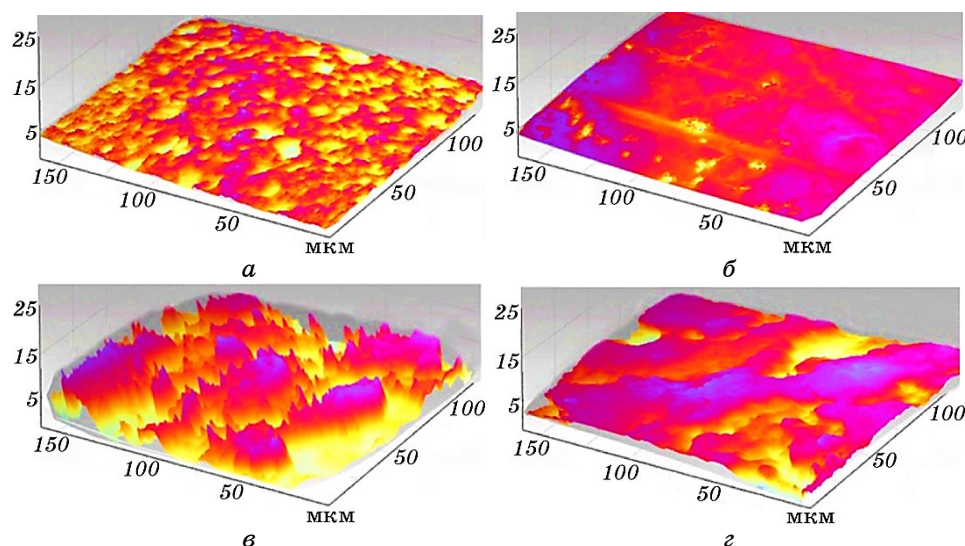


Рис. 2. Тривимірна топографія поверхні зразків після ЕЕР у низькоенергетичному ЕЕР-М (*a, б*) та високоенергетичному ЕЕР-Ж (*в, з*) режимах і фінішного ВЧУО модифікування поверхні (*б, з*).

Fig. 2. Three-dimensional surface topography of the samples after low-energy WEEC-soft (*a, б*) and high-energy WEEC-hard (*в, з*) regimes and after finishing HFIT surface modification (*б, з*).

ТАБЛИЦЯ 2. Середні значення параметрів шерсткості поверхні.

TABLE 2. Surface-roughness parameters mean values.

| Режим оброблення | R_a , мкм | R_z , мкм |
|------------------|-------------|-------------|
| ЕЕР-М | 0,365 | 1,656 |
| ЕЕР-М + ВЧУО | 0,05952 | 0,2352 |
| ЕЕР-Ж | 3,261 | 9,308 |
| ЕЕР-Ж + ВЧУО | 1,134 | 2,084 |
| ЕЕР-Мо | 1,938 | 5,277 |
| ЕЕР-Мо + ВЧУО | 0,4355 | 1,197 |

ється поверхня з достатньо системним (монотонним) рельєфом, який характеризується наявністю достатньо симетричних, невеликих западин та виступів, що має середні значення параметрів шерсткості поверхні $R_z = 1,65$ мкм і $R_a = 0,3695$ мкм. За жорсткого режиму ЕЕР-Ж формується розвинений, неоднорідний рельєф поверхні, що має параметри шерсткості $R_z = 9,308$ мкм, $R_a = 3,261$ мкм і характеризується наявністю достатньо високих виступів різних розмірів зі складною формою приблизно однакової висоти (рис. 2, в). Слід відзначити, що режим ЕЕР-М забезпечує більш однорідну та гладку поверхню різання без значних перепадів висот й істотних дефектів. Також доволі рівномірна топографія поверхні із параметрами шерсткості поверхні $R_z = 5,277$ мкм і $R_a = 1,938$ мкм спостерігається і після ЕЕР-Мо молібденовим дротом (рис. 3, в; табл. 2).

Результати аналізу морфології поверхні досліджуваних зразків у растровому електронному мікроскопі представлено на рис. 3, де наведено електронно-мікроскопічні зображення ділянок поверхні після різних режимів ЕЕР, та на рис. 4, який демонструє зміну морфології поверхні, сформованої ЕЕР, після фінішного ВЧУО. Поверхні зразків після різних режимів ЕЕР характеризуються неоднорідністю, ступінь якої корелює із застосованою під час ЕЕР енергією та відповідним термічним впливом, що зумовив отоплення поверхні під час різання. Очевидно, найменший ступінь неоднорідності поверхні з великою кількістю плоских ділянок і незначними западинами між ними спостерігається у випадку застосування низькоенергетичного ЕЕР-М (рис. 3, а). Навпаки, дуже розвинутий рельєф формується після ЕЕР-Ж із залученням високої енергії різання, що пов'язано з більш інтенсивним топленням поверхні та можливим натопленням продуктів матеріалу та дроту на неї (рис. 3, б). Процес ЕЕР-Мо, виконаний у проміжному з точки зору енергетики режимі, демонструє проміжний характер мікрорельєфу з наявністю плоских ділянок і невеликих продуктів різання (рис. 3, в).

Фінішне модифікування поверхні, сформованої електроерозійним різанням, методом ВЧУО за допомогою ультразвукового удар-

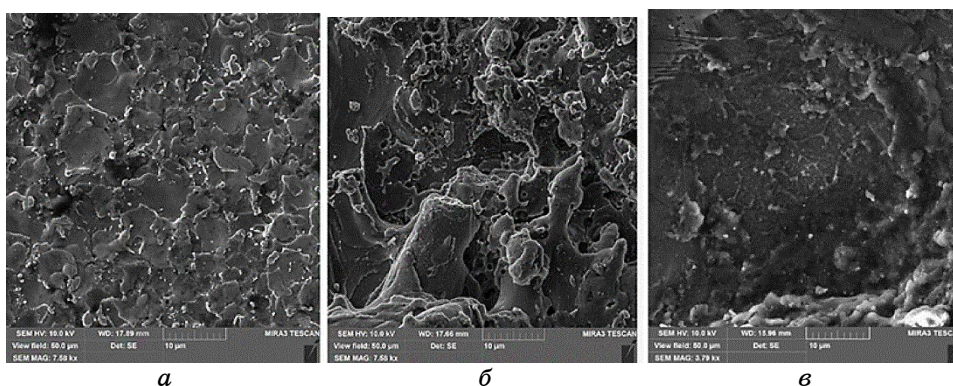


Рис. 3. РЕМ-зображення поверхонь зразків стопу ХН73МТЮБ після ЕЕР-М (а) та ЕЕР-Ж (б) латунним дротом і ЕЕР-Мо молібденовим дротом (в).

Fig. 3. SEM images of CrNi73MoTiAlNb-alloy specimens' surfaces after WEEC-soft (a) and WEEC-hard (б) using brass wire and after WEEC-Mo using molybdenum wire (в).

ного інструменту веде до зменшення шерсткості поверхні після усіх досліджених режимів ЕЕР (рис. 2, б, г; рис. 4; табл. 2).

ВЧУО поверхні після м'якого режиму ЕЕР-М латунним дротом приводить до пластичної деформації вихідних виступів і формування більш гладкої поверхні, значення параметрів шерсткості

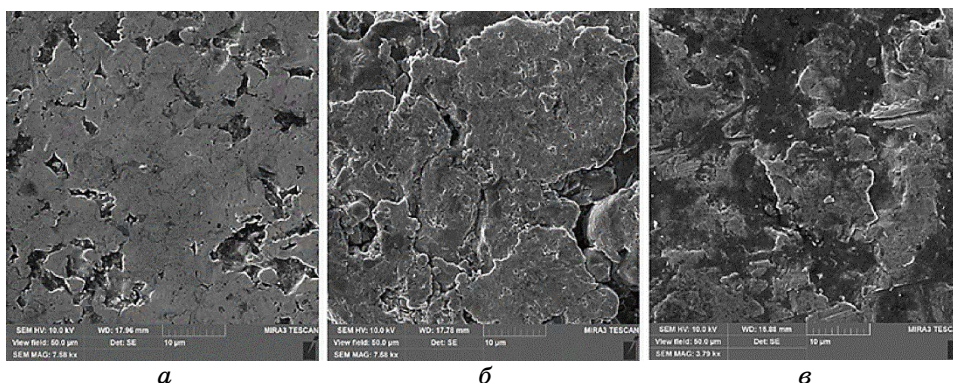


Рис. 4. РЕМ-зображення поверхонь зразків стопу ХН73МТЮБ після ВЧУО модифікації мікрорельєфу, сформованого ЕЕР-М (а) та ЕЕР-Ж (б) латунним дротом і ЕЕР-Мо молібденовим дротом (в).

Fig. 4. SEM images of CrNi73MoTiAlNb-alloy specimens' surfaces after HFMI modification of microrelief formed by WEEC-soft (a) and WEEC-hard (б) using brass wire and after WEEC-Mo using molybdenum wire (в).

якої зменшуються до $R_a = 0,05952$ мкм і $R_z = 0,2353$ мкм. Однак на поверхні ще залишаються невеликі западини. ВЧУО-модифікування поверхні після жорсткого режиму ЕЕР-Ж латунним дротом і після середнього режиму ЕЕР-Мо молібденовим дротом також веде до зменшення шерсткості поверхні (рис. 2, *г*; рис. 4, *б*, *в*; табл. 2). Слід зазначити, що поверхня різання, сформована в результаті жорсткого режиму ЕЕР-Ж, має достатньо розвинений рельєф, а обраний режим ВЧУО не забезпечує повного його згладжування. В результаті ВЧУО-модифікування виступи складної форми, утворені впродовж ЕЕР-Ж, дещо деформуються, що спричиняє зменшення параметрів шерсткості ($R_z = 2,084$ мкм і $R_a = 1,134$ мкм). Однак оброблена поверхня має достатньо складну форму із залишками значних западин, які можуть збільшувати ризик концентрації напружень і понижувати експлуатаційні властивості. Те ж саме можна сказати й про морфологію модифікованої ВЧУО поверхні після ЕЕР-Мо молібденовим дротом (рис. 4, *в*). Таким чином, для повного усунення ймовірної концентрації напружень на елементах мікрорельєфу поверхонь, сформованих за умов ЕЕР-Ж і ЕЕР-Мо, потрібно проводити ВЧУО із підвищеною інтенсивністю або впродовж більш тривалого часу.

На рисунку 5 наведено Рентгенові дифрактограми поверхні дослідженого стопу в різних станах. За допомогою Рентгенової фазової аналізи поверхні після шліфування виявлено систему рефлексів ГЦК-твердого розчину (γ -фази) на основі нікелю, а також рефлекс, розташований перед максимумом (111) γ -фази, що відповідає карбїду на основі ніобію та легувальних елементів (МС) (рис. 5, *а*, спектер 0). Електроерозійне різання у режимі ЕЕР-М латунним дротом не вносить істотних змін у фазовий склад (рефлекс від карбїду залишається на рентгенограмі), хоча з'являється незначний вплив перед максимумом (111) γ -фази (рис. 5, *а*, спектер 1). Такий же вплив, але значно більшої інтенсивності та в більш широкому інтервалі кутів з'являється і після різання у режимі ЕЕР-Ж латунним дротом, а рефлекс від карбїдів навпаки зникає, ймовірно, через їхнє розчинення під час топлення, викликаного високоенергетичним ЕЕР (рис. 5, *а*, спектер 2; одержано від латуні). Аналіза позицій рефлексів латуні на дифрактограмі, наведеній внизу рис. 5, *а*, свідчить, що впливи на рентгенограмах поверхонь, сформованих ЕЕР латунним дротом, можуть бути пов'язані із їхнім мікролегуванням елементами, які входять до складу латуні (CuZn). Результати перевірки цього припущення за допомогою мікрорентгеноспектральної аналізи наведено на рис. 6 і в табл. 3.

Рентгенова дифрактограма поверхні досліджуваного стопу після різання у режимі ЕЕР-Мо молібденовим дротом (рис. 5, *а*, спектер 3) виглядає інакше, оскільки на ній відсутні і рефлекси від карбїдів, і впливи від ймовірного мікролегування. Більш очевидно є

описана різниця з огляду на фрагменти дифрактограм, наведені на рис. 5, б. Це свідчить про розчинення карбідів у поверхневому шарі та про відсутність нових фаз, зареєстрованих у випадку ЕЕР латунним дротом.

Ще одним важливим аспектом впливу ЕЕР на поверхневі шари оброблюваного ступу є наявність залишкових напружень розтягу

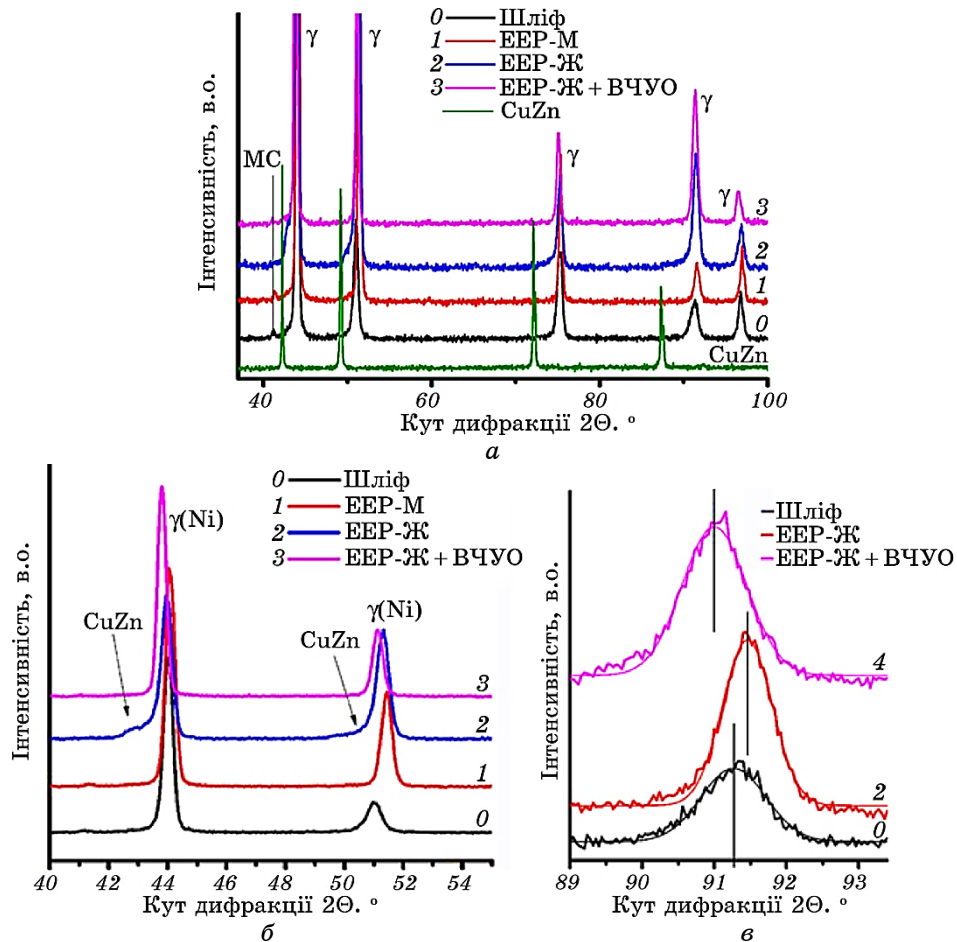


Рис. 5. Фрагменти Рентгенових дифрактограм поверхонь ступу ХН73МТЮБ у вихідному шліфованому стані (0), після режимів ЕЕР-М (1) і ЕЕР-Ж (2) латунним дротом, ЕЕР-Мо у проміжному режимі молибденовим дротом (3) і ЕЕР-Ж після ВЧУО (4), а також дифрактограма латуні (CuZn).

Fig. 5. Fragments of x-ray diffractograms of CrNi73MoTiAlNb-alloy specimens in the initial state (spectrum 0), after WEEC-soft (1), WEEC-hard (2) by brass wire, WEEC-Mo by molybdenum wire (3), after WEEC-hard followed by HFMI (4), and brass (CuZn).

($\cong 0,9$ ГПа), про що свідчить зсув Рентгенових максимумів у бік більших кутів за шкалою кутів дифракції (рис. 5, б). Завдяки пластичній деформації мікрорельєфу та поверхневого шару за умов фінішної ВЧУО забезпечується формування напружень стиснення ($\cong 1,13$ ГПа), що проявляється у зміщенні піків у бік менших кутів дифракції. Тобто залишкові напруження розтягу, спричинені ЕЕР, усуваються за рахунок компенсації напружень різного знаку та їхнього перерозподілу. Для прикладу, на рис. 5, в наведено порівняння положень Рентгенового максимуму (222) γ -фази дослідженого стопу для шліфованого зразка (спектер 0), зразка після ЕЕР-Ж (спектер 2) і фінішного ВЧУО цього ж зразка (спектер 4).

РЕМ-зображення поперечного перерізу дослідженого стопу після різних режимів ЕЕР і відповідні енергодисперсійні спектри, одержані мікрорентгеноспектральною аналізою, представлено на рис. 6.

Таблиця 3 містить дані щодо хемічного складу проаналізованих ділянок поверхні площею 4×10^4 мкм², що позначені на рис. 6. Ана-

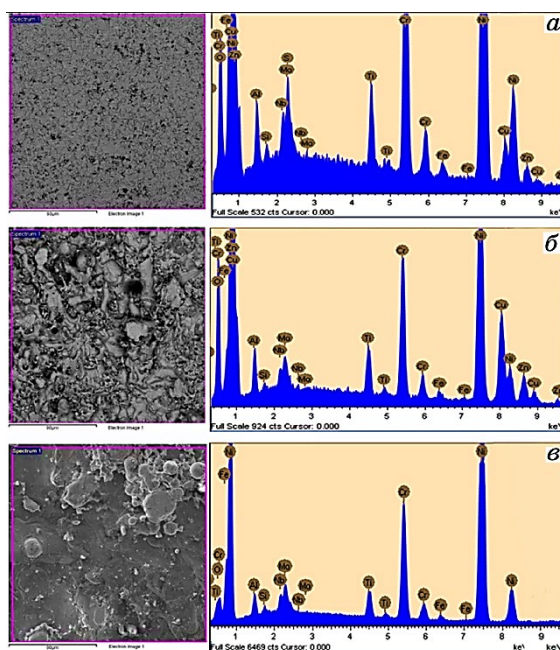


Рис. 6. РЕМ-зображення поверхонь зразків стопу ХН73МТЮБ після режимів ЕЕР-М (а) й ЕЕР-Ж (б) латунним дротом і після ЕЕР-Мо молібденовим дротом (в) із відповідними спектрами мікрорентгеноспектральної аналізи (EDS).

Fig. 6. SEM images of CrNi73MoTiAlNb-alloy specimens' surfaces after WEEC-soft (a) and WEEC-hard (б) using brass wire and after WEEC-Mo using molybdenum wire (в) with corresponding EDS spectra.

ТАБЛИЦЯ 3. Хемічний склад (% ваг.) областей поверхні стопу ХН73МБТЮ, наведених на рис. 6.**TABLE 3.** Chemical composition (% wt.) of the CrNi73MoNbTiAl-alloy surface areas shown in Fig. 6.

| | C | O | Al | Si | Ti | Cr | Fe | Ni | Cu | Zn | Nb | Mo |
|-----------|------|------|------|------|------|-------|------|-------|-------|------|------|------|
| Рис. 6, а | 2,12 | 2,11 | 1,47 | 0,27 | 2,46 | 15,12 | 1,85 | 63,96 | 3,59 | 2,61 | 1,88 | 2,56 |
| Рис. 6, б | 2,33 | 2,98 | 1,52 | 0,27 | 2,45 | 15,23 | 1,47 | 40,88 | 19,77 | 8,47 | 1,98 | 2,75 |
| Рис. 6, в | 2,2 | 2,53 | 1,64 | 0,35 | 2,43 | 16,85 | 1,96 | 66,92 | 0 | 0 | 2,31 | 2,81 |

ліза енергодисперсійних даних також свідчить, що у хемічному складі поверхонь, сформованих різанням у режимах ЕЕР-М (а) та ЕЕР-Ж (б) латунним дротом, з'являються істотні домішки Купруму та Цинку (табл. 3). Особливо значний вміст цих елементів фіксується після різання у високоенергетичному режимі ЕЕР-Ж, що корелює з даними Рентгенової аналізи. Це пояснюється перебігом процесів масоперенесення матеріалу дроту у поверхневий шар матеріалу поверхні, а супутній термічний вплив може інтенсифікувати цей процес. Тобто завдяки різкому підвищенню температури та локальному топленню дроту його складові елементи дифундують у поверхневий шар нікелевого стопу, що підлягає різанню. На відміну від цих двох станів поверхні після ЕЕР латунним дротом поверхня після різання молібденовим дротом (ЕЕР-Мо) не спричиняє істотного зростання вмісту Молібдену в поверхневому шарі.

Виявлені особливості мікроструктури та фазового й хемічного складів модифікованих приповерхневих шарів зразків досліджуваного стопу відображаються на його механічних властивостях, а саме, на величині інструментальної твердості, що досліджувалася методом запису кривих навантаження–розвантаження за умов інструментального індентування алмазним наконечником Берковича.

Значення інструментальної твердості H_{IT} [ГПа], виміряні для поверхневого шару на різній віддалі від поверхні, сформованої за різних режимів ЕЕР і ВЧУО, наведено в табл. 4. Вимірювання проводилися по прямій лінії, розташованій під гострим кутом до модифікованих поверхонь, що дало змогу оцінити глибину, на яку розповсюджуються зміни твердості після різних режимів ЕЕР і впливу ВЧУО-модифікування поверхні. Видно, що у випадку низькоенергетичного різання (ЕЕР-М) спостерігається деяке підвищення твердості у поверхневому шарі товщиною у ≈ 20 мкм, а надалі твердість матеріалу складає ≈ 6 ГПа. Причиною такого підвищення може бути деяке окиснення поверхні за рахунок термічного ефекту ЕЕР. Після високоенергетичного режиму ЕЕР-Ж також тонкий поверхневий шар має вищу твердість, хоча й у меншій мірі, але на глибині у ≈ 20 мкм спостерігається понижена твердість (5,7 ГПа) у

ТАБЛИЦЯ 4. Твердість H_{IT} [ГПа], виміряна на різній віддалі від поверхні зразків стопу ХН73МТЮБ після різних режимів ЕЕР і ВЧУО.

TABLE 4. Hardness H_{IT} [GPa] measured at various distances from the CrNi73MoTiAlNb-alloy specimens' surfaces after different regimes of EEC and HFMI treatment.

| Режим ЕЕР | H_{IT} , ГПа | | | | HV , ГПа [33] |
|---------------|--------------------------|---------------|---------------|---------------|-----------------|
| | Віддаль від поверхні ЕЕР | | | | |
| | 10 мкм | 20 мкм | 40 мкм | 90 мкм | $\cong 100$ мкм |
| ЕЕР-М (CuZn) | $8,1 \pm 0,3$ | $6,2 \pm 0,2$ | $5,9 \pm$ | $6,0 \pm 0,1$ | $4,552 \pm 0,3$ |
| ЕЕР-Ж (CuZn) | $6,2 \pm 0,1$ | $5,5 \pm 0,2$ | $6,0 \pm 0,2$ | $6,2 \pm 0,1$ | $5,065 \pm 0,1$ |
| ЕЕР-Мо | $6,5 \pm 0,3$ | $6,4 \pm 0,2$ | $6,2 \pm 0,2$ | $6,2 \pm 0,2$ | – |
| ЕЕР-М + ВЧУО | $7,4 \pm 0,1$ | $7,4 \pm 0,2$ | $7,2 \pm 0,2$ | $6,3 \pm 0,2$ | – |
| ЕЕР-Ж + ВЧУО | $7,2 \pm 0,1$ | $6,9 \pm 0,2$ | $6,4 \pm 0,3$ | $6,4 \pm 0,3$ | $6,082 \pm 0,3$ |
| ЕЕР-Мо + ВЧУО | $7,3 \pm 0,1$ | $6,8 \pm 0,2$ | $6,5 \pm 0,2$ | $6,3 \pm 0,2$ | – |

порівнянні з твердістю стопу, ймовірно, через сильніший вплив підвищення температури під час ЕЕР-Ж. Крім того, причиною зміни механічних властивостей стопу може бути й проникнення атомів Купруму та Цинку, яке, згідно з даними мікрорентгеноспектральної аналізи, істотно вище саме за умов ЕЕР-Ж (19,77% ваг. Купруму та 8,47% ваг. Цинку), ніж після ЕЕР-М (3,59% ваг. Купруму та 2,61% ваг. Цинку) (табл. 4). Результати щодо інструментальної твердості, зареєстрованої в поперечному перерізі на віддалі у 90 мкм від поверхні ЕЕР, корелюють із даними твердості HV , одержаними за допомогою розрахунків пружних і механічних характеристик, проведених на основі прецизійних вимірювань швидкостей ультразвуку [33] (табл. 4). Обидва методи свідчать про зростання твердості після фінішного ВЧУО зразка, одержаного різанням у режимі ЕЕР-Ж.

Показово, що ЕЕР-Мо (молібденовим дротом) спричиняє схожі зміни твердості біля поверхні ($\cong 10$ мкм) і відсутність пониження в глибших шарах, оскільки термічний ефект ЕЕР-Мо, виконаного в проміжному енергетичному режимі, менший, аніж за умов ЕЕР-Ж, а поверхневе легування відносно легкотопкими Купрумом і Цинком відсутнє за можливого деякого легування Молібденом, який лише незначно змінює загальний вміст Молібдену у складі досліджуваного стопу (табл. 3).

4. ВИСНОВКИ

Одержані результати свідчать, що вибір енергетичних параметрів процесу електроерозійного різання (ЕЕР) дротом необхідно робити

із врахуванням потрібної виробничої продуктивності (швидкості різання), а також низки чинників впливу термічних полів і матеріялу дроту на оброблюваний матеріал. Основними серед цих чинників є формування залишкових напружень розтягу через термічний вплив і нерівномірне охолодження поверхневих шарів після топлення поверхні під час ЕЕР, мікролегування елементами дроту й окиснення поверхні, зміна структури та фазового складу поверхневих шарів стопу за рахунок термічного впливу та мікролегування.

Виявлено, що підвищення енергії ЕЕР спричиняє збільшення концентрації елементів латунного дроту на поверхні дослідженого стопу, а саме, концентрація Купруму та Цинку зростає з 3,59% і 2,61% після низькоенергетичного (ЕЕР-М) режиму різання до 19,77% і 8,47% після високоенергетичного режиму відповідно. Для мінімізації зміни механічних властивостей поверхневих шарів рекомендовано застосовувати різання молібденовим дротом (ЕЕР-Мо), оскільки такий режим ЕЕР не веде до істотних змін хемічного складу, а саме, вмісту Молібдену.

Показано, що застосування ВЧУО ультразвуковим інструментом забезпечує усунення напружень розтягу та формування напружень стиснення, що, згідно з літературними даними, сприяє підвищенню експлуатаційних властивостей (опір зношуванню та втомі) і забезпечує зміцнення поверхневих шарів (твердість зростає до 7,2–7,4 ГПа). Також за допомогою ВЧУО мінімізується шерсткість сформованої за умов ЕЕР поверхні, що зменшує ймовірність концентрації напружень на елементах мікрорельєфу поверхні та подовжує експлуатаційний ресурс. Так, параметер шерсткості R_a зменшується з 0,365 мкм, 3,261 мкм і 1,938 мкм після низькоенергетичного ЕЕР-М, високоенергетичного ЕЕР-Ж і проміжного молібденовим дротом ЕЕР-Мо до 0,06 мкм, 1,134 мкм та 0,436 мкм, що складає зменшення у шість, три та п'ять разів відповідно.

Таким чином, метод ЕЕР дротом є ефективним для формоутворення складнопрофільних поверхонь деталей газотурбінних двигунів за умови використання оптимальних режимів. Доведено доцільність застосування фінішного модифікування поверхні ВЧУО деталей з жароміцного нікелевого стопу ХН73МТЮБ у якості складової частини комплексного оброблення, що усуває наслідки мікролегування та зростання параметрів шерсткості. Позитивні ефекти ВЧУО полягають у пониженні ймовірності концентрації напружень на елементах мікрорельєфу або у поверхневих шарах. За умов експлуатації це сприятиме підвищенню ресурсу деталей і газотурбінних двигунів загалом.

Роботу виконано за підтримки НФДУ (проект № 2022.01-0038 «Підвищення витривалості авіаційних металевих матеріалів: формування структурно-фазових станів і фізико-механічних властивостей під впливом тверддорозчинного, дисперсійного та деформацій-

ного зміцнень і оздоблення поверхні» із державним реєстраційним № 0123U103378) та державної програми «Підтримка розвитку пріоритетних напрямів наукових досліджень» (КПКВК 6541230) (проект № 0123U100898 «Новітні металовмісні матеріали та інноваційні технології для пріоритетних галузей промисловості України»).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. M. Shabgard, S. Farzaneh, and A. Gholipour, *J. Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.*, **39**: 857 (2017).
2. I. V. Manoj, R. Joy, and S. Narendranath, *Arab. J. Sci. Eng.*, **45**: 641 (2020).
3. F. Klocke, D. Welling, A. Klink, D. Veselovac, T. Nöthe, and R. Perez, *Proc. CIRP*, **14**: 430 (2014).
4. D. Welling, *Proc. CIRP*, **13**: 339 (2014).
5. L. Li, Y. B. Guo, X. T. Wei, and W. Li, *Proc. CIRP*, **6**: 220 (2013).
6. P. Bleys, J.-P. Kruth, B. Lauwers, B. Schacht, V. Balasubramanian, L. Froyen, and J. van Humbeeck, *Adv. Eng. Mater.*, **8**: 15 (2006).
7. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, V. P. Bevz, S. M. Voloshko, and O. B. Mordiyuk, *Int. J. Surf. Sci. Eng.*, **14**, No. 1: 1 (2020).
8. A. S. Gill and S. Kumar, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **78**: 1585 (2015).
9. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, K. E. Grinkevych, N. A. Piskun, and T. V. Popova, *Surf. Coat. Technol.*, **309**: 969 (2017).
10. B. N. Mordyuk, V. V. Silberschmidt, G. I. Prokopenko, Y. V. Nesterenko, and M. O. Iefimov, *Mater. Characterization*, **61**: 1126 (2010).
11. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surf. Eng.*, **34**, No. 4: 324 (2018).
12. V. V. Mohylko, A. P. Burmak, S. M. Voloshko, S. I. Sydorenko, and B. M. Mordiyuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 2: 223 (2022) (in Ukrainian); B. В. Могилко, А. П. Бурмак, С. М. Волошко, С. І. Сидоренко, Б. М. Мордюк, *Металлофиз. новейшие технол.*, **44**, № 2: 223 (2022).
13. D. K. Aspinwall, S. L. Soo, A. E. Berrisford, and G. Walder, *Ann. CIRP*, **57**: 187 (2008).
14. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Ed. M. Aliofkhaeaei) (Wiley: 2015), ch. 17, p. 417.
15. Н. І. Прокопенко, В. М. Мордюк, М. О. Васильєв, and С. М. Волошко, *Fizychni Osnovy Ul'trazvukovoho Udarnoho Zmitsnennya Metalevykh Pov-erkhon'* [Physical Principles for Ultrasonic Impact Hardening of Metallic Surfaces] (Kyiv: Naukova Dumka: 2017) (in Ukrainian); Г. І. Прокопенко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, *Фізичні основи ультразвукового ударного зміцнення металевих поверхонь* (Київ: Наукова думка: 2017).
16. M. A. Vasil'ev, B. N. Mordyuk, D. V. Pavlenko, and L. F. Yatsenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 1: 121 (2015) (in Russian); М. А. Васильєв, Б. Н. Мордюк, Д. В. Павленко, Л. Ф. Яценко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 1: 121 (2015).
17. D. A. Lesyk, S. Martinez, O. O. Pedash, B. N. Mordyuk, V. V. Dzhemelinskyi, and A. Lamikiz, *J. Mater. Eng. Perform.*, **31**: 6283 (2022).

18. S. P. Chenakin, B. N. Mordyuk, and N. I. Khripta, *Vacuum*, **210**: 111889 (2023).
19. D. A. Lesyk, S. Martinez, B. N. Mordyuk, O. O. Pedash, V. V. Dzhemelinskyi, and A. Lamikiz, *Additive Manuf. Let.*, **3**: 100063 (2022).
20. D. Pavlenko, Y. Dvirnyk, and R. Przysowa, *Aerospace*, **8**, No. 1: 1 (2021).
21. D. Pavlenko, E. Kondratyuk, Y. Torba, E. Vyshnepolskyi, and D. Stepanov, *Eastern-European J. Enterprise Technol.*, **1**, No. 12: 31 (2022).
22. D. Lesyk, S. Martinez, B. Mordyuk, V. Dzhemelinskyi, and A. Lamikiz, *Advanced Manufacturing Processes* (Eds. V. Tonkonogyi, V. Ivanov, J. Trojanowska, G. Oborskyi, M. Edl, I. Kuric, I. Pavlenko, and P. Dasic) (Springer: 2020), p. 186.
23. L. Ropyak, T. Shihab, A. Velychkovych, V. Bilinskyi, V. Malinin, and M. Romaniv, *Ceramics*, **6**: 146 (2023).
24. Y. Chabak, V. Efremenko, V. Zurnadzhy, V. Puchý, I. Petryshynets, B. Efremenko, V. Fedun, K. Shimizu, I. Bogomol, V. Kulyk, and D. Jakubéczyová, *Metals*, **12**, Iss. 2: 218 (2022).
25. https://www.splav-kharkov.com/choose_type_class.php?type_id=14.
26. N. I. Khripta, B. M. Mordyuk, V. Yu. Malinin, M. A. Skoryk, V. I. Zakiyev, O. V. Podobnyy, Yu. I. Torba, M. O. Hryebyennikov, and D. V. Pavlenko, *Abstr. IV Int. Conf. 'Functional Materials for Innovative Energetics FMIE-2023' (Sept. 21-23, 2023, Kyiv)*, p. 47 (in Ukrainian); Н. І. Хріпта, Б. М. Мордюк, В. Ю. Малінін, М. А. Скорик, В. І. Закієв, О. В. Подобний, Ю. І. Торба, М. О. Гребенніков, Д. В. Павленко, *Тези IV міжнародної конференції «Функціональні матеріали для інноваційної енергетики ФМІЕ-2023» (21-23 вересня, 2023, Київ)*, с. 47.
27. V. Zakiev, A. Markovsky, E. Aznakayev, I. Zakiev, and E. Gursky, *Proc. SPIE*, **5959**: 595916 (2005).
28. I. Zakiev, G. A. Gogotsi, M. Storchak, and V. Zakiev, *Surfaces*, **3**, Iss. 2: 211 (2020).
29. I. Zakiev, M. Storchak, G. A. Gogotsi, V. Zakiev, and Y. Kokoieva, *Ceramics Int.*, **47**, Iss. 21: 29638 (2021).
30. M. Storchak, I. Zakiev, V. Zakiev, A. Manokhin, *Measurement*, **191**: 110745 (2022).
31. M. O. Vasyl'yev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiyev, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 11: 1499 (2019) (in Ukrainian); М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металлофиз. новейшие технол.*, **41**, № 11: 1499 (2019)..
32. V. I. Kyryliv, V. I. Zakiev, and O. V. Maksymiv, *Mater. Sci.*, **58**: 795 (2023).
33. O. I. Zaporozhets, V. A. Mykhailovskyi, A. A. Halkina, O. V. Podobnyi, Yu. I. Torba, and D. V. Pavlenko, *Abstr. IV Int. Conf. 'Functional Materials for Innovative Energetics FMIE-2023' (Sept. 21-23, 2023)* (Kyiv: 2023), p. 14.

PACS numbers: 61.72.Dd, 61.72.Hh, 62.20.fg, 62.40.+i, 65.40.De, 81.30.Kf, 81.40.Jj

Influence of Grain Size on Shape Memory and Internal Friction in $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ Alloy

Yu. M. Koval, V. V. Odnosum, Vyach. M. Slipchenko, V. S. Filatova,
A. S. Filatov, O. A. Shcheretskyi*, and G. S. Firstov

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

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

Shape-memory alloys belong to the functional materials, which exhibit shape memory, superelasticity and high damping-capacity phenomena. Cu–Al–Mn shape-memory alloys remain of particular interest as they show good machinability and are much cheaper than nitinol. In addition, their functional performance is quite attractive as well. The present paper is dedicated to the changes in shape memory and internal friction induced by the grain-size reduction in low-temperature cast $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy.

Key words: martensitic transformation, grain size, shape memory, internal friction, Cu–Al–Mn alloys.

Стопи з пам'яттю форми належать до функціональних матеріалів, які виявляють пам'ять форми, надпружність і високу здатність до демпфування. Стопи Cu–Al–Mn з пам'яттю форми залишаються популярними серед дослідників, оскільки вони демонструють добру оброблюваність і набагато дешевші за нітинол. Крім того, їхні функціональні характеристики також достатньо привабливі. Дана стаття стосується змін пам'яті форми та внутрішнього тертя, спричинених зменшенням розміру зерен у низькотемпературному литому стопі $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$.

Corresponding author: Georgiy Serhiyovych Firstov
E-mail: yuri.firstov@gmail.com

Citation: Yu. M. Koval, V. V. Odnosum, Vyach. M. Slipchenko, V. S. Filatova, A. S. Filatov, O. A. Shcheretskyi, and G. S. Firstov, Influence of Grain Size on Shape Memory and Internal Friction in $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ Alloy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 46, No. 9: 933–941 (2024). DOI: [10.15407/mfint.46.09.0933](https://doi.org/10.15407/mfint.46.09.0933)

Ключові слова: мартенситне перетворення, розмір зерна, пам'ять форми, внутрішнє тертя, стопи Cu–Al–Mn.

(Received 9 September, 2024; in final version, 30 September, 2024)

1. INTRODUCTION

Cu-based shape memory alloys are those that belong to the group of industrial shape memory alloys. The reason for their attractiveness in a sense of application is not only the thermoelastic character of the martensitic transformation that takes place in them ensuring reversibility at shape memory behaviour, but their relative cheapness and simplicity in preparation as well. In fact, intensive research of these alloys started from the cornerstone work on Cu–Al alloys by Kurdyumov and Khandros in 1949, where they have confirmed the existence of the thermoelastic phase equilibrium predicted previously by Kurdyumov himself [1]. Since then, researchers all over the world focused their efforts on studies of crystal structure, crystallography, thermodynamics and kinetics of the martensitic transformations in Cu-based alloys in particular and Warlimont and Delaey elegantly summarized these research results in their monograph in 1974 [2]. Surely, shape memory, superelasticity, high damping capacity behaviour associated with the martensitic transformation was also studied for these alloys as well. One might find important details in the work of Tadaki [3] or in one of the more recent general reviews on a subject (see [4], for example).

Cu–Al–Mn shape memory alloys still attract much attention as they show enhanced plasticity due to the existence of β -austenitic phase that possess $L2_1$ semi-ordered structure undergoing martensite transformation according to Kainuma *et al.* [5, 6] contrary to the brittleness of $B2$ or $D0_3$ Cu–Al–Ni and Cu–Zn–Al shape memory alloy systems [3, 7]. Specifically, Cu–Al–Mn alloys exhibit attractive damping capacity [8], shape memory [6, 9] and superelasticity [10]. The latter is becoming even more popular due to the possibility to produce high quality wire. One of the important issues is the grain size as its reduction improves ductility and might be critical for Cu–Al–Ni and Cu–Zn–Al alloys [3, 7] and proved to be beneficial for Cu–Al–Mn alloys [8, 10]. The present paper is dedicated to the uncovered peculiarities of the grain-size reduction influence onto shape memory and internal friction demonstrated on cast low temperature Cu–Al–Mn shape memory alloy.

2. EXPERIMENTAL

Cu–13% wt. (25.86 at.%) Al–5% wt. (4.88 at.%) Mn alloy composition was chosen because of the expectation of martensitic transfor-

mation and associated shape memory well below room temperature. It was induction melted and cast into room temperature ceramic mould and into a mould cooled down to 140 K. After casting, specimens were annealed at 1173 K for 30 minutes and quenched into water. X-ray diffraction has been recorded using Dron-3M diffractometer in radiation $\text{CuK}\alpha$. Rietveld refinement of the x-ray diffraction pattern obtained was carried out with the help of Maud 2.9993 build 532 software [11] with goodness of fit $R_{\text{wp}} = 7.3\%$ at $R_{\text{exp}} = 2.9\%$. Microstructures were studied using Zeiss Axiovert 40 optical microscope in polarized light. Shape memory behaviour and internal friction changes together with elastic modulus temperature dependencies were obtained in 3 point bending on $22 \times 2 \times (0.4-0.5)$ mm plate like specimens (setup with 20 mm distance between nodes; oscillating frequency 1 Hz; heating-cooling rate 5 K/min) using Netzsch 242 Dynamic Mechanical Analyzer (DMA) and Proteus software.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Figure 1 represents the result of Rietveld refinement of the x-ray diffraction pattern of $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy cast at 140 K, annealed and quenched (casting into room temperature mould shows similar pattern—not shown).

It can be seen that, at room temperature, the major phase is $L2_1$ -austenite with volume fraction of 95% and lattice parameter $a = 5.8744 \text{ \AA}$, while remaining 5% of volume fraction belongs to the γ'_1 -

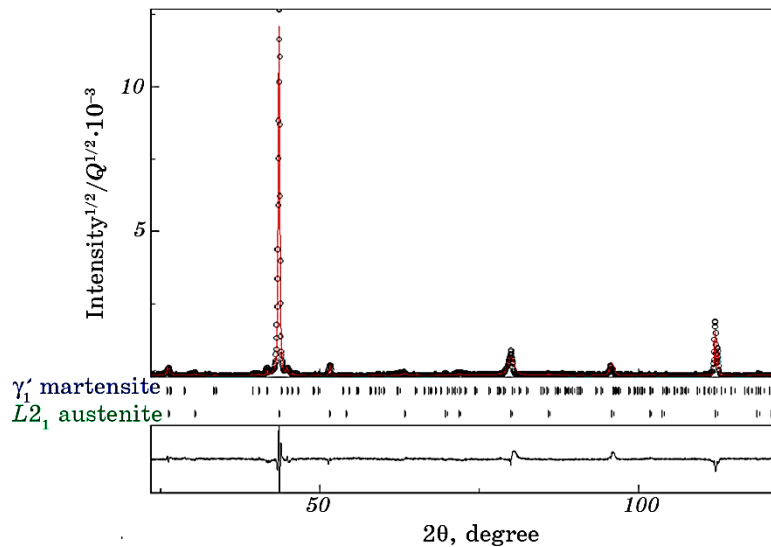


Fig. 1. Results of Rietveld refinement of x-ray diffraction of cast at 140 K, annealed, and quenched specimen of $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy.

orthorhombic martensite ($Pnmm$ space group) with lattice parameters $a = 4.465_5 \text{ \AA}$, $b = 5.320_4 \text{ \AA}$, $c = 4.333_2 \text{ \AA}$.

Optical microscopy studies revealed that after casting of $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy into room temperature ceramic mould the microstructure consists of large grains (average about $200 \mu\text{m}$) that demonstrate some kind of growth texture (Fig. 2, *a*).

Casting into a mould cooled down to 140 K results in finer grains that are $20\text{--}50 \mu\text{m}$ in size (Fig. 2, *b*). Therefore, there is a clear evidence of grain size reduction in the latter case that is due to the increase in cooling rate upon crystallization.

To measure shape memory with a help of DMA, the experiment was set in order to apply static load well above the temperature range of the martensitic transformation (loaded after heating up to 440 K). Then loaded samples under the same static bending stress of 40 MPa were cooled down to 113 K and subsequently heated up back to 440 K and the deflection in 3-point bending versus temperature was observed for them. The results of such measurements for $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy cast into room temperature ceramic mould and into a mould cooled down to 140 K are shown in Fig. 3.

It can be seen that forward (M_s , M_f) and reverse (A_s , A_f) martensitic transformation temperatures that correspond to accumulation of martensitic deformation on cooling and shape recovery on heating are sim-

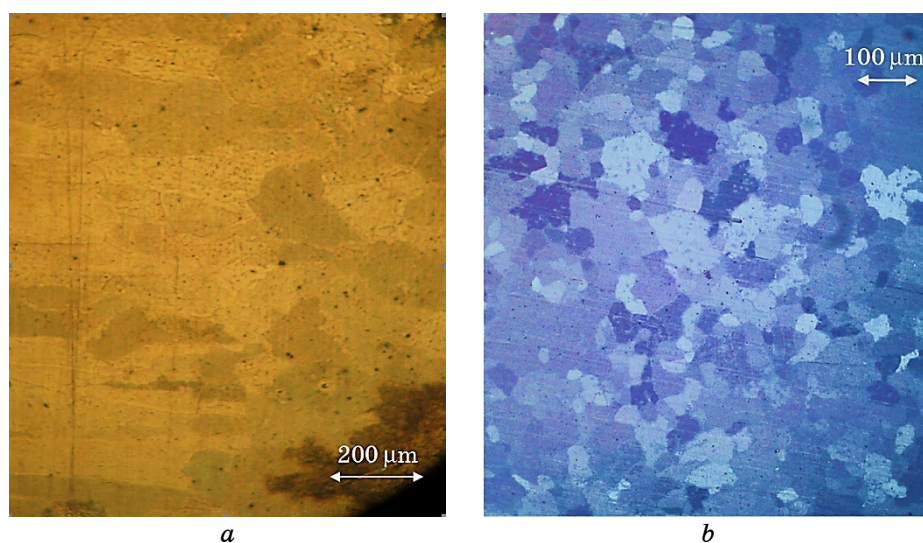


Fig. 2. Microstructures of the $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy: cast into room temperature ceramic mould (*a*), cast into a mould cooled down to 140 K (*b*), after casting specimens were annealed at 1173 K for 30 minutes and quenched into water (optical microscopy; polarized light).

ilar but not identical for large grain size of about 200 μm (casting into room temperature ceramic mould; Fig. 2, *a*) and smaller grain size of 20–50 μm (casting into a mould cooled down to 140 K; Fig. 2, *b*). To be exact, in the case of large grain size, forward martensitic transformation starts and finishes ($M_s=200$ K, $M_f=185$ K) at about 10 K higher comparing with smaller grain size ($M_s=190$ K, $M_f=175$ K), while reverse martensitic transformation is almost the same ($A_s=245$ K, $A_f=255$ K), if one defines these temperatures as onset points with an inflection in between. It can be also seen that, in both cases, the shape recovery is complete but the reversible deformation amount is different. In the present case of 3-point bending, the deformation was calculated according to the following formula $\varepsilon = (4h(dL)/(l^2 + (dL)^2)) \times 100$, where h is plate thickness, dL is deflection and l is distance between nodes (all in mm). So, in the case of large grain size (about 200 μm , Fig. 2, *a*) accumulated and restored martensitic deformation was $\varepsilon_R = 0.2\%$, while, upon the grain size reduction (20–50 μm , Fig. 2, *b*), it undergone 2-fold increase ($\varepsilon_R = 0.4\%$).

In order to determine elastic modulus and internal friction (loss factor), the dynamic load of oscillating force was applied (stress 40 MPa) resulting in 20 μm amplitude ($(8-10) \times 10^{-3}$). Proteus software calculates elastic modulus as $|E| = E' + iE''$, where E' is storage modulus and E'' is loss modulus. Loss factor is obtained as $\text{tg}\delta = E''/E' \approx Q^{-1} = (1/2\pi)(\Delta W/W)$, where ΔW is the energy (generally converted into heat) absorbed after loading and unloading and W is the applied energy

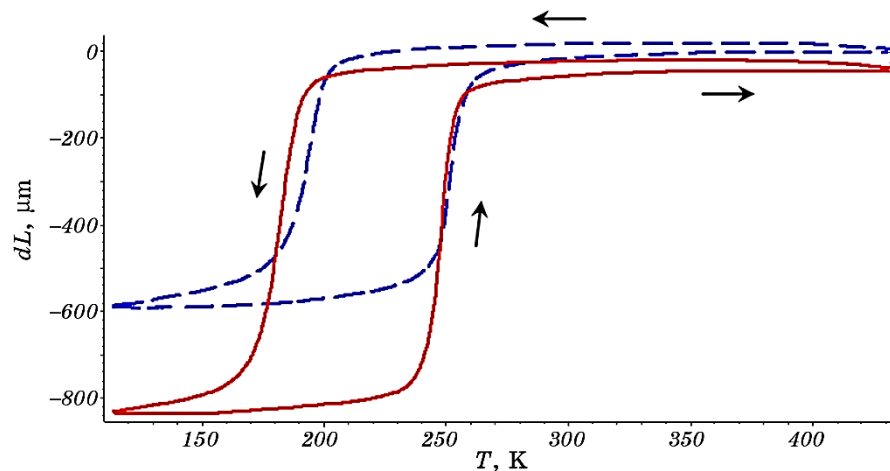


Fig. 3. Deflection in 3 point bending (dL) vs. temperature measured in Netzsch 242 DMA under static stress 40 MPa for $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy cast into room temperature ceramic mould (200 μm grain size, plate thickness $h = 0.4$ mm; dashed line) and into a mould cooled down to 140 K (20–50 μm grain size, plate thickness $h = 0.5$ mm; solid line).

during loading. In Figure 4, the elastic modulus *vs.* temperature behaviour has been shown for $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy upon almost 10-fold grain-size decrease.

It can be seen that martensitic transformation temperatures according to elastic-modulus changes with temperature shown in Fig. 4 correspond well with those obtained for shape memory behaviour shown in Fig. 3. It should be noticed that the absolute values of modulus are quite different for different grain sizes. As elastic modulus is a structure insensitive property and depends primarily on the interatomic interaction, this difference can only be explained in terms of high elastic anisotropy ratio $A = 2C_{44}/(C_{11} - C_{12}) \approx 13$ for Cu–Al-based alloys [12]. In this sense, large grains that show almost columnar microstructure (Fig. 2, *a*) might be the reason for higher directional stiffness along the measured plate, once for smaller grain size we have average distribution of directions and because of that elastic modulus values in austenite are very much like the ones measured on small grain polycrystalline wires in [8]. Contrary to the results in [8], the value of elastic modulus in martensite is smaller comparing to austenite although it is growing with cooling from the minimum observed during forward martensitic transformation. Subsequent heating back to 440 K results in passing through a minimum associated with reverse martensitic transformation, which is deeper comparing with a forward one implying that lattice softening during reverse martensitic transformation is more significant for $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy.

As for internal friction (loss factor $\text{tg}\delta$ or damping) measured simul-

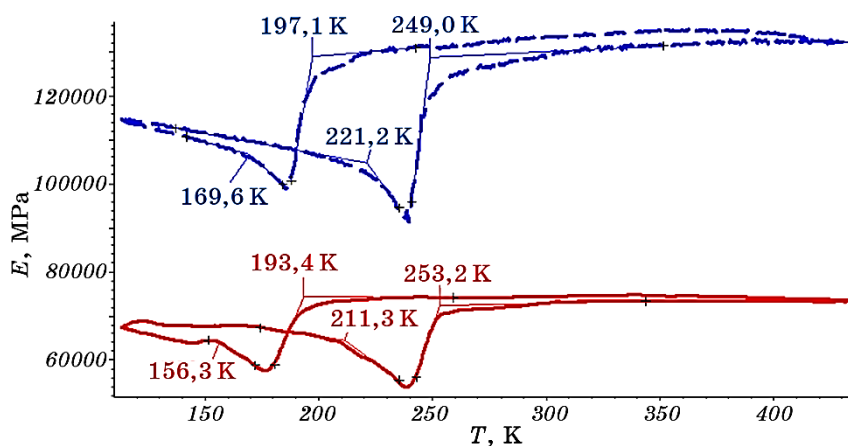


Fig. 4. Elastic modulus *vs.* temperature behaviour (oscillating frequency 1 Hz, oscillating amplitude $20\ \mu\text{m}$ ($(8-10)\times 10^{-3}$), heating-cooling rate 5 K/min) for $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy with $200\ \mu\text{m}$ grain size (dashed line) and $20-50\ \mu\text{m}$ grain size (solid line). Martensitic transformation temperatures calculated as onsets with the help of Proteus software are also shown.

taneously in these DMA experiments, its behaviour *vs.* temperature is shown for large and smaller grain sizes in Fig. 5.

It can be seen (Figure 5) that for the large and smaller grain size $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy specimens, two internal friction peaks correspond to elastic modulus minima (Fig. 4) and temperature intervals of martensitic deformation accumulation on cooling and its recovery on heating (Fig. 3). According to [13], these internal friction peaks contain two contributions, namely, ‘transient’ and ‘non-transient’. The latter is related to phase transformation mechanism. They all lay over so-called ‘intrinsic’ one that exists in austenite, two-phase austenite/martensite mixture during the transformation and in martensite. Authors of [13] relate ‘intrinsic’ contribution in martensitic state to the mobility of intervariant boundaries in thermoelastic martensite.

It seems evident that in the case of the large grain size (Fig. 5, dashed line) internal friction decreases after the peak on cooling to the value that was initially observed in high temperature austenitic region. Further heating leads to the increase in internal friction only in the temperature interval of the reverse martensitic transformation and it ends up in high temperature region once again at low internal friction value. It has to be noted that complete shape recovery in $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy (Fig. 3) means that the character of the martensitic transformation is definitely thermoelastic. At the same time, it is becoming obvious that intervariant boundaries for thermoelastic martensite formed in large grains are immobile. Yet, almost 10-fold decrease in grain size for $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy results in very high internal friction in the martensite state (Fig. 5, solid line), as $\text{tg}\delta$

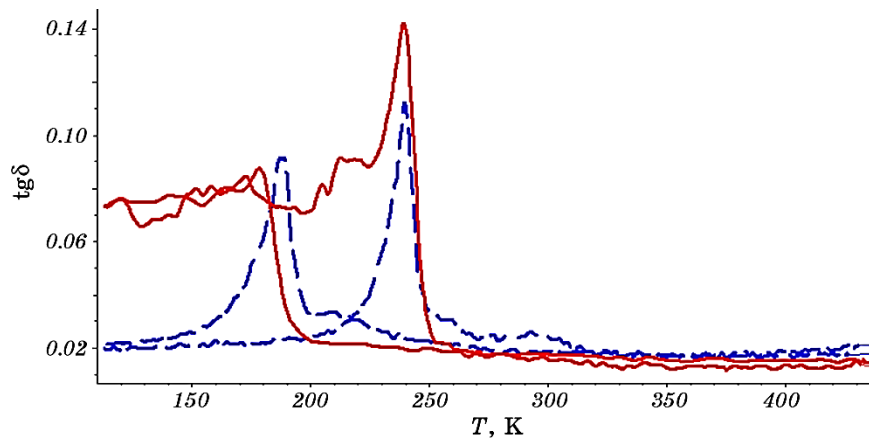


Fig. 5. Loss factor $\text{tg}\delta$ *vs.* temperature behaviour (oscillating frequency 1 Hz, oscillating amplitude $20\ \mu\text{m}$ ($(8-10)\times 10^{-3}$), heating-cooling rate 5 K/min) for $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy with $200\ \mu\text{m}$ grain size (dashed line) and $20-50\ \mu\text{m}$ grain size (solid line).

grows to the peak value of 0.09 and does not decrease much in martensite in 0.07–0.08 range on cooling. Subsequent heating results in the increase of $\text{tg}\delta$ above 0.14 at the peak and decrease to the austenitic value in high temperature range. It has to be also noted that the internal friction peak during reverse martensitic transformation on heating is higher comparing with forward one on cooling (Fig. 5). It corresponds well with deeper minimum in elastic modulus during reverse martensitic transformation shown in Fig. 4 because lattice softening definitely helps the mobility of interfaces in general. Anyway, it can be supposed that the decrease in grain size leads to the mobility of the intervariant boundaries in thermoelastic martensite through changes in martensite crystal morphology from spear like to thin plate. The latter morphology might also be responsible for the increase in accumulated and recovered martensitic deformation at shape memory (Fig. 3). To find a proof of that, additional investigation will be required.

4. SUMMARY

It can be concluded that $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy upon quenching from 1173 K undergoes thermoelastic martensitic transformation from $L2_1$ austenitic phase into γ'_1 -orthorhombic martensite. Thermoelastic martensitic transformation in $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy is accompanied by complete shape recovery, while minima in elastic modulus coincide with internal friction peaks in the temperature intervals of martensite deformation accumulation and its recovery during forward and reverse martensitic transformation correspondingly. Higher internal friction peak during reverse martensitic transformation associated with lower elastic modulus minimum comparing to forward martensitic transformation. It means that higher interface mobility is ensured by the more significant lattice softening within the reverse martensitic-transformation temperature range. The large grain size for $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy lead to the formation of the martensite state that shows no sign of the intervariant boundary mobility in thermoelastic martensite because the internal friction in this case is as low as it is in the austenitic state. It is possible to decrease austenite grain size with the help of high crystallization rate through casting into low temperature mould. Resulting 10-fold decrease in grain size ensures high mobility of intervariant boundaries in thermoelastic martensite for $\text{Cu}_{69.26}\text{Al}_{25.86}\text{Mn}_{4.88}$ alloy, which in its own turn results in high internal friction in martensite state. The possibility to regulate shape memory and internal friction through the grain size manipulation uncovered in present work might become very useful in application of cast or 3D-printed Cu-based shape memory alloys.

Authors of this work are grateful for the support from the National

Academy of Sciences of Ukraine through the grant No. 0123U100898. Authors of this work also would like to express their sincere gratitude to PhD Georgiy Mogilny for his invaluable help with performing x-ray diffraction measurements.

REFERENCES

1. G. V. Kurdyumov and L. G. Khandros, *Doklady AN SSSR*, **66**: 211 (1949).
2. H. Warlimont and L. Delaey, *Martensitic Transformations in Copper-, Silver- and Gold-Based Alloys* (Oxford: Pergamon Press: 1974); H. Warlimont and L. Delaey, *Prog. Mater. Sci.*, **18**: 1 (1974).
3. T. Tadaki, *Shape Memory Materials* (Eds. K. Otsuka and C. M. Wayman) (Cambridge: Cambridge University Press: 1998), p. 97.
4. E. M. Mazzer, M. R. da Silva, and P. Gargarella, *J. Mater. Research*, **37**: 162 (2022).
5. R. Kainuma, S. Takahashi, and K. Ishida, *J. Phys. IV France*, **05**, No. C8: C8-961 (1995).
6. R. Kainuma, S. Takahashi, and K. Ishida, *Metall. Mater. Trans. A*, **27**: 2187 (1996).
7. J. Van Humbeeck, L. Delaey, E. Hornbogen, and N. Jost, *The Martensitic Transformation in Science and Technology* (Oberursel: DGM Informationsgesellschaft: 1989), p. 15.
8. N. Koeda, T. Omori, Y. Sutou, H. Suzuki, M. Wakita, R. Kainuma, and K. Ishida, *Mater. Trans.*, **46**: 118 (2005).
9. Y. Sutou, R. Kainuma, and K. Ishida, *Mater. Sci. Eng. A*, **273–275**: 375 (1999).
10. Y. Sutou, T. Omori, R. Kainuma, and K. Ishida, *Mater. Sci. Technol.*, **24**, Iss. 8: 896 (2008).
11. <https://luttero.github.io/maud>
12. M. Suezawa and K. Sumino, *Scripta Metall.*, **10**, Iss. 9: 789 (1976).
13. Jan Van Humbeeck, Johannes Stoiber, Luc Delaey, and Rolf Gotthardt, *Int. J. Mater. Research*, **86**: Iss. 3, 176 (1995).

Засновник: НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ, ІНСТИТУТ МЕТАЛОФІЗИКИ ІМ. Г. В. КУРДЮМОВА НАН УКРАЇНИ
Видавець: ВД «Академперіодика» НАН України
Передплатний індекс/Subscription index: 74312 **ISSN 1024-1809**

**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-novejschie-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 (ЄДРПОУ): 05417331

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

Свідоцтво 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-novejschie-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^б 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, +380 4241221.

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.