

Vol. 44, No. 2
February 2022

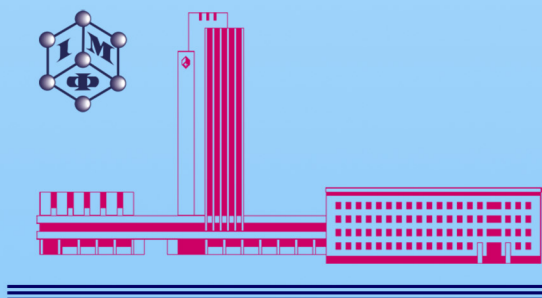
ISSN 1024-1809

METALLOPHYSICS and ADVANCED TECHNOLOGIES

МЕТАЛОФІЗИКА ТА НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ

МЕТАЛЛОФИЗИКА И НОВЕЙШИЕ ТЕХНОЛОГИИ
METALLOFIZIKA I NOVEISHIE TEKHNologii

Том 44, № 2 (2022)



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

Засновник: НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ, ІНСТИТУТ МЕТАЛОФІЗИКИ ІМ. Г. В. КУРДЮМОВА НАН УКРАЇНИ
Видавець: ІНСТИТУТ МЕТАЛОФІЗИКИ ІМ. Г. В. КУРДЮМОВА НАН УКРАЇНИ

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

Щомісячний науковий журнал		A Monthly Research Journal	
РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ		EDITORIAL BOARD	
В. А. ТАТАРЕНКО	<i>головний редактор, чл.-кор. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	V. A. TATARENKO	<i>Editor-in-Chief, Corresponding Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
C. В. АХОНІН	<i>акад. НАН України (Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ)</i>	S. V. AKHONIN	<i>Member of the N.A.S.Ukr., E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
M. О. БІЛОГОЛОВСЬКИЙ	<i>проф. (Київський академічний університет НАН та МОН України, Київ)</i>	M. О. BELOGOLOVSKIY	<i>Professor, Kyiv Academic University, N.A.S.Ukr. & M.E.S.Ukr., Kyiv</i>
T. М. БРИК	<i>д-р фіз.-мат. наук (Інститут фізики конденсованих систем НАН України, Львів)</i>	T. M. BRYK	<i>Dr. Sc. (Phys.-Math.), Institute for Condensed Matter Physics, N.A.S.Ukr., Lviv</i>
M. О. ВАСИЛЬСВ	<i>проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	M. O. VASILIEV	<i>Professor, G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
V. Г. ГАВРИЛЮК	<i>проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	V. G. GAVRILJUK	<i>Professor, G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
G. С. ГРЕЧНЕВ	<i>проф. (Фізико-технічний інститут низьких температур ім. Б. І. Веркіна НАН України, Харків)</i>	G. E. GRECHNEV	<i>Professor, B. Verkin Institute for Low Temperature Physics and Engineering, N.A.S.Ukr., Kharkiv</i>
T. В. ЗАПОРОЖЕЦЬ	<i>проф. (Черкаський національний університет імені Богдана Хмельницького МОН України, Черкаси)</i>	T. V. ZAPOROZHETS	<i>Professor, Bohdan Khmelnytsky National University of Cherkasy, M.E.S.Ukr., Cherkasy</i>
O. М. ІВАСИШИН	<i>акад. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	O. M. IVASISHIN	<i>Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
Ю. М. КОВАЛЬ	<i>чл.-кор. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	YU. M. KOVAL'	<i>Corresponding Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
O. А. КОРДЮК	<i>акад. НАН України (Київський академічний університет НАН та МОН України, Київ)</i>	O. A. KORDYUK	<i>Member of the N.A.S.Ukr., Kyiv Academic University, N.A.S.Ukr. & M.E.S.Ukr., Kyiv</i>
C. О. КОТРЕЧКО	<i>заступник головного редактора, чл.-кор. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	S. O. KOTRECHKO	<i>Deputy Editor-in-Chief, Corresponding Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
Ю. В. КУДРЯВЦЕВ	<i>проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	YU. V. KUDRYAVTSEV	<i>Professor, G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
K. Г. ЛЕВЧУК	<i>відповідальний секретар редколегії, д-р техн. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	K. G. LEVCHUK	<i>Executive Managing Editor, Dr. Sc. (Tech.), G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
C. Г. ЛЕНЬ	<i>заступник головного редактора, проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	E. G. LEN	<i>Deputy Editor-in-Chief, Professor, G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
V. Ф. ЛОСЬ	<i>проф. (Інститут магнетизму НАН та МОН України, Київ)</i>	V. F. LOS	<i>Professor, Institute of Magnetism, N.A.S.Ukr. & M.E.S.Ukr., Kyiv</i>
П. С. МАРКОВСЬКИЙ	<i>д-р техн. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	P. E. MARKOVSKY	<i>Dr. Sc. (Tech.), G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
V. Б. МОЛОДКІН	<i>чл.-кор. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	V. B. MOLODKIN	<i>Corresponding Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
B. М. МОРДЮК	<i>д-р фіз.-мат. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	B. M. MORDYUK	<i>Dr. Sc. (Phys.-Math.), G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
V. М. НЕСТЕРЕНКОВ	<i>чл.-кор. НАН України (Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ)</i>	V. M. NESTERENKOV	<i>Corresponding Member of the N.A.S.Ukr., E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
O. Д. ПОГРЕБНЯК	<i>проф. (Сумський державний університет, МОН України, Суми)</i>	O. D. POGREBNJAK	<i>Professor, Sumy State University, M.E.S.Ukr., Sumy</i>
Ю. М. ПОДРЕЗОВ	<i>д-р фіз.-мат. наук (Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ)</i>	YU. M. PODREZOV	<i>Dr. Sc. (Phys.-Math.), I. M. Frantsevych Institute for Problems of Materials Science, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
T. М. РАДЧЕНКО	<i>д-р фіз.-мат. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	T. M. RADCHENKO	<i>Dr. Sc. (Phys.-Math.), G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
O. Д. РУДЬ	<i>проф. (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	O. D. RUD'	<i>Professor, G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
V. М. УВАРОВ	<i>чл.-кор. НАН України (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	V. M. UVAROV	<i>Corresponding Member of the N.A.S.Ukr., G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
A. І. УСТИНОВ	<i>проф. (Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ)</i>	A. I. USTINOV	<i>Professor, E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
O. В. ФІЛАТОВ	<i>д-р фіз.-мат. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	O. V. FILATOV	<i>Dr. Sc. (Phys.-Math.), G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
C. О. ФІРСТОВ	<i>акад. НАН України (Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ)</i>	S. O. FIRSTOV	<i>Member of the N.A.S.Ukr., I. M. Frantsevych Institute for Problems of Materials Science, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
T. С. ЧЕРЕПОВА	<i>д-р техн. наук (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ)</i>	T. S. CHEREPOVA	<i>Dr. Sc. (Tech.), G.V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S.Ukr., Kyiv</i>
EDITORIAL ADVISORY BOARD MEMBERS AND REGIONAL EDITORS			
Professor Ing. Ivo DLOUHÝ <i>Institute of Physics of Materials, Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic</i>	Professor Janusz DUBOWIK <i>Institute of Molecular Physics, Polish Academy of Sciences, Poznań, Poland</i>	Professor Elena V. PERELOMA <i>University of Wollongong, School of Mechanical, Materials and Mechatronic Engineering, Wollongong, Sydney Area, Australia</i>	
Professor Han DONG <i>School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai, P.R. China</i>	Professor Leszek B. MAGALAS <i>AGH University of Science and Technology, Faculty of Metals Engineering and Industrial Computer Science, Kraków, Poland</i>	Dr. Patrice E. A. TURCHI <i>Lawrence Livermore National Laboratory, Condensed Matter and Materials Division, Livermore, CA, U.S.A.</i>	

AN INTERNATIONAL RESEARCH JOURNAL

METALLOPHYSICS AND ADVANCED TECHNOLOGIES

(Metallofizika i Noveishie Tekhnologii)

FOUNDED IN SEPTEMBER, 1979

Volume 44, No. 2; February, 2022

CONTENTS

Editorial Announcements	Information for Foreign Subscribers	V
	Information for Contributors	VII
Electronic Structure and Properties	‘Orbital Glass’ Effects. 1. Permanent Magnets <i>O. I. MITSEK and V. M. PUSHKAR</i>	141
	Paramagnetic Properties of Rare Earth Chromium Borates at High Temperatures <i>O. K. KUVANDIKOV, Kh. O. SHAKAROV, U. T. USAROV, Z. M. SHODIEV, B. U. AMONOV, and O. A. SULAIMONOV</i>	151
	Invar Anomalies and Martensitic Transformation in Steels and Fe–Ni-Based Alloys in Strong Magnetic Field and without It <i>I. V. ZOLOTAREVSKY</i>	159
	Study of Parallel Processes Arising in Continuous Cast Billet During Its Solidification <i>O. M. KHOROSHYLOV, O. S. PODOLYAK, and O. I. PONOMARENKO</i>	175
Phase Transformations	High-Speed Quenching from Liquid-Solid State as Method for Studying Phase Transformations at Crystallization <i>A. G. PRIGUNOVA, V. I. BIELIK, L. K. SHENEVIDKO, M. V. KOSHELEV, and S. V. PRIGUNOV</i>	191
	Comparative Study of Microstructure and Characteristics of Ti6Al4V/TiB Composites Manufactured with Various Powder Metallurgy Approaches <i>Yuchao SONG, Oleksandr STASIUK, Dmytro SAVVAKIN, Orest IVASISHIN, and Xiaofeng XU</i>	211
Crystal-Lattice Defects		

Metallic Surfaces and Films	Enhancement of Mechanical and Anticorrosion Properties of Al–6Mg Alloy Surface Using Electric Discharge Alloying by Ti and High-Frequency Impact Treatment <i>V. V. MOHYLKO, A. P. BURMAK, S. M. VOLOSHKO, S. I. SIDORENKO, and B. N. MORDYUK</i>	223
	Magnetron Sputtering System with Cylindrical Magnetron for Obtaining of Internal Protective Coatings for Increasing a Pipe Resource <i>O. I. SHKURAT, V. A. BATURIN, S. M. KRAVCHENKO, V. M. KOLOMIETS, I. M. KONONENKO, I. G. CHYZHOV, P. E. SAMOILOV, Yu. A. PAVLENKO, S. O. FIRSTOV, V. F. GORBAN, and M. I. DANYLENKO</i>	241
Physics of Strength and Plasticity	Development of Analytical Model of Threaded Connection of Tubular Parts of Chrome-Plated Metal Structures <i>O. Ya. DUBEI, T. F. TUTKO, L. Ya. ROPYAK, and M. V. SHOVKOPLIAS</i>	251
	Brittleness of Metals and Alloys as Instability of Strength Properties <i>Yu. Ya. MESHKOV and G. P. ZIMINA</i>	273

Scientific Editors of Issue— *T. S. Cherepova, E. G. Len, V. A. Tatarenko*

Executive Managing Editor—*K. H. Levchuk*

Executive Editor—*L. Ya. Yermolenko*

Editors—*M. V. Shcherbyna, K. H. Levchuk, M. V. Manilo*

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

Editorial Office Address:

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

36 Academician Vernadsky Boulevard, UA-03142 Kyiv, Ukraine

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

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

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

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

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

Printed by Publishing House ‘Akademperiodyka’, N.A.S. 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.44.02>

МЕТАЛОФІЗИКА ТА НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ

МІЖНАРОДНИЙ НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ
ЗАСНОВАНИЙ У ВЕРЕСНІ 1979 р.

Том 44, № 2; лютий, 2022

ЗМІСТ

Редакційні оголошення	Інформація для закордонних передплатників	V
	Інформація для авторів	IX
Електронні структура та властивості	Ефекти «орбітального скла». 1. Постійні магнети <i>О. І. МІЦЕК, В. М. ПУШКАР</i>	141
	Парамагнетні властивості рідкісноземельних хромових боратів за високих температур <i>О. К. КУВАНДІКОВ, <u>Х. О. ШАКАРОВ</u>, У. Т. УСАРОВ, З. М. ШОДІЄВ, Б. У. АМОНОВ, О. А. СУЛАЙМОНОВ</i>	151
	Інварні аномалії і мартенситне перетворення у сталях і стопах на основі Fe–Ni у сильному магнетному полі та без нього <i>І. В. ЗОЛОТАРЕВСЬКИЙ</i>	159
Фазові перетворення	Вивчення паралельних процесів, які виникають у безперервно литій заготовці під час її твердіння <i>О. М. ХОРОШИЛОВ, О. С. ПОДОЛЯК, О. І. ПОНОМАРЕНКО</i>	175
	Високошвидкісний гарт із рідко-твердого стану як метод дослідження фазових перетворень під час кристалізації <i>А. Г. ПРИГУНОВА, В. І. БЄЛІК, Л. К. ШЕНЕВІДЬКО, М. В. КОШЕЛЄВ, С. В. ПРИГУНОВ</i>	191
Дефекти кристалічної ґратниці	Порівняльне вивчення мікроструктури та характеристик композитів Ti6Al4V/TiB, одержаних різними методами порошкової металургії <i>Ючао СОН, Олександр СТАСЮК, Дмитро САВВАКІН, Орест ІВАСИШИН, Сяофен СЮ</i>	211

Металічні поверхні та плівки	Покращення механічних та антикорозійних властивостей поверхні ступу АМг6 електроіскровим легуванням Ті та високочастотним ударним обробленням <i>В. В. МОГИЛКО, А. П. БУРМАК, С. М. ВОЛОШКО, С. І. СИДОРЕНКО, Б. М. МОРДЮК</i>	223
	Система магнетронного розпорошення з циліндричним магнетроном для нанесення внутрішніх захисних покриттів для збільшення ресурсу труб <i>О. І. ШКУРАТ, В. А. БАТУРІН, С. М. КРАВЧЕНКО, В. М. КОЛОМІЄЦЬ, І. М. КОНОНЕНКО, І. Г. ЧИЖОВ, П. Є. САМОЙЛОВ, Ю. А. ПАВЛЕНКО, С. О. ФІРСТОВ, В. Ф. ГОРБАНЬ, М. І. ДАНИЛЕНКО</i>	241
Фізика міцності та пластичності	Розвиток аналітичної моделі нарізного з'єднання трубчастих деталей хромованих металокопункцій <i>О. Я. ДУБЕЙ, Т. Ф. ТУТКО, Л. Я. РОП'ЯК, М. В. ШОВКОПЛЯС</i>	251
	Крихкість металів і стопів як нестабільність властивостей міцності <i>Ю. Я. МЕШКОВ, Г. П. ЗІМІНА</i>	273

Наукові редактори випуску: *Т. С. Черепова, Є. Г. Лень, В. А. Татаренко*

Відповідальний секретар редакційної колегії *К. Г. Левчук*

Редактор-коректор *Л. Я. Єрмоленко*

Технічні редактори: *М. В. Щербина, К. Г. Левчук, М. В. Маніло*

Художній редактор *Л. Я. Єрмоленко*

Оригінал-макет для прямого репродукування виготовлено комп'ютерною групою РВВ Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України

Адреса редакції:

Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, РВВ—Редакція «МНТ»

бульв. Акад. Вернадського, 36; 03142 Київ, Україна

Тел.: +380 44 4249042; факс: +380 44 4242561

Ел. пошта: mfint@imp.kiev.ua

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

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

Затверджено до друку вченою радою Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України
Друкується за постановою редакційної колегії журналу англійською, або українською мовами

Підписано до друку 29.01.2021 р. Формат 70 × 100/16.

Ум. друк. арк. 12,03. Обл.-вид. арк. 11,06.

Тираж 63 пр. Зам. № 6598 від 02.05.2022 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.44.02>

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’ (2a 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-noveishie-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.

This 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^b 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.

Address of the Editorial Board:

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

E-mail: mfint@imp.kiev.ua (with subject beginning by word ‘mfint’)
Fax: +380 44 4242561. Phone: +380 44 4249042.

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

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

ИНФОРМАЦИЯ ДЛЯ ИНОСТРАННЫХ ПОДПИСЧИКОВ

**Редакция ежемесячного научного журнала
«МЕТАЛЛОФИЗИКА И НОВЕЙШИЕ ТЕХНОЛОГИИ»
(CODEN: MNTTEE; ISSN: 1024-1809)**

извещает о подписке (начиная с текущего месяца выпуска). Кроме подписки в отделениях почтовой связи УППС «Укрпочта», через централизованное агентство ГППИ «ПРЕССА» (ул. Георгия Кирпы, дом 2а, 03999 Киев, Украина; телефаксы: +380 44 2890774 / 2480377 / 2480384 / 2487802 / 2480406 / 2487809; e-mail: pod_ukr@presa.ua, rozn@presa.ua, info@presa.ua) или посредством Internet:

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

(подписной индекс МНТ: 74312) по ценам «Каталога изданий Украины», редакция будет использовать систему заказов, направляемых непосредственно редакции. Для получения журнала заинтересованные лица и организации должны перевести на валютный расчётный счёт Института металлофизики НАН Украины сумму, соответствующую заказу (по редакционной цене).

Оплата производится платёжным поручением (почтовым переводом):

«Получателю»: Филиал АО «Государственный экспортно-импортный банк Украины» в г. Киеве (Украина, 04053 Киев, ул. Бульварно-Кудрявская, 11^б) на расчётный счёт № UA603223130000025308000000067 МФО 322313

для «Поставщика»: Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины

Назначение платежа: за журнал «Металлофизика и новейшие технологии» для РИО ИМФ НАНУ

Основание: предоплата 100%

Стоимость одного номера журнала, включая и стоимость его пересылки, за пределами Украины в странах СНГ составляет 13 USD (or 11 EUR); стоимость тома — 156 USD (or 132 EUR).

Периодичность журнала — 12 номеров в год.

Копию платёжного поручения про оплату (почтового перевода) вместе с письменным уведомлением о заказе и подробным почтовым адресом для доставки журнала следует направить по адресу:

Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
Редакция журнала «Металлофизика и новейшие технологии»,
бульв. Академика Вернадского, 36,
03142 Киев, Украина.

Е-mail: mfint@imp.kiev.ua (с темой, начинающейся словом «mfint»)
Факс: +380 44 4242561. Телефон: +380 44 4249042

Редакция надеется на плодотворное сотрудничество со своими постоянными и будущими авторами и подписчиками и убедительно просит всех, ознакомившихся с данным сообщением, способствовать максимально широкому информированию всех заинтересованных лиц и организаций о его содержании.

INFORMATION FOR CONTRIBUTORS

Submission of Manuscripts: Papers should be sent (by e-mail: mfint@imp.kiev.ua or 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. '*MNT*') 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 published in the same language without the consent of the Editors and Publisher. It is a condition of acceptance by the Editor of a typescript for publication that the Publishers acquire automatically the copyright in the typescript throughout the world. Journal '*MNT*' 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.

Keywords and PACS numbers: Up to seven 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 original contributions should not in general exceed 5000 words and 10 figures, and subject review articles should not exceed 9000 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. E. E. Zubov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 11: 1423 (2016) (in Russian). DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.38.11.1423>
2. M. Chegini, A. Fallahi, and M. H. Shaen, *Proc. Mater. Sci.*, **11**: 95 (2015). DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.11.116>
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. S. V. Dyvyns'ky, *Zakonomirnosti Dyfuziyi v Intermetallidakh ta Splavakh na Osnovi Perekhidnykh Metaliv* [Mechanisms of Diffusion in Intermetallides and Alloys Based on Transition Metals] (Thesis of Disser. ... for the Degree of Dr. Phys.-Math. Sci.) (Kyiv: G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.U.: 2006) (in Ukrainian).

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:

<http://www.cas.org/content/references/corejournals>; <http://rmp.aps.org/files/rmpguapb.pdf>;

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

<http://www.ams.org/msnhtml/serials.pdf>

Equations and Formulae: Formulas in the text should be inserted by **MathType**, fully compatible with MS Office 2003, 2007 or 2010. 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 or 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 (black-and-white or greyscale recommend) must be of a high enough standard for reproduction with **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 Microsoft Word 2003, 2007 or 2010 with a name consisting the name of the first author, for example, Smirnov.doc. The electronic form of figures (graphics files in **TIFF**, **EPS** or **JPEG** formats preferably and with name consisting the name of the first author also, for example, Smirnov_fig2a.tiff) 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: <http://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 and the Editorial Board of the Journal 'Metallophysics and Advanced Technologies' the right to publish this manuscript in English language or in the Ukrainian translation. 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 ДЛЯ АВТОРІВ

Міжнародний науковий журнал «Металлофізика та новітні технології» (МНТ) 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, сплавів 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 неприйнятних практик.

Тематика журналу: *Електронні структура та властивості, Дефекти кристалічної ґратки, Фазові перетворення, Фізика міцності та пластичності, Металічні поверхні та плівки, Будова та властивості наномасштабних і мезоскопічних матеріалів, Аморфний і рідкий стани, Взаємодії випромінювання та частинки з 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 (дається перевага) або українською.

Статті, в оформленні яких не дотримано наступних правил для опублікування в МНТ, 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. Викладання 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 статті має бути не більше 5000 слів (з урахуванням основного тексту, таблиць, підписів до рисунків, списку використаних джерел) і 10 рисунків. Ухвала про публікацію наукових оглядів (до 9000 слів та 30 рис.) приймається редколегією після ознайомлення з розширеною анотацією роботи.

4. До редакції може надаватися 1 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 2003, 2007 або 2010, з назвою, що складається з прізвища першого автора (латиницею), наприклад, Smirnov.doc.

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 6–7 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), 5–6 ключових слів трьома мовами (англійською, українською, російською), 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 не повинні містити складних формул, математичних виразів чи позначень.

7. Електронні копії рисунків мають бути представленими у вигляді окремих файлів (в графічних форматах TIFF, EPS або JPEG з роздільною здатністю у 600 dpi) з назвами, що складаються з прізвища першого автора (латиницею) та номера рисунка, наприклад, Smirnov_fig2a.tiff. 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 їх якісного відтворення у зменшеному в 2–3 рази вигляді (рекомендована початкова ширина рисунка — 12,7 см). Світліни мають бути чіткими та контрастними, а написи та позначення мають не закривати істотні деталі (для чого можна використовувати стрілки). Замість зазначення в підтекстовці збільшення при зніманні 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 вздовж відкладаються, і через кому їхні одиниці вимірювання.

9. Формули в текст необхідно вставляти за допомогою редактора формул MathType, сумісного з MS Office 2003, 2007 або 2010. Вектори слід набирати жирним 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 літератури складається почергово 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 DOI, якщо він є):

1. E. E. Zubov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 11: 1423 (2016) (in Russian). DOI:

<https://doi.org/10.15407/mfint.38.11.1423>

2. M. Chegini, A. Fallahi, and M. H. Shaen, *Proc. Mater. Sci.*, **11**: 95 (2015). DOI:

<https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.11.116>

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. S. V. Dyvyn's'ky, *Zakonomirnosti Dyfuziyi v Intermetallidakh ta Splavakh na Osnovi Perekhidnykh Metaliv* [Mechanisms of Diffusion in Intermetallides and Alloys Based on Transition Metals] (Thesis of Diss. ... for the Degree of Dr. Phys.-Math. Sci.) (Kyiv: G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S.U.: 2006) (in Ukrainian).

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. Nemoskhalenko, *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:

<http://www.cas.org/content/references/corejournals>;

<http://rmp.aps.org/files/rmpguapb.pdf>;

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

<http://www.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.slovyk.ua/services/translit.php>; <http://ru.translit.net/?account=bgn>).

Після транслітерованих назв книг, дисертацій, патентів та ін. слід у квадратних дужках наводити їх англomовний переклад (див. приклади вище). При транслітерації статей з МНТ 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 МНТ; бульвар Акад. Вернадського, 36; 03142 Київ, Україна або відповідному регіональному редактору (див. сайт).

Автори можуть вільно завантажити pdf-файли статей з сайту журналу (<http://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 домовленості між редакцією МНТ і засновниками журналу, редакція вважає, що автори, надсилаючи їй рукопис статті, передають засновникам і редколегії право опублікувати цей рукопис українською мовою або в перекладі англійською мовою, 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 і редколегії журналу «Металофізика та новітні технології» право опублікувати цей рукопис українською мовою або в перекладі англійською мовою. 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)

ELECTRONIC STRUCTURE AND PROPERTIES

PACS numbers: 71.10.-w, 75.10.Dg, 75.30.Et, 75.50.Lk, 75.50.Ww

Ефекти «орбітального скла». 1. Постійні магнети

О. І. Міцек, В. М. Пушкар

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

У зображенні багатоелектронних операторних співорів розраховано магнетні фазові діаграми жорстких ферромагнетиків — постійних магнетів. Ці стопи $A_{1-x}B_x$ впорядковуються. Ковалентні зв'язки (A–B) Γ_{AB} сильніші за Γ_{AA} , Γ_{BB} . Групи Галуа (ГГ–С) спінів Со або Мн зв'язані (спін-орбітально) з сегрегаціями орбітальних моментів (ГГ–З). Спін-орбітальний зв'язок ($L-S$) тут сильніший за обмінні зв'язки А–А, тобто Со–Со або Мн–Мн. Антиферомагнетизм Мн ($T_N > 10^2$ К) пригнічується у стопах (Мн–Ві, Мн–Ал, ...). Інверсія обміну T_k змінює знак температури переходу ($T_N < 0 \rightarrow T_c > 0$); T_k визначається спін-орбітальним зв'язком ($\Gamma_{AB} > 0$). Цей ефект легко спостерігається за $T_k > 300$ К. Він дає магнетну анізотропію $B_A \sim 10^3$ Е. Розраховані для стопів $A(\text{Со}, \text{Мн})_{1-x}B(\text{Pt}, \text{Ві})_x$ температури Кюрі $T_c(x)$ знайдено експериментально, як і середній момент $p_2(x)$. Лінійність $T_c(x)$ порушується спін-орбітальним членом Γ_{AB} ковалентного зв'язку (A–B), зумовленим «орбітальним склом» В-компонент (Pt, Mn). Сегрегація L_x з антиферомагнетним (АФМ) обміном A_B конкурує з АФМ-обміном A_A всередині А-компоненти. Пригнічення цього спін-орбітальним зв'язком $\Gamma_{AB} > 0$ приводить до «інверсії обміну» (від $T_c(x) < 0$, $x < x_k$ до $T_c(x) > 0$, $x > x_k$). Інверсію обміну виявляють експериментально.

Ключові слова: «орбітальне скло», сегрегація моментів (групи Галуа), інверсія обміну, ферромагнетна анізотропія.

Magnetic phase diagram of hard ferromagnets (permanent magnets) is calcu-

Corresponding author: Oleksandr Ivanovych Mitsek
E-mail: amitsek@gmail.com

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

Citation: O. I. Mitsek and V. M. Pushkar, 'Orbital Glass' Effects. 1. Permanent Magnets, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 2: 141–150 (2022).
DOI: [10.15407/mfint.44.02.0141](https://doi.org/10.15407/mfint.44.02.0141)

lated by means of the method of many-electron operator spinors. These alloys $A_{1-x}B_x$ are ordered. Covalent bonds (A–B) Γ_{AB} are stronger than Γ_{AA} , Γ_{BB} . Galois groups (GG-C) of Cr or Mn spins are connected (by spin-orbital bonds) with orbital moments segregations (GG-3). Spin-orbital bond (L – S) is stronger than exchange bonds A–A (Co–Co or Mn–Mn). Antiferromagnetism of Mn ($T_N > 10^2$ K) is suppressed in alloys (Mn–Bi, Mn–Al, ...). Exchange inversion T_k is changed the sign of transition temperature ($T_N < 0 \rightarrow T_c > 0$); T_k is determined by spin-orbital bond ($\Gamma_{AB} > 0$). This effect is observed easily at $T_k > 300$ K. It gives magnetic anisotropy $B_A \sim 10^3$ Oe. Curie temperature $T_c(x)$ and mean moment $p_2(x)$, calculated for alloys $A(\text{Co, Mn})_{1-x}B(\text{Pt, Bi})_x$, is determined experimentally. Linearity of $T_c(x)$ is broken by spin-orbital term Γ_{AB} of component (A–B) covalent bond caused by ‘orbital glass’ of B components (Pt, Mn). Segregation L_r with antiferromagnetic (AFM) exchange A_B competes with AFM exchange within A-component. Suppression of that by spin-orbital bond $\Gamma_{AB} > 0$ leads to ‘exchange inversion’ (from $T_c(x) < 0$, $x < x_k$ to $T_c(x) > 0$, $x > x_k$). Exchange inversion is determined experimentally.

Key words: ‘orbital glass’, moments’ segregation (Galois groups), exchange inversion, ferromagnetic anisotropy.

(Отримано 1 червня 2021 р.; остаточн. варіант — 14 листопада 2021 р.)

1. ВСТУП

Постійні магнети (ПМ) з високою $T_c \cong 10^3$ K [1] завжди були і будуть затребувані. На основі м’яких Co і Fe можна одержати стопи з високою феромагнетною анізотропією (ФМА) і коерцитивною силою $H_c \sim 0,1$ Т. Домішка немагнетних Pt⁷⁹ ($5d^{10}$) або Bi⁸³ ($5d^{10}6s^26p^3$) збільшує ФМА Co²⁷ ($3d^74s^1$) або Mn²⁵ ($3d^64s^2$). Тут ефект аналогічний Co–U [2].

Відкриття «орбітального скла» (ОС) [3] пояснило цілу низку спостережуваних (але непояснених) ефектів [4].

Властивості ОС дозволяють передбачити нові явища. Тут ми зупинимось на постійних магнетах. Участь перехідних металів дозволяє ввести до розгляду кутові моменти S_r і L_r йонів. У стопах зонні ферміони компенсують локальні спіни Mn або Bi ($S_r \rightarrow 0$). Але на локальні L_r зонні ферміони ($I_r \cong 10$) не впливають. Це виділяє сукупність йонних L_r у сегрегації. Сумарна сегрегація L_r стопу (підґратниці Pt або Bi) проявляється як «орбітальне скло». Цей «новий матеріал» бере участь у фазових діаграмах (як атомних фазових діаграм (АФД), так і магнетних фазових діаграм (МФД)).

Теорію явищ адекватно побудовано на основі багатоелектронних операторних спінорів (БЕОС) і флуктуацій хемічних зв’язків (ФХЗ) [2].

Природа магнетно-жорстких феромагнетиків принципово не піддається моделям одноелектронним, так само як атомне (АО) і магнетне (МО) упорядкування. Тому побудуємо багатоелектронну тео-

рію ПМ спочатку для Co–Pt. Тенденція до атомного порядку висуває наперед ковалентні A–B (Co–Pt) зв'язки:

$$H_{AB} = 2\Gamma^{DF}(\text{Co–Pt}) > \Gamma^{DD}(\text{Co–Co}) + \Gamma^{FF}(\text{Pt–Pt}). \quad (1)$$

Народження сегрегації ($\mathbf{L}_r - \mathbf{L}_R$), тобто ОС, або «орбітального» антиферомагнетизму ($T_N \sim 10^3 \text{ K}$), можливе, якщо

$$\Delta_3 \Gamma^{FF}(\mathbf{r} - \mathbf{R}) < 0, A_A = k_B T_N \sim 10^3 k_B, E_A(k_j) = A_A k_j. \quad (2)$$

Магнетна жорсткість стопу, обумовлена зв'язком (1), його кутовим членом

$$(\Gamma_{AB})' = \Gamma^{s-c}[\mathbf{S}_r - \mathbf{L}_R]. \quad (3)$$

Для технічного використання Co–Pt потрібні фазові діаграми і величина ФМА. Метод БЕОС дозволяє відповісти на всі актуальні запитання. Фазова діаграма з урахуванням атомного і магнетного упорядкування для Co–Pt і його магнетна жорсткість розраховані методом БЕОС в розділі 2. Магнетно-жорсткий Mn–Bi тим самим методом БЕОС (розділ 3) порівнюється з Co–Pt. Його спінова динаміка і температура Кюрі T_c , одержані з урахуванням ФХЗ, що визначає ентропію перехідних металів, проведемо в іншому місці. Припущення відносно властивостей ПМ-стопів РЗМ подано у розділі 4 разом з обговоренням і висновками.

2. СТОП (ПОСТІЙНИЙ МАГНЕТ) Co–Pt (A–B)

Атомне упорядкування стопу обумовлено ковалентним зв'язком A–B. Сильний феромагнетизм Co ($T_c \approx 10^3 \text{ K}$), топологічна група (ГГ-С), спінова, контрастує з сегрегацією (ГГ-З) антиферомагнетизму орбітальних моментів пар йонів Pt ($L = 1$). Це елементи групи (ГГ-З) – пара $\text{Pt}_\uparrow (\mathbf{L}_\uparrow)$ і $\text{Pt}_\downarrow (\mathbf{L}_\downarrow)$. Перетин цієї сегрегації (ГГ-З) з групою (ГГ-С) супроводжується спин-орбітальним зв'язком $\Gamma^{FD}(r - R)$ йонів Pt ($B, \mathbf{L}_r$) і Co ($A, \mathbf{S}_R$). Металічний зв'язок зонних ферміонів, які мають аналогічні $4s^2$ і $6s^2$ валентні оболонки підґратниць (A і B), не має бути визначальним для АФД і МФД.

Головним є ковалентний зв'язок A і B йонів. Виходимо з їхніх хвильових функцій

$$\psi_r^+(\text{Co}) = D_r \xi_D + \xi_b f_r^+, D_r = \{D_{r\sigma}, c_{r\sigma}\}, D_r \bar{D}_r = 1 \quad (4)$$

і

$$\psi_R^+(\text{Pt}) = F_R \xi_F + \xi_b f_R^+, F_R = \{F_{RL}, c_{RL}\}, \mathbf{L} = \uparrow, \downarrow. \quad (5)$$

Комутації в бозонному просторі Фока для них

$$[D_r, \bar{D}_R]_- = \delta_{rR} = [F_r, \bar{F}_R]_- \quad (6)$$

приводять до бозонів ФХЗ (D_k і F_k) згідно

$$D_r = \sum_k D_k e^{ikr}, D_k = \sum_r D_r e^{-ikr} / Nx_A, x_A + x_B = 1. \quad (7)$$

Ковалентний зв'язок Со-Со ($A-A$) є і природою обмінного інтеграла $A_{AA}^{\text{ex}} \sim \Gamma^{DD}$, де

$$H^{DD} = -(1-x)^2 \sum_{rR} (\Gamma^{DD}(r-R) D_r \bar{D}_R + A_{AA}^{\text{ex}} S_r S_R). \quad (8)$$

Експериментальна оцінка обмінного параметра $A^{\text{ex}} \sim \Gamma(r-R) \sim 10^3 k_B$ [1] дає для стопу $A_x B_{1-x}$ температуру Кюрі (нульове наближення)

$$T_c(x) = T_c(0)(1-x). \quad (9)$$

Порівняння грубої оцінки (9) з експериментом — на рис. 1 [5].

Спектр феромагнетизму

$$E_k^D \cong A_D k^2, (k \ll 1, A_D \sim T_c(x)).$$

Сегрегація (ГГ-3), антиферомагнетизм L_r підсистеми В створює ОС; елементів (ГГ-3) ($N_3 \sim (1-x)$) достатньо для оцінки $T_N \sim x A^{\text{ex}} \sim 10^3$ К, коли $x \sim 1/2$. Ковалентний В-В-зв'язок

$$H^{FF} = -x^2 \sum_{rR} (\Gamma^{FF} F_r \bar{F}_R + A_{\text{ex}}^B L_{r\uparrow} L_{R\downarrow} + \dots) \quad (10)$$

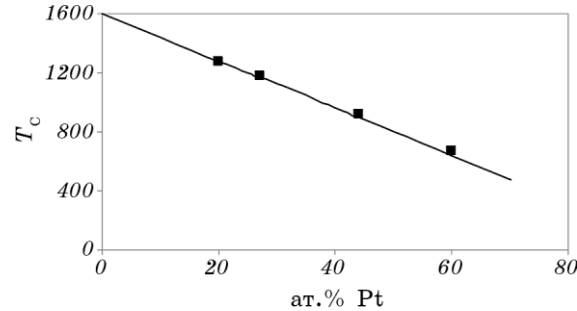


Рис. 1. Залежність температури Кюрі T_c (К) від складу стопу Со-Рт. Теоретична крива (формули (8) і (17)) і експериментальні точки [5].

Fig. 1. Dependence of Curie temperature T_c on Co-Pt alloy composition. Theoretical curve (formula (8) and (17)) and experimental points [5].

Другий (кутовий) член (10) продукує антиферромагнети

$$E_B(\mathbf{k}) = \sqrt{A_B^2(0) - A_B^2(\mathbf{k})}, \quad T_N \sim (A_B/k_B)x^2, \quad (11)$$

і температура Нееля

$$T_N \sim (10^2-10^3) \text{ К}, \text{ коли } x \approx 1/2, T_3 \sim T_N, \quad (12)$$

обмежує інтервал $0 < T < T_3$ існування ОС, хоча сегрегація моментів L_r існує в усій області $0 < T < T_1$ твердої фази (T_1 — температура топлення Co-Pl).

Аналогічно вводять А-В зв'язок:

$$H^{AB} = -\sum_{\mathbf{rR}} [(\Gamma^{DF} D_r \bar{F}_R + H.c.) + A_{DF} (S_0 L_0 + S_r^+ L_{R\uparrow}^- + S_r^- L_{R\downarrow}^+ + H.c.)], \quad (13)$$

причому

$$A_B = \alpha_L^2 \nabla_r \nabla_R \Gamma^{FF}(\mathbf{r} - \mathbf{R}) = (i\mathbf{k})^2 (\Gamma^{FF})' \alpha_L^2, \quad (14)$$

звідки антиферромагнетний знак (–) обміну в сегрегації.

Для розрахунку температури Кюрі $T_c(x)$ і Нееля $T_N(x)$ розглядаємо ентропію як функціонал ФХЗ. Звідси термодинамічний потенціал (ТДП) — лінійна функція T і квадратична функція середніх моментів $S_T = S$ і $L_T = L$

$$\Phi = -(1-x)^2 A_A S^2 - A_B x^2 L^2 + T[(1-x)S + xL] + x(1-x)A_{AB} + bs^4(1-x)/4. \quad (15)$$

Варіюємо (15) по S і L (модель Акулова [1])

$$\begin{vmatrix} T - (1-x)A_A & -xA_{AB} \\ (1-x)A_{AB} & T + xA_B \end{vmatrix} \begin{pmatrix} S \\ \bar{L} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} B_{ds}(1-x) \\ 0 \end{pmatrix}. \quad (16)$$

Детермінант (16) $\Delta = 0$ має рішення

$$T_{\pm} = 0,5\{(1-x)A_A + xA_B \pm [(1-x)A_A - xA_B]^2 + 4x(1-x)A_{AB}^2\}^{1/2}. \quad (17)$$

Вважаючи $(1-x)A_A \gg xA_B$, маємо температуру Кюрі

$$\begin{aligned} T_c &= T_+(x) \cong (1-x)A_A + x(A_{AB}^2/A_A), \quad x < 0,5, \\ T_c &= T_+ \sqrt{x(1-x)}, \quad x > 0,7 \end{aligned} \quad (18)$$

і температуру Нееля

$$T_- = -T_N = xA_B + x(A_{AB}^2/A_A). \quad (19)$$

Функцію (18) порівнюємо з експериментом (рис. 1).
Спін-орбітальний зв'язок, перше наближення

$$\langle \Delta H_{AB}(\text{Pt} - \text{Co}) \rangle_1 = 0, \quad (20)$$

друге наближення

$$\langle \Delta H_{AB} \rangle_2 = |A_{DF} S_0^z L_0^z|^2 / 2A_0 \quad (21)$$

дає константу ФМА із (21)

$$\Phi_{\text{ФМА}} = \tilde{K}_1 \langle (S_0^z)^2 (L_0^z)^2 \rangle. \quad (22)$$

Після окремого усереднення (22) одержуємо константу

$$K_1(T) = K_1(0) \Phi_S(T) \Phi_L(T) (1-x)x, \quad K_1(0) \sim \Gamma^{DF} / \Gamma^{FF}. \quad (23)$$

Тут спін-хвильове наближення

$$\Phi_S(T) = [M_S(T)/M_S(0)]^3, \quad M_S = 1 - q_S(T/T_c)^{3/2}. \quad (24)$$

Усереднення сегрегації (ОС) для $T < T_N$ дає

$$\Phi_L(T) \cong N_S(0)(1 - q_L T), \quad N_S(0) \sim (L_0^3)^2 = P_3. \quad (25)$$

Константа ФМА у вигляді $K_1(0)$ досить велика через велику енергію упорядкування

$$\Gamma^{DF} \sim T_A \sim 10^3 \text{ К} \quad (26)$$

за високих температур упорядкування T_A .

Середній момент $p_2(T)$ одержуємо рішенням системи (16)

$$p_2(x) = \bar{S}^2(x) = (A_A(1-x) + xA_{AB}\bar{L})/b. \quad (27)$$

Тут

$$\bar{L} = A_{AB}xP_3/A_A. \quad (28)$$

Звідси

$$p_2(x) = [A_A(1-x) + [x(1-x)]^2 A_{AB}^2 (P_3/A_A)]/b, \quad (29)$$

тобто (рис. 2)

$$p_2(x) = p_2(0)(1-x) + a[x(1-x)]^2, \quad a = A_{AB}^2 P_3 / A_A b, \quad (30)$$

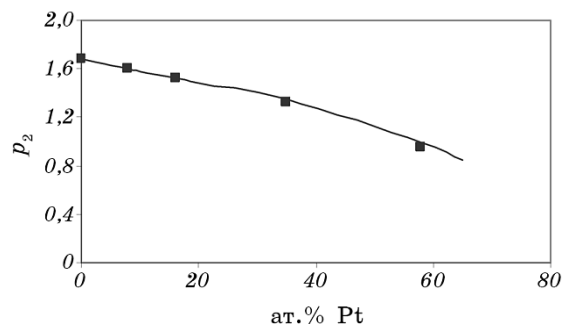


Рис. 2. Залежність магнетного моменту p_2 від складу стопу Co–Pt. Теоретична крива (формула (30)) і експериментальні точки [5].

Fig. 2. Dependence of magnetic moment p_2 on Co–Pt alloy composition. Theoretical curve (formula (30)) and experimental points [5].

порівнюємо з експериментом [5].

Апроксимація (28) добре працює для $x < 0,7$.

3. ПОСТІЙНИЙ МАГНЕТ Mn–Bi. ІНВЕРСІЯ ОБМІНУ

Теорія цього ПМ ускладнюється наявністю у металічного Mn декількох модифікацій [5]. Складні АФД тут доповнюються не менш складними МФД. Деякі фази Mn мають високі $T_N > 10^2$ К. Цікаві феромагнетні стопи Mn, особливо Mn–Bi, причому йони Mn^{25} ($3d^5 4s^2$) і Bi^{83} ($6s^2 p^3$) із різко різних рядків таблиці Менделєєва. Самі чисті метали неферомагнетні [5]. Проте $Mn_{1-x}Al_x$ ($x \sim 0,3$) та інші стопи теж магнетно-жорсткі феромагнетики [6].

Локальна анізотропія в них (деформації типу u_{33}) сприяють народженню матеріалу ОС. Сегрегація орбітальних моментів Al, Bi відбувається, якщо $u_{33} \neq 0$ у підґратницях В (в стопі А–В, де А = Mn, Co, ...). Універсальність появи ОС підґратниць В є ключем до багатьох, раніше незрозумілих, властивостей стопів А–В.

Неясний досі експериментальний факт переходу у феромагнетний стан із АФМ чистого Mn у разі додавання Bi, Al, ... можна приписати ефективному наслідку появи ОС.

Сегрегація орбітальних моментів L_r , наприклад, йонів Al, є АФМ з обміном всередині підґратниці В (L_r). Тут спільність А-йонів (Mn) має спіни S_r (і орбітальний момент $L_r \approx 0$). Їхній магнетизм (АФМ) створюється обміном $A_A < 0$.

«Орбітальний момент» утворюється ковалентним зв'язком В–В, тобто «обміном» A_B . Ефект інверсії обміну обумовлений ковалентним зв'язком А–В (тобто $\Gamma_{AB} > 0$). Спін-орбітальна частина зв'язку (між йонами А і В)

$$\Phi_{AB} = -\sum \Gamma_{DF} \mathbf{S}_F \mathbf{L}_R, \quad \Gamma_{DF} > 0. \quad (31)$$

Функції типу температури Кюрі $T_c(x)$ і т.і. знаходимо, варіюючи сумарний ТДП від середніх моментів S і $L = L_T$

$$\begin{aligned} \Phi(S, L) = [A_A(1-x)^2 + T(1-x)]S^2 - L^2(x^2 A_B - xT) - \\ - x(1-x)\Gamma_{AB}SL + b(1-x)S^4 / 4. \end{aligned} \quad (32)$$

Це спрощена модель М. С. Акулова, де $\Gamma^{DF} = \Gamma^{AB}$. Варіюємо (32), вважаючи ($A_A, A_B < 0$), та одержуємо

$$\begin{pmatrix} (1-x)A_A + T & -\Gamma_{AB}x \\ \Gamma_{AB}(1-x) & -A_Bx + T \end{pmatrix} \begin{pmatrix} S \\ L \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} bS^3 \\ 0 \end{pmatrix}. \quad (33)$$

Детермінант системи

$$\Delta_2 = ((1-x)A_A + T)(T - A_Bx) - \Gamma_{AB}^2(1-x)x. \quad (34)$$

Його корені (рішення $\Delta_2 = 0$)

$$T_{\pm} = 0,5\{-(1-x)A_A + A_Bx \pm [(1-x)A_A + A_Bx]^2 + 4\Gamma_{AB}^2(1-x)x\}^{1/2}. \quad (35)$$

Апроксимуємо (35) для $|A_A| > |A_B|$. Температура Кюрі

$$T_c(x) = -(1-x)|A_A| + \Gamma_{AB}^2x/|A_A| \quad (36)$$

змінює знак, якщо $x > x_k$ (інверсія обміну).

Визначаємо точку інверсії обміну $A\Phi M \rightarrow \Phi M$ ($x = x_k$)

$$T_+(x_k) = 0, \quad x_k = A_A / (A_A + \Gamma_{AB}^2x/|A_A|). \quad (37)$$

Сегрегація орбітальних моментів (ГГ-3) через спин-орбітальний зв'язок ($S_A - L_B$) інвертує обмін спінів (йонів Mn) і створює феромагнетний матеріал. Такий ефект можливий, коли $L(\text{Mn}) = 0$ і $S(\text{OC}) \rightarrow 0$. Він неможливий у РЗМ, де підсумовуються $L + S = J$.

Теоретичні моделі (в основному одноелектронні) пояснюють ускладнення МФД зміною йонної структури Mn. На мові БЕОС це спростовується. Оскільки феромагнетні стопи Mn використовують широко [6], загадка цих МФД породила велику кількість літератури для її розгадок. Вражає таких авторів різка різниця йонів Mn^{25} ($3d^5 4s^2$) і, наприклад, Bi^{83} ($6s^2 6p^3$), відкрита для ФМ оболонка (d^5), але немагнетні йони Bi, Al, ...

Анізотропія цих стопів, можливо, внутрішня, кристалографічна, за нашою теорією [2, 3] ОС сприяє сегрегації некомпенсованих орбітальних моментів L_r (йонів Bi) в (ГГ-3). Сумарний орбітальний

момент L йонів Bi (або Al) розпадається на пари $(\text{Bi}, L_{\uparrow})-(\text{Bi}, L_{\downarrow})$. Цей матеріал (ОС) представляє антиферромагнетик з температурою Нееля $T_N \sim P_3 = \langle L_{\uparrow}^3 L_{\downarrow}^3 \rangle$.

4. ВИСНОВКИ

Відкриття «орбітального скла» висвітлює природу спіно-орбітального зв'язку у стопі. Ця загадка багатоелектронних теорій тут розгадана як кутова частина ковалентної взаємодії. Всередині йона загадка залишається. Вона буде розглянута в наступних статтях.

1. Спін-орбітальна частина (Γ^{s-o}) ковалентного зв'язку (A_{1-x}B_x) за наявності механічної енергії (u_{ij}) створює магнетну анізотропію.
2. Вона враховує залежність від x температури Кюрі $T_c(x)$ і середнього моменту $p_2(x)$.
3. Передбачуваний великий ефект (роль) спіно-орбітального зв'язку в стопах $\text{Mn}_{1-x}(\text{Bi}_x, \text{Al}_x)$ відкривається у випадку інверсії обміну (антиферо $\rightarrow$ феро).
4. Концентрація $x = x_c$ (Γ^{s-o}) за цієї інверсії і весь цей ефект розраховуються в зображенні БЕОС органічно.
5. Ефект інверсії ($T_c < 0, x < x_c$) $\rightarrow$ ($T_c > 0, x > x_c$) супроводжується зростанням ФМА до технічно високих значень $K_1(x)$.
6. Ці ефекти відкриття «орбітального скла» супроводжуються численними новими явищами.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. С. В. Вонсовский, *Магнетизм* (Москва: Наука: 1971).
2. А. И. Мицек, В. Н. Пушкар, *Металлофиз. новейшие технол.*, **41**, № 3: 279 (2019).
3. А. И. Мицек, В. Н. Пушкар, *Металлофиз. новейшие технол.*, **41**, № 9: 1127 (2019).
4. А. И. Мицек, В. Н. Пушкар, *Реальные кристаллы с магнитным порядком* (Киев: Наукова Думка: 1978).
5. *Magnetic Properties of Metals* (Ed. H. P. J. Wijn) (Berlin: Springer-Verlag: 1991).
6. *Постоянные магниты* (Ред. Ю. М. Пятин) (Москва: Энергия: 1980).

REFERENCES

1. S. V. Vonsovskiy, *Magnetizm* [Magnetism] (Moscow: Nauka: 1971) (in Russian).
2. O. I. Mitsek and V. M. Pushkar, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 3: 279 (2019) (in Russian).
3. O. I. Mitsek and V. M. Pushkar, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 9: 1127 (2019) (in Russian).

4. A. I. Mitsek and V. M. Pushkar, *Real'nye Kristally s Magnitnym Poryadkom* [Real Crystals with Magnetic Order] (Kyiv: Naukova Dumka: 1978) (in Russian).
5. *Magnetic Properties of Metals* (Ed. H. P. J. Wijn) (Berlin: Springer-Verlag: 1991).
6. *Postoyannye Magnity* [Permanent Magnets] (Ed. Yu. M. Pyatin) (Moscow: Energiya: 1980) (in Russian).

PACS numbers: 61.50.Ks, 75.20.Ck, 75.30.Et, 75.30.Cr

Paramagnetic Properties of Rare Earth Chromium Borates at High Temperatures

O. K. Kuvandikov, Kh. O. Shakarov, U. T. Usarov*, Z. M. Shodiev,
B. U. Amonov, and O. A. Sulaimonov

*Samarkand State University,
15 University Blvd.,
UZ-140104 Samarkand, Uzbekistan*

**Samarkand State Architectural and Construction Institute,
70 Lolazor Str.,
UZ-140147 Samarkand, Uzbekistan*

Temperature dependence of the magnetic susceptibility $\chi(T)$ is studied in compounds of $\text{GdCr}_3(\text{BO}_3)_4$ and $\text{ErCr}_3(\text{BO}_3)_4$ by the Faraday method in the wide temperature range (293–1200 K). The dependences $\chi^{-1}(T)$ for all crystals show the nonlinear anomalies caused by structural transitions in the crystals. The $\chi^{-1}(T)$ dependences for paramagnetic phase follow the linear Curie–Weiss law. The Curie’s temperature and values of magnetic moments corresponding to the chemical formula of the crystals are found.

Key words: exchange interaction, paramagnetic temperature, magnetic susceptibility, magnetic moment, law of Curie–Weiss, the rare earth borates.

Методом Фарадея в інтервалі 293–1200 К виміряно температурну залежність магнетної сприйнятливості $\chi(T)$ рідкоземельних боратів $\text{GdCr}_3(\text{BO}_3)_4$ та $\text{ErCr}_3(\text{BO}_3)_4$. У залежностях $\chi^{-1}(T)$ спостерігаються нелінійні аномалії, обумовлені структурними переходами. Встановлено, що залежності $\chi^{-1}(T)$ для парамагнетної фази описуються лінійним законом Кюрі–Вейса. Знайдено температури Кюрі та магнетні моменти, які відповідають хемічній формулі кристалів.

Ключові слова: обмінна взаємодія, парамагнетна температура, магнетна

Corresponding author: Oblukul Kuvandikovych Kuvandikov
E-mail: quvandikov@rambler.ru

Citation: O. K. Kuvandikov, Kh. O. Shakarov, U. T. Usarov, Z. M. Shodiev, B. U. Amonov, and O. A. Sulaimonov, Paramagnetic Properties of Rare Earth Chromium Borates at High Temperatures, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 2: 151–157 (2022). DOI: [10.15407/mfint.44.02.0151](https://doi.org/10.15407/mfint.44.02.0151)

сприйнятливост, магнетний момент, закон Кюрі–Вейса, борати рідкоземельних елементів.

(Received November 25, 2020; in final version, November 14, 2021)

1. INTRODUCTION

Among the rare earth (RE) borates, compounds with 4*f*- and 3*d*-elements are especially attractive, which have unique optical, magnetic, and mechanical properties. These include RE borates $\text{RM}_3(\text{BO}_3)_4$, where R = RE metal (REM) and M = Fe, Al, Ga, Sc, Cr [1]. Some of the members of this family belong to the class of multiferroics [2]. In works [2–4] it is shown that for RE of ferroborates the magnetoelectric effect reaches 400–500 $\mu\text{C}/\text{m}^2$ in a magnetic field of 10 kOe. The search for new similar materials is interesting from the point of view of fundamental physics of condensed matter, as well as for practical applications in optoelectronics and spintronics.

These borates are predominantly isostructural to the huntite mineral $\text{CaMg}_3(\text{CO}_3)_4$ with the space group $R\bar{3}2$ [5].

The crystal structure of huntite consists of three basic units: trigonal prisms CaO_6 , octahedra MgO_6 , and triangular groups of two types $\text{CO}_3(1)$ and $\text{CO}_3(2)$. MgO_6 -octahedra are connected by common edges, forming chains located along the C_3 axis. CaO_6 -prisms connect these chains to each other (Fig. 1).

Recent publications contain data on the magnetic properties of $\text{GdCr}_3(\text{BO}_3)_4$ [6] obtained at cryogenic temperatures, *i.e.* in its magnetically ordered state. As far as we know, similar studies on the rest of rare earth chromium borates have not been carried out, and at high temperatures [11–14].

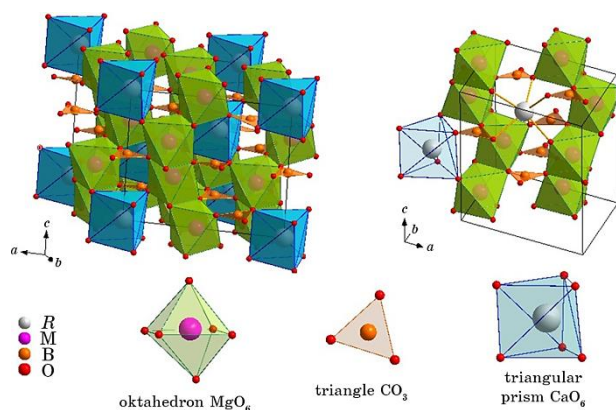


Fig. 1. Crystal structure of $\text{CaMg}_3(\text{CO}_3)_4$.

The purpose of this work is to determine the crystallization conditions, identify the phases obtained during the crystal synthesis and the magnetic characteristics of $\text{RCr}_3(\text{BO}_3)_4$ ($\text{R}=\text{Gd}, \text{Er}$) crystals based on measuring the temperature dependence of the magnetic susceptibility $\chi(T)$ in the temperature range 300–1200 K.

The dependence $\chi(T)$ of the RE of chromium borates is measured by the relative Faraday method (using a standard) with the help of a high-temperature pendulum balance in excess atmospheric pressure of purified helium [7]. The maximum relative error in measuring χ is no more than 3%.

2. RESULTS AND ITS DISCUSSION

2.1. Crystal Growth

The borates under study are obtained as a result of spontaneous crystallization from high-temperature solutions-melts. Crystals $\text{GdCr}_3(\text{BO}_3)_4$ and $\text{ErCr}_3(\text{BO}_3)_4$ are synthesized by a similar technique from a solution in a melt based on $\text{K}_2\text{SO}_4\text{--}3\text{MoO}_3$. At this, their concentration in the initial solution-melt ranged from 17 to 40% wt. Taking into account the tendency of RE chromium borates to form similar paleotypic rhombohedral ($R32$) and monoclinic ($C2/c$) structures, depending on the characteristics and conditions of their crystallization, the belonging to one or another polytype is determined by IR spectroscopy [8, 9].

2.2. Magnetic Properties

The experimental dependences $\chi^{-1}(T)$ of the considered chromium borates are shown in Figs. 2 and 3. It can be seen from the figures that two breaks are observed in these dependences. For $\text{ErCr}_3(\text{BO}_3)_4$, they are observed at 733 K and 918 K (Fig. 2), and for $\text{GdCr}_3(\text{BO}_3)_4$ —at 588 K and 913 K (Fig. 3).

It should be noted that for these compounds, after the first break, the slope of the dependence $\chi^{-1}(T)$ ($d\chi^{-1}(T)/dT$) decreases, and after the second break, it increases. The dependences $\chi^{-1}(T)$ before and after the breaks are linear, which indicates their subordination to the linear Curie–Weiss law:

$$\chi = \frac{C}{T - \theta_p}, \quad (1)$$

where C is the Curie–Weiss constant, θ_p is the paramagnetic Curie temperature.

It is inexpedient to associate the observed breaks in the dependence

$\chi^{-1}(T)$ of the studied borates with magnetic phase transitions, since their magnetoactive components Gd, Er, and Cr have a magnetically ordered state below room temperature. On the other hand, according to [6], $\text{GdCr}_3(\text{BO}_3)_4$ exhibits an antiferromagnetic ordered state below 7 K.

The experimental dependences $\chi(T)$ of the studied borates can be described as follows. The crystal structure consists of two magnetic sublattices (subsystems): R (R = Gd, Er) and M (M = Cr). Both magnetic subsystems contribute to the magnetic susceptibility of the considered borates:

$$\chi = \chi^{\text{R}} + \chi^{\text{M}}. \quad (2)$$

In the case of wide multiplets ($\Delta E \gg k_{\text{B}}T$, where ΔE is the energy difference between the ground and the first excited level of 4f-electrons), according to the Van Vleck theory of paramagnetism [10], the following expression can be written for the dependence $\chi(T)$ of the subsystems of the studied borates:

$$\chi^{\text{R}} = \frac{N_{\text{A}}}{A} \frac{g_J^2 \mu_B^2 J(J+1)}{3k_{\text{B}}T} = \frac{N_{\text{A}}}{A} \frac{\mu_J^2}{3k_{\text{B}}T}, \quad (3)$$

where $\mu_J = g_J(J(J+1))^{1/2} \mu_B$ are the effective numbers of magnetic moments per one free RE ion, J is the quantum number of the total mechanical moment of the ground state of the RE ion, N_{A} is the Avogadro number, A is the atomic mass of the REM.

In the case of narrow multiplets ($\Delta E \ll k_{\text{B}}T$) for the dependence $\chi(T)$ of the M subsystem, according to the Van Vleck theory and taking into account the effect of ‘freezing’ the orbital moments ($L=0$) of 3d-

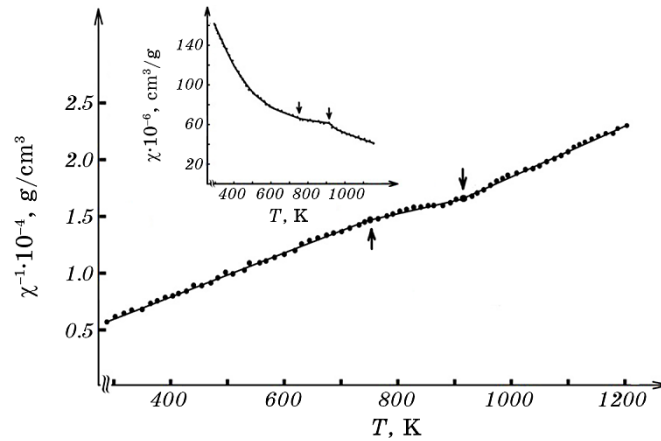


Fig. 2. Dependences $\chi^{-1}(T)$ ($\chi(T)$ in the inset) for $\text{ErCr}_3(\text{BO}_3)_4$.

electrons, we can write the following expression:

$$\chi^M = \frac{N_A}{A} \frac{g_S^2 \mu_B^2 S(S+1)}{3k_B T} = \frac{N_A}{A} \frac{\mu_S^2}{3k_B T}, \quad (4)$$

where $\mu_S \approx 2(S(S+1))^{1/2} \mu_B$ are the effective numbers of magnetic moments per one ion Cr^{3+} , S is the quantum number of the total spin mechanical moment of the ground state of the M ion, A is the atomic mass of Cr .

The magnetic interaction between the R-R , M-M and R-M ions is specified through the parameter θ_p , which is proportional to the energy of these interactions. This is taken into account in formulas (3) and (4) by replacing T by $T - \theta_p$, as a result of which the expression for the empirical Curie-Weiss law (1) for each subsystem, respectively, is obtained.

From the experimental dependences $\chi^{-1}(T)$ of the studied borates according to (1), their main magnetic characteristics θ_p and C are determined, and then, from the value of C , the experimental values of the magnetic moments per formula unit ($\text{GdCr}_3(\text{BO}_3)_4$ or $\text{ErCr}_3(\text{BO}_3)_4$) are calculated according to the following expression [obtained from (3) or (4) taking into account (1)]:

$$\mu_{\text{eff}} = \frac{1}{\mu_B} \sqrt{\frac{3k_B M C}{N_A}} \mu_B = 2,83 \sqrt{M C} \mu_B, \quad (5)$$

where M is the molar mass of borate (for example, for $\text{GdCr}_3(\text{BO}_3)_4$ $M = M_{\text{Gd}} + 3M_{\text{Cr}} + 4M_{\text{B}} + 12M_{\text{O}}$).

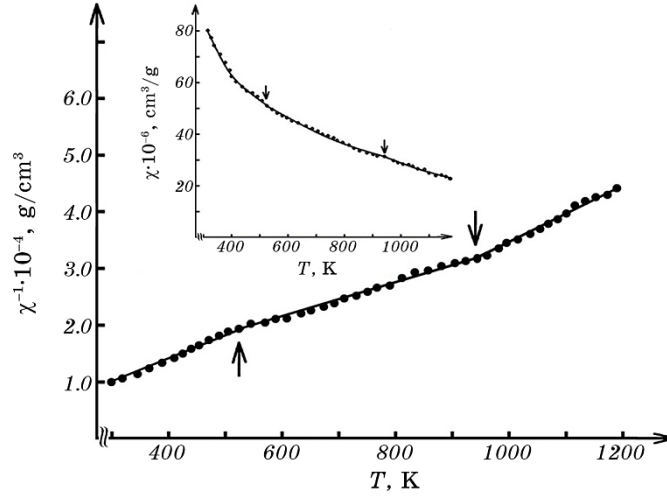


Fig. 3. Dependencies $\chi^{-1}(T)$ ($\chi(T)$ in the inset) for $\text{GdCr}_3(\text{BO}_3)_4$.

TABLE 1. Main magnetic characteristics of the studied borates.

Sample	Temperature interval, K	θ_p , K	C , $10^{-2}\text{sm}^3\cdot\text{K}\cdot\text{g}^{-1}$	μ_{exp} , μ_B	μ_{theor} , μ_B
$\text{ErCr}_3(\text{BO}_3)_4$	293–733	–36	5.22	15.28	11.7
	733–918	–759	9.80	20.94	
	918–1123	358	3.36	12.26	
$\text{GdCr}_3(\text{BO}_3)_4$	293–498	–547	2.69	10.87	10.4
	498–913	–703	3.60	12.58	
	913–1173	–257	1.91	9.16	

The theoretical value of the magnetic moments per one chemical formula can be determined by the additivity rule [6]:

$$\mu_{\text{theor}}^2 = 3\mu_{\text{M}}^2 + \mu_{\text{R}}^2 = 3g_{\text{M}}^2 S_{\text{M}}(S_{\text{M}} + 1) + g_{\text{R}}^2 J_{\text{R}}(J_{\text{R}} + 1).$$

The values θ_p , C , μ_{exp} for the compounds under study are presented in Table 1. Analysis of the table shows that the μ_{exp} value for $\text{GdCr}_3(\text{BO}_3)_4$ ($10.87\mu_B$) satisfactorily corresponds to the results of [6, 15] ($10.6\mu_B$) and the value μ_{theor} ($10.4\mu_B$), for the polymorphic phase state before the first break. For the remaining phase states of this crystal and all phase states of the $\text{ErCr}_3(\text{BO}_3)_4$ crystal, such a correspondence is not observed.

3. CONCLUSION

Based on the results obtained, the following conclusions can be drawn:

1. For the first time, the dependences of the susceptibility $\chi(T)$ of rare earths of chromium borates $\text{GdCr}_3(\text{BO}_3)_4$ and $\text{ErCr}_3(\text{BO}_3)_4$ have been measured in a wide temperature range (300–1200 K). It is found that these dependences are satisfactorily described by the Van Vleck theory of paramagnetism.
2. Based on the dependence $\chi^{-1}(T)$ of the studied borates, the main magnetic characteristics are calculated—the paramagnetic Curie temperature θ_p , the Curie–Weiss constant C and the magnetic moment corresponding to their chemical formula.

REFERENCES

1. N. I. Leonyuk and L. I. Leonyuk, *Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials*, **31**, Iss. 3–4: 179 (1995).
2. A. K. Zvezdin, G. P. Vorob'ev, A. M. Kadomtseva, Y. F. Popov, A. P. Pyatakov, L. N. Bezmaternykh, A. V. Kuvardin, and E. A. Popova, *JETP Letters*, **83**, No. 11: 509 (2006).
3. A. A. Mukhin, G. P. Vorob'ev, V. Y. Ivanov, A. M. Kadomtseva,

- A. S. Narizhnaya, A. M. Kuz'menko, Yu. F. Popov, L. N. Bezmaternyh, and I. A. Gudim, *JETP Letters*, **93**, No. 5: 275 (2011).
4. Y. F. Popov, A. P. Pyatakov, A. M. Kadomtseva, G. P. Vorob'ev, A. K. Zvezdin, A. A. Mukhin, V. Yu. Ivanov, and I. A. Gudim, *JETP*, **111**, No. 2: 199 (2010).
5. A. A. Ballman, *Amer. Mineral.*, **47**: 1380 (1962).
6. A. N. Bludov, Y. O. Savina, V. A. Pashchenko, S. L. Gnatchenko, V. V. Mal'tsev, N. N. Kuzmin, and N. I. Leonyuk, *Low Temperature Physics*, **44**, No. 5: 423 (2018).
7. O. K. Kuvandikov and H. O. Shakarov, *Strukturnye i Magnitnye Svoystva Soedineniy Redkozemel'nykh Metallov s Normal'nymi i Perekhodnymi Metallami pri Vysokikh Temperaturakh* [Structural and Magnetic Properties of Compounds of Rare Earth Metals with Normal and Transition Metals at High Temperatures] (Tashkent: Fan va Tekhnologiya: 2017).
8. V. S. Kurazhkovskaya, E. A. Dobretsova, E. Y. Borovikova, V. V. Mal'tsev, and N. I. Leonyuk, *J. Structural Chemistry*, **52**, No. 4: 699 (2011).
9. V. S. Kurazhkovskaya, E. Y. Borovikova, N. I. Leonyuk, E. V. Koporulina, and E. L. Belokoneva, *J. Structural Chemistry*, **49**, No. 6: 1035 (2008).
10. J. H. Van-Vleck, *The Theory of Electric and Magnetic Susceptibilities* (Oxford: Oxford University Press: 1932).
11. A. N. Bludov, Yu. O. Savina, V. A. Pashchenko, S. L. Gnatchenko, I. V. Kolodiy, V. V. Mal'tsev, N. N. Kuzmin, and N. I. Leonyuk, *Low Temperature Physics*, **46**, No. 6: 767 (2020).
12. A. N. Bludov, Yu. O. Savina, V. A. Pashchenko, S. L. Gnatchenko, T. Zajarniuk, A. Lynnyk, M. U. Gutowska, A. Szewczyk, I. V. Kolodiy, V. V. Mal'tsev, N. N. Kuzmin, and N. I. Leonyuk, *Low Temperature Physics*, **46**, No. 7: 829 (2020).
13. N. N. Kuzmin, V. V. Mal'tsev, E. A. Volkova, N. I. Leonyuk, K. N. Boldyrev, A. N. Bludov, *Inorg. Mater.*, **56**, No. 8: 828 (2020).
14. A. Bludov, Yu. Savina, M. Kobets, V. Khrustalyov, V. Savitsky, S. Gnatchenko, T. Zajarniuk, A. Lynnyk, M. U. Gutowska, A. Szewczyk, V. Mal'tsev, N. Kuzmin, and N. Leonyuk, *J. Magn. Magn. Mater.*, **512**: 167010 (2020).
15. O. K. Kuvandikov, N. I. Leonyuk, V. V. Mal'tsev, N. N. Kuz'min, Kh. O. Shakarov, Z. M. Shodiev, B. U. Amonov, and O. A. Sulaimonov, *Russian Physics J.*, **64**, No. 5: 956 (2021).

PACS numbers: 64.70.kd, 75.30.Kz, 75.50.Ee, 75.60.Ej, 75.80.+q, 81.30.Hd, 81.30.Kf

Інварні аномалії і мартенситне перетворення у сталях і стопах на основі Fe–Ni у сильному магнетному полі та без нього

І. В. Золотаревський

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

Проаналізовано вплив сильних імпульсних магнетних полів на мартенситне перетворення у сталях і стопах на залізонікелевій основі, яке характеризується «інварними аномаліями» певних фізичних властивостей. Показано, що аномально велике зміщення мартенситної точки деяких сталей і стопів у сильних імпульсних магнетних полях за низьких температур обумовлене появою магнетного фазового переходу першого роду. Цей перехід викликаний перебудовою неколінеарної магнетної структури γ -фази у колінеарну зі зміною координаційного числа у разі досягнення критичної міжатомної відстані в результаті зміни об'єму, що супроводжує парапроцес. Перетворення аустеніту в мартенсит по типу магнетного фазового переходу першого роду можливе і без магнетного поля, якщо критична міжатомна відстань досягається у мартенситній точці за рахунок спонтанної магнетострикції. Це можливо у випадку високого вмісту основного компонента — заліза та оптимального співвідношення конкуруючих атомів Феруму і Нікелю, наявності «каталізатора» (Cr, Mn), присутності елементів, що збільшують міжатомну відстань (C, N). Припускається, що магнето-фазовий перехід зі зміною об'єму виникає в області магнето-концентраційних неоднорідностей з підвищеним вмістом атомів Феруму, які можуть бути парамагнетними, антиферомагнетними або знаходитись у стані спінового скла. Зародження мартенситу у разі звичайного фазового переходу по атермічній кінетиці у сталях і стопах бли-

Corresponding author: Ivan Volodymyrovych Zolotarevsky
E-mail: zolotarevsky.i@gmail.com

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

Citation: I. V. Zolotarevsky, Invar Anomalies and Martensitic Transformation in Steels and Fe–Ni-Based Alloys in Strong Magnetic Field and without It, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 2: 159–174 (2022) (in Ukrainian).
DOI: [10.15407/mfint.44.02.0159](https://doi.org/10.15407/mfint.44.02.0159)

зких складів, очевидно, базується на таких самих неоднорідностях, як і у разі магнетного переходу першого роду. Неоднорідності, що мають у своєму складі більшу кількість атомів Феруму, ніж середня по стопу, самі по собі мають відповідну рушійну силу, прагнучи зробити перехід ГЦК- в ОЦК- або в ОЦТ-структури.

Ключові слова: спонтанна та вимушена магнетострикції, магнетний фазовий перехід першого роду, $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення, магнетні неоднорідності, центри нової фази.

The influence of strong pulsed magnetic fields on the martensitic transformation in steels and alloys, which are based on iron-nickel compositions with ‘invar anomalies’ of certain physical properties is analyzed. As shown, the anomalously large displacement of the martensitic point of some steels and alloys in strong pulsed magnetic fields at low temperatures is caused by magnetic first-order phase transition. This transition is caused by the rearrangement of the nonlinear magnetic structure of the γ -phase into a collinear one with a change in the coordination number when critical interatomic distance is reached as a result of the volume change that accompanies the paraprocess. Transformation of austenite to martensite by the type of magnetic first-order phase transition is also possible without a magnetic field if the critical interatomic distance is reached at the martensitic point due to spontaneous magnetostriction. This is possible when content of the main component—iron is high and the ratio of competing atoms of iron and nickel is optimal, as well as ‘catalyst’ (Cr, Mn) and elements that increase the interatomic distance (C, N) are present. It is assumed that the magnetic phase transition with a volume change occurs in the regions of magnetic-concentration inhomogeneities with a high content of iron atoms, which can be paramagnetic, antiferromagnetic or in the state of spin glass. The nucleation of martensite in case of the usual phase transition by athermic kinetics in steels and alloys of similar compositions, obviously, is based on the same inhomogeneities as in the magnetic first-order transition. Inhomogeneities that contain more Fe atoms than the average of the alloy, in themselves have a corresponding driving force, seeking to transit of f.c.c. in b.c.c. or b.c.t. structures.

Key words: spontaneous and forced magnetostriction, magnetic first-order phase transition, $\gamma \rightarrow \alpha$ -transformation, magnetic inhomogeneities, centres of the new phase.

(Отримано 12 березня 2021 р.; остаточн. варіант — 27 жовтня 2021 р.)

1. ВСТУП

Вплив сильних магнетних полів на мартенситне перетворення (МП) у сталях і стопах заліза виявлено близько 60 років тому [1]. За цей період виконано велику кількість експериментальних досліджень, узагальнених в оглядах [2–4]. Запропоновано теоретичне обґрунтування спостережуваним ефектам зміщення мартенситної точки у

магнетному полі на основі рівняння Клапейрона–Клаузіуса [5, 6]. Заразом, до цього часу на деякі питання немає відповіді. Зокрема, чому у деяких сталях і стопах заліза за низьких температур (нижчих 100 К) ефективність магнетного поля значно більша, ніж за достатньо високих (250–400 К)?

У роботах [7, 8] припускається, що в інварних стопах Fe–Ni і наближених до них складів, у сильному імпульсному магнетному полі $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення можливе за типом магнетного фазового переходу першого роду. Подібне явище спостерігається в ряді матеріалів, коли перехід другого роду «антиферомагнетизм $\leftrightarrow$ феромагнетизм» у разі накладання всебічного тиску стає фазовим переходом першого роду [9–11]. Існують магнетні фазові переходи, зі сплеском ентропії, у разі накладання всебічного «від’ємного тиску». Реальний від’ємний тиск (всебічне розширення ґратниці) може бути реалізовано у сильному магнетному полі [11, 12]. Цей випадок можна застосовувати до інварних стопів Fe–Ni з аномально великою спонтанною магнетострикцією $\Delta V_\gamma/V_\gamma \approx (0,5-1,5) \cdot 10^{-2}$ [13] та великою вимушеною магнетострикцією, що сягає в полях 28–36 МА/м (350–450 кЕ) величини $\Delta V_\gamma/V_\gamma \approx (0,5-0,7) \cdot 10^{-2}$.

Зміна об’єму $\Delta V_\gamma/V_\gamma$ сама собою впливає на зсув мартенситної точки у сильному магнетному полі [6]. Однак магнетний фазовий перехід першого роду передбачає перерозподіл обмінної взаємодії електронів в одній з фаз за деякої критичної міжатомної відстані в ній, і її перехід в іншу фазу зі зміною ґратниці та об’єму [9, 10].

Нижче наведено відомості, що підтверджують цю точку зору. Частково цей матеріал обговорювали раніше у роботах [14, 15].

2. ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ТА ТЕОРЕТИЧНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1. Мартенситне перетворення у стопах Fe–Ni, легованих Хромом і Карбоном

На рисунку 1, а, взятому з оглядової роботи [4], показано залежності величини напруженості критичного магнетного поля H_k , в якому з’являються перші порції мартенситу, від температури T , вище мартенситної точки M_s , у хромонікелевих сталях, що містять приблизно порівну хрому (2%) і нікелю (22% мас.). Ці залежності за різного вмісту вуглецю у магнетних полях нижче 10 МА/м дуже різноманітні. У сталі з низьким вмістом вуглецю (0,24%, крива 3) мартенситна точка у разі охолодження M_s випереджає мартенситну точку M'_s , одержану шляхом екстраполяції залежності $H_k(T)$ з області сильних магнетних полів на вісь температур (до $H_k = 0$). За більш високого вмісту вуглецю (0,36%, графік 2) M_s у разі охолодження без поля і його екстраполяційне значення збігаються. За ще більш

високого вмісту вуглецю (0,67%, крива 1) мартенситна точка у разі охолодження до гелієвих температур відсутня взагалі, а залежність $H_K(T)$ має V-подібний вигляд з екстремумом за температури, що відповідає екстраполяції $H_K(T)$ з області максимально сильних полів.

На рисунку 1, б зображено залежність критичного магнетного поля від температури у стопі Fe-21Ni-4Mn [16]. Тут також, як і у хромонікелевих сталях (див. рис. 1, а, крива 3), мартенситна точка у разі охолодження без магнетного поля випереджає її екстраполяційне значення. Відмінність мартенситних точок $M_S = 248$ и $M'_S = 209$ К у стапах Fe-Ni-Mn легко пояснити співіснуванням двох принципово різних кінетик мартенситного перетворення: атермічної й ізотермічної [17]. В імпульсному магнетному полі, незважаючи на велике значення його напруженості, за період часу $(20-200) \cdot 10^{-6}$ с ізотермічне перетворення не може реалізуватись навіть за умови значного випередження атермічного перетворення у разі повільного охолодження.

Зовсім інше спостерігається у хромонікелевих сталях, що містять невелику кількість вуглецю (див. рис. 1, а, крива 3). У разі охолодження в точці M_S перетворення з самого початку відбувається по атермічній кінетиці. Тривала витримка за температури вище M_S не призводить до $\gamma \rightarrow \alpha$ -переходу [4, 18]. Про це свідчить і структурний фактор. Структури мартенситу, одержані у разі охолодження і в імпульсному магнетному полі практично однакові [4, 18].

На рисунку 2 показано залежність H_K від зміщення мартенситної

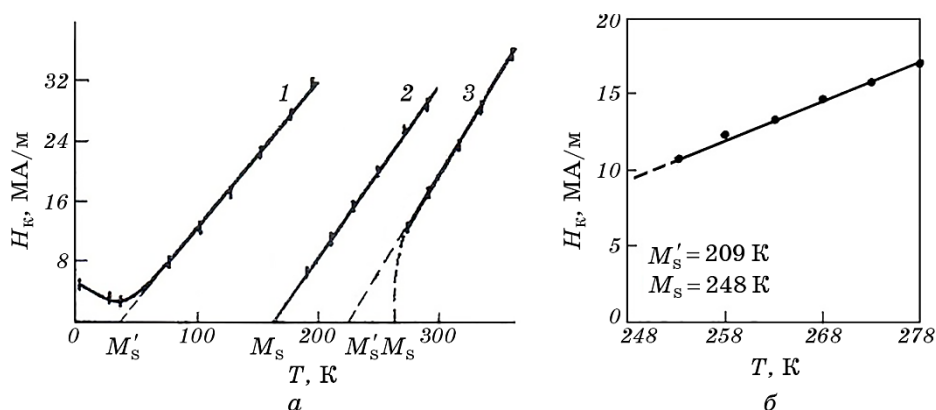


Рис. 1. Залежність напруження критичного магнетного поля H_K від температури T у хромонікелевих сталях (а) [4] і у стопі Fe-21Ni-4Mn (б) [16]: 1 — 67X2H22; 2 — 36X2H22; 3 — 24X2H22.

Fig. 1. The dependence of the critical magnetic field strength of H_K on the temperature T in chromium-nickel steels (a) [4] and Fe-21Ni-4Mn alloy (б) [16]: 1—67X2H22; 2—36X2H22; 3—24X2H22.

точки в магнетному полі $\Delta T = T - M_s$ у стопах Fe–Ni (рис. 2, а) і нікелевих сталях (рис. 2, б) [19, 20]. Добре видно, що функціональна залежність $H_k(\Delta T)$ у всіх безвуглецевих стопах Fe–Ni і більшості сталей лежить на двох прямих, що перетинаються. Цей випадок функціональної залежності (ломана крива) очевидно відповідає і деяким хромонікелевим сталям (див. рис. 1, а, крива 3). З іншого боку, залежність $H_k(\Delta T)$ у нікелевої сталі Fe–26,0Ni–0,4C прямолінійна у всьому діапазоні зміщень мартенситної точки (рис. 2, б) як і у хромонікелевої сталі 36X2H22 (див. рис. 1, графік 2). Варто наголосити, що всі стопи і сталі, графіки яких представлено на рис. 2, за відсутності магнетних полів мають яскраво виражену атермічну кінетику МП.

У роботі [15] злам графіків залежностей $H_k(\Delta T)$ пояснено зміною механізму фазового переходу з чисто структурного на магнетний перехід першого роду.

Ізотропне магнетострикційне збільшення об'єму в сильному магнетному полі, очевидно, призводить до досягнення критичної міжатомної відстані d_k , за якої неколінеарна магнетна структура певної частини ГЦК-фази пов'язана з антиферомагнетною взаємодією найближчих атомів Феруму, втрачає стабільність, переходячи в колінеарну структуру, з одночасним збільшенням питомого об'єму і перетворенням у α -фазу (ОЦК — у безвуглецевих стопах; ОЦТ — у

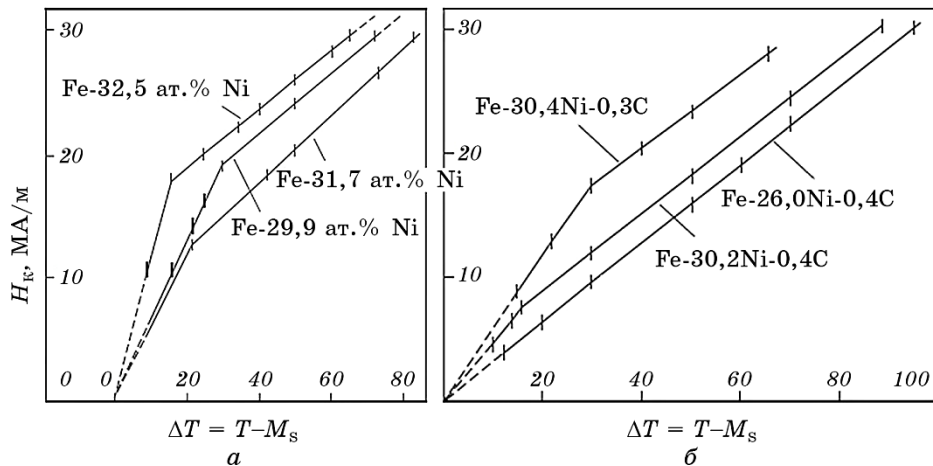


Рис. 2. Залежність напруженості критичного магнетного поля H_k від зміщення мартенситної точки в магнетному полі $\Delta T = T - M_s$ в інварних стопах Fe–Ni (а) [19] і нікелевих сталях (б) [20].

Fig. 2. The dependence of the critical magnetic field strength H_k on the martensitic point displacement in the magnetic field $\Delta T = T - M_s$ in Fe–Ni invar alloys (а) [19] and nickel steels (б) [20].

сталях). Такі ділянки надалі здатні зростати спонтанно, якщо їхні розміри досягли або перевищують розміри критичного зародку мартенситу.

2.2. Вплив вмісту Феруму у стопах і температурних умов на зсув мартенситної точки у сильному імпульсному магнетному полі

Впливу імпульсного магнетного поля на мартенситне перетворення у сталях і стопах заліза присвячено велику кількість робіт. Є значний експериментальний матеріал, який може бути статистично оброблений. На рисунку 3 показано розподіл величини зміщень мартенситної точки в магнетному полі напруженістю 28 МА/м (350 кЕ) залежно від вмісту заліза у зразках і температури початку перетворення в нульовому магнетному полі [14]. Одержані розподіли вимагають деякого уточнення через можливі відмінності в ефективності магнетного поля за порівняно малих і великих напруженостей. Загалом, однак, вони свідчать, що існує два різних механізми впливу сильного імпульсного магнетного поля на перехід $\gamma \leftrightarrow \alpha$ в залізних стопах, один з яких відповідає рівнянню Клапейрона–Клаузіуса

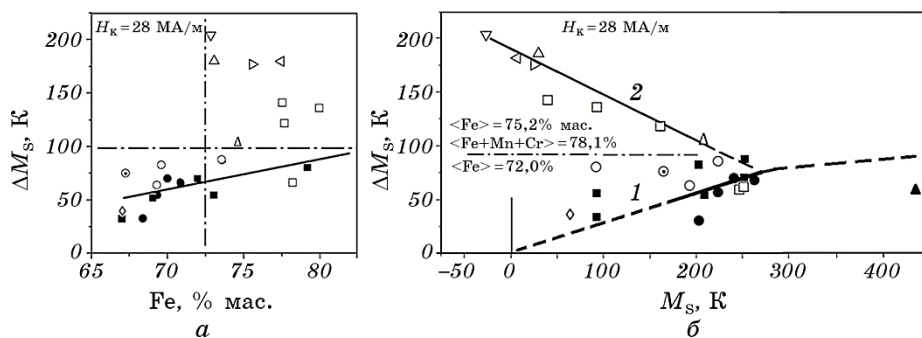


Рис. 3. Залежність зміщення мартенситних точок ΔM_s в магнетному полі напруженістю 28 МА/м (350 кЕ) у сталях і стопах заліза від вмісту атомів Fe в них (а) і температури початку мартенситного перетворення M_s у нульовому магнетному полі (б) за результатами робіт [2–4, 16, 18, 20–25]: 1 — експериментальні значення і теоретична крива, що відповідає узагальненим рівнянням Клапейрона–Клаузіуса [5, 6]; 2 — експериментальні значення, які не відповідають рівнянню Клапейрона–Клаузіуса.

Fig. 3. The dependence of the martensitic point displacement ΔM_s in a magnetic field of 28 MA/m (350 kOe) in steels and iron alloys on the content of Fe atoms in them (a) and the temperature of the martensitic transformation beginning M_s in zero magnetic field (b) according to the results [2–4, 16, 18, 20–25]: 1—experimental values and theoretical curve corresponding to the generalized Clapeyron–Clausius equation [5, 6]; 2—experimental values that do not correspond to the Clapeyron–Clausius equation.

(рис. 3, б, функціональна залежність 1), а інший суперечить йому (функціональна залежність 2). Це протиріччя особливо сильне за низьких температур. Зі зростанням температури воно поступово зменшується до температури 250–270 К, коли обидві залежності $\Delta M_s(M_s)$ об'єднуються в одну загальну залежність.

Примітно, що сталі і стопи з аномально великим зміщенням мартенситної точки у магнетному полі містять досить велику кількість основного компоненту. З рисунку 3, а видно, що вони містять принаймні 72,5% мас. заліза. Вони також містять добавки хрому (2%) або марганцю (3–4%), які разом із залізом у ГЦК-структурі можуть взаємодіяти антиферомагнетно. Загальна кількість антиферомагнетних елементів у цих стопах перевищує три чверті. Тобто майже кожен атом Феруму в першій координаційній сфері має 9 атомів Fe і 3 Ni. Або 8 атомів Fe + 1 атом Cr або Mn і 3 атоми Ni. За такої концентрації атомів Феруму в системі Fe–Ni різко падає не тільки магнетний момент неоднорідності, але і магнетний момент багатьох атомів Ферму. Це пов'язано із загальним для перехідних елементів «ефектом локального середовища» [26], за якого «центральный атом втрачає свій магнетний момент, якщо в його найближчій координаційній сфері є критична кількість атомів цього виду».

Добре відомо, що інварні стопи Fe–Ni на відміну від чистих металів (Fe, Ni) мають аномалії багатьох фізичних властивостей. Їхня γ -фаза нижче точки Кюрі має великі спонтанну і вимушену магнетострикції, сильну залежність результуючого обмінного інтеграла від міжатомної відстані в області складів, що межують з мартенситним ГЦК $\leftrightarrow$ ОЦК-перетворенням, сильний зсув температури Кюрі у разі зміни тиску, значне стиснення. Тобто, вони володіють повним набором властивостей, характерних для магнетних фазових переходів першого роду [9, 10].

Таким чином, розщеплення залежностей $\Delta M_s(M_s)$ у сильному імпульсному магнетному полі на дві ділянки у разі зниження температури мартенситного перетворення (див. рис. 3, б) обумовлено існуванням двох механізмів переходу: типового структурного фазового переходу і магнетного фазового переходу першого роду. Водночас, як видно з рис. 3, однією з причин зміни механізму перетворення може бути збільшення кількості атомів Феруму і поява деякої додаткової кількості атомів Хрому або Марганцю. Останні, як видається, є каталізатором ефективності впливу магнетного поля на реакцію ГЦК $\rightarrow$ ОЦК-переходу, через ослаблення «ефекту локального середовища» (зменшення кількості атомів того ж виду (Fe) за рахунок їх заміни антиферомагнетними атомами Mn і Cr). А сам перехід можна умовно віднести до таких переходів, як «антиферомагнетизм $\rightarrow$ феромагнетизм», або, точніше, перехід «неколінеарної магнетної структури в колінеарну, феромагнетну структуру».

Повертаючись до зламу графіка залежностей напруженості кри-

тичного магнетного поля від величини зміщення мартенситної точки (див. рис. 2). З урахуванням вищесказаного можна стверджувати, що точка поділу двох функціональних залежностей дійсно є межею поділу двох механізмів перетворення у сильному магнетному полі. Спочатку магнетне поле діє на зміщення мартенситної точки згідно узагальненим рівнянням Клапейрона–Клаузіуса (рис. 4, *a*, відрізок прямої 1). Однак, за рахунок магнетострикційного збільшення об'єму γ -фази за деякої напруженості магнетного поля $H_k = H_b$, що відповідає температурі зміщення мартенситної точки $\Delta T = T_b - M_s$, досягається критична міжатомна відстань d_k . Судячи з усього, співіснуюча слабка антиферомагнетна взаємодія у стопах Fe–Ni повністю втрачає стабільність і в ГЦК-ґратниці залишається тільки феромагнетний стан, мінімальна енергія якого відповідає колінеарній магнетній структурі на міжатомній відстані $d > d_k$. До цього ж обмінна взаємодія електронів в ГЦК-ґратниці очевидно спонтанно здійснює перехід в ОЦК-структуру, забезпечуючи встановлення колінеарного стану магнетних моментів атомів і зменшуючи кількість найближчих сусідів у координаційній сфері з 12 до 8. Таке уявлення відповідає відомій моделі Зінера для перехідних елементів групи заліза, а також моделі Кондорського і Сєдова для стопів Fe–Ni інварного складу [26, 27].

Отже, зміна температури зміщення M_s вище T_b на ΔT_1 відбудеться вже у разі збільшення напруженості магнетного поля на величину $\Delta H_{k2} < \Delta H_{k1}$, необхідну для початку перетворення у разі звичайного структурно-фазового переходу (див. рис. 4, *a*, прямі 1 і 2). Подальше збільшення $\Delta T = T - M_s$ призведе до зміни напруженості критичного магнетного поля відповідно лінійній залежності 2.

Те саме може бути пояснено відомою кривою Бете–Слетера. На рис. 4, *б* зображено схематичну залежність обмінного інтеграла від відношення міжатомної відстані до діаметра незаповненої $3d$ -підоболонки для перехідних металів і стопів. Інварні стопи Fe–Ni розташовані на крутій ділянці цієї залежності. У магнетному відношенні вони дуже неоднорідні. Неоднорідності стопів Fe–Ni з числом атомів Феруму вище середнього рівня за температур, нижче точки Кюрі, можуть бути антиферомагнетними, парамагнетними або знаходитись у стані спінового скла. У двох останніх випадках вони повинні бути дуже сприйнятливі до сильного магнетного поля, зокрема, через найбільшу різницю намагнетченостей цих ділянок в α - і γ -станах (фазах) [5]. У сильному магнетному полі магнетні моменти атомів цих ділянок зазнають значної орієнтувальної дії. В рамках стрикційних змін міжатомної відстані від d_1 до d_k (див. рис. 4, *б*) можливий нормальний структурно-фазовий перехід. У більших магнетних полях збільшується його орієнтаційний вплив на магнетні моменти атомів, а об'єм ГЦК-фази наближається до об'єму ОЦК α -фази. За критичної міжатомної відстані в окремих ділянках намаг-

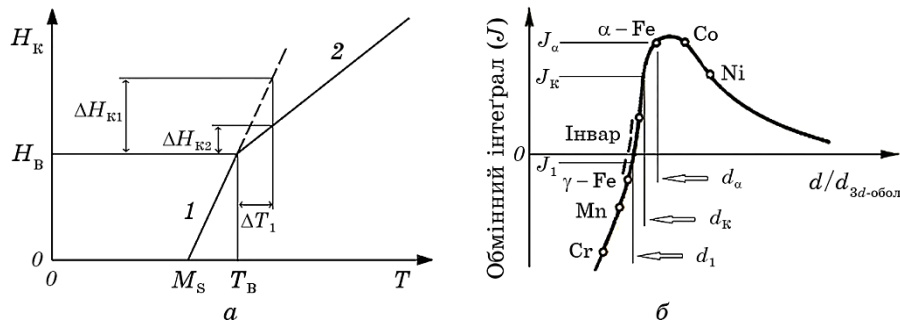


Рис. 4. Схематичне пояснення залежності напруженості критичного магнетного поля H_K від величини зміщення мартенситної точки $\Delta M_S = T - M_S$ в інварних стопах Fe–Ni: *a* — трансформація типового структурного фазового переходу (1) у магнето-фазовий перехід першого роду (2) у точці з координатами H_B, T_B [15]; *б* — якісний вигляд кривої Бете–Слетера; J — енергія обмінної взаємодії пари найближчих атомів; $d/d_{3d-обол}$ — відношення діаметра атома до діаметра незаповненої підоболонки перехідних металів і стопів; d_1 — міжатомна відстань неоднорідностей стопів Fe–Ni з числом атомів Феруму вище середнього; d_K — критична міжатомна відстань, за якої зникає антиферромагнетна складова у γ -фазі з одночасним $\gamma \rightarrow \alpha$ -переходом; d_α — міжатомна відстань у кінцевій ОЦК-фазі.

Fig. 4. Schematic explanation of the dependence of the critical magnetic field strength H_K on the magnitude of the martensitic point displacement $\Delta M_S = T - M_S$ in the Fe–Ni invar alloys: *a* — the transformation of a typical structural phase transition (1) into a magnetic first kind phase transition (2) at point with the coordinates H_B, T_B [15]; *б* — a qualitative view of the Bethe–Slater curve; J — the energy of the exchange interaction of the pair of nearest atoms; $d/d_{3d-shell}$ — the ratio of the atom diameter to the diameter of the unfilled subshell of transition metals and alloys; d_1 — interatomic distance of inhomogeneities of Fe–Ni alloys, with the number of iron atoms above average; d_K — the critical interatomic distance at which the antiferromagnetic component in the γ -phase disappears with a simultaneous $\gamma \rightarrow \alpha$ -transition; d_α — the interatomic distance in the final b.c.c. phase.

неченість досягає максимально можливої величини і в них виникає колінеарний феромагнетизм, що веде до незворотного процесу зміни ґратниці.

2.3. Магнетний фазовий перехід першого роду у стопах на основі Fe–Ni у відсутності магнетних полів

Як зазначалося вище, вуглець має значний вплив на характер МП в магнетному полі. Всі стопи Fe–Ni без вуглецю (див. рис. 2, *a*) показують злам графіка. Додавання вуглецю зменшує температурну область типового фазового переходу і збільшує область магнетного

переходу (див. рис. 2, б). Це пов'язано з тим, що вуглець збільшує міжатомну відстань. Додавання 0,1% С мас. змінює параметр ГЦК-ґратниці на $\sim 0,32 \cdot 10^{-3}$ нм [28], а відносний об'єм $\Delta V/V$ на $0,27 \cdot 10^{-2}$. Тоді додавання 0,3–0,4% С призводить до збільшення об'єму на $(0,81\text{--}1,08) \cdot 10^{-2}$, що перевищує $\Delta V/V$ аустеніту стопу Fe–30% Ni у магнетному полі напруженістю 28 МА/м ($\sim 0,7 \cdot 10^{-2}$) і його спонтанну магнетострикцію в області мартенситної точки ($\sim 0,5 \cdot 10^{-2}$). Отже, за відповідного складу заліза і вуглецю у сталях типу Fe–Ni–C може виникнути мартенситний ГЦК $\rightarrow$ ОЦТ-перехід по типу магнетного фазового переходу першого роду без магнетного поля. У цьому випадку мартенситні точки M_s і M_s' збігаються, а залежності $H_k(T)$ будуть лінійними, що можна спостерігати, зокрема, в окремих сталях на рис. 1, а і 2, б.

Таблиця 1 надає більше інформації про ці та деякі інші сталі. Добре видно, що в нікелевих сталях (1–3) заміна частини нікелю на вуглець і залізо призводить до значень $H_k = H_b = 0$. Водночас ефективність зміщення мартенситної точки на одиницю напруженості магнетного поля у досить сильних магнетних полях у всіх сталях залишається практично незмінною — $\sim 3,2$ К/(МА/м), значно перевищуючи теоретичні оцінки величини $\Delta M_s/\Delta H$ згідно узагальнених рівнянь Клапейрона–Клаузіуса [5, 6], які більше корелюють зі сталями в області звичайного переходу.

У наведеній нижче групі хромонікелевих сталей (№ 4–8) дві сталі (№ 6 і 7) також перетворюються по типу магнетно-фазового перехо-

ТАБЛИЦЯ 1. Нікелеві і хромонікелеві сталі, МП в яких відбувається по типу магнетного фазового переходу першого роду у магнетному полі або, навіть, без нього.

TABLE 1. Nickel and chromium-nickel steels, in which MT occurs by the type of magnetic first kind phase transition in a magnetic field or even without it.

№ п/п	Сталь, (% мас.)	M_s , К	M_s' , К	H_b , МА/м	$\Delta M_s/\Delta H$, К/(МА/м) (0–5 МА/м)	$\Delta M_s/\Delta H$, К/(МА/м) (19–28 МА/м)	$\Delta M_s/\Delta H$, К/(МА/м) (теор.)
1	Fe–30,4Ni–0,3C [20]	193	163	19	1,6	3,3	2,3
2	Fe–30,2Ni–0,4C [20]	93	85	7	2,2	3,2	1,1
3	Fe–26Ni–0,4C [20]	223		0		3,2	2,6
4	24X2H22 [4]	263	225	13	1,2	3,7	2,9
5	52X2H15 [4]	265	217	11	0,7	3,6	2,9
6	36X2H22 [4]	172		0		4,3	1,8
7	52X2H20 [4]	90		0		4,9	1,0
8	67X2H22 [4, 29]	–	37	–	–	5,0	0,36

ду, починаючи з мартенситної точки у разі охолодження без поля. Про це свідчить не тільки лінійна температурно-польова залежність $H_k(T)$, а і досить велике значення в них $\Delta M_s/\Delta H$, порівняно з теоретичним розрахунком (більше у 2,5–5 разів).

Але не завжди підвищення вмісту заліза і вуглецю призводить до зниження H_k і підвищення ефективності величини $\Delta M_s/\Delta H$. Це можна побачити, порівнявши дві хромонікелеві сталі № 4 і 5. Згідно з даними, наведеними в табл. 1, їхні мартенситні точки, критичні магнетні поля $H_k = H_b$ і характерні значення $\Delta M_s/\Delta H$ близькі або однакові, а проте у сталі № 5 вуглецю вдвічі більше, а заліза також більше майже на 7%. Таке протиріччя можна пояснити недостатньою кількістю другого важливого компонента залізонікелевої основи сталі — нікелю. У сталі № 5 його менше на 7,3% порівняно зі сталлю № 4. Значний дефіцит нікелю знижує його дезорієнтувальну функцію. На кривій Бете–Слетера (див. рис. 4, б) нікель розташований праворуч від максимуму і є конкурентом γ -заліза у разі встановлення магнетного порядку. Такий магнетний стан атомних магнетних моментів не є енергетично вигідним, але він вимушений. І саме ця умова очевидно є причиною існування стопів з аномально великою спонтанною магнетострикцією й іншими інварними аномаліями.

У хромонікелевій сталі № 8 з великим вмістом вуглецю (0,67%) без магнетного поля до гелієвих температур перетворення аустеніту в мартенсит не спостерігається взагалі, але в сильних магнетних полях відбувається інтенсивне перетворення. Автори роботи [29] пояснили це явище виникненням оригінального магнетного стану аустеніту за низьких температур, що містить феромагнетні й антиферомагнетні ділянки ближнього порядку та зону оточувальних дезорієнтованих спінів. На нашу думку, у цій сталі у магнетному полі спостерігається перехід по типу магнетного фазового переходу першого роду, про що свідчить велика різниця у величині $\Delta M_s/\Delta H$ між експериментальним і теоретичним значеннями відповідно 5 і $\sim 0,36$ K/(MA/м) — у 14 разів.

2.4. Магнетний фазовий перехід першого роду у стопах Fe–Ni–Mn

Стопи Fe–Ni–Mn на відміну від нікелевих і хромонікелевих сталей мають не тільки атермічну, але й ізотермічну кінетику перетворення ГЦК $\rightarrow$ ОЦК. Ізотермічне МП також мають залізонікелеві стопи за концентрації нікелю менше 29,5% мас. (70,5% Fe). Але стопи з марганцем мають дві різні кінетики перетворення навіть в одному складі [30, 31]. Це видно, зокрема, на рис. 5, а. У стопі Fe–26,4Ni–1,6Mn (крива 4) у разі охолодження зі швидкістю 5 K/хв на дилатограмі чітко розрізняють два ГЦК $\rightarrow$ ОЦК-перетворення. Перше здатне розвиватися в ізотермічних умовах, а за більш низьких темпе-

ратур загасає. Потім починається наступне перетворення, але воно протікає по атермічній кінетиці.

У стопі іншого складу Fe–23,9Ni–3,5Mn (рис. 5, а, крива 5) у разі охолодження з тією ж швидкістю відбувається тільки ізотермічне перетворення. У разі швидкого охолодження в рідкому азоті ізотермічне перетворення не встигає виникнути. Однак, у сильному імпульсному магнетному полі за 77 К спостерігається активне МП зі структурою атермічного мартенситу.

У [7] показано, що атермічне МП у стопах системи $\text{Fe}_{70+x}\text{Ni}_{30-2x}\text{Mn}_x$ у разі охолодження починається нижче точки Кюрі аустеніту, коли спонтанна магнетострикція $\Delta V/V$ сягає величини близько $\sim 0,5 \cdot 10^{-2}$. Вимушена магнетострикція поблизу точки Кюрі аномально велика і в усіх стопах одного порядку (рис. 5, б, в).

Таблиця 2 дає уявлення про ефективність дії сильного магнетного поля щодо зміщення мартенситної точки у деяких стопах Fe–Ni–Mn. Оскільки початкова частина залежності $H_K(T)$ у всіх стопах, наведених в таблиці, невідома (з різних причин), не можна стверджувати, що атермічне перетворення в них у разі охолодження без магнетного поля в мартенситній точці є магнетним. Але видима частина цієї залежності свідчить про магнетну природу перетворення в магнетному полі. Особливо це проявляється у стопах № 2 і 3, де експериментальне значення $\Delta M_S/\Delta H$ перевищує теоретичне біль-

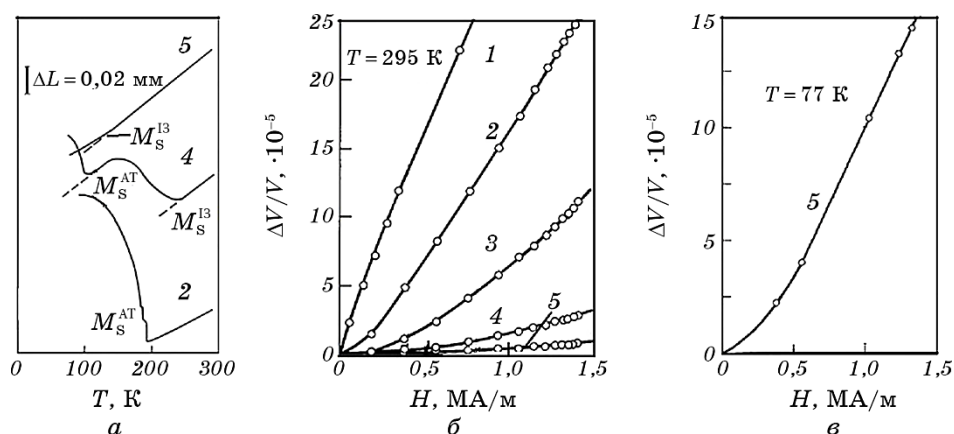


Рис. 5. Кінетичні особливості МП у стопах системи $\text{Fe}_{70+x}\text{Ni}_{30-2x}\text{Mn}_x$ і магнетопружні властивості ГЦК-фази: а — дилатометричні дослідження (вимірювання І. Я. Георгієвої і Л. А. Матюшенка); б, в — вимушена магнетострикція за температур 295 і 77 К [30, 31]. 1 — $x \approx 0$; 2 — 0,6; 3 — 0,9; 4 — 1,6; 5 — 3,5.

Fig. 5. Kinetic features of MT in the alloys of $\text{Fe}_{70+x}\text{Ni}_{30-2x}\text{Mn}_x$ system and magnetoelastic properties of the f.c.c. phase: а — dilatometric testing (measurements by I. Ya. Georgieva and L. A. Matyushenko); б, в — forced magnetostriction at temperatures of 295 and 77 K [30, 31]. 1 — $x \approx 0$; 2 — 0.6; 3 — 0.9; 4 — 1.6; 5 — 3.5.

ТАБЛИЦЯ 2. Стопи Fe–Ni–Mn, в яких МП відбувається по типу магнетного фазового переходу першого роду.**TABLE 2.** Fe–Ni–Mn alloys, in which MT occurs by the type of magnetic first kind phase transition.

№ п/п	Стоп, (% мас.)	M_s , К	M_s' , К	$\Delta M_s/\Delta H$, К/(МА/м) (експеримент)	$\Delta M_s/\Delta H$, К/(МА/м) (теор.)
1	Fe–21,15Ni–4,07Mn–0,05C [16]	248	209	3,8	2,9
2	Fe–23,6Ni–3,3Mn [2, 23]	233	30	6,5	0,36
3	Fe–23,6Ni–3,6Mn [22]	200	–28	7,2	Прямує до 0

ше, ніж у 18 разів.

Щодо ізотермічного МП, то нижче точки Кюрі воно не виникає у зв'язку зі зростанням міцності вихідної фази. Зміцнення ГЦК-фази стопів заміщення у разі переходу у феромагнетний стан характерно для стопів з інварними аномаліями [32–34]. Зміна опору дислокаційному руху в аустеніті і мартенситі також спостерігається у разі додавання у стопи атомів вуглецю. Водночас структура ізотермічного мартенситу змінюється на структуру мартенситу атермічного типу [33].

3. ВИСНОВКИ

1. Аномально велике зміщення мартенситної точки у сталях і стопах на основі Fe–Ni у сильних імпульсних магнетних полях за низьких температур можна пояснити досягненням критичної міжатоми відстані, за якої в ГЦК-фазі повністю зникає короткодійна негативна обмінна взаємодія електронів і виникає колінеарний феромагнетизм з необоротною перебудовою кристалічної ґратниці зі зменшенням координаційного числа (магнетний фазовий перехід першого роду: «неколінеарний і неоднорідний магнетизм → колінеарний феромагнетизм»).

2. Магнетний фазовий перехід першого роду в деяких системах на основі Fe–Ni з аномально великою спонтанною магнетострикцією можливий і у відсутності магнетного поля, якщо у їхньому складі є елементи, які суттєво збільшують міжатомну відстань, не впливаючи на магнетний стан (С, N).

3. Зародження мартенситних кристалів у сильному магнетному полі відбувається на неоднорідностях малих розмірів з числом атомів Феруму вище середнього по стопу за оптимального співвідношення конкуруювальних атомів Феруму і Нікелю та інших елементів (Cr, Mn), що протидіють встановленню міцного антиферомагнетного зв'язку атомів Fe в неоднорідностях за рахунок виникнення «ефек-

ту локального середовища».

4. Зародження мартенситних кристалів у відсутності магнетних полів у разі звичайного атермічного фазового перетворення в цих системах також можливе на цих же неоднорідностях, тому що вони мають більшу хемічну рухому силу і завищену енергію через дезорієнтацію взаємодійних спінів. Перебудова вихідної фази може бути реалізована на визначеній кількості таких неоднорідностей шляхом кооперативних, періодичних, зфазованих коливань атомів в них у відповідних напрямках, що ведуть до деформації кристалічної ґратниці по типу «деформації Бейна».

5. Ізотермічне мартенситне перетворення відносно незалежне і можливе в області не дуже низьких температур за умови порівняно низького опору руху дислокацій в аустеніті та мартенситі. В обговорюваних системах це область парамагнетного аустеніту. Границя розділу нової і старої фаз (феромагнетної і парамагнетної) напівкогерентна, що дозволяє атомам старої фази порівняно легко заповнювати вакантні місця на поверхні нової фази до критичної величини («центра» нової фази). Цей процес термічно активований і можливий в ізотермічних умовах.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. Д. Садовский, Н. М. Родигин, Л. В. Смирнов, Г. М. Филончик, И. Г. Факидов, *ФММ*, **12**, № 2: 302 (1961).
2. М. А. Кривоглаз, В. Д. Садовский, Л. В. Смирнов, Е. А. Фокина, *Закалка стали в магнитном поле* (Москва: Наука: 1977).
3. В. Д. Садовский, Л. В. Смирнов, Е. А. Фокина, П. А. Малинен, И. П. Сорокин, *ФММ*, **24**: 918 (1967).
4. В. М. Счастливцев, Л. Н. Ромашев, В. Д. Садовский, *ФММ*, **67**, № 4: 629 (1989).
5. М. А. Кривоглаз, В. Д. Садовский, *ФММ*, **18**, № 4: 502 (1964).
6. И. В. Золотаревский, Н. С. Косенко, М. А. Кривоглаз, *Металлофизика*, **1**, № 2: 17 (1979).
7. И. В. Золотаревский, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 5: 625 (2015).
8. И. В. Золотаревский, С. В. Лоскутов, М. О. Щетинина, *ФММ*, **119**, № 8: 794 (2018).
9. Н. П. Гражданкина, *УФН*, **96**, № 2: 291 (1968).
10. С. В. Вонсовский, *Магнетизм* (Москва: Наука: 1971).
11. Э. А. Завадский, В. И. Вальков, *Магнитные фазовые переходы* (Киев: Наукова думка: 1980).
12. Е. В. Кузьмин, Г. А. Петраковский, Э. А. Завадский, *Физика магнитоупорядоченных веществ* (Новосибирск: Наука: 1976).
13. G. Oomi and N. Mōri, *J. Phys. Soc. Jpn.*, **50**, No. 9: 2924 (1981).
14. И. В. Золотаревский, *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*, № 2: 22 (2020).
15. И. В. Золотаревский, М. О. Щетинина, А. И. Золотаревский, *ФММ*, **122**, № 2: 138 (2021).

16. E. X. Sun, D. Z. Yang, T. Y. Hsu, F. M. Yang, and Y. W. Zhao, *ISIJ International*, **29**, No. 2: 154 (1989).
17. Л. Д. Ворончихин, И. Я. Георгиева, *ФММ*, **44**: 207 (1977).
18. Л. Н. Ромашев, А. А. Леонтьев, В. М. Счастливцев, В. Д. Садовский, *ФММ*, **57**, № 4: 768 (1984).
19. T. Kakeshita, K. Shimizu, S. Funada, and M. Date, *Acta Metal.*, **33**, No. 8: 1381 (1985).
20. T. Kakeshita, K. Shimizu, S. Kijima, Z. Yu, and M. Date, *Trans. Jpn. Inst. Met.*, **26**: 630 (1985).
21. И. В. Золотаревский, С. В. Лоскутов, В. К. Манько, С. В. Сейдаметов, *ФММ*, **108**, № 2: 147 (2009).
22. В. М. Счастливцев, Ю. В. Калетина, Е. А. Фокина, А. В. Королев, В. В. Марченков, *ФММ*, **91**: 165 (2001).
23. В. Д. Садовский, П. А. Малинен, Л. А. Мельников, *Металлург*, № 9: 30 (1972).
24. И. Г. Факидов, Л. Д. Ворончихин, Э. А. Завадский, А. М. Бурханов, *ФММ*, **19**: 852 (1965).
25. В. Д. Поволоцкий, Л. Г. Журавлев, М. М. Штейнберг, *ФММ*, **35**, № 3: 567 (1973).
26. В. Л. Седов, *Антиферромагнетизм гамма-железа. Проблема инвара* (Москва: Наука: 1987).
27. C. Zener, *Trans. AIME*, **203**: 619 (1955).
28. М. Хансен, К. Андерко, *Структуры двойных сплавов* (Москва: Металлургия: 1962).
29. Л. Н. Ромашев, А. А. Леонтьев, В. Д. Садовский, *ФММ*, **66**, № 5: 935 (1988).
30. И. В. Золотаревский, В. Л. Снежной, И. Я. Георгиева, Л. А. Матюшенко, *ФММ*, **51**, № 3: 669 (1981).
31. И. В. Золотаревский, В. Л. Снежной, Л. М. Шейко, *ФММ*, **55**, № 3: 548 (1983).
32. В. А. Доценко, И. А. Белоус, *Вестник Владивостокского государственного университета экономики и сервиса*, **11**, № 3: 153 (2019).
33. R. G. Davis and C. L. Magee, *Met. Trans.*, **2**: 1939 (1971).
34. G. F. Bolling and R. H. Richman, *Philos. Mag.*, **19**: 247 (1969).

REFERENCES

1. V. D. Sadovskij, N. M. Rodigin, L. V. Smirnov, G. M. Filonchik, and I. G. Fakidov, *FMM*, **12**, No. 2: 302 (1961) (in Russian).
2. M. A. Krivoglaz, V. D. Sadovskij, L. V. Smirnov, and E. A. Fokina, *Zakalka Stali v Magnitnom Pole* [Tempering Steel in a Magnetic Field] (Moscow: Nauka: 1977) (in Russian).
3. V. D. Sadovskij, L. V. Smirnov, E. A. Fokina, P. A. Malinen, and I. P. Sorokin, *FMM*, **24**: 918 (1967) (in Russian).
4. V. M. Schastlivcev, L. N. Romashev, and V. D. Sadovskij, *FMM*, **67**, No. 4: 629 (1989) (in Russian).
5. M. A. Krivoglaz and V. D. Sadovskij, *FMM*, **18**, No. 4: 502 (1964) (in Russian).
6. I. V. Zolotarevskij, N. S. Kosenko, and M. A. Krivoglaz, *Metallofizika*, **1**, No. 2: 17 (1979) (in Russian).
7. I. V. Zolotarevskiy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**: 625 (2015) (in Russian).
8. I. V. Zolotarevsky, S. V. Loskutov, and M. O. Schetinina, *FMM*, **119**: 747 (2018).

9. N. P. Grazhdankina, *UFN*, **96**, No. 2: 291 (1968) (in Russian).
10. S. V. Vonsovskij, *Magnetizm* [Magnetism] (Moscow: Nauka: 1971) (in Russian).
11. Je. A. Zavadskij and V. I. Val'kov, *Magnitnye Fazovye Perekhody* [Magnetic Phase Transitions] (Kiev: Naukova Dumka: 1980) (in Russian).
12. E. V. Kuzmin, G. A. Petrakovskij, and Je. A. Zavadskij, *Fizika Magni-touporjadochennykh Veshchestv* [Physics of Magnetoordered Substances] (Novosibirsk: Nauka: 1976) (in Russian).
13. G. Oomi and N. Mōri, *J. Phys. Soc. Jpn.*, **50**, No. 9: 2924 (1981) (in Russian).
14. I. V. Zolotarevskii, *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*, No. 2: 22 (2020) (in Russian).
15. I. V. Zolotarevsky, M. O. Schetininina, and O. I. Zolotarevsky, *FMM*, **122**: 127 (2021).
16. E. X. Sun, D. Z. Yang, T. Y. Hsu, F. M. Yang, and Y. W. Zhao, *ISIJ International*, **29**, Iss. 2: 154 (1989).
17. L. D. Voronchihin and I. Ja. Georgieva, *FMM*, **44**: 207 (1977) (in Russian).
18. L. N. Romashev, A. A. Leontev, V. M. Schastlivcev, and V. D. Sadovskij, *FMM*, **57**, No. 4: 768 (1984) (in Russian).
19. T. Kakeshita, K. Shimizu, S. Funada, and M. Date, *Acta Metal.*, **33**, No. 8: 1381 (1985).
20. T. Kakeshita, K. Shimizu, S. Kijima, Z. Yu, and M. Date, *Trans. Jpn. Inst. Met.*, **26**: 630 (1985).
21. I. V. Zolotarevskii, S. V. Loskutov, V. K. Man'ko, and S. V. Seidametov, *FMM*, **108**: 139 (2009).
22. V. M. Schastlivcev, Ju. V. Kaletina, E. A. Fokina, A. V. Korolev, and V. V. Marchenkov, *FMM*, **91**: 165 (2001) (in Russian).
23. V. D. Sadovskij, P. A. Malinen, and L. A. Mel'nikov, *MiTOM*, No. 9: 30 (1972) (in Russian).
24. I. G. Fakidov, L. D. Voronchihin, Je. A. Zavadskij, and A. M. Burhanov, *FMM*, **19**: 852 (1965) (in Russian).
25. V. D. Povolockij, L. G. Zhuravlev, and M. M. Shtejnberg, *FMM*, **35**, No. 3: 567 (1973) (in Russian).
26. V. L. Sedov, *Antiferromagnetizm Gamma-Zheleza. Problema Invara* [Antiferromagnetism of Gamma Iron. Invar's Problem] (Moscow: Nauka: 1987) (in Russian).
27. C. Zener, *JOM*, **7**: 619 (1955).
28. M. Hansen and K. Anderko, *Struktury Dvojnykh Splavov* [Constitution of Binary Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1962) (in Russian).
29. L. N. Romashev, A. A. Leont'ev, and V. D. Sadovskij, *FMM*, **66**, No. 5: 935 (1988) (in Russian).
30. I. V. Zolotarevskiy, V. L. Snezhnoj, I. Ja. Georgieva, and L. A. Matjushenko, *FMM*, **51**, No. 3: 669 (1981) (in Russian).
31. I. V. Zolotarevskiy, V. L. Snezhnoj, and L. M. Shejko, *FMM*, **55**, No. 3: 548 (1983) (in Russian).
32. V. A. Docenko and I. A. Belous, *Vestnik Vladivostokskogo Gosudarstvennogo Universiteta Ekonomiki i Servisa*, **11**, No. 3: 153 (2019) (in Russian).
33. R. G. Davis and C. L. Magee, *Met. Trans.*, **2**: 1939 (1971).
34. G. F. Bolling and R. H. Richman, *Philos. Mag.*, **19**: 247 (1969).

PHASE TRANSFORMATIONS

PACS numbers: 65.40.De, 81.30.Fb, 81.40.Np, 81.70.Bt, 83.10.Tv, 83.85.Ns, 89.20.Kk

Вивчення паралельних процесів, які виникають у безперервно литій заготовці під час її твердіння

О. М. Хорошилов, О. С. Подоляк, О. І. Пономаренко*

Українська інженерно-педагогічна академія,
вул. Університетська, 16,
61003 Харків, Україна
*Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»,
вул. Кирпичова, 2,
61002 Харків, Україна

У статті наведено результати дослідження паралельних процесів, що відбуваються у заготовці під час зміни технологічних параметрів безперервного лиття. Виявлено наявність додаткового теплофізичного процесу в заготовці — швидкості росту товщини її корки ξ зі зміною частоти її руху $f_{\text{рух}}$, звідки випливає, що показники ξ є додатковим паралельним процесом. Визначено, що ξ і коефіцієнт твердіння $k_{\text{тв}}$ є однією і тією ж теплофізичною величиною, звідки випливає, що $k_{\text{тв}}$, як і ξ , не можуть бути постійними величинами, тому що вони знаходяться з тривалістю твердіння $t_{\text{тв}}$ в гіперболічній залежності; $k_{\text{тв}} = \text{const}$ може бути тільки за умови, що приведений радіус заготовки $R_{\text{пр}} = \text{const}$ для визначення $k_{\text{тв}}$ одного і того самого металу або стопу; лише після умови $R_{\text{пр}} = \text{const}$ можна порівнювати коефіцієнти $k_{\text{тв}}$ для різних металів та стопів. Показано, що напрямок руху заготовки під час подолання сили тертя спокою (СТС) впливає на взаємовідносини показників ξ та параметра пошкоджуваності ω відносно показників механічних властивостей $\sigma_{\text{тчас}}$ (часового опору розриву) заготовки

Corresponding author: Oleh Mykolayovych Khoroshylov
E-mail: Olegkhoroshilov2020@gmail.com

Ukrainian Engineering Pedagogics Academy,
16 Universytetska Str., UA-61003 Kharkiv, Ukraine
*National Technical University 'Kharkiv Polytechnic Institute',
2 Kyrpychova Str., UA-61002 Kharkiv, Ukraine

Citation: O. M. Khoroshylov, O. S. Podolyak, and O. I. Ponomarenko, Study of Parallel Processes Arising in Continuous Cast Billet During Its Solidification, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 2: 175–190 (2022) (in Ukrainian).
DOI: [10.15407/mfint.44.02.0175](https://doi.org/10.15407/mfint.44.02.0175)

зі зміною $f_{\text{рух}}$: показники $f_{\text{рух}}$ знаходяться у прямій пропорційній залежності з показниками ξ і не залежать від зміни напрямку руху заготовки під час подолання СТС; у випадку поступального руху заготовки процеси ξ , ω та $f_{\text{рух}}$ знаходяться в оберненій пропорційній залежності відносно показників $\sigma_{\text{тчас}}$; у випадку реверсивного руху заготовки процеси ξ , ω та $f_{\text{рух}}$ знаходяться в прямій пропорційній залежності до $\sigma_{\text{тчас}}$; у випадку реверсивного руху заготовки спостерігається зниження параметра пошкоджуваності заготовки в циклі, що дозволяє підвищити показники $\sigma_{\text{тчас}}$. Показано, що якщо $f_{\text{рух}} = \text{const}$, то зміна швидкості $V_{\text{рух}}$ і тривалість руху $t_{\text{рух}}$ заготовки в циклі впливають тільки на параметр пошкоджуваності ω і відповідно на механічні властивості $\sigma_{\text{тчас}}$ заготовки. Показники ω і $\sigma_{\text{в}}$ завжди мають обернені пропорційні залежності незалежно від напрямку руху заготовки під час подолання СТС.

Ключові слова: коефіцієнт твердіння, швидкість зростання товщини корки заготовки.

The paper reports the results of a study of the parallel processes occurring in the billet during the time of changes in the continuous casting process parameters. As found, due to a change in the rate of movement of the billet f_{mov} , there are parallel changes in rheological (damage parameter ω) and mechanical properties (ultimate tensile strength σ_{TS}) processes that occur in the billet. As revealed, the additional thermophysical process exists in the billet such as the growth rate of the thickness ξ of the billet crust under variations in f_{mov} . It follows there from that the values of ξ represent an additional parallel process. A found, the ξ and the solidification coefficient k_{sol} are the same thermophysical value, whence it follows that k_{sol} has not a constant value, but depends on the time of solidification or on the reduced thickness of the billet R_{red} ; $k_{\text{sol}} = \text{const}$ can only be under the conditions $R_{\text{red}} = \text{const}$ to determine the k_{sol} of the same metal or alloy; only after that the k_{sol} values for various metals and alloys can be compared. As revealed, the direction of movement while overcoming the static friction force (SFF) affects the investigated properties of the billet: the values of the process parameters of f_{mov} are in direct proportion to the values of the thermophysical properties of the billet of ξ , both under the translational and reverse movement of the billet while overcoming the static friction force with the translational movement of the billet, the values of the mechanical properties σ_{TS} of the billets are in inverse proportion to the values of the investigated processes such as ξ , ω , and f_{mov} ; with the reverse movement of the billet, the values of the processes ξ , ω , and f_{mov} are in direct proportion to the values of the mechanical properties σ_{TS} of the billets; with the reverse movement of the billet, a decrease in the damage parameter of the billet in the cycle is observed, which makes it possible to increase the values of σ_{TS} . As shown, the values of the mechanical properties of σ_{TS} of the billets can simultaneously affect two process parameters, the speed of movement V_{mov} and the time of movement t_{mov} of the billet in the cycle at $f_{\text{mov}} = \text{const}$. As revealed, the direction of movement of the billet while overcoming SFF is a trigger to start the process of reducing the damage parameter in the billet during the transition from translational to reverse movement. As shown, if the following parallel processes of f_{mov} , ξ and σ_{TS} are in direct proportion, then it is possible to predict the values of σ_{TS} by using both the values

of f_{mov} and ξ .

Key words: solidification coefficient of the billet, growth rate of the thickness of the crust of the billet.

(Отримано 16 квітня 2021 р.; остаточн. варіант — 12 листопада 2021 р.)

1. ВСТУП

Як модель для визначення швидкості повзучості і швидкості пошкоджуваності в конструкційних матеріалах прийнята система рівнянь [1, 2]:

$$\dot{\epsilon} = B \frac{\sigma^n}{(1 - \omega)^m}, \quad (1)$$

$$\dot{\omega} = D \frac{\sigma^n}{(1 - \omega)^m}, \quad \omega(0) = 0, \quad \omega(t_*) = \omega, \quad (2)$$

де $\dot{\epsilon}$ — швидкість повзучості, $\dot{\omega}$ — швидкість пошкоджуваності, B , D , n , m — константи.

У роботах [3] проведено огляд і класифікацію відомих моделей для визначення пошкоджуваності. Нині модель (1) широко застосовують для моніторингу реологічного стану конструкційних матеріалів [4, 5].

У роботі [6] описано метод підвищення механічних властивостей металів і сплавів за рахунок знакозмінного руху п'єзоелементу.

У роботі [7] показано методику визначення зусиль, які діють на безперервно литу заготовку, що знаходиться в температурному інтервалі кристалізації.

У роботі [8] показано результати розрахунків параметра пошкоджуваності для частоти руху заготовки за певних експериментально визначених зусиль, що діють у заготовці.

У роботі [9] розглянуто питання заходів підвищення безпеки силового навантаження конструкційних матеріалів. Для визначення часу твердіння заготовки обрано залежність, що пов'язує зміну товщини корки заготовки з часом [10–12]:

$$\xi = k\sqrt{t} = k_{\text{TB}}\sqrt{t_{\text{TB}}}, \quad (3)$$

де ξ — товщина корки заготовки, м, t_{TB} — тривалість твердіння, с, k_{TB} — емпіричний коефіцієнт твердіння, м/с^{0,5}.

Здиференціювавши (3), отримуємо:

$$\frac{d\xi}{dt} = \frac{k_{\text{TB}}}{2\sqrt{t}}. \quad (4)$$

Однак, автори роботи [12] не стали застосовувати (4) для визначення швидкості твердіння корки заготовки, а підтримали думку авторів робіт [13, 14] в питанні «...о несостоятельности данного уравнения, особенно для описания начального периода затвердевания ...» так, як «... в начальный момент, когда время стремится к нулю — скорость затвердевания стремится к бесконечности».

У роботах [10–12] не було досліджено змінення швидкості зростання товщини корки заготовки за різної тривалості твердіння, тому необхідно висвітлити це питання.

У роботі [12] застосовували методику визначення глибини лунки рідкої фази методами виливання, однак автори роботи не визначили коефіцієнт твердіння бронзи марки БрО5Ц5С5.

Метою роботи є дослідження зміни паралельних процесів у заготовці, які відбуваються внаслідок дії збурювальних факторів, одного або декількох технологічних параметрів процесу безперервного лиття.

Завданням роботи є:

1. Розробити методику та визначити коефіцієнт твердіння мідних стопів на основі експериментальних даних, наведених в технічній літературі.

2. Визначити наявність декількох одночасних паралельних процесів у заготовці у випадку зміни таких технологічних параметрів безперервного лиття $V_{\text{рух}}$, $f_{\text{рух}}$, $t_{\text{рух}}$ та поступального і реверсивного напрямків руху заготовки під час подолання сили тертя спокою (СТС).

3. Показати, що швидкість зростання товщини корки заготовки пов'язана з частотою її руху та є показником додаткового паралельного процесу у заготовці.

4. Встановити процеси, які знаходяться у прямій пропорційній залежності з тимчасовим опором розриву $\sigma_{\text{тчас}}$ у випадку поступального та реверсивного рухів заготовки під час подолання СТС.

5. З'ясувати, чи є коефіцієнт твердіння $k_{\text{ТВ}}$ сталою величиною та чи є коефіцієнт твердіння $k_{\text{ТВ}}$ і швидкість зростання корки заготовки ξ теплофізичною властивістю заготовки.

6. Визначити, за яких умов можна порівнювати показники $k_{\text{ТВ}}$ різних металів та стопів.

7. Визначити вплив напрямку руху заготовки під час подолання сили тертя спокою на зміну показників паралельних процесів.

8. Показати, на які паралельні процеси одночасно впливають швидкість $V_{\text{рух}}$ і тривалість руху $t_{\text{рух}}$ заготовки за умови $f_{\text{рух}} = \text{const}$.

Паралельні процеси — це процеси одночасної зміни декількох різних властивостей матеріалу безперервно литої заготовки, які відбуваються під дією збурювальних факторів технологічних параметрів.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ТА ТЕОРЕТИЧНІ МЕТОДИКИ

2.1. Методика визначення коефіцієнта твердіння заготовки з бронзи марки БрО5Ц5С5 за експериментальними даними з джерела [12]

Суть даної методики полягає в наступному.

1. Визначимо глибину лунки рідкої фази для заготовки (рис. 1). Глибину лунки рідкої фази (h) можемо визначити за співвідношенням з діаметром (h/D) (рис. 1). Отримуємо, що глибина лунки для заготовки $D = 0,06$ м становить $h = 0,106$ м.

2. Визначимо середні швидкості руху для заготовок з бронзи марки БрО5Ц5С5.

3. Тривалість наскрізного твердіння заготовки визначимо за формулою:

$$t_{\text{тв}} = \frac{h}{V_{\text{ср}}}, \quad (5)$$

де h — глибина лунки рідкої фази, $V_{\text{ср}}$ — середня швидкість руху заготовки у кристалізаторі, $t_{\text{тв}}$ — час повного твердіння заготовки, с.

4. Визначимо коефіцієнт твердіння заготовки за умови, що корка заготовки буде дорівнювати її радіусу:

$$k_{\text{тв}} = \frac{R_{\text{пр}}}{\sqrt{t_{\text{тв}}}}, \quad (6)$$

де $k_{\text{тв}}$ — коефіцієнт твердіння бронзи марки БрО5Ц5С5, $R_{\text{пр}}$ — приведений радіус заготовки, що досліджується, $t_{\text{тв}}$ — час наскрізного твердіння заготовки до утворення лунки, с.



Рис. 1. Результати експериментальних досліджень з визначення глибини лунки рідкої фази заготовок діаметром 0,06 м з бронзи марки БрО5Ц5С5, одержаних шляхом виливання рідкої фази [12]: 1 — ерозія корки заготовки на верхній твірній лінії.

Fig. 1. Experimental findings to determine the depth of the hole of the liquid phase of the billets with a diameter of 0.06 m from БрО5Ц5С5 bronze, obtained by casting the liquid phase [12]: 1—erosion of the crust of the billet on the upper generator.

ТАБЛИЦЯ 1. Експериментальні дані, отримані з роботи [12] під час виробництва заготовки діаметром 0,06 м.

TABLE 1. Experimental data obtained in the paper [12] when manufacturing a billet with a diameter of 0.06 m.

Діаметр заготовки, що виготовляється D , м	Середні швидкості руху заготовки	
	$V_{\text{ср}}$, м/хв	$V_{\text{ср}}$, 10^{-3} м/с
0,06–0,065	0,20–0,47	3,3–7,8

ТАБЛИЦЯ 2. Розрахунок коефіцієнтів твердіння за умови, що для різних швидкостей руху заготовки будемо враховувати експериментальне значення $h = \text{const}$ [12].

TABLE 2. Calculation of solidification coefficients provided that for different speeds of movement of the billet the experimental value $h = \text{const}$ is taken into account [12].

Діаметр заготовки D , м	Глибина лунки рідкої фази h , м	Середня швидкість заготовки $V_{\text{ср}}$, 10^{-3} м/с	Тривалість повного твердіння заготовки $t_{\text{тв}}$, с (за формулою (5))	Коефіцієнт повного твердіння $k_{\text{тв}}$, 10^{-3} м/с 0,5 (за формулою (6))
0,060–0,065	0,106	3,3	33,0	5,2
	0,106	7,8	14,0	8,0

5. Розрахуємо $k_{\text{тв}}$ за умови, що для кожного значення швидкостей заготовки з табл. 1, глибина лунки матиме фіксоване значення $h = \text{const}$ (рис. 1) [12].

З таблиці 2 випливає наступне: для заготовок, що мають діаметр в інтервалі 0,06–0,065 м та $h = 0,106$ м [12], $k_{\text{тв}}$ повинен бути в інтервалі $5,2 \text{ м/с}^{0,5} < k_{\text{тв}} < 8,0 \text{ м/с}^{0,5}$.

Таким чином, розроблено методику та визначено коефіцієнт твердіння заготовки діаметром 0,06–0,065 м за даними роботи [12].

2.2. Методика визначення зміни швидкості зростання товщини корки заготовки за час циклу за різних частот її руху

Визначимо швидкість зростання товщини корки заготовки впродовж циклу її руху на основі інтегрування рівняння (4):

$$\dot{\xi} = \frac{k_{\text{тв}}}{2\sqrt{t}} \Big|_{t=0}^{t=t_{\text{пых}}} . \quad (7)$$

З рівнянь (4) та (7) випливає, що показники $\dot{\xi}$ мають бути визначені тільки за умови $k_{\text{тв}} = \text{const}$ для конкретного $R_{\text{пр}} = \text{const}$.

Коефіцієнт кратності зростання товщини корки заготовки для циклів з різною тривалістю буде виглядати так:

$$K_{\xi_i} = \frac{\dot{\xi}_i}{\dot{\xi}_{i-1}}, \quad (8)$$

де K_{ξ_i} — коефіцієнт кратності зростання товщини корки заготовки — це співвідношення швидкості зростання товщини корки заготовки ($\dot{\xi}_i$) для поточного значення частоти руху заготовки ($f_{\text{pyx}i}$) до швидкості зростання товщини корки заготовки ($\dot{\xi}_{i-1}$) для попереднього значення ($f_{\text{pyx}i-1}$).

Поточна частота руху заготовки f_{pyx} та тривалість руху t_i її у циклі для розмірності (хв^{-1}) пов'язані рівнянням:

$$t_{\text{ц}} = 60/f_{\text{pyx}}. \quad (9)$$

Підставивши (9) в (8), одержуємо:

$$K_{\xi_i} = \frac{\dot{\xi}_i}{\dot{\xi}_{i-1}} = \sqrt{\frac{f_{\text{pyx}i-1}}{f_{\text{pyx}i}}} = \sqrt{\frac{t_{\text{ц}i}}{t_{\text{ц}i-1}}}. \quad (10)$$

З рівнянь (8) і (10) випливає, що коефіцієнт кратності зростання товщини корки заготовки K_{ξ_i} може бути визначеним також у разі застосування співвідношень тривалості ($t_{\text{ц}}$) та частоти (f_{pyx}) заготовки. У таблиці 3 наведено розрахунок швидкості зростання товщини корки заготовки діаметром 0,06 м з бронзи марки БрО5Ц5С5 за умови $2,5 \text{ хв}^{-1} < f_{\text{pyx}} < 7,5 \text{ хв}^{-1}$.

З формули (3) та з табл. 3 випливає, що розмірність швидкості зростання товщини корки заготовки ($\dot{\xi}$) та коефіцієнту $k_{\text{тв}}$ мають

ТАБЛИЦЯ 3. Зміна швидкості зростання товщини корки заготовки діаметром 0,06 м з бронзи марки БрО5Ц5С5 за різної частоти її руху.

TABLE 3. Variations in the growth rate of the thickness of the crust of a billet with a diameter of 0.06 m made of БрО5Ц5С5 bronze at different rates of movement.

Частота руху заготовки $f_{\text{pyx}i}$, хв^{-1}	Тривалість циклу твердіння $t_{\text{ц}i}$, с	Товщина корки за час тривалості циклу ξ , м (за формулою (3))	Швидкість зростання товщини корки заготовки $\dot{\xi}$, $\text{м/с}^{0,5}$ (за формулою (7))	Коефіцієнт кратності зростання товщини корки K_{ξ_i} , разів (за формулою (10))
2,5	24	0,0363	0,000756	1,0
5,0	12	0,0257	0,00107	1,41
7,5	8	0,0209	0,00131	1,73

однакові показники. Це свідчить про те, що вини мають бути однією теплофізичною властивістю заготівки.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Обговорення характеру зміни паралельних процесів, що відбуваються у безперервно литій заготівці під дією частоти її руху ($f_{\text{рух}}$)

Будемо обговорювати зміни паралельних процесів: ξ , параметра пошкоджуваності ω , $\sigma_{\text{тчас}}$ зі зміною $f_{\text{рух}}$ та $V_{\text{рух}} = \text{const}$ і для різних напрямків руху заготівки під час подолання сили тертя спокою.

На рисунку 2 показано вплив зміни технологічних параметрів на процеси, що відбуваються у заготівці за умов поступального руху заготівки під час подолання СТС і за $V_{\text{рух}} = \text{const}$.

На рисунку 2 $K_1 = K_{\xi i}$ з рівняння (10). З рисунку 2 випливає, що у разі збільшення $f_{\text{рух}}$ за умов поступального руху заготівки коефіціє-

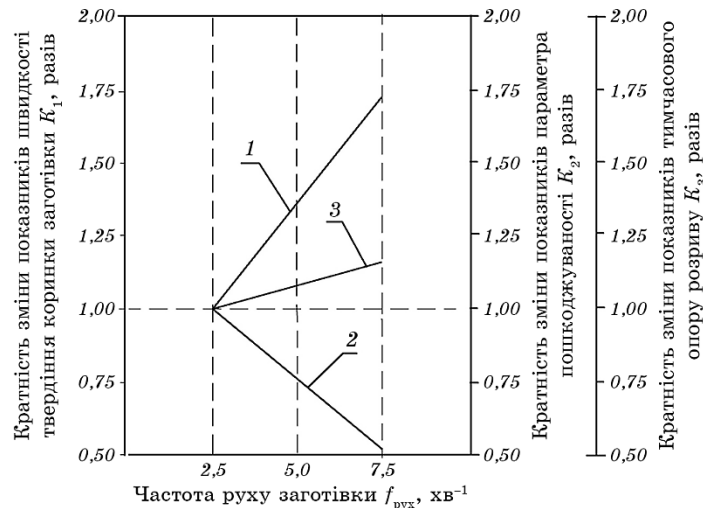


Рис. 2. Кратність зміни показників процесів у разі поступального руху заготівки: 1 — кратність зростання K_1 товщини корки заготівки ξ , разів; 2 — кратність зростання K_2 показників параметра пошкоджуваності ω , разів; 3 — кратність зміни K_3 показників тимчасового опору на розтягування $\sigma_{\text{тчас}}$, разів.

Fig. 2. Multiplicity factors of variations in the values of processes under the translational movement of the billet: 1—multiplicity factor of growth K_1 in the thickness of the crust of the billet ξ , times; 2—multiplicity factor of increase K_2 in the values of damage parameter ω , times; 3—multiplicity factor of variations K_3 in the values of ultimate tensile strength $\sigma_{\text{тчас}}$, times.

нти кратності K_1 та K_2 знаходяться у оберненій пропорційній залежності до коефіцієнта кратності K_3 .

На рисунку 3 показано залежності, одержані для випадку реверсивного руху заготовки під час подолання СТС і за $V_{\text{рух}} = \text{const}$. Видно, що зі збільшенням $f_{\text{рух}}$ у разі реверсивного руху заготовки коефіцієнти кратності K_1 , K_2 зміни показників процесів ξ , ω знаходяться у прямій пропорційній залежності до коефіцієнта K_3 .

Аналіз залежностей 1, представлених на рис. 2 і 3, показав наступне:

- значення показників ξ знаходяться у прямій пропорційній залежності з показниками $f_{\text{рух}}$ і не залежать від напрямку руху заготовки за час подолання сили тертя спокою;
- той факт, що показник ξ залежить від $f_{\text{рух}}$, є доказом наявності додаткового паралельного процесу у заготівці;
- показники властивостей заготівки $\sigma_{\text{тчас}}$ і ω як у разі поступального, так і у разі реверсивного рухів заготовки за час подолання СТС знаходяться між собою у оберненій пропорційній залежності.

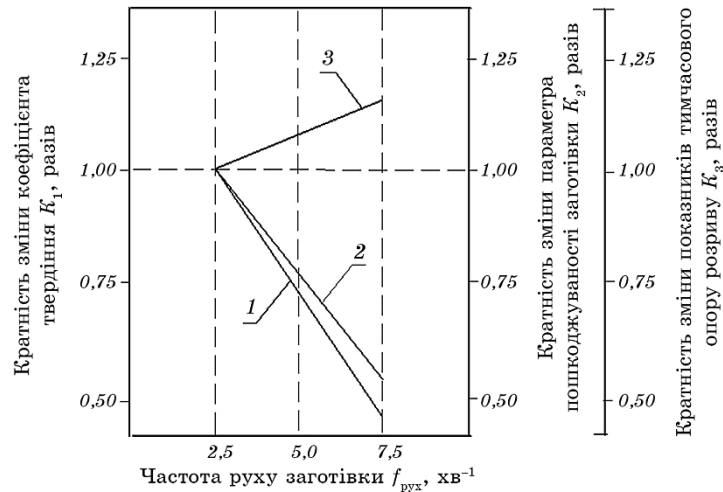


Рис. 3. Кратність зміни показників процесів у разі реверсивного руху заготовки: 1 — кратність зростання K_1 товщини корки заготовки, разів; 2 — кратність зменшення K_2 показників параметра пошкоджуваності, разів; 3 — кратність зміни показників K_3 тимчасового опору на розтягування, разів.

Fig. 3. Multiplicity factors of variations in the values of processes under the reverse movement of the billet: 1—multiplicity factor of growth K_1 in the thickness of the crust of the billet, times; 2—multiplicity factor of increase K_2 in the values of damage parameter, times; 3—multiplicity factor of variations K_3 in the values of ultimate tensile strength, times.

3.2. Обговорення характеру зміни параметра пошкоджуваності, який залежить від швидкості та тривалості руху заготовки

Під час даного обговорення ми торкнемося зміни показників $V_{\text{рух}}$, ω та $t_{\text{рух}}$ у разі поступального та реверсивного рухів заготовки під час подолання сили тертя спокою за умови, що $f_{\text{рух}} = \text{const}$.

На рисунках 4 та 6 наведено подвійний вплив на параметр пошкоджуваності ω двох технологічних факторів $V_{\text{рух}}$ та $t_{\text{рух}}$. Методики розрахунків ω для створення рис. 5 та 7 описані у роботах [8]. Експериментальні випробування виконували за нормативними документами ISO/R-203, ISO/R-204.

З роботи [1] застосуємо формулу впливу швидкості руху $V_{\text{рух}}$ заготовки на зусилля $P_{\text{рух}}$, яке діє на заготовку під час її руху:

$$P_{\text{рух}} = k_1 V_{\text{рух}}^a, \quad (11)$$

де k_1, a — емпіричні коефіцієнти.

З роботи [2] використаємо формулу:

$$\varepsilon = B(T)\sigma^n t. \quad (12)$$

Після підстановки (11) в (12) за умови, що $T = \text{const}$, одержуємо:

$$\omega = K_V V_{\text{рух}}^a t_{\text{рух}} \quad \text{або} \quad \omega = K_V V_{\text{рух}}^a t_{\text{рух}}, \quad (13)$$

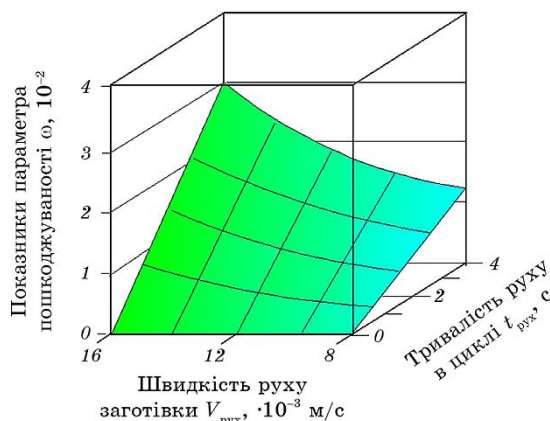


Рис. 4. Вплив швидкості та тривалості руху заготовки на параметр пошкоджуваності ω у разі поступального руху під час подолання сили тертя спокою за $f_{\text{рух}} = 5,0 \text{ хв}^{-1}$.

Fig. 4. Effects of the speed of movement and the time of movement of the billet on the damage parameter ω under translational movement while overcoming the static friction force at $f_{\text{рух}} = 5.0 \text{ min}^{-1}$.

де K_V , a , n , $\mu = an$ — емпіричні коефіцієнти, $t_{\text{рух}}$ — тривалість руху заготовки в циклі.

З роботи [8] за умов $t = 4$ с та $P_{\text{рух}} = 0,4$ МПа визначили коефіцієнти для рівняння (13): $\mu = 1,45$ та $K_V = 1,32$ для поступального руху і $K_V = 0,95$ для реверсивного руху заготовки у разі подолання СТС.

На рисунку 5 одержуємо характер зміни параметра пошкоджуваності ω в залежності від двох параметрів: швидкості $V_{\text{рух}}$ та тривалості руху $t_{\text{рух}}$ заготовки у циклі у разі поступального руху.

На рисунку 5 наведено залежності 1 та 2, які пояснюють характер зростання показника ω під час подолання опору сили тертя спокою та сили тертя ковзання (СТК). Видно, що збільшення параметра пошкоджуваності ω здійснюється за рахунок стрибка ω під час подолання СТС у разі поступального руху заготовки.

На рисунку 6 показано характер зміни ω в залежності від $V_{\text{рух}}$ та $t_{\text{рух}}$ заготовки у циклі у разі реверсивного руху заготовки під час подолання СТС.

На рисунку 7 показано характер зміни накопичення ω у разі реверсивного руху заготовки. Видно, що реверсивний рух заготовки під час подолання СТС має менше зростання ω (залежності 1, рис. 7) порівняно з технологічними параметрами, які відповідають залежності 2, рис. 5.

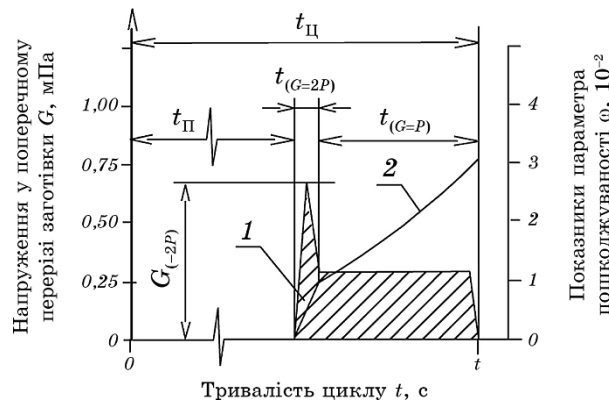


Рис. 5. Схеми зміни напруження у заготівці у разі поступального руху під час подолання сили тертя спокою та сили тертя ковзання за $f_{\text{рух}} = 5,0$ хв⁻¹: 1 — стрибок показника параметра пошкоджуваності під час подолання сили тертя спокою; 2 — швидкість зростання параметра пошкоджуваності під час подолання сили тертя ковзання.

Fig. 5. Patterns of variations in stresses in the billet under translational movement while overcoming the static friction force and sliding friction force at $f_{\text{рух}} = 5.0$ min⁻¹: 1—bounce in the value of the damage parameter while overcoming the static friction force; 2—rate of increase of the damage parameter while overcoming the sliding friction force.

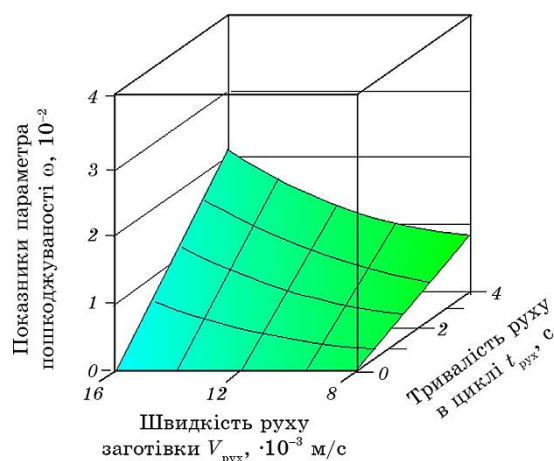


Рис. 6. Вплив швидкості та тривалості руху заготовки на параметр пошкоджуваності у разі реверсивного руху під час подолання сили тертя спокою за $f_{рух} = 5,0 \text{ хв}^{-1}$.

Fig. 6. Effects of the speed of movement and the time of movement of the billet on the damage parameter under reverse movement while overcoming the static friction force at $f_{рух} = 5.0 \text{ min}^{-1}$.

З аналізу характеру змін показників ω на рис. 4 та 6 випливає,

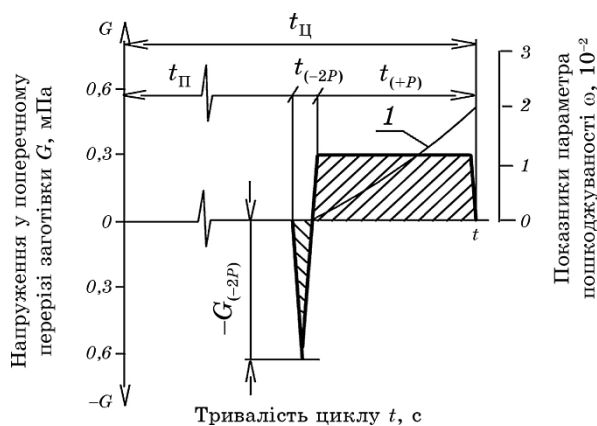


Рис. 7. Схеми зміни напруження у заготовці у циклі для її реверсивного руху під час подолання сили тертя спокою за $f_{рух} = 5,0 \text{ хв}^{-1}$: 1 — швидкість зростання параметра пошкоджуваності під час подолання сили тертя ковзання.

Fig. 7. Patterns of variations in stresses in the billet in the cycle for its reverse movement while overcoming the static friction force at $f_{рух} = 5.0 \text{ min}^{-1}$: 1—rate of increase of the damage parameter while overcoming the sliding friction force.



Рис. 8. Вплив технологічного параметра $f_{\text{рух}}$ та напрямку руху заготовки на реологічні ω і механічні $\sigma_{\text{тчас}}$ властивості заготовки [15]: 1, 2 — залежності $f_{\text{рух}}-\omega$ для поступального і реверсивного рухів заготовки під час подолання сили тертя спокою відповідно; 3, 4 — залежності $\omega-\sigma_{\text{тчас}}$ для поступального і реверсивного рухів заготовки відповідно.

Fig. 8. Effects of the process parameter $f_{\text{рух}}$ on the rheological ω and mechanical σ_{TS} properties of the billet [15]: 1, 2— $f_{\text{рух}}-\omega$ relationship for translational and reverse movement, respectively, of the billet while overcoming the static friction force; 3, 4— $\omega-\sigma_{\text{тчас}}$ relationship for translational and reverse movement of the billet.

що стрибок ω у випадку поступального руху заготовки підвищує показники ω до 0,03 (рис. 4, 5) порівняно з $\omega = 0,02$ (рис. 6, 7). Крім того показано, що коли $f_{\text{рух}} = \text{const}$ зміна $V_{\text{рух}}$ та $t_{\text{рух}}$ у циклі впливають тільки на ω і $\sigma_{\text{тчас}}$.

3.4. Обговорення одночасного впливу частоти та напрямку руху заготовки на її реологічні та механічні властивості під час подолання СТС

Зв'язок зміни показників паралельних процесів $f_{\text{рух}}$, ω , $\sigma_{\text{тчас}}$ для різному напрямку руху заготовки бронзи марки БрО5Ц5С5 наведено на рис. 9 [15].

З рисунка 8 випливає, що на механічні властивості заготовок одночасно впливають як частота руху заготовки, так і напрям її руху під час подолання СТС.

4. ВИСНОВКИ

1. Виявлено наявність декількох одночасних паралельних процесів

у заготівці з показниками ω та $\sigma_{\text{тчас}}$ у випадку зміни таких технологічних параметрів, як $f_{\text{рух}}$, $V_{\text{рух}}$ та $t_{\text{рух}}$.

2. Доказана наявність додаткового паралельного процесу з показником ξ , тому що цей показник залежить від технологічного параметра $f_{\text{рух}}$.

3. Встановлено, що швидкість зростання корки заготівки $\dot{\xi}$ і коефіцієнт твердіння $k_{\text{ТВ}}$ є одною і тією ж теплофізичною величиною, звідки випливає наступне:

- $k_{\text{ТВ}}$ не є сталою величиною, тому що він знаходиться з тривалістю твердіння $t_{\text{ТВ}}$ у гіперболічній залежності і залежить від приведеної товщини заготівки $R_{\text{пр}}$ (рис. 4);

- $k_{\text{ТВ}} = \text{const}$ може бути тільки за умов $R_{\text{пр}} = \text{const}$ для визначення $k_{\text{ТВ}}$ одного і того ж металу або стопу (рис. 4);

- для порівнювання показників для різних металів і стопів ($k_{\text{ТВ}} = \text{var}$) можна за умови $R_{\text{пр}} = \text{const}$ (рис. 4)

4. Розроблена методика для визначення коефіцієнта твердіння $k_{\text{ТВ}}$ на основі експериментальних даних, наведених у роботі [15], та визначено $k_{\text{ТВ}}$ для заготовок діаметром 0,06–0,065 м з бронзи марки БрО5Ц5С5.

5. Показано, що швидкість $V_{\text{рух}}$ і тривалість руху $t_{\text{рух}}$ заготівки за $f_{\text{рух}} = \text{const}$ впливають на параметр пошкоджуваності ω та на показники тимчасового опору розриву $\sigma_{\text{тчас}}$;

6. Визначено вплив напрямку руху заготівки на характер перебігу паралельних процесів:

- встановлено, що показники $f_{\text{рух}}$ знаходиться у прямій пропорційній залежності з показниками ξ як у разі поступального, так і у разі реверсивного напрямку руху заготівки за час подолання СТС;

- у разі поступального руху заготівки процеси з показниками $\dot{\xi}$, ω та $f_{\text{рух}}$ знаходяться у оберненій пропорційній залежності до показників механічних властивостей $\sigma_{\text{тчас}}$ заготівки;

- у разі реверсивного руху заготівки процеси з показниками $\dot{\xi}$, ω та $f_{\text{рух}}$ знаходяться у прямій пропорційній залежності до показників $\sigma_{\text{тчас}}$.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Ю. Н. Работнов, *Ползучесть элементов конструкций* (Москва: Наука: 1966).
2. Л. М. Качанов, *Основы механики разрушения* (Москва: Наука: 1974).
3. Л. Сосновский, С. Щербаков, *Вісник ТНТУ. Механіка та матеріалознавство*, Спец. випуск, ч. 1: 14 (2011).
4. Ю. Е. Курбатов, Г. Г. Кашеварова, *ПНИПУ Международный научно-исследовательский журнал*, № 5 (47), ч. 3: 126 (2016).
5. В. В. Куриляк, Г. І. Хімічева, О. М. Хорошилов, *Металлофиз. новейшие технол.*, 41, № 1: 71 (2019).

6. Г. Г. Писаренко, А. В. Войналович, А. Н. Майло, *Металлофиз. новейшие технол.*, **42**, № 2: 261 (2020).
7. O. Khoroshilov O. Podolyak, V. Kuryliak, A. Kipensky, and A. Lomakin, *3rd International Conference on Design, Simulation, Manufacturing: The Innovation Exchange (June 9–12, 2020, Kharkiv, Ukraine)*.
8. Д. В. Бреславский, Ю. М. Корытко О. А. Татарина, О. Н. Хорошилов. *Науково-технічний журнал НТУ «ХПІ»*, № 1: 234 (2008).
9. Ю. Я. Мешков, С. А. Котречко, А. В. Шиян, *Металлофиз. новейшие технол.*, **41**, № 5: 633 (2019).
10. А. А. Рыжиков, *Теоретические основы литейного производства* (Москва-Свердловск: Машгиз.: 1961).
11. А. Г. Спасский, *Основы литейного производства* (Москва: Металлургиздат: 1950).
12. О. А. Шатагин, В. Т. Сладкошteeв, М. А. Вартазаров, С. М. Козаченко, В. Н. Терехов, *Горизонтальное непрерывное литье цветных металлов и сплавов* (Москва: Металлургия: 1974).
13. J. Savage, *J. Iron Steel Institute*, **200** (1962).
14. В. Я. Любов, *Кристаллизация металлов* (Москва: Из-во АН СССР: 1960), с. 35.
15. O. Khoroshylov, V. Kuryliak, and O. Podoliak, *HST*, **10**, Iss. 2: 217 (2020).

REFERENCES

1. Yu. N. Rabotnov, *Polzuchest Elementov Konstruktsiy* [Creep of Structural Elements] (Moscow: Nauka: 1966) (in Russian).
2. L. M. Kachanov, *Osnovy Mekhaniki Razrusheniya* [Fundamentals of Fracture Mechanics] (Moscow: Nauka: 1974) (in Russian).
3. L. Sosnovskiy and S. Shcherbakov, *Kontseptsiya Povrezhdennosti Materialov* [The Concept of Material Damage], *Visnyk TNTU*. Special Iss., Part 1: 14 (2011) (in Ukrainian).
4. Yu. Ye. Kurbatov and G. G. Kashevarova, *Mezhdunarodnyy Nauchno-Issledovatel'skiy Zhurnal* [International Research Journal], No. 5 (47), Part 3: 126 (2016) (in Russian).
5. V. V. Kurilyak, G. I. Khimicheva, and O. N. Khoroshylov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 1: 71 (2019) (in Ukrainian).
6. G. G. Pisarenko, A. V. Voynalovich, and A. N. Milo, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 2: 261 (2020) (in Russian).
7. O. Khoroshylov, O. Podolyak, V. Kuryliak, A. Kipensky, and A. Lomakin, *3rd International Conference on Design, Simulation, Manufacturing: The Innovation Exchange (June 9–12, 2020, Kharkiv, Ukraine)*.
8. D. V. Breslavsky Yu. N., Korytko, O. A. Tatarinova, and O. N. Khoroshylov, *Naukovo-Tekhnichnyy Zhurnal NTU 'KHPI'*, No. 1: 234 (2008) (in Ukrainian).
9. Yu. Ya. Meshkov, S. A. Kotrechko, and A. V. Shiyan, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 5: 633 (2019) (in Russian).
10. A. A. Ryzhikov, *Teoreticheskie Osnovy Liteynogo Proizvodstva* [Theoretical Foundations of Foundry] (Moscow-Sverdlovsk: Mashgiz: 1961) (in Russian).
11. A. G. Spasskiy, *Osnovy Liteynogo Proizvodstva* [Foundations of Foundry] (Moscow: Metallurgizdat: 1950) (in Russian).

12. O. A. Shatagin, V. T. Sladkoshteyev, M. A. Vartazarov, S. M. Kozachenko, and V. N. Terekhov, *Gorizontalkoe Nepreryvnoye Litye Tsvetnykh Metallov i Splavov* [Horizontal Continuous Casting of Non-Ferrous Metals and Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1974) (in Russian).
13. J. Savage, *J. Iron Steel Institute*, **200** (1962).
14. B. Ya. Lyubov, *Kristallizatsiya Metallov* [Crystallization of Metals] (Moscow: Iz-vo AN SSSR: 1960), p. 35 (in Russian).
15. O. Khoroshylov, V. Kuryliak, and O. Podoliak, *HST*, **10**, Iss. 2: 217 (2020).

PACS numbers: 61.25.Mv, 61.66.Dk, 64.60.Mu, 81.10.Fq, 81.30.Fb

Високошвидкісний гарт із рідко-твердого стану як метод дослідження фазових перетворень під час кристалізації

А. Г. Пригунова, В. І. Белік, Л. К. Шеневідько,
М. В. Кошелєв, С. В. Пригунов

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

Вивчення механізму фазових перетворень під час формування структури металів і сплавів є перспективним напрямом удосконалення відомих і розробки нових матеріалів. Водночас, не втрачає актуальності необхідність розширення методичних і експериментальних можливостей способів їх дослідження. Методи металографічного аналізу, які широко використовуються, дозволяють отримувати інформацію про структурні особливості, але визначити механізм утворення фаз за мікроструктурою повністю за твердих зразків є досить проблематичним. Основним інструментом аналізу і прогнозування структурного стану зі зміною температури і хімічного складу сплавів є діаграми фазових рівноваг. Однак вони не можуть бути застосованими до опису кінетики фазових переходів. Зокрема, це стосується фаз, що утворюються по перитектичних реакціях, які, зазвичай, у реальних процесах повністю не завершуються. У роботі розглянуто методичні особливості розробленого методу гартівно-мікроструктурного аналізу, що дозволяє дослідити етапи і характер фазових перетворень під час кристалізації незалежно від ступеня метастабільності системи. В його основі високошвидкісне гартування від температур фазових перетворень, визначених методом ДТА. Експериментально встановлено, що швидкості охолодження, які реалізуються у разі використання методу гартівно-мікроструктурного аналізу, складають $(1,8\text{--}3,7)\cdot 10^3\text{C/s}$. Дослідження,

Corresponding author: Adel' Heorhiyina Pryhunova
E-mail: adel_nayka@ukr.net

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

Citation: A. G. Prigunova, V. I. Bielik, L. K. Shenevidko, M. V. Koshelev, and S. V. Prigunov, High-Speed Quenching from Liquid-Solid State as Method for Studying Phase Transformations at Crystallization, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 2: 191–209 (2022) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.44.02.0191](https://doi.org/10.15407/mfint.44.02.0191)

проведені на стопі АК7 (А356) з використанням визначених швидкостей охолодження, показали ефективність запропонованого методу аналізу для вивчення особливостей фазових перетворень у процесі кристалізації. Встановлено механізми формування залізовмісних фаз. Показано, що основною залізовмісною фазою в стопі АК7 є інтерметалід β -FeSiAl₅ пластинчастої форми, що входить до складу евтектик. Одержано експериментальне підтвердження утворення фази α -(Fe, Mn)₃Si₂Al₁₅ як по евтектичній, так і по перитектичній реакціях.

Ключові слова: гартування, кристалізація, фазові перетворення, швидкість охолодження, стоп АК7 (А365).

The study of the mechanism of phase transformations during the formation of the structure of metals and alloys is a promising direction for improving the known and developing new materials. This makes it necessary to expand the methodological and experimental capabilities of their research. Widely used methods of metallographic analysis provide information on the structural features of alloys. At the same time, to determine the mechanism of phase formation by the microstructure of fully hardened samples is very problematic. The main tools for analysing and predicting the structure when the temperature and composition of the alloys change are phase equilibrium diagrams. However, they cannot be applicable to the description of the kinetics of phase transitions. In particular, this refers to the phases formed by the peritectic reaction which may be not fully completed when the solidification conditions (velocity, pressure, etc.) change, which takes place in real industrial casting processes. The work considers the methodological features of the developed quenching-microstructural analysis method, which allows one to study the stages and nature of phase transformations during solidification regardless of the degree of system metastability. It is based on high-speed hardening from phase transition temperatures determined by the DTA method. It has been shown experimentally that the cooling rates that are realized when using hardening-microstructural analysis are $(1.8-3.7) \cdot 10^3$ °C/s. Studies performed on the A356 alloy (AK7) using certain cooling rates showed the effectiveness of the proposed method of analysis to study the characteristics of phase transformations during solidification. The mechanism of the formation of iron-containing phases has been determined. It is shown that the main iron-containing phase in the AK7 alloy is a lamellar intermetallic β -FeSiAl₅ compound, which is part of the eutectics. Experimental confirmation of the formation of the α -(Fe, Mn)₃Si₂Al₁₅ phase in the AK7 alloy is obtained by both eutectic and peritectic reactions.

Key words: quenching, solidification, phase transformations, cooling rate, A356 alloy (AK7).

(Отримано 22 червня 2021 р.; остаточн. варіант — 17 вересня 2021 р.)

1. ВСТУП

Фазові перетворення під час кристалізації є основоположними у

процесі формування структури металів і стопів. Вивчення механізму їх реалізації дозволяє встановити раніше невідомі кристалохімічні закономірності, теоретично обґрунтувати вибір леґувальних і модифікувальних елементів, гранично допустимі концентрації домішок, розкрити природу їх впливу на властивості, показати найбільш раціональні шляхи удосконалення відомих і розроблення нових функціональних і конструкційних матеріалів [1]. Тому розширення методичних і експериментальних можливостей дослідження фазових переходів в алюмінієво-кремнієвих стопах має як наукове, так і прикладне значення.

Методом дослідження металів і стопів, який найширше використовують у практичному металознавстві, є металографічний аналіз, який дозволяє отримувати інформацію про кількість і розмір фаз, їхню морфологію, характер розподілу та інше [2]. Проте достовірно встановити типи фазових перетворень (первинна, евтектична кристалізація тощо), у процесі яких сформувалася структура, визначити механізм утворення фаз по мікроструктурі повністю затверділих зразків є проблематичним. Зокрема, це відноситься до фаз, що утворюються по перитектичних реакціях. Якщо в умовах рівноважної кристалізації здійснюється перитектичне перетворення: $L + \beta \rightarrow \alpha$, де L — рідина, проміжна фаза β в структурі відсутня. У випадку взаємодії з розтопом вона (L) розчиняється з утворенням фази α . Зі зміною умов кристалізації (швидкості охолодження, тиску та інших) перитектична реакція повністю не завершується, і в структурі з'являється інтерметалід β . Проте визначити природу фаз, які утворилися у цьому випадку, представляє певні труднощі.

Поширеним методом аналізу і прогнозування структури зі зміною температури і хемічного складу стопів є діаграми фазових рівноваг, які відображають стан системи за її мінімальної вільної енергії [1, 3, 4]. Побудову таких діаграм здійснюють за дуже повільних швидкостей нагріву або охолодження, переважно нагріву [4]. Температурні інтервали фазових перетворень, які супроводжуються зміною балансу енергії в системі, визначають методом термічного аналізу [5].

В умовах реального виробництва, а також під фізико-хімічних дій на стопи утворюються метастабільні структури, які не описуються діаграмами рівноважного стану. Тому застосування їх для прогнозування процесів утворення або розчинення фаз під час нерівноважної кристалізації є некоректним, оскільки з точки зору термодинаміки рівноважного стану діаграми фазових рівноваг принципово не можуть бути використаними для опису кінетики фазових переходів [4]. За цих обставин аналіз можливий лише на принципах узагальнення понять класичної термодинаміки з відомими закономірностями незворотних процесів [6].

Нові можливості для дослідження процесів структуроутворення

забезпечує високотемпературний гарт [7–9]. Охолодження з рідкого або двофазного станів зі швидкостями, що перевищують 10^3 – 10^6 °C/с, широко використовують для визначення параметрів кластерної структури розтопів [10], побудови метастабільних діаграм стану [11], одержання дрібнокристалічних, наноструктурних і аморфних матеріалів [12–14]. Нерідко гарт зразків здійснюється у процесі спрямованої кристалізації [15], що дозволяє за структурою зони переходу з рідкого стану до твердого описати процеси, які відбуваються під час кристалізації. Ефективним для дослідження фазових перетворень є гарт від температур, що знаходяться в області, обмеженій ліквідусом і солідусом [8, 16]. Перспективними є також способи гартування з високотемпературного стану в процесі безперервного охолодження, швидкість якого можна задавати у досить широкому діапазоні [17]. Проведення таких досліджень вимагає вельми складного експериментального обладнання [17, 18]. Проте його використання виправдовується цінністю одержуваної інформації [19, 20], що дозволяє з досить високою точністю моделювати реальні процеси під час кристалізації.

У роботі для вивчення мікроскопічної кінетики складних фазових перетворень і морфології фаз на різних етапах кристалізації алюмінієвих стопів пропонується метод гартівно-мікроструктурного аналізу [21, 22], який нерідко називають «стоп-гартуванням» [17]. У такому методі високошвидкісний гарт використано як інструмент фіксації фаз, що утворюються за заданої температури рідко-твердого стану. В основі методу — аналіз фазових переходів на принципах термодинаміки незворотних процесів, що базуються на уявленнях про локальну рівновагу. Оскільки час встановлення термодинамічної рівноваги пропорційний збільшенню розміру системи, можна вважати, що в мікроскопічних об'ємах рівновага встановлюється значно швидше, ніж загалом в усій системі. Не дивлячись на те, що система не знаходиться у рівновазі, в її невеликих локалізованих об'ємах рівновага може встановлюватися за певних параметрів: температури, тиску, хемічного потенціалу атомів компонентів [4]. Тому розроблений авторами статті спосіб [21], що реалізується з використанням пристрою [22], дозволяє досліджувати процеси формування фаз під час кристалізації алюмінієвих стопів, незалежно від ступеня їхньої метастабільності. Згідно [23] у процесі кристалізації дифузія у твердій фазі повністю пригнічується за швидкостей охолодження у діапазоні від градусів за хвилину до сотень градусів за секунду, у рідкій — за швидкостей охолодження не менших 10^2 – 10^6 °C/с, залежно від складу стопу [23–26]. Однак у всіх випадках ці дані є оціночними, одержаними розрахунковим шляхом [26].

Метою роботи є проведення експериментальних досліджень зі встановлення реальних швидкостей охолодження у разі викорис-

тання розробленого методу гартівно-мікроструктурного аналізу [21] з демонстрацією його можливостей для дослідження фазових перетворень у процесі кристалізації стопу АК7 (А356).

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТІВ

Метод гартівно-мікроструктурного аналізу [21] полягає у нагріванні зразка до температур вище температури топлення з наступною контрольованою швидкістю охолодження до температур інтервалу кристалізації, визначеного за даними термічного аналізу, ізотермічній витримці у рідко-твердому стані за температури фазового перетворення і високошвидкісного гартування, із заключним етапом структурного аналізу одержаних зразків.

Експериментальний пристрій [22] (рис. 1) являє собою горизонтальну електричну піч опору, що складається з циліндричного корпусу 1, теплоізоляційного наповнювача 2, нагрівача 3, робочої камери у вигляді вогнетривкої прохідної труби 4, встановленої співвісно з корпусом 1, кришок 5 і системи вимірювання і управління температурою печі і зразка 6, 7. Порожнина вогнетривкої труби 4 робочої камери з'єднана з навколишнім середовищем вертикальним отвором-шлюзом 9, який проходить униз через теплоізоляційний наповнювач, корпус печі і закривається кришкою 10. У верхній частині вертикальний отвір-шлюз 9 входить у горизонтальний отвір вогнетривкої труби 4, що знаходиться в ізотермічній зоні нагрівання. Під отвором-шлюзом 9 з кришкою співвісно розташований модуль охолодження 12, призначений для забезпечення гарту зі швидкостями, що дозволяють придушити дифузійні процеси перерозподілу атомів хімічних елементів у разі охолодження, в ідеалі — досягти бездифузійної кристалізації.

Швидкості охолодження, які реалізуються у модулі охолодження [22] (див. рис.1, позиція 12), заповненого водою, визначали на зразках масою близько 0,2 г, одержаних з алюмінієвих гранул. Невеликий об'єм зразка та ізотермічна витримка забезпечували рівномірність його нагрівання і відсутність градієнта температур по перетину. Для визначення параметрів тверднення всередину зразка поміщали спай термопари марки хромель–алюмель, діаметр дротів — 0,1 мм. Потім зразок нагрівали в печі до заданої температури, виймали і поміщали в охолоджувальний модуль, записуючи температурну криву охолодження з частотою 12 вимірювань за секунду.

Для одержання зразка з вбудованою термопарою алюмінієву гранулу поділяли надвоє, розклепували до утворення пластин товщиною приблизно 1,5 мм і згинали вдвічі. Розміщення спаю термопари всередині зразка здійснювали наступним чином: з кінців дроту, які виходять із соломки термопари, шляхом їх скручування формували кільце діаметром 5–6 мм, після чого скрутку зі спаєм, дов-

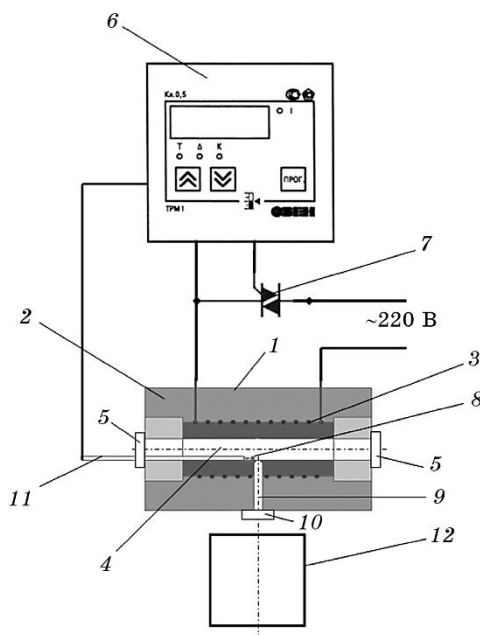


Рис. 1. Схема пристрою для дослідження фазових перетворень і морфології фаз у процесі кристалізації [22]: 1 — корпус горизонтальної електричної печі опору, 2 — теплоізоляційний наповнювач, 3 — нагрівач, 4 — робоча камера електричної печі опору у вигляді вогнетривкої труби, 5 — кришки, 6 — вимірник-регулятор температури, 7 — семістор, 8 — дослідний зразок, 9 — вертикальний отвір-шлюз, 10 — кришка отвору шлюзу, 11 — термопара-штовхальник зразка, 12 — модуль охолодження.

Fig. 1. Scheme of a device for studying phase transformations and morphology of phases in the process of solidification [22]: 1—housing of a horizontal electric resistance furnace, 2—heat-insulating filler, 3—heater, 4—working chamber of the electric resistance furnace in the form of a refractory pipe, 5—covers, 6—measuring instrument-temperature regulator, 7—triac, 8—sample, 9—vertical hole-gateway, 10—gateway cover, 11—thermocouple-pusher of the sample, 12—cooling module.

жина якої складала піврадіуса кільця, відгинали, розміщуючи спай у центрі кільця. Кільце зі спаєм розміщували у зігнутій алюмінієвій пластині й опресовували (рис. 2), після чого зразок розтоплювали. Новоутворена крапля утримувалася на спаю термопари завдяки силам поверхневого натягу і міцності оксидної плівки.

Під час відпрацювання методики виявили, що для випадку вище описаного способу утримання краплі розтопу на термопарі (спосіб I) у ряді випадків у разі перенесення краплі у воду відбувалося її відділення від термопари. Для підвищення надійності кріплення зразка з термопарою його обв'язували декількома витками тонкого

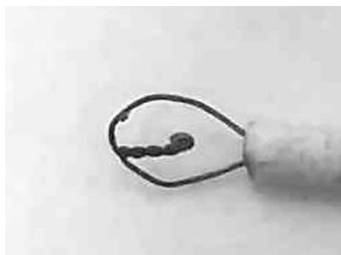


Рис. 2. Спосіб кріплення досліджуваного зразка.

Fig. 2. Method of fixing the test sample.

дроту (спосіб II). Утворювався своєрідний «кошик» із зразком, прикріплений до термопарної соломки.

У ході експериментів здійснювали відеозапис з фіксуванням часу вилучення зразка з печі і занурення його у воду. Одержану інформацію зіставляли з даними про час занурення зразка у воду, визначений по положенню високотемпературної точки перегину на залежностях температура–час. Для синхронізації відеоряду із записом температурної кривої охолодження використовували прийом «закорочення термопар», внаслідок чого відбувалося переривання температурної кривої охолодження з одночасним виключенням світлодіода. Останнє фіксував відеозапис.

Зразок витримували в печі за температури 730–740°C. За показниками відеозапису тривалість його переміщення з печі до занурення у воду становила близько 0,5 с. Протягом цього часу температура зразка знижувалася до 720–700°C, тобто до занурення у воду він залишався у рідкому стані. Температуру і час занурення зразка у воду визначали по кривим охолодження, за якими розраховували швидкості охолодження. Оскільки мета методики гартівно-мікроструктурного аналізу — фіксація структури в інтервалі температур тверднення, швидкість охолодження також визначали в області двофазного стану.

Експериментальну перевірку ефективності методу гартівно-мікроструктурного аналізу для дослідження етапів та особливостей фазових перетворень під час кристалізації здійснено на стопі АК7 (А356) з використанням вище описаної установки, наведеної на рис. 1. Зразок, маса якого не перевищувала 0,2 г, нагрівали до температури 700°C і охолоджували зі швидкістю 0,3°C/с до заданої температури в інтервалі кристалізації, визначеному за даними ДТА. За вибраної температури зразок витримували протягом 5 хвилин і через вертикальний отвір-шлюз скидали термопарою-штовхачем з нагрівальної камери в гартівну шахту модуля охолодження, заповнену водою. Це забезпечувало фіксацію фаз, які утворилися за заданої температури в області рідко-твердого стану. Водночас залиш-

ки рідини після тверднення мали вигляд дрібнокристалічної структурної складової. У разі хемічного щавлення вона забарвлюється у темний колір і легко відрізняється від зростаючих в даний момент фаз. На фотографіях мікроструктур ця псевдорідина позначена символом *P*.

Металографічні дослідження зразків, одержаних «стоп-гартуванням», проведено на оптичному мікроскопі «NEOPHOT-21». Для виявлення мікроструктури поверхню шліфа щавили 0,5% водяним розчином плавикової кислоти (HF) протягом 5–20 с. Фотографування здійснювали цифровою камерою «Canon EOS 350D». Хемічний склад фаз визначали методом локального рентгеноспектрального аналізу на нещавлених зразках на мікрозонді MS-46 фірми Cameca за прискорювальної напруги 20 кВ, а також за допомогою енерго-дисперсійного спектрографа (EDS-аналіз) фірми «OXFORD Instrument» (програмне забезпечення Inca-350). Якісні дослідження здійснювали методом лінійного сканування уздовж деякого обраного лінійного маршруту із записом розподілу елементів у вигляді кривих інтенсивності рентгенівського випромінювання. Параметри процесу кристалізації визначали стандартним методом ДТА на дериватографі Q 1500-D. Термограми фіксували з лінійною швидкістю охолодження 5°C/хв у діапазоні 30–750°C.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 3 наведено криві охолодження алюмінієвих зразків різних серій експериментів. Їхні відмінності, насамперед, полягають

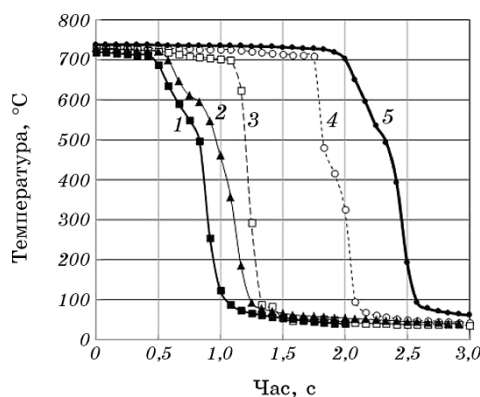


Рис. 3. Температурні криві охолодження зразків: 1, 2, 3 — спосіб кріплення зразка І; 4, 5 — спосіб кріплення зразка ІІ.

Fig. 3. Time-temperature cooling curves of samples: 1, 2, 3—method of fixing sample I; 4, 5—way of fixing the sample II.

у положенні точок перегину на залежностях температура–час, що пов'язані з часом початку охолодження у модулі, заповненому водою (див. рис. 1). Не виключено, що через короткотривалість процесу охолодження і обмеженість технічних можливостей реєструвальної апаратури, частота, з якою здійснювали заміри температури, є недостатньою.

Зокрема, температура, що відповідає точкам перегину на кривих охолодження (див. рис. 3), може відрізнятися від температури наступного виміру десь на 100 (крива 3) і більше, ніж на 200 (крива 4) градусів. До того ж таке падіння температури відбувається за доли секунди. Якщо провести екстраполяцію ділянок кривої охолодження з різним кутом нахилу, які описують зміну температури зразка з часом до і після занурення його у воду, як це показано на фрагменті кривої 3, наведеному на рис. 4, можна припустити, що ймовірна точка перегину *В* кривої 3 дещо зміщена вправо по вісі часу відносно точки перегину *А* експериментальної кривої. У такому разі розрахунок швидкості охолодження, в якому за точку початку охолодження зразка у разі занурення його у воду вибрана точка *А*, дасть дещо занижені результати.

Відеозйомка не дозволила точніше, ніж по температурній кривій охолодження, визначити момент занурення зразка у воду, оскільки частота кадрів становила 13–15 кадрів у секунду, що співрозмірно з частотою виміру температури — 12 вимірювань у секунду. Разом з тим, аналіз відеоряду, одержаного в експериментах, показує, що час занурення зразка у воду, визначений за відеозаписом (τ_B), зміщений вправо майже на один інтервал вимірювання температури, тобто знаходиться у діапазоні часу $\tau_A - (\tau_A + 0,83 \text{ с})$. Це дозволяє розрахувати мінімально та максимально можливі швидкості охолодження. Температуру і час завершення процесу охолодження зразка у модулі визначали по положенню точки перегину в нижній час-

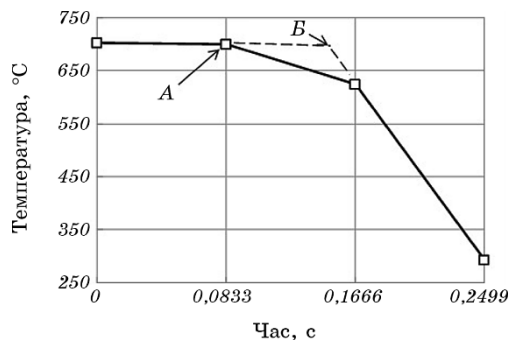


Рис. 4. Фрагмент температурної кривої охолодження зразка.

Fig. 4. Fragment of the time-temperature cooling curve of the sample.

тині залежності температура–час (див. рис. 3).

Беручи до уваги вище наведене, розраховано швидкості охолодження для різних серій експериментів. У разі кріплення зразка у вигляді «кошика» (спосіб II) швидкості охолодження знаходяться в межах 839–1188°C/с, без додаткової обв'язки (спосіб I) — 1842–3669°C/с. Ймовірно, основною причиною істотної різниці одержаних результатів є вплив парової сорочки, яка погіршує теплообмін між зразком та охолоджувальним середовищем внаслідок утримування пухирців пари на поверхні зразка, що обв'язаний дротом. Оскільки у реальних умовах методу гартівно-мікроструктурного аналізу [21] відсутні будь-які фактори, що перешкоджають видаленню бульбашок пари з поверхні зразка, можна стверджувати, що швидкість охолодження зразка з області рідко-твердого стану становить $(1,8\text{--}3,7) \cdot 10^3$ °C/с.

Дослідження фазових перетворень під час кристалізації з використанням методу гартівно-мікроструктурного аналізу для визначених швидкостей охолодження здійснено на стопі АК7 (А356) складу, % мас.: Si — 6,6; Cu — 1,1; Mg — 0,4; Mn — 0,2; Fe — 0,9; Ni — 0,35; Zn — 0,4; Al — решта. Його мікроструктуру для швидкості охолодження 2°C/с наведено на рис. 5.

Згідно з [27] фазовий склад стопу АК7 у литому стані складає: Al_α , Si, $\beta\text{-FeSiAl}_5$ (далі β), $\alpha\text{-(Fe, Mn)}_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ (далі α), $\theta\text{-CuAl}_2$ (далі θ), Mg_2Si , $\pi\text{-FeMg}_3\text{Si}_6\text{Al}_8$ (далі π), $\text{W-Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Al}_{15}$ (далі W). На відміну від стопу АК7 він характеризується високим вмістом залізовмісних інтерметалідів і наявністю фаз з міддю, яка, як і залізо, потрапляє до складу стопу з бруктом та відходами. Що стосується механізму кристалізації залізовмісних фаз, які в достатній кількості присутні у стопі АК7, то погляди суттєво відрізняються і досить суперечливі [27–29]. За даними ДТА і гартівно-мікроструктурного аналізу встановлено, що кристалізація дослідженого стопу АК7 починається за

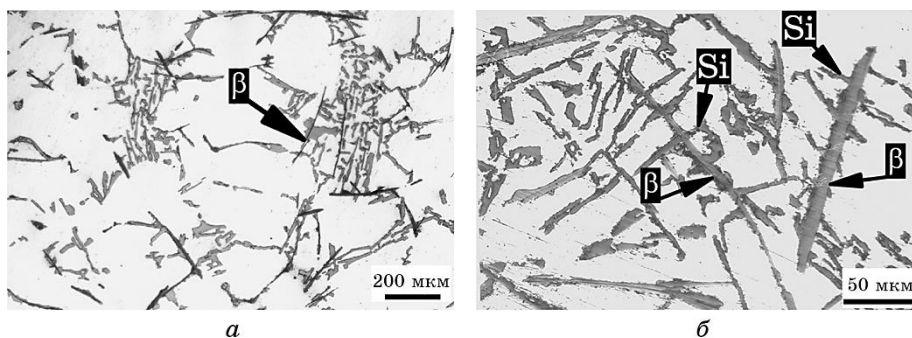


Рис. 5. Вихідна структура стопу АК7.

Fig. 5. The as-cast structure of the alloy AK7.

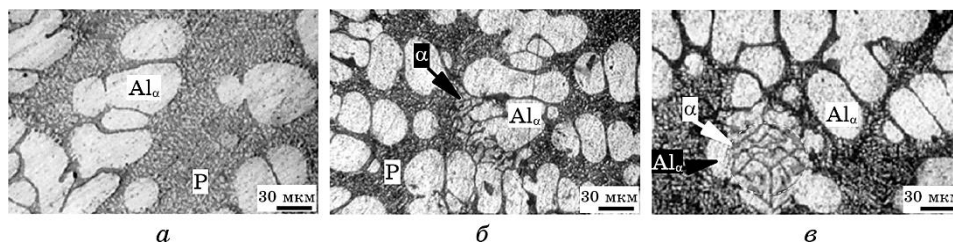


Рис. 6. Перший (а) і другий (б, в) етапи формування структури стопу АК7 під час тверднення: $P \rightarrow Al_{\alpha}$ (а), $P \rightarrow \alpha + Al_{\alpha}$ (б, в).

Fig. 6. The first (а) and second (б, в) stages of formation of the structure of the alloy AK7 at solidification: $P \rightarrow Al_{\alpha}$ (а), $P \rightarrow \alpha + Al_{\alpha}$ (б, в).

температури 593°C з формування дендритів твердого розчину алюмінію: $P \rightarrow Al_{\alpha}$ (рис. 6, а). У разі охолодження до температури 586°C в окремих об'ємах рідини утворюється інтерметалід α за реакцією: $P \rightarrow \alpha + Al_{\alpha}$ (рис. 6, б, в). Його частка не перевищує 0,5%. На наступному, третьому етапі кристалізації за температури 578°C з розтопу разом з алюмінієм масово виділяється інтерметалід, який у перерізі має вид голки (рис. 7).

Якісним рентгеноспектральним аналізом (рис. 7, в, рис. 8, 9) установлено, що основними хемічними елементами, що входять до складу голкоподібної фази, є Al, Si, Fe. За результатами кількісного мікрорентгеноспектрального EDS-аналізу, представленими на рис. 10, б (спектр 1) у масових відсотках, вміст кремнію в залізовмісній фазі — 21,98%, заліза — 16,33% в ній розчинено 1,83% марганцю, що корелює з даними хемічного складу інтерметаліду β у стопі АК7, наведеними в роботі [29]. Утворення фази β здійснюється за евтектичним перетворенням: $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$ (див. рис. 7). Рідина, що знаходиться у контакті з β -фазою, збагачена міддю і кремнієм

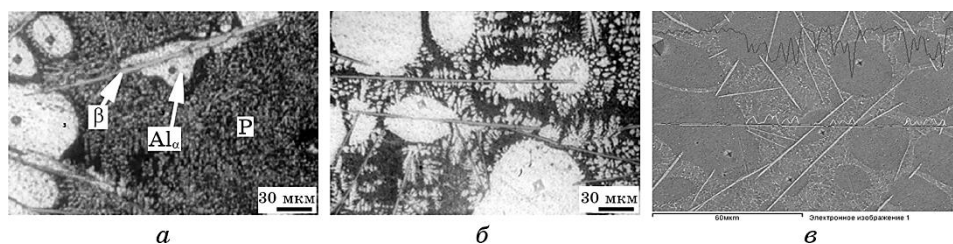


Рис. 7. Двофазне перетворення $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$: оптична мікроскопія (а, б), електронне зображення мікроструктури з лінійним маршрутом сканування фаз (в).

Fig. 7. Two-phase transformation $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$: optical microscopy (а, б), electronic image of the microstructure with a linear route scanning phases (в).

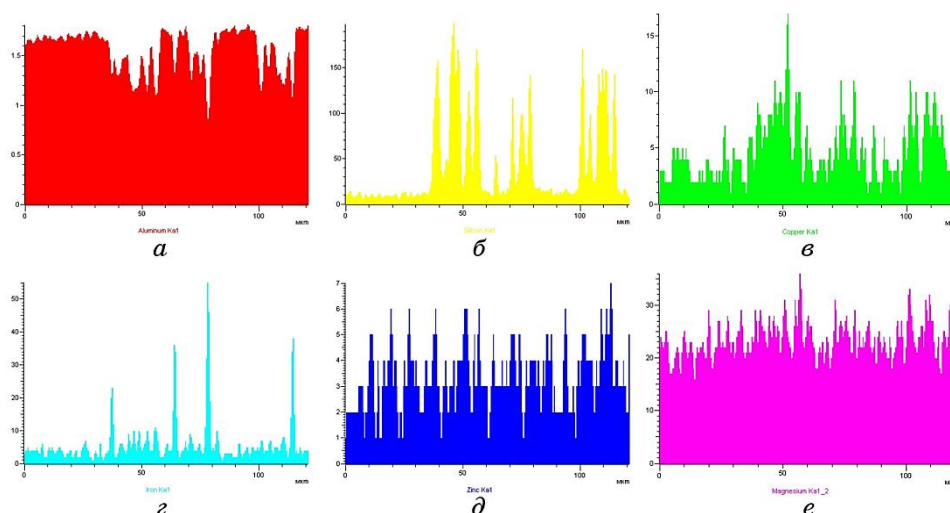


Рис. 8. Розподіл інтенсивності характеристичного випромінювання хімічних елементів (див. рис. 7, *в*) на третьому етапі формування стопу АК7 — $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$: $AlK_{\alpha 1}$ (*а*), $SiK_{\alpha 1}$ (*б*), $CuK_{\alpha 1}$ (*в*), $FeK_{\alpha 1}$ (*г*), $ZnK_{\alpha 1}$ (*д*), $MgK_{\alpha 1}$ (*е*).

Fig. 8. Distribution of the intensity of the characteristic radiation of chemical elements (see Fig. 7, *в*) at the third stage of formation of the АК7 alloy— $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$: $AlK_{\alpha 1}$ (*a*), $SiK_{\alpha 1}$ (*б*), $CuK_{\alpha 1}$ (*в*), $FeK_{\alpha 1}$ (*г*), $ZnK_{\alpha 1}$ (*д*), $MgK_{\alpha 1}$ (*е*).

(див. рис. 10, *б*, спектр 4).

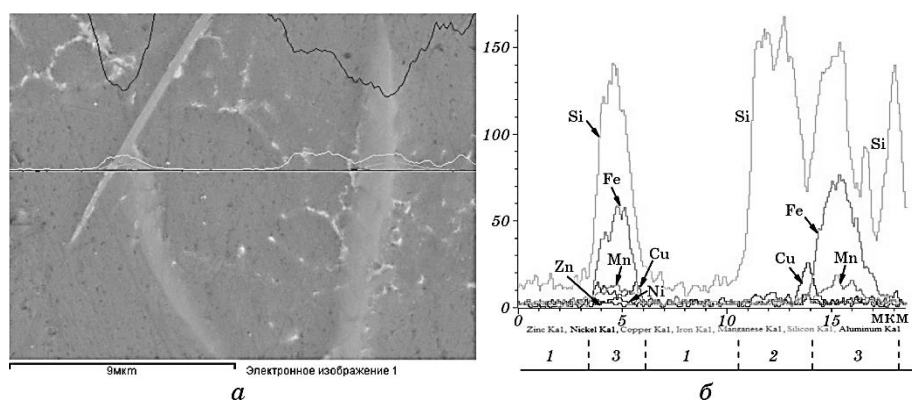
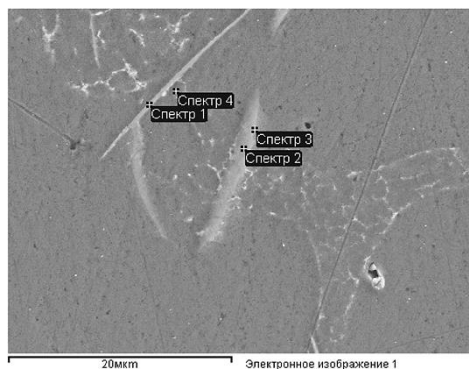


Рис. 9. Електронне зображення мікроструктури (*а*) і розподіл інтенсивності хімічних елементів (*б*) у твердому розчині алюмінію (1), «рідині» (2), залізовмісних фазах (3).

Fig. 9. Electronic image (*a*) and X-ray microanalysis of linear distribution of chemical elements (*б*) in a solid solution of aluminium (1), in 'liquid' (2) and in iron-containing phases (3).

У випадку подальшого охолодження розтопу зі швидкістю $0,3^{\circ}\text{C}/\text{с}$ у досить вузькому інтервалі температур $567\text{--}560^{\circ}\text{C}$ спостерігається формування α -фази, форма росту якої (рис. 11, а, б, рис. 12, а, б) суттєво відрізняється від розгалуженої фази α , що входить до складу евтектики $\alpha + \text{Al}_{\alpha}$ (див. рис. 6, б, в), яка утворилася на другому етапі кристалізації.

Найбільш вірогідно, що на четвертому етапі кристалізації стопу АК7 внаслідок взаємодії фази β з розтопом, про що свідчить розмивання чітких границь β -фази (див. рис. 9, а, рис. 10, а) без зміни її хемічного складу (див. рис. 10, б, спектри 2, 3), утворюється інтер-



а

Спектр	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Підсумок	Фаза
Спектр 1		59,85	21,98	1,83	16,33		100,00	β^*
Спектр 2		60,04	21,78	2,01	16,16		100,00	β^{**}
Спектр 3		58,13	20,84	3,05	17,98		100,00	β^{**}
Спектр 4	0,61	77,87	18,09			3,43	100,00	«рідина»
Макс.	0,61	77,87	21,98	3,05	17,98	3,43		
Мін.	0,61	58,13	18,09	1,83	16,16	3,43		

б

Рис. 10. Результати кількісного мікрорентгеноспектрального аналізу фаз, зафіксованих у стопі АК7 на стадіях евтектичного ($P \rightarrow \beta + \text{Al}_{\alpha}$) та перитектичного ($P + \beta + \text{Al}_{\alpha} \rightarrow \alpha$) перетворень: електронне зображення мікроструктури (а), хемічний склад фаз (б). Усі результати у масових відсотках, $*$ — фаза β , що утворилася за реакцією $P \rightarrow \beta + \text{Al}_{\alpha}$, $**$ — фаза β в процесі перитектичного перетворення $P + \beta + \text{Al}_{\alpha} \rightarrow \alpha$.

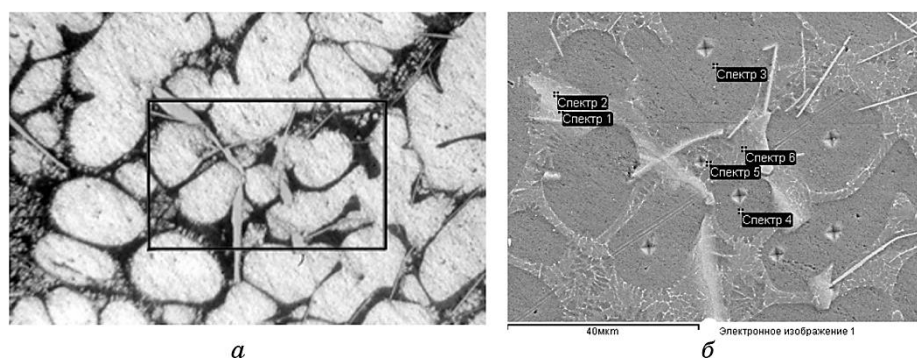
Fig. 10. Results of quantitative electron-dispersive X-ray microanalysis of the phases recorded in the АК7 alloy at the stages of eutectic ($P \rightarrow \beta + \text{Al}_{\alpha}$) and peritectic ($P + \beta + \text{Al}_{\alpha} \rightarrow \alpha$) transformations: electronic image of the microstructure (а), chemical composition of the phases (б). All results in mass percentage, $*$ — phase β formed by the reaction $P \rightarrow \beta + \text{Al}_{\alpha}$, $**$ — phase β in the process of peritectic transformation $P + \beta + \text{Al}_{\alpha} \rightarrow \alpha$.

металід α (див. рис. 11, *в*, спектр 2), форма кристалів якого певною мірою наслідує пластинчасту форму фази β (рис. 11, *а*, рис. 12, *а*). До того ж Al_α , що утворився на стадії формування евтектики $\text{P} \rightarrow \beta + \text{Al}_\alpha$ і контактував з β -фазою, зникає — переходить у рідку фазу. Такі зміни у процесі кристалізації, найвірогідніше, свідчать про перитектичний характер утворення α -фази за реакцією: $\text{P} + \beta + \text{Al}_\alpha \rightarrow \alpha$.

У фазі α , крім марганцю, можливе розчинення міді (див. рис. 11, *в*, спектр 2), що, ймовірно, обумовлено переходом її з рідини, що знаходилася в контакт з β -фазою, яка розчиняється у процесі перитектичної реакції (див. рис. 10, *б*, спектр 4). Про перитектичний характер утворення α -фази також свідчить зміна інтенсивності її забарвлення, що пов'язано з неоднорідністю хемічного складу внаслідок різного ступеня завершеності перитектичного перетворення.

Продовження охолодження розтопу до температури нижче 560°C приводить до виділення з розтопу кристалів кремнію (рис. 13).

На п'ятому етапі кристалізації стопу АК7 це здійснюється у про-



Спектр	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Підсумок	Фаза
Спектр 1		60,34	22,02	2,42	15,22		100,00	β
Спектр 2		55,83	17,68	2,82	21,85	1,82	100,00	α
Спектр 3		98,38	1,62				100,00	Al_α
Спектр 4		98,49	1,51				100,00	Al_α
Спектр 5	0,40	90,10	7,53			1,96	100,00	«рідина»
Спектр 6	0,87	70,02	23,09			6,02	100,00	«рідина»
Макс.	0,87	98,49	23,09	2,82	21,85	6,02		
Мін.	0,40	55,83	1,51	2,42	15,22	1,82		

в

Рис. 11. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу (*в*) структурних складових (*а*, *б*) для перитектичного перетворення $\text{P} + \beta + \text{Al}_\alpha \rightarrow \alpha$.

Fig. 11. The results of electron-dispersive X-ray microanalysis (*в*) of the structural components (*а*, *б*) in the peritectic transformation of $\text{P} + \beta + \text{Al}_\alpha \rightarrow \alpha$.

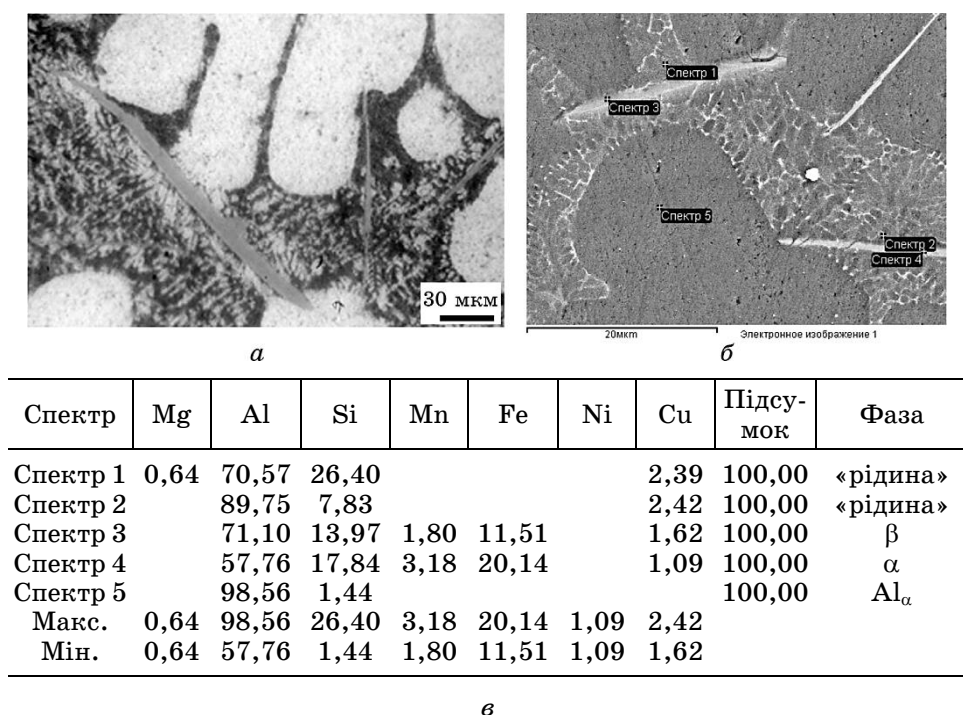


Рис. 12. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу (е) структурних складових (а, б) для перитектичного перетворення $P + \beta + Al_\alpha \rightarrow \alpha$.

Fig. 12. The results of electron-dispersive X-ray microanalysis (e) of the structural components (a, б) in the peritectic transformation of $P + \beta + Al_\alpha \rightarrow \alpha$.

цесі евтектичного перетворення: $P \rightarrow \beta + Si + Al_\alpha$, яке реалізується як за механізмом кооперативного росту фаз β , Si , Al_α (див. рис. 13, а), так і утворенням подвійних евтектик: $P \rightarrow Si + Al_\alpha$ і $P \rightarrow \beta + Al_\alpha$, що зростають одночасно в одному і тому ж температурному інтервалі з різних центрів кристалізації.

На шостому етапі відбувається чотирифазне перетворення: $P \rightarrow \beta + \alpha + Si + Al_\alpha$ (див. рис. 13, б, в), що здійснюється шляхом утворення евтектичних колоній спільного зростання фаз β , α , Si , Al_α (див. рис. 13, б) або за типом подвійних і потрійних евтектик: $P \rightarrow \alpha + Al_\alpha$, $P \rightarrow \beta + Si + Al_\alpha$ (див. рис. 13, в). Визначити температури завершення п'ятого перетворення і початку шостого експериментально не вдалося. Проте з упевненістю можна стверджувати, що чотирифазне евтектичне перетворення $P \rightarrow \beta + \alpha + Si + Al_\alpha$ завершується за температури не нижче 540°C . На останніх етапах кристалізації з розтопу виділяються фази Mg_2Si , π , W , θ , що входять до складу дрібнокристалічних евтектичних колоній. Через нерівно-

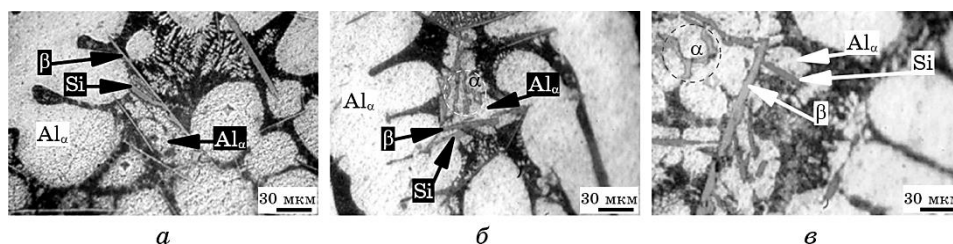


Рис. 13. Фазові перетворення на п'ятому (а) та шостому (б, в) етапах кристалізації стопу АК7: $P \rightarrow \beta + Si + Al_{\alpha}$ (а), $P \rightarrow \beta + \alpha + Si + Al_{\alpha}$ (б, в).

Fig. 13. Phase transformations at the fifth (а) and sixth (б, в) stages of solidification of AK7 alloy: $P \rightarrow \beta + Si + Al_{\alpha}$ (а), $P \rightarrow \beta + \alpha + Si + Al_{\alpha}$ (б, в).

важний стан рідини на заключних стадіях кристалізації фазовий склад евтектик може змінюватися.

Серед низькотемпературних перетворень є: $P \rightarrow Mg_2Si + \pi + Si + Al_{\alpha}$, $P \rightarrow W + \theta + Si + Al_{\alpha}$, які найчастіше реалізуються шляхом утворення подвійних і потрійних евтектик.

Проведені дослідження методом гартівно-мікроструктурного аналізу з експериментально визначеними швидкостями охолодження $(1,8-3,7) \cdot 10^3 \text{C/с}$ показали, що мікрокартина фазових перетворень, яка спостерігається під час кристалізації стопу АК7, виготовленого з брухту та відходів, є досить складною. Основною залізовмісною фазою є β -інтерметалід пластинчастої форми, що входить до складу евтектик. Фаза α може утворюватися як по евтектичній реакції розпаду рідини у вигляді розгалужених кристалів, так і по перитектичній реакції взаємодії β -фази і твердого розчину алюмінію з розтопом. В останньому випадку вона наслідує пластиноподібну морфологію інтерметаліду β .

4. ВИСНОВКИ

Запропонований метод гартівно-мікроструктурного аналізу («стоп-гартування») [21] дозволяє досліджувати характер фазових перетворень, морфологію фаз на етапах кристалізації алюмінієвих стопів і відображає послідовність процесу тверднення незалежно від ступеня відхилення системи від рівноваги.

Ефективність методу, що підтверджена дослідженнями стопу АК7, забезпечується реалізацією досить високих швидкостей охолодження, які за експериментально встановленими у роботі даними знаходяться в інтервалі $(1,8-3,7) \cdot 10^3 \text{C/с}$. Це дозволило визначити раніше невідомі особливості формування залізовмісних фаз у стопі АК7.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Р. У. Кан, П. Т. Хаазен, *Физическое материаловедение* (Москва: Металлургия: 1987).
2. М. В. Мальцев, Т. А. Барсукова, Ф. А. Борин, *Металлография цветных металлов и сплавов* (Москва: Металлургия: 1960).
3. Л. Ф. Мондольфо, *Структура и свойства алюминиевых сплавов* (Москва: Металлургия: 1979).
4. В. И. Мазур, А. В. Мазур, *Введение в теорию сплавов* (Днепропетровск: Лира ЛТД: 2009).
5. В. П. Егунов, *Введение в термический анализ* (Самара: 1966).
6. В. И. Мазур, Ю. Н. Таран, *Фазовые равновесия и фазовые превращения* (Киев: УМК ВО: 1988).
7. К. Кuo, *J. Iron and Steel Institute*, **176**: 433(1954)
8. H. Brandis and K. Walking, *DEW-Technische Berichte*, Bd 11, h.3: 139 (1971).
9. J. McLaughlin, R. Wayne, and J. I. Goldstein, *Metall. Mater. Trans. A*, **8**: 1787 (1977).
10. В. И. Мазур, А. Г. Пригунова, Ю. Н. Таран, *Физ. мет. металловед.*, **50**, Вып. 1: 123 (1980).
11. M. Baricco, M. Palumbo, D. Baldissin, E. Bosco, and L. Battezzati, *La Metallurgia Italiana*, No. 11–12: 1 (2004).
12. И. С. Мирошниченко, *Закалка из жидкого состояния* (Москва: Металлургия: 1982).
13. К. Судзуки, Х. Фудзимори, К. Хасимото, *Аморфные металлы* (Москва: Металлургия: 1987).
14. А. М. Глезер, Н. А. Шурыгина, *Аморфно-нанокристаллические сплавы* (Москва: Физматлит: 2013).
15. J. D. B. Demello, M. Durand-Charul, and S. Hamar-Thibanet, *Metallurgical Transactions A*, **14**, No. 9: 1793(1983).
16. R. S. Jacson, *J. Iron and Steel Institute*, **176**: 433 (1954).
17. Е. П. Калинушкин, Э. Я. Василёв, *Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа* (Днепропетровск: ДМетИ: 1982).
18. Ф. Я. Галахов, *Современные методы исследования силикатов и строительных материалов* (Москва: Госстройиздат: 1961).
19. Е. П. Калинушкин, Е. В. Аршава, О. С. Якушев, *МиТОМ*, № 9: 13 (1987).
20. В. И. Ульшин, С. В. Ульшин, *Вісник УМТ*, № 1(7): 68 (2014).
21. А. Г. Пригунова, Л. К. Шеневідько, В. Ю. Шейгам, С. В. Пригунов, М. В. Кошелев, *Спосіб дослідження фазових перетворень і морфології фаз у процесі кристалізації*, Патент України № 124431 (Опубл. 25 серпня 2020 р.).
22. А. Г. Пригунова, Л. К. Шеневідько, В. Ю. Шейгам, С. В. Пригунов, М. В. Кошелев, А. М. Недужий, *Пристрій для дослідження фазових перетворень і морфології фаз у процесі кристалізації*, Патент України № 123741 (Опубл. 25 серпня 2020 р.).
23. В. И. Елагин, *Металловедение легких сплавов* (Москва: Наука: 1965), с. 60.
24. А. Г. Пригунова, *Металлофиз. новейшие технол.*, **20**, № 12: 25 (1998).
25. Б. И. Бондарев, Ю. В. Шмаков, Л. А. Арбузова, М. В. Зенинина, В.И. Тарарышкин, *Обработка легких и специальных сплавов* (Москва: ВИЛС: 1996).

26. А. П. Скуратов, А. А. Пьяных, *Теплофизика и аэромеханика*, **19**, № 2: 155 (2012).
27. А. Г. Пригунова, Н. А. Белов, Ю. Н. Таран, В. Золоторевский, В. Напалков, С. С. Петров, *Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов* (Москва: МИСиС: 1996).
28. Э. Х. Ри, С. В. Дорофеев, Хосен Ри, *Вестник Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета*, Вып. 8: 77 (2007).
29. А. Ю. Аксененко, С. А. Бычков, В. Н. Климов, Н. В. Коробова, Ф. Е. Тарасов, В. Э. Фризен, С. Ю. Шевченко, *Металлургия машиностроения*, № 2: 17(2013).

REFERENCES

1. R. W. Cahn and P. T. Haazen, *Fizicheskoe Materialovedenie* [Physical Materials Science] (Moscow: Metallurgiya: 1987) (in Russian).
2. M. V. Mal'tsev, T. A. Barsukova, and F. A. Borin, *Metallografiya Tsvetnykh Metallov i Splavov* [Metallography of Non-Ferrous Metals and Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1960) (in Russian).
3. L. F. Mondol'fo, *Struktura i Svoystva Alyuminievykh Splavov* [Structure and Properties of Aluminium Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1979) (in Russian).
4. V. I. Mazur and A. V. Mazur, *Vvedenie v Teoriyu Splavov* [Introduction to Alloy Theory] (Dnipropetrovsk: Lira LTD: 2009) (in Russian).
5. V. P. Egunov, *Vvedenie v Termicheskiiy Analiz* [Introduction to Thermal Analysis] (Samara: 1966) (in Russian).
6. V. I. Mazur and Yu. N. Taran, *Fazovye Ravnovesiya i Fazovye Prevrashcheniya* [Phase Equilibrium and Phase Transformations] (Kyiv: UMK VO: 1988) (in Russian).
7. K. Kuo, *J. Iron and Steel Institute*, **176**: 433(1954).
8. H. Brandis and K. Walking, *DEW-Technische Berichte*, Bd 11, h.3: 139 (1971).
9. J. McLaughlin, R. Wayne, and J. I. Goldstein, *Metall. Mater. Trans. A*, **8**: 1787 (1977).
10. V. I. Mazur, A. G. Prigunova, and Yu. N. Taran, *Fiz. Met. Metalloved.*, **50**, Iss. 1: 123 (1980) (in Russian).
11. M. Baricco, M. Palumbo, D. Baldissin, E. Bosco, and L. Battezzati, *La Metallurgia Italiana*, No. 11–12: 1 (2004).
12. I. S. Miroshnichenko, *Zakalka iz Zhidkogo Sostoyaniya* [Quenching from a Liquid State] (Moscow: Metallurgiya: 1982) (in Russian).
13. K. Sudzuki, Kh. Fudzimori, and K. Khasimoto, *Amorfnye Metally* [Amorphous Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1987) (in Russian).
14. A. M. Glezer and N. A. Shurygina, *Amorfno-Nanokristallicheskie Splavy* [Amorphous-Nanocrystalline Alloys] (Moscow: Fizmatlit: 2013) (in Russian).
15. J. D. B. DeMello, M. Durand-Charre, and S. Hamar-Thibault, *Metall. Mater. Trans. A*, **14**: 1793 (1983).
16. R. S. Jacson, *J. Iron and Steel Institute*, **176**: 433 (1954).
17. E. P. Kalinushkin and E. Ya. Vasilev, *Zakonomernosti Formirovaniya Struktury Splavov Evtecticheskogo Tipa* [Regularities of the Formation of the Structure of Eutectic-Type Alloys] (Dnipropetrovsk: DMetI: 1982) (in Russian).

18. F. Ya. Galakhov, *Sovremennye Metody Issledovaniya Silikatov i Stroitel'nykh Materialov* [Modern Research Methods for Silicates and Building Materials] (Moscow: Gosstroyizdat: 1961) (in Russian).
19. E. P. Kalinushkin, E. V. Arshava, and O. S. Yakushev, *MiTOM*, No. 9: 13 (1987) (in Russian).
20. V. I. Ul'shin and S. V. Ul'shin, *Visnyk UMT*, No. 1(7): 68 (2014) (in Russian).
21. A. H. Pryhunova, L. K. Shenevid'ko, V. Yu. Sheyham, S. V. Pryhunov, and M. V. Koshelyev, *Sposib Doslidzhennya Fazovykh Peretvoren' i Morfolohiyi Faz u Protsesi Krystalizatsiyi* [Method of Research of Phase Transformations and Morphology of Phases in the Process of Crystallization], Patent of Ukraine No. 124431 (Published August, 25, 2020) (in Ukrainian).
22. A. H. Pryhunova, L. K. Shenevid'ko, V. Yu. Sheyham, S. V. Pryhunov, M. V. Koshelyev, and A. M. Neduzhyy, *Prystriy dlya Doslidzhennya Fazovykh Peretvoren' i Morfolohiyi Faz u Protsesi Krystalizatsiyi* [Device for Research of Phase Transformations and Morphology of Phases in the Process of Crystallization], Patent of Ukraine No. 123741 (Published August, 25, 2020) (in Ukrainian).
23. V. I. Elagin, *Metallovedenie Legkikh Splavov*, [Metallurgy of Light Alloys] (Moscow: Nauka: 1965), p. 60 (in Russian).
24. A. G. Prigunova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **20**, No. 12: 25 (1998) (in Russian).
25. B. I. Bondarev, Yu. V. Shmakov, L. A. Arbuzova, M. V. Zeninia, and V. I. Tararyshkin, *Obrabotka Legkikh i Spetsial'nykh Splavov* [Processing of Light and Special Alloys] (Moscow: VILS: 1996) (in Russian).
26. A. P. Skuratov and A. A. P'yanykh, *Teplofizika i Aeromekhanika*, **19**, No. 2: 155 (2012) (in Russian).
27. A. G. Prigunova, N. A. Belov, Yu. N. Taran, V. Zolotarevskiy, V. Napalkov, and S. S. Petrov, *Siluminy. Atlas Mikrostruktur i Fraktogramm Promyshlennykh Splavov* [Silumin. Atlas of Microstructures and Fractograms of Industrial Alloys] (Moscow: MISiS: 1996) (in Russian).
28. E. Kh. Ri, S. V. Dorofeev, and Khosen Ri, *Vestnik Komsomol'skogo-na-Amure Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta*, Iss. 8: 77 (2007) (in Russian).
29. A. Yu. Aksenenko, S. A. Bychkov, V. N. Klimov, N. V. Korobova, F. E. Tarasov, V. E. Frizen, and S. Yu. Shevchenko, *Metallurgiya Mashinostroeniya*, No. 2: 17(2013) (in Russian).

CRYSTAL-LATTICE DEFECTS

PACS numbers: 61.43.Gt, 61.72.-y, 62.20.-x, 81.05.Mh, 81.20.Ev

Comparative Study of Microstructure and Characteristics of Ti6Al4V/TiB Composites Manufactured with Various Powder Metallurgy Approaches

Yuchao Song^{*,**}, Oleksandr Stasiuk^{*,**,**}, Dmytro Savvakín^{*,**,**},
Orest Ivasishin^{*,**,**}, and Xiaofeng Xu^{*,**}

^{*}*College of Materials Science and Engineering, Jilin University,
CN-130012 Changchun, China*

^{**}*International Center of Future Science, Jilin University,
CN-130012 Changchun, China*

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

In this work, Ti6Al4V-based composites reinforced with TiB phase are comparatively synthesized by three powder metallurgy approaches: press-and-sintering of powder blends; hydrogen assisted 2-stage sintering and sintering of powders preliminary activated by milling procedure. The simplest cold compaction and vacuum sintering of TiH₂-based powder blends with Al–V master alloy (MA) and TiB₂ powder additives is used as reference approach. It results in the formation of porous Ti6Al4V matrix with inhomogeneous distribution of partially reacted boride phases. Such microstructure is not appropriate to ensure sufficient mechanical characteristics of produced composites. To achieve desirable highly dense composite microstructures with evenly distributed needle-shape TiB reinforcements, two other manufacturing approaches are comparatively tested. Hydrogen assisted 2 stage sintering is based on hydrogenation of not uniform porous composite product obtained after first press-and-sintering cycle, its milling to produce hydrogenated composite powders which are subjected to second compaction and sintering cycle. The alternative approach includes activation milling of HDH-Ti pow-

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

Citation: Yuchao Song, Oleksandr Stasiuk, Dmytro Savvakín, Orest Ivasishin, and Xiaofeng Xu, Comparative Study of Microstructure and Characteristics of Ti6Al4V/TiB Composites Manufactured with Various Powder Metallurgy Approaches, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 2: 211–222 (2022).
DOI: [10.15407/mfint.44.02.0211](https://doi.org/10.15407/mfint.44.02.0211)

der with TiB_2 additives, following blending with TiH_2 and MA powders, compaction and sintering operations. Both methods ensure activated sintering of powders, improves density, microstructure uniformity and mechanical characteristics of produced composites compared to reference manufacturing approach. Among all studied manufacturing approaches, $\text{Ti6Al4V}/\text{TiB}$ composite produced with activating milling of powders exhibits the best mechanical performances owing to combination of reduced porosity, microstructure uniformity and acceptable impurity content.

Key words: titanium matrix composites, powder metallurgy, press-and-sinter, titanium boride, hydrogenation, microstructure, porosity.

В даній роботі композити на основі стопу Ti6Al4V , зміцненого фазою TiB , для порівняння синтезовано трьома порошковими технологіями: пресуванням та спіканням порошкових сумішей, двостадійним спіканням із застосуванням водневого впливу на матеріал та спіканням із попередньою активацією порошків розмелюванням. Найпростіший метод холодного пресування та спікання сумішей на основі TiH_2 із лігатурою Al-V та порошком TiB_2 використано як стандартний для порівняння. Даний метод формує пористу матрицю Ti6Al4V з нерівномірним розподілом боридних фаз, що частково прореагували, така мікроструктура не забезпечує достатні механічні характеристики композиту. Для досягнення бажаної малопористої та однорідної мікроструктури композиту з дрібними частинками фази TiB , у порівнянні досліджено ще два підходи. Двостадійне спікання з використанням водневого впливу полягає у наводненні неоднорідної пористої композитної структури після першого спікання, та розмелювання для отримання композитного порошку, який пресували та спікали повторно. Альтернативним підходом є активація розмелюванням порошків титану та TiB_2 з наступним змішуванням з порошками TiH_2 та лігатурою, компактуванням і спіканням. Обидва методи забезпечують активоване спікання порошків з підвищенням густини композиту, однорідною мікроструктурою та покращеними механічними характеристиками порівняно із стандартним методом виробництва композиту. З усіх вивчених методів отримання композит $\text{Ti6Al4V}/\text{TiB}$, одержаний з активаційним розмелюванням порошків, демонструє кращі механічні характеристики завдяки комбінації низької залишкової пористості, однорідності мікроструктури та прийняттого вмісту домішок.

Ключові слова: титаноматричні композити, порошкова металургія, пресування та спікання порошків, борид титану, гідрування, мікроструктура, пористість.

(Received December 13, 2021)

1. INTRODUCTION

Titanium matrix composites (TMCs) doped with hard ceramic particles have been proved to be promising materials for commercial applications such as aerospace, automotive, and advanced defence areas, ow-

ing to their improved mechanical properties and excellent peculiarities at elevated temperature [1]. Compared to *ex-situ* manufacturing routes with direct addition of reinforcements into titanium-based matrix, *in-situ* formation of reinforcing phase particles is preferred in fabrication of TMCs due to clean and strong bonding interface between matrix and formed reinforcements [2]. A review of previous researches shows that TiB phase can be identified as one of the most compatible reinforcements for TMCs, exhibiting high Young modulus, brilliant thermal stability and similar thermal expansion behaviour with titanium matrix [3]. Therefore, considerable research interests have been drawn on in situ fabrication of TMCs reinforced with TiB.

Among various manufacturing methods based on casting [4] and powder metallurgy [5–11] approaches including hot isostatic pressing [5] and spark plasma sintering (SPS) [6–8] technologies, blended elemental powder metallurgy (BEPM) has received long-time attentions as a cost-effective method to fabricate TMCs with desirable microstructure and characteristics with high raw material utilization ratio. On the other hand, it has been proved that the adoption of cheap titanium hydride (TiH_2) powders instead of conventional titanium powders in simplest press-and-sinter manufacturing of Titanium-based alloys can not only further expand the cost advantages of BEPM route, but also improves the densification of powder compacts in heating cycle and reduces content of impurities in sintered alloys, thus, providing high mechanical characteristics [12–14]. In such approach, hydrogen is used as temporary alloying element which is evacuated from titanium on heating, simultaneously resulting in acceleration of diffusion, activated homogenization and densification of powder compacts. However, early trials on employment of TiH_2 -based powder blends in BEPM press-and-sinter processing of titanium composites reinforced with TiB are less successful [15–17]. Porous microstructure of sintered matrix with not evenly distributed boride clusters resulted in the inferior mechanical performance of such composites.

The main objective of this work is to develop powder approaches ensuring formation of nearly dense and uniform composites on the base of Ti6Al4V alloy matrix reinforced with TiB particles without application of pressure during sintering. To activate formation of desirable composite microstructure, hydrogen assisted double compaction-double sintering and preliminary activation of powders by milling are tested in manufacturing process to compare microstructure and mechanical properties of produced composites.

2. MATERIALS AND EXPERIMENTAL PROCEDURE

In the present research, to produce composite on the base of Ti–6Al–4V (% wt.) alloy matrix with 10% vol. TiB reinforcing phase, TiH_2

powder (3.5% wt. H, less than 88 μm), titanium HDH-Ti (44–88 μm), 60% Al–40% V master alloy (MA) (less than 88 μm) and TiB_2 (~ 10 μm) powders are adopted as starting materials. Figure 1 shows the actual particle distribution of corresponding raw powder particles. Three different processing routes are comparatively used for composite manufacturing to study their microstructure and characteristics.

Composite produced by simplest press-and-sinter BEPM approach (Fig. 2, *a*, indicated by dashed frame) is used as reference material. In this approach, TiH_2 , MA and TiB_2 powders are blended in corresponding ratios in a V-type mixer at 90 rpm for 6 hours; powder blends are die pressed under 600 MPa. The obtained compacts are subjected to standard vacuum sintering procedure (1250°C, 4 h) at 10°C/min heating rate and furnace cooling to produce dehydrogenated composite material. As revealed by Fig. 2, *a*, such press-and-sintering process can be regarded as pre-sintering stage in hydrogen assisted 2 stage (double compaction–double sintering) route. Following this flow chart, the

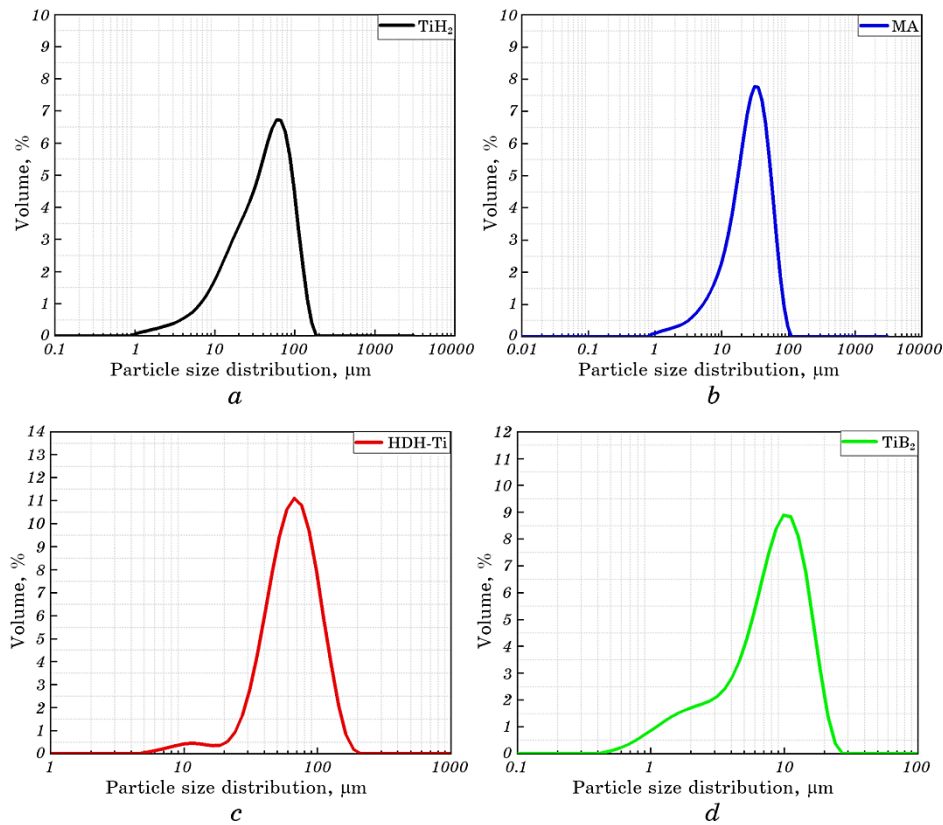


Fig. 1. Particle size distribution of the starting powders: TiH_2 (*a*), MA (*b*), HDH-Ti (*c*), TiB_2 (*d*).

sintered (reference) materials are then hydrogenated again in temperature range of 400–600°C and ball milled under argon atmosphere to obtain hydrogenated pre-alloyed composite (PA) particles less than 88 μm in size, which are used in second press-and-sintering stage (Fig. 2, *a*). For such two stage hydrogen assisted process, milling of hydrogenated pre-sintered composites ensures better uniform redistribution of fine boride particles in powder ensemble, while at second sintering stage hydrogen contributes again to activate densification and promotes formation of low porous composites.

To achieve better densification of composite, alternative approach (Fig. 2, *b*, hereinafter noted as milling-blending approach) includes initial low energy milling of HDH-Ti and TiB_2 powders at 200 rpm for 4 hours under argon atmosphere protection. Such additional processing step should result in embedding of hard TiB_2 particles into soft and ductile titanium particles, resulting in close interfaces and good bonding of their surfaces. Thus, contact of TiB_2 particles with titanium should be better than with hard and brittle TiH_2 particles, ensuring better diffusion and activated reaction at interfaces with lower porosity formation. The milled titanium and diboride powders are then blended for 6 h with TiH_2 and MA powders in required ratios. Finally, blend is compacted and sintered to produce composite structure (Fig. 2, *b*).

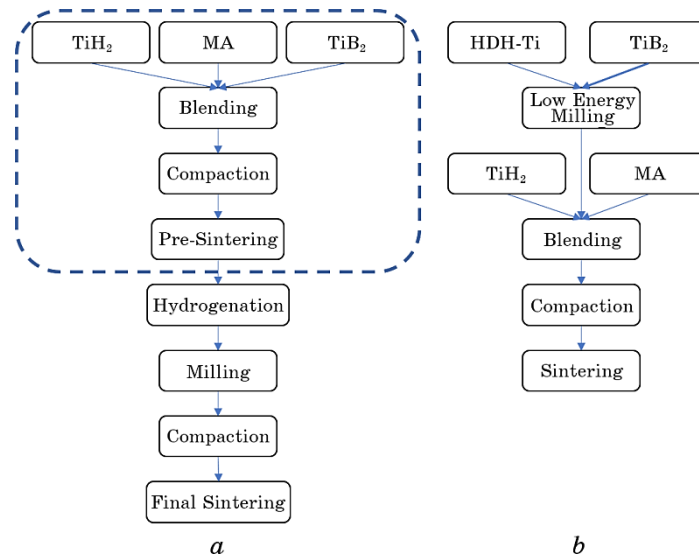


Fig. 2. Processing flow charts for Ti6Al4V/TiB composites: hydrogen assisted 2 stage press-and-sintering process, where composite produced after first stage (within dashed frame) is used as reference material (*a*), milling–blending approach which includes preliminary activation of powders by milling (*b*).

Microstructure evolution and phase composition during processing steps are investigated by light microscopy (LM, LEICA DMI8A), scanning electron microscopy under both BSE and SE modes (SEM, JSM-IT500A) and X-ray diffraction (XRD, Rigaku, Japan). The distilled water immersion method is used to evaluate the bulk density of sintered composites. Porosity status is based on the ratio of theoretical density value and actual density results. Hardness values are measured by a hardness tester (HV 1000-IS). An automatic universal testing machine is adopted to room temperature compressive test on cylindrical samples (6 mm in diameter and 9 mm in height) at a constant crosshead speed of 60 $\mu\text{m}/\text{min}$ following the ASTM standards. Impurity contents in sintered samples are determined by LECO ONH 836 tester. At least three measurements are taken for each of abovementioned tests to ensure the accuracy of results.

3. RESULTS AND DISCUSSION

X-ray diffraction patterns of Ti-6Al-4V/10% vol. TiB composites fabricated with used powder technologies are shown in Fig. 3. The presence of α - and β -titanium, and TiB diffraction peaks without traces of TiH_2 for all sintered materials indicates that dehydrogenation of

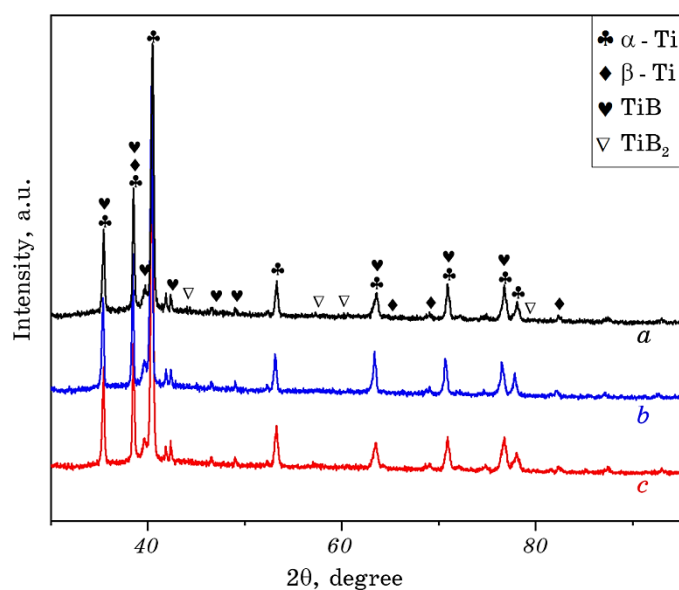


Fig. 3. X-ray diffraction pattern of sintered composites with varied powder technologies: press-and-sintering (reference approach) (a), hydrogen assisted 2 stage sintering (b), milling-blending approach (c).

TiH₂ has been completed with formation of $\alpha + \beta$ phase composition of the titanium matrix and the reaction $\text{TiB}_2 + \text{Ti} \rightarrow \text{TiB}$ between TiB₂ additives and matrix has occurred. However, traces of TiB₂ peaks found in X-ray diffraction patterns for reference press-and-sintered samples (Fig. 3, *a*) declare the presence of partially reacted boride inclusions. In contrast, peaks of the TiB phase became more intense with absence of TiB₂ in Fig. 3, *b, c*, revealing that the TiB₂ additives transformed entirely into the TiB phase following noted reaction under 2 stages sintering or with applying activated milling of HDH-Ti and TiB₂ powders. LM and SEM microstructure observations (Figs. 4, 5) are entirely consistent with the above X-ray diffraction analysis.

As shown in Fig. 4, *a* and Fig. 5, *a, d*, coarse pores and boride clusters are observed in lamellar ($\alpha + \beta$) matrix for composite manufactured following reference approach. Large TiB needles precipitated and grew into matrix grains, while equiaxed boride particles which can be remnants of raw TiB₂ powder are observed along grain boundaries and accompanied with residual voids. Fig. 5, *d* illustrates the ‘sea-urchin’ like morphology of partially reacted boride particles surrounded by residual voids. Observed variations in boride morphology are due to the reactions between varied sizes of TiB₂ particles and titanium and one-way boron diffusion into titanium matrix. Contrary, composite produced following 2 stage hydrogen assisted sintering (Fig. 5, *b, e*) demonstrates finer short bar or needle-like TiB particles evenly distributed in the low porous matrix. So, it is confirmed, ball milling procedure after first sintering promotes the breaking of large boride particles and their clusters with redistribution of borides over the powder system and, hence, in matrix after second sintering. Temporary saturation of titanium alloy matrix with hydrogen induced $\alpha + \beta \rightarrow \text{TiH}_2 \rightarrow \alpha + \beta$ phase transformations, inspiring high density of crystal lattice defects, which accelerates diffusion and activates the overall densification process during 2nd sintering stage. Homogeneously distributed fine precipitations of TiB phase act as inhibitors for excessive β grain

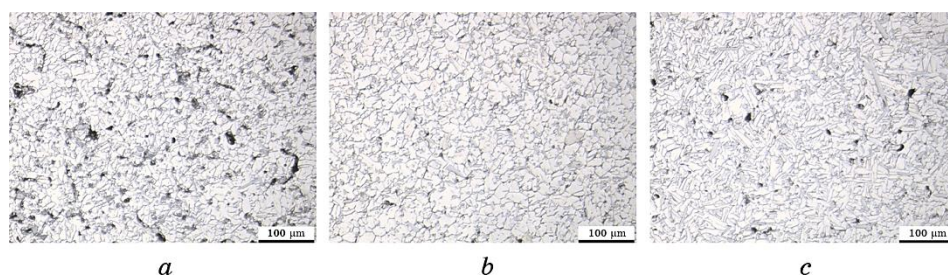


Fig. 4. Microstructures of composites produced with different approaches: press-and-sintering (reference) (*a*), hydrogen assisted 2 stage sintering (*b*), milling-blending approach (*c*).

growth on sintering, while subsequent slow furnace cooling results in the formation of thick (nearly equiaxed) α crystals inside the refined β grains. In comparison, samples sintered using milling-blending procedure (Fig. 2, *b*) exhibit typical ($\alpha + \beta$) lamellar microstructure of alloy matrix with few pores detected (Fig. 5, *c, f*). It should be mentioned that TiB needles with varied thickness and length evenly distributed in the matrix with seldom agglomerations (Fig. 5, *c*) are observed with this manufacturing approach.

It can be easily deduced that preliminary milling of HDH-Ti and TiB_2 powders enables deformation of large Ti particles with covering of their surface with relatively fine TiB_2 additives, which means increased contacting areas between matrix and TiB_2 with sufficiently increased Ti sources for TiB formation during further sintering. Because of brittle and low-strength TiH_2 powder is crushed for fine fragments on compaction, blending of TiH_2 powder with milled (HDH-Ti + TiB_2) particles promotes better filling of the voids between large HDH-Ti particles during compaction, and, hence, achievement of higher density of compacts. Also, addition of titanium hydride purifies the overall powder compact with atomic hydrogen evolved during dehydrogenation process and creates condition for diffusion activation between dehydrogenated titanium and MA particles. In this way, formation of porosity due to reaction of TiB_2 with matrix and Kirkendall's porosity

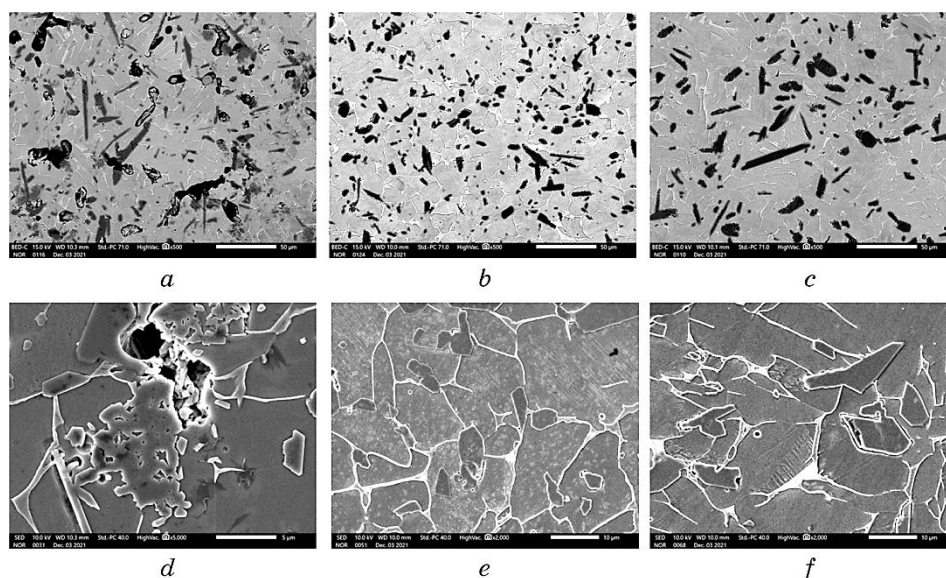


Fig. 5. Microstructures (SEM) of sintered composites produced with different approaches: press-and-sintering (reference) (*a, d*), hydrogen assisted 2 stage sintering (*b, e*), milling-blending approach (*c, f*).

due to mutual diffusion between titanium and MA particles is effectively inhibited.

Figure 6 shows the hardness and porosity variations for composites manufactured with different processing routes. Excessive porosity (~7%) and not uniformly distributed boride phases of various size are the main reasons for the poor hardness (~260 HV) for press-and-sintered reference composite. Reduced compressive strength of such composite is accompanied with relatively high compressive strain (Fig. 7). At the same time, the lowest impurity content observed for reference material (Table 1) among all studied composites promotes highest compressive strain characteristic (Fig. 7). It is apparent that application of both 2 stage sintering and milling–blending–sintering approaches are effective in pore healing and hardness improving. The absence of large pores and boride agglomerations after second sintering stage plays distinctive role in enhancing the hardness results. However, the impurity contents listed in Table 1 and compressive properties shown in Fig. 7 reveals the abnormal impurity pick-up (oxygen contents nearly doubles from 0.32% wt. to 0.67% wt., while nitrogen content is increased to more than 0.2%) which can be another reason for hardness and compressive strength improvement but loss in compressive strain for samples after 2nd sintering. Hence, the extended processing route for hydrogen assisted 2 stage sintering (including additional hydrogenation, milling, compaction and sintering operations) enables more risks for material contamination with atmospheric impurities. It is apparent that the expected hydrogen cleaning effect during hydrogenation and dehydrogenation processes in 2nd sintering cycles is

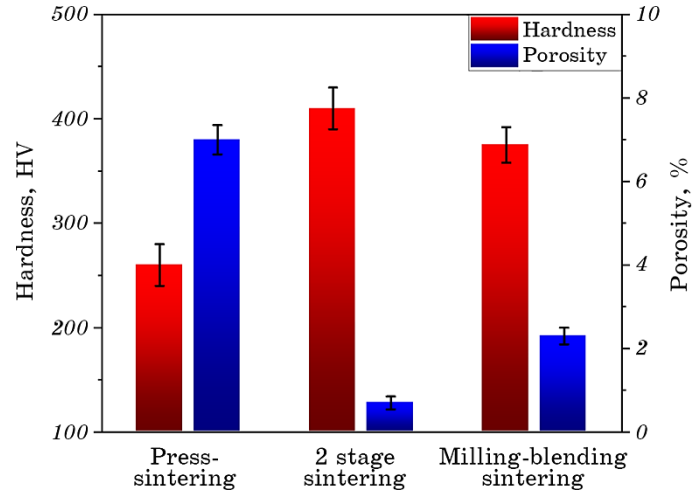


Fig. 6. Hardness and residual porosity characteristics of composites produced with used approaches.

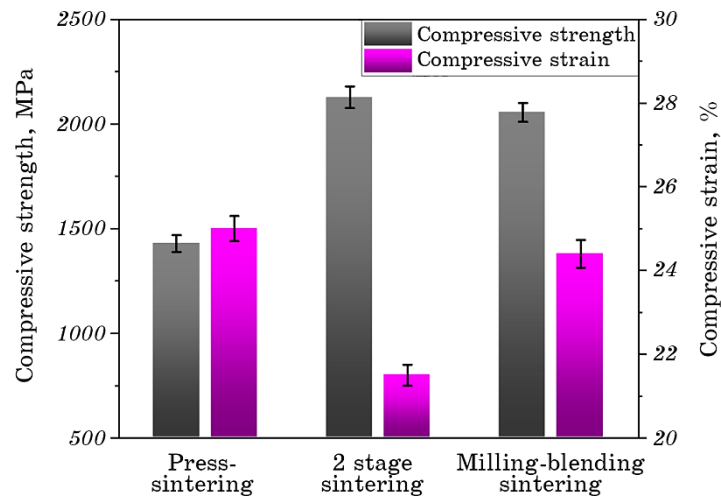


Fig. 7. Compressive characteristics of composites produced with used approaches.

overpassed by excessive environment pollutions. Although intensive impurity controlling strategy can be adopted to lower the impurity contents, thus improving mechanical properties, these extra treatments, however, will negatively impact the production efficiency with extra expenditures.

On the other hand, sintered composite produced with milling-blending approach exhibits obvious improvement in hardness and reduced porosity with slight rise in impurity contents when compared with reference composite material as revealed by Fig. 6 and Table 1. The obtained highly dense microstructure (reduced porosity of 2.3%) and evenly distributed TiB needles support the improved hardness performance (~ 375 HV). The relatively simple and short milling-blending processing route with one step sintering and hydrogen cleaning effect

TABLE 1. Impurity (O, N, H) contents of Ti6Al4V/10% TiB composites produced following used various processing.

Processing	Oxygen, % wt.	Nitrogen, % wt.	Hydrogen, % wt.
Press-and-sintering (reference)	0.32	0.022	0.0021
Hydrogen assisted 2 stage sintering	0.67	0.236	0.0017
Milling-blending + sin- tering approach	0.35	0.027	0.0061

on material engages acceptable impurity contents for composite produced. Distinctive increase in compressive strain (from ~21.5% to ~24.4%) as shown in Fig. 7 can be good demonstration for the obvious advantages of milling–blending approach when compared to hydrogen assisted 2 stage sintering. Since the porosity level for the two promoted processings are similar, so the slightly lower compressive strength obtained by milling–blending approach (2055 MPa) can be explained by lower content of oxygen and nitrogen impurities.

4. CONCLUSIONS

In this paper, the effects of various powder metallurgy processing routes on microstructure and characteristics of Ti6Al4V–10% TiB composites are investigated, and the conclusions are drawn as follows.

Press-and-sintering BEPM process results in enhanced residual porosity and not homogeneously distributed boride clusters in produced composites. These characteristics lead to poor hardness and compressive strength.

Nearly dense composite microstructure with evenly distributed finer TiB needles is produced with hydrogen assisted 2 stage sintering approach. Significant improvement in hardness and compressive strength can be attributed to low residual porosity, formation of refined microstructure and high impurity content. However, the poor compressive strain is unwanted result due to enhanced oxygen and nitrogen contents.

An alternative way to produce desirable composite microstructure is activation of *in situ* TiB phase formation with preliminary milling of powders. Combination of powder milling, blending, cold compaction and sintering operations is effective in fabrication of highly dense composites with uniform microstructure and acceptable impurity contents. Such material demonstrates promising combination of high hardness, compressive strength and ductile characteristics intending potential for practical applications.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge financial support from the International Centre of Future Science, Jilin University, China and the National Academy of Sciences of Ukraine.

REFERENCES

1. K. Morsi, *J. Mater. Sci.*, **54**: 6753 (2019).
2. K. S. Ravi Chandran, K. B. Panda, and S. S. Sahay, *JOM*, **56**: 42 (2004).

3. G. Singh and U. Ramamurty, *Prog. Mater. Sci.*, **100**:653 (2020).
4. R. Pederson, R. Gaddam, and M.-L. Antti, *Open Engineering*, **2** (2012).
5. Chao Cai, Shan He, Lifan Li, Qing Teng, Bo Song, Chunze Yan, Qingsong Wei, and Yusheng Shi, *Composites Part B: Engineering*, **164**: 546 (2019).
6. O. E. Falodun, B. A. Obadele, S. R. Oke, A. M. Okoro, and P. A. Olubambi, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **102**: 1689 (2019).
7. X. X. Li, C. Yang, H. Z. Lu, X. Luo, Y. Y. Li, and O. M. Ivasishin, *J. Alloys Compd.*, **787**: 112 (2019).
8. R. Chaudhari and R. Bauri, *Mater. Sci. Eng. A*, **587**: 161 (2013).
9. R. Ramaswamy, B. Selvam, P. Marimuthu, and N. Elango, *IJMPERD*, **8**: 433 (2018).
10. H. Z. Niu, H. R. Zhang, Q. Q. Sun, and D. L. Zhang, *Mater. Sci. Eng. A*, **754**: 361 (2019).
11. M. Selva Kumar, P. Chandrasekar, P. Chandramohan, and M. Mohanraj, *Mater. Characterization*, **73**: 43 (2012).
12. O. M. Ivasishin, D. G. Savvakín, D. V. Oryshych, O. O. Stasiuk, and L. Yuanyuan, *MATEC Web Conf.*, **321**: 3009 (2020).
13. D. H. Savvakín, M. M. Humenyak, M. V. Matviichuk, and O. H. Molyar, *Mater. Sci.*, **47**: 651 (2012).
14. O. M. Ivasishin, D. G. Savvakín, F. H. Froes, and K. A. Bondareva, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **41**: 382 (2002).
15. G. A. Baglyuk, O. M. Ivasyshyn, O. O. Stasyuk, and D. G. Savvakín, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **56**: 45 (2017).
16. S. V. Prikhodko, P. E. Markovsky, D. G. Savvakín, O. O. Stasiuk, M. N. Rad, C. Choi, and O. M. Ivasishin, *Microsc. Microanal.*, **24**: 2218 (2018).
17. P. E. Markovsky, D. G. Savvakín, O. M. Ivasishin, V. I. Bondarchuk, and S. V. Prikhodko, *J. Mater. Eng. Perform.*, **28**: 5772 (2019).

SCOPE OF PAPER IN ENGLISH

PACS numbers: 43.35.+d, 61.72.Ff, 81.40.Cd, 81.40.-z, 81.65.-b, 81.65.Kn

Покращення механічних та антикорозійних властивостей поверхні ступу АМг6 електроіскровим легуванням Ті та високочастотним ударним обробленням

В. В. Могилко*, А. П. Бурмак*, С. М. Волошко*,
С. І. Сидоренко*, Б. М. Мордюк*,**

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

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

Проаналізовано мікроструктуру, зміцнення та корозійні властивості поверхневих шарів алюмінієвого ступу АМг6, модифікованих ультразвуковим ударним обробленням (УЗУО) та комбінованим обробленням, що поєднувало електроіскрове легування (ЕІЛ) Титаном і УЗУО. Рентгеноструктурним фазовим аналізом і трансмісійною електронною мікроскопією показано, що комбіноване оброблення (ЕІЛ + УЗУО) веде до подвійного зростання мікротвердості в порівнянні з УЗУО за рахунок формування твердого розчину TiAl та інтерметалідних фаз Ti_xAl_y , а також незначної кількості оксидів, які підсилюють дислокаційне та зереннограничне зміцнення. ЕІЛ + УЗУО веде до найвищої корозійної стійкості ступу АМг6 у водному розчині 3,5% NaCl, що проявляється у підвищенні значень потенціалу корозії на 40–70 мВ порівняно із зразком після УЗУО, що обумовлено сформованим струк-

Corresponding author: Bohdan Mykolayovych Mordyuk
E-mail: bmordyuk@gmail.com

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

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

Citation: V. V. Mohylko, A. P. Burmak, S. M. Voloshko, S. I. Sidorenko, and B. N. Mordyuk, Enhancement of Mechanical and Anticorrosion Properties of Al–6Mg Alloy Surface Using Electric Discharge Alloying by Ti and High-Frequency Impact Treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 2: 0223–0240 (2022) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.44.02.0223](https://doi.org/10.15407/mfint.44.02.0223)

турно-фазовим станом модифікованої поверхні.

Ключові слова: ультразвукова ударна обробка, електроіскрове легування, мікроструктура, мікротвердість, корозія.

The microstructure, hardening and corrosion properties of the surface layers of aluminium alloy AMg6, modified by ultrasonic impact treatment (UIT) and by complex treatment, which combined electric discharge surface alloying (EDSA) with titanium and UIT, are analyzed. X-ray diffraction phase analysis and transmission electron microscopy showed that the combined treatment (EIL + UIT) leads to a double increase in microhardness compared to UIT due to the formation of a TiAl solid solution and Ti_xAl_y intermetallic phases, as well as some quantity of oxides. The EDSA + UIT process leads to the highest corrosion resistance of AMg6 alloy in aqueous solution of 3.5% NaCl, which is manifested itself in an increase in the corrosion potential by 40–70 mV as compared to that registered for the sample after UIT, due to the formed structural-phase state of the modified surface.

Key words: ultrasonic impact treatment, electric discharge surface alloying, microstructure, microhardness, corrosion.

(Отримано 30 вересня 2021 р.; остаточн. варіант — 13 жовтня 2021 р.)

1. ВСТУП

Інтерес до вивчення методів зміцнення поверхні стопів та металів є досить високим упродовж тривалого часу. Адже саме модифікація поверхневих шарів дозволяє підвищити цілу низку властивостей конструкційних металевих матеріалів, пов'язаних із станом поверхні, таких як опір зношуванню, корозії та втомі, а також усунути такі недоліки як, наприклад, низька жаростійкість титанових чи алюмінієвих стопів. Серед досить великої кількості способів вирішення вищезгаданої проблеми, для прикладу, існують різноманітні термоіндуковані [1], механоіндуковані [2], дифузійні способи [3, 4]. Зокрема, вищезгадані методи, а також їхня комбінація можуть бути застосовані для синтезу суцільних легованих шарів або композитних покриттів, що дозволяє суттєво підвищити поверхневі властивості різних стопів, зокрема і на основі алюмінію, залежно від необхідних задач.

У низці робіт показано, що порівняно з титаном чи алюмінієм сполуки системи Ti–Al мають значно вищі механічні властивості, опір зношуванню та корозії [5–7]. Тому доволі перспективним є формування на поверхні металів і стопів захисних покриттів цієї системи.

Наприклад, у роботі [8] методом механічного легування (МЛ) за допомогою багаторазового ударного навантаження поверхні титанового стопу сталевими кульками було нанесено покриття Al та

Ti + Al. Автори стверджують, що впродовж процесу МЛ тривалістю 2 години можна одержати покриття Al та Ti + Al товщиною 50 мкм та 200 мкм відповідно. Одержані покриття мали високу щільність та на них не було пор. Подальший відпал за температур 600–1100°C сприяв активації дифузійних процесів і фазових перетворень, і як наслідок, утворенню інтерметалідних фаз на поверхні стопу.

У роботі [9] композитні інтерметалідні покриття Ni_3Al та Ti_3Al одержували на поверхні сталі AISI1010 методом одноступеневого стискання із подальшим електрично активованим спіканням. Автори стверджують, що у процесі такої обробки утворюється покриття, що містить фази Ni_3Al , NiO , $NiAl_2O_4$, Ti_3Al , $TiAl$ та Ti . Встановлено, що дане композитне покриття має підвищену мікротвердість та задовільну адгезію із матричним стопом.

За допомогою зварювання нестопким електродом [10] проведено синтез інтерметалідних порошкових покриттів на основі Ti та Al на поверхні титанових стопів. За допомогою даного методу вдалося одержати покриття Ti_3Al та $TiAl$ із високою щільністю, без пор, порожнин та тріщин. Дані покриття характеризувалися підвищеною мікротвердістю та зносостійкістю, що у 3–4 рази перевищувала зносостійкість матричного стопу.

У роботі [11] досліджено можливість армування алюмінієвих стопів інтерметалідними частинками $TiAl$ за допомогою інтенсивної пластичної деформації рівноканальним пресуванням. Встановлено, що інтенсивні деформаційні процеси дозволяють досягти однорідного розподілу армувальних частинок та їхньої хорошої адгезії із металом-матрицею. Даний метод суттєво підвищує межу плинності композитних матеріалів у процесі підвищення числа проходів обробки (до 75%), що пов'язано із додатковим зміцненням за рахунок взаємодії між армувальними частинками та дислокаціями.

З огляду на існуючі методи модифікації поверхні, одним із найефективніших та перспективніших методів інтенсивної пластичної деформації поверхні є ультразвукове ударне оброблення (УЗУО), що ефективно зміцнює поверхневі шари алюмінієвих стопів [4]. Даний метод дозволяє модифікувати структуру внаслідок подрібнення зерен до нанорозмірного стану, змінювати дислокаційну структуру та позитивно впливати на комплекс фізико-хімічних, механічних та інших властивостей поверхні, наприклад, мікротвердість та зносостійкість [12, 13]. Для прикладу, у роботі [14] УЗУО використано із метою модифікації поверхневих шарів алюмінію дрібнодисперсними частинками порошків квазікристалу $AlCuFe$ та титану. Виявлено, що у результаті такого оброблення формуються відносно рівномірні композитні шари із підвищеними фізико-механічними характеристиками, а саме, мікротвердістю та демпфувальними властивостями. Водночас, внаслідок армування порошком Ti утворюється синтезоване композитне покриття із прошар-

ком Ti_3Al та високою адгезією.

Проте і даний спосіб має низку обмежень, пов'язаних із низькою можливістю деформаційного зміцнення деяких стопів.

Досить широко вживаним методом модифікації поверхні є електроіскрове легування (ЕІЛ) [15–17]. Даний спосіб відкриває ряд можливостей, які дозволяють одержувати матеріали із суттєво покращеними властивостями поверхневих шарів, а супутні процеси термічно-дифузійного фазоутворення, поліморфних перетворень, структурних змін тощо, дозволяють моделювати та контролювати ці набуті властивості залежно від поставлених задач. Однак, значними недоліками даного методу є досить висока складність контролю процесу легування та нерівномірність одержаних модифікованих шарів чи покриттів, які характеризуються високою шорсткістю та пористістю [18]. Вказані недоліки можуть бути усунуті або суттєво зменшені фінішним обробленням, наприклад, деформаційним [18, 19].

Метою даної роботи є аналіз мікроструктури, фазового стану, мікротвердості та корозійних властивостей поверхневого шару алюмінієвого стопу АМг6 після комбінованого його оброблення електроіскровим легуванням Титаном і високочастотною ударною деформацією за допомогою УЗУО.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Об'єктом дослідження є конструкційний алюмінієвий стоп АМг6, хемічний склад якого наведено у табл. 1. Зразки циліндричної форми (діаметром 18 мм та висотою 10 мм) виготовлено шляхом різання прута перпендикулярно до напрямку вальцювання. Після чого проведено відпал за температури $320^{\circ}C$ та витримку за температури $250^{\circ}C$ впродовж години із подальшим охолодженням до кімнатної температури разом з піччю для зняття внутрішніх напружень. ЕІЛ дослідних зразків проводили на приладі «Элитрон 22А» [15, 16] на відкритому повітрі із питомою тривалістю обробки 1 хв/см^2 із тривалістю, енергією та частотою проходження електричних імпульсів — 200 мкс, 1 Дж і 50 ± 3 Гц відповідно.

За легувальний елемент обрано Ti, оскільки у процесі ЕІЛ можуть формуватися інтерметаліди із Al та оксидні фази типу TiO_2 ,

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний склад алюмінієвого стопу АМг6, % ваг.

TABLE 1. Chemical composition of Al–6Mg (5056) alloy.

Mg	Mn	Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Al
5,8–6,3	0,6	0,4	0,4	0,1	0,2	0,1	Решта

що повинно сприяти підвищенню комплексу фізико-механічних властивостей. Використовували титановий анод у формі дроту діаметром 0,5–1 мм. Обраний режим ЕІЛ обробки забезпечував формування легованого шару товщиною в межах 25–50 мкм. Шорсткість поверхні вимірювали за допомогою профілографа П-210. Безпосередньо після ЕІЛ вона становила 5–10 мкм.

Ультразвукову ударну обробку проводили на установці УЗГ-300 із використанням семибойкової ударної голівки. Детальному опису цієї методики присвячено роботи [12, 13]. Режими УЗУО підбирали таким чином, щоб досягти максимальної мікротвердості та мінімальної шорсткості досліджуваної поверхні [19] відповідно, амплітуда A становила 15 мкм, а час обробки τ — 30 с.

Визначення мікротвердості поверхневих шарів проводили за допомогою приладу ПМТ-3 за методикою Вікерса із навантаженням 100 г, а зміну мікротвердості за глибиною модифікованого шару аналізували за навантаження 20 г.

Вибір величини навантаження обумовлювався тим фактором, щоб внесок до величини мікротвердості забезпечити виключно новоутвореним модифікованим шаром. Ступінь зміцнення k_{hard} поверхневих шарів після УЗУО та комбінованої обробки УЗУО + ЕІЛ розраховували, зважаючи на співвідношення середнього значення мікротвердості H_{μ}^{sl} зміцненого шару до мікротвердості вихідного стопу АМг6 H_{μ}^{in} за формулою [19]:

$$k_{hard} = H_{\mu}^{sl} / H_{\mu}^{in}. \quad (1)$$

Інтенсивність зміцнення поверхневих шарів стопу розраховано за формулою [19]:

$$I_{hard} = (H_{\mu}^{sl} - H_{\mu}^{in}) / h_{sl}. \quad (2)$$

Експериментально доведено, що для різних металів та стопів спостерігається утворення зон інтенсивного зменшення розмірів структурних елементів із формуванням ультрадисперсних або нанорозмірних зеренних структур внаслідок УЗУО (середня товщина таких зон — 50 мкм) [13]. Тому для оцінки інтенсивності зміцнення I_{hard} використано значення товщини шару h_{sl} — 50 мкм.

За допомогою сканувального електронного мікроскопа TESCAN Mira 3 LMU із енергодисперсійним мікроаналізатором OXFORD X-MAX проведено дослідження мікроструктури та хемічного складу поверхні та поперечного перерізу зразків. Режимми зйомки: прискорювальна напруга 30 кВ, збільшення до 10^4 разів. Мікроскопічну структуру досліджували за методикою тонких фольг із допомогою трансмісійного електронного мікроскопа JEM-100 CX-II (прискорювальна напруга — 200 кВ). Фольги одержували механічним

шліфуванням зразків (із протилежного до обробленої поверхні боку) до товщини ~ 30 мкм із подальшим потоншенням зразків за допомогою методу одностороннього електролітичного полірування у середовищі універсального електроліту.

Рентгенівський фазовий аналіз проведено за допомогою дифрактометра Rigaku Ultima IV за умов мідного випромінювання ($\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 1,5418 \text{ \AA}$) з інтервалом кутів зйомки $2\theta = 20\text{--}120^\circ$, кроком $0,04^\circ$ та часом витримки у кожній точці 2 с. Загальна тривалість зйомки одного зразка становила 90 хв. Дослідження проводили за різних геометрій Брегга–Брентано та «ковзного променя» із кутом падіння рентгенівського променя 3° задля детального вивчення поверхневих ефектів, котрі виникають внаслідок обробки.

Дослідження корозійних властивостей алюмінієвого стопу АМг6 після електроіскрового легування та ультразвукової ударної обробки проведено у 3,5% водному розчині NaCl за двома схемами: вимірювання потенціалу відкритої комірки залежно від часу та вимірювання струму поляризації та від прикладеного потенціалу за стандартною триелектродною схемою із використанням каломельного та платинового електродів [12, 17–19].

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Модифікація поверхні стопу АМг6 шляхом застосування комбінації ЕІЛ_{Ti} та УЗУО сприяє значному підвищенню мікротвердості поверхні матричного стопу (рис. 1). Встановлено, що модифікація поверхневих шарів титановим електродом підвищує поверхневу мікротвердість приблизно у 3,5 рази. Для порівняння зразок, який піддавався виключно УЗУО (рис. 1, залежність 1), характеризується зростанням мікротвердості поверхневого шару від 70 до 80% (з 840 МПа до 1420–1530 МПа), тобто у декілька разів менше порівняно зі зразком після комбінованої обробки (рис. 1, залежність 2).

У таблиці 2 наведено ступінь зміцнення k_{hard} поверхневих шарів та інтенсивність зміцнення I_{hard} стопу АМг6 після ультразвукової та комплексної обробки ЕІЛ_{Ti} + УЗУО.

Значення k_{hard} та I_{hard} зростають внаслідок застосування методу УЗУО. Але попереднє електроіскрове легування сприяє більш інтенсивному зміцненню у процесі пластичної деформації під дією високочастотного ударного навантаження, спричиненого УЗУО. УЗУО сприяє більш значному підвищенню параметрів k_{hard} та I_{hard} (більш, ніж удвічі).

Даний ефект можна пояснити тим, що впродовж УЗУО відбувається зміцнення поверхневих шарів стопу АМг6 за рахунок низки факторів: збільшення густини дислокацій, появи субзеренної структури, що веде до збільшення кількості субмеж і подрібнення зерен внаслідок поступового зростання їхньої розорієнтації, певну роль

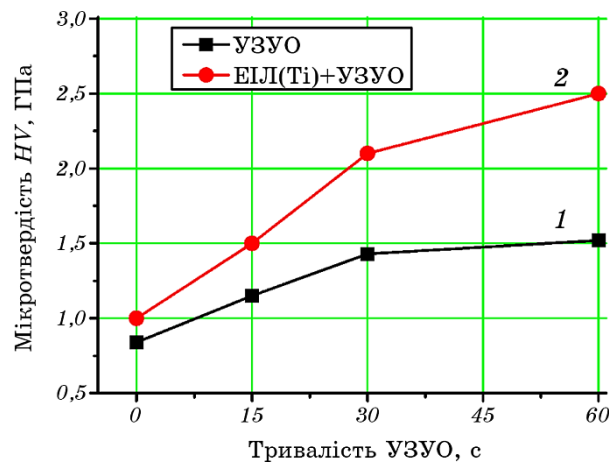


Рис. 1. Залежність мікротвердості від часу УЗУО вихідного зразка (1) і зразка після ЕІЛ(Ті) (2).

Fig. 1. Dependences of the surface microhardness of Al–6Mg alloy on the duration of UIT (1) an initial sample and after electric discharge alloying pre-treatment (2).

може відігравати і утворення інтерметалідних фаз алюмінію та магнію [19–21].

Зростання мікротвердості (та відповідно ступеню й інтенсивності зміцнення) після комбінованого оброблення ЕІЛ_{Ті} + УЗУО напевно обумовлене формуванням твердого розчину титану в алюмінії та можливим формуванням інтерметалідних фаз системи алюміній–титан [5–8]. Частинки цих фаз, перебуваючи на межах зерен/ субзерен, сприяють їхній фіксації та пришвидшеному зростанню їхній розорієнтації. Крім того, нанорозмірні інтерметалідні частинки викликають додаткове зміцнення за механізмом Орована [20–23]. Цей висновок підтверджується даними ТЕМ (рис. 2). Аналіз ТЕМ-зображень мікроструктури та електронної дифракції стопу АМг6 після УЗУО (рис. 2, а) та після комбінованої обробки ЕІЛ_{Ті} + УЗУО

ТАБЛИЦЯ 2. Властивості стопу АМг6 після різних видів обробки.

TABLE 2. Properties of Al–6Mg (5056) alloy after different treatments.

Матеріал (обробка)	Мікро- твердість HV, ГПа	Ступінь зміцнення k_{hard}	Інтенсивність зміцнення I_{hard} , МПа/мкм
АМг6 (вихідний)	0,84	1	0
АМг6 (УЗУО впродовж 30 с)	1,43	1,70	11,8
АМг6 (ЕІЛ _{Ті} + УЗУО 30 с)	2,05	2,44	24,2

(рис. 2, б) свідчить, що комбінована обробка обумовлює утворення великої кількості додаткових рефлексів, які ймовірно належать інтерметалідним фазам (системи алюміній–титан) та оксидам. Також можна відзначити значний ступінь подрібнення субзерен/зерен у поверхневих шарах.

Можна стверджувати, що УЗУО поверхні ступу АМг6 сприяє утворенню фрагментованої мікроструктури з високою середньою густиною дислокацій у фрагментах. Утворену структуру можна охарактеризувати як бімодальну, до складу якої входить суміш порівняно великих субзерен та ультрадисперсних зерен, що характеризуються зниженою густиною дефектів.

Даний ефект пояснюється процесами інтенсивної пластичної деформації та супутнього деформаційного нагрівання у процесі багаторазової ударної дії. Це дозволяє одержати матеріал із достатньо високим значенням міцності та задовільною пластичністю.

РЕМ-зображення поперечного перерізу дослідженого зразка ступу АМг6, легованого Ті методом ЕІЛ, та концентраційний розподіл елементів за глибиною представлено на рис. 3. Детальний розподіл елементів можна спостерігати за допомогою реєстрації зображень у вторинних електронах (рис. 4).

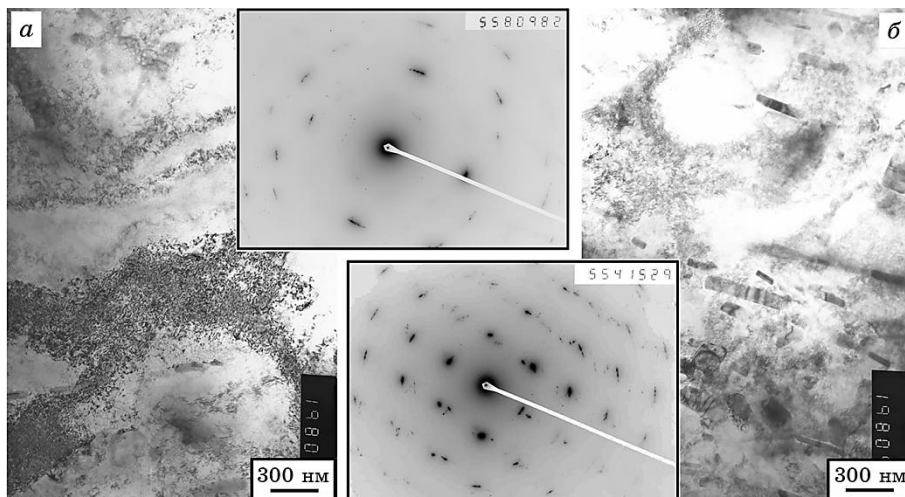


Рис. 2. Світлопольні ТЕМ-зображення та картини електронної дифракції мікроструктури поверхневого шару алюмінієвого ступу: *a* — АМг6 після УЗУО, *б* — АМг6 після ЕІЛ_{Ті}+УЗУО.

Fig. 2. Bright-field TEM-images and SAED patterns of the surface layer microstructure of the aluminium alloy: *a*—Al–6Mg after UIT, *б*—Al–6Mg after EDSA_{Ti} + UIT.

У приповерхневих шарах спостерігаються тріщини, напевно утворені під час приготування поперечного перерізу через їхню підвищену твердість після комбінованої модифікації EIL_{Ti} + УЗУО.

Ці дані свідчать, що в результаті легування титаном з подальшою УЗУО формується шар із значним вмістом Титану та Оксигену товщиною близько 10–12 мкм. Водночас, глибина проникнення кисню становить ~30 мкм, що пояснюється інтенсивним окисненням титанового електроду під час EIL (внаслідок низької жаростійкості

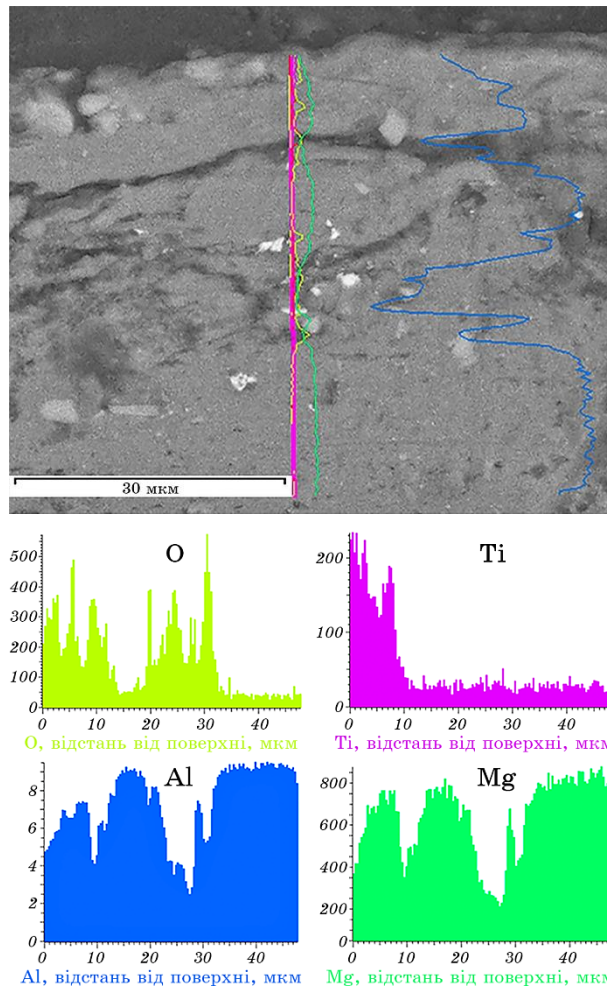


Рис. 3. РЕМ-зображення поперечного перерізу зразка стопу АМг6 після EIL_{Ti} + УЗУО та концентраційний розподіл компонентів.

Fig. 3. SEM-image of the cross section of the Al–6Mg (5056) alloy and concentration distribution of components after EDSA_{Ti} + UIT.

даного матеріалу) і, меншою мірою, за наступної УЗУО, завдяки дифузійним процесам та нагріванню зразка, які супроводжують таку інтенсивну обробку. Тобто, у поверхневих шарах даного матеріалу можуть формуватися оксидні плівки Ti та Al . Аналіз енергодисперсійних даних також свідчить, що незначна кількість Ti спостерігається й у більш глибоких шарах, що може бути пов'язано із формуванням поодиноких інтерметалідних включень, а також наявністю незначної кількості Ti у вихідному стопі. Можливість утворення інтерметалідних включень пояснюється перебігом процесів масоперенесення, а саме дифузії матеріалу електроду у поверхневий шар матричного матеріалу, а супутній термічний вплив може інтенсифікувати цей процес. Тобто, за рахунок різкої зміни температури та локального обтоплення легувального матеріалу та алюмінієвого стопу у приповерхневому шарі можуть формуватися інтерметалідні фази.

Однак, перевірка цієї гіпотези за допомогою рентгенівського фазового аналізу поверхневих шарів засвідчила, що утворення таких інтерметалідних фаз у великій кількості є малоімовірним (рис. 5, 6). Проведена оцінка інтегральних інтенсивностей рефлексів окремих фаз для зразка із шаром Ti засвідчує значну ступінь окиснення поверхневих шарів та формування включень оксидних фаз MgTiO_3 , Al_2O_3 , Ti_3O_5 , які зміцнюють композитне покриття.

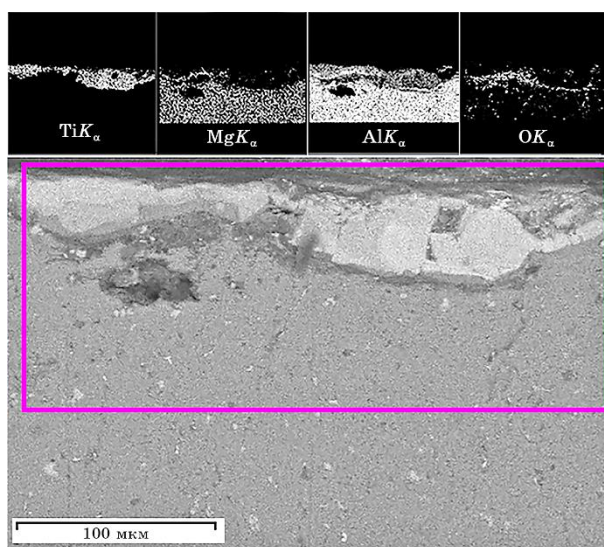
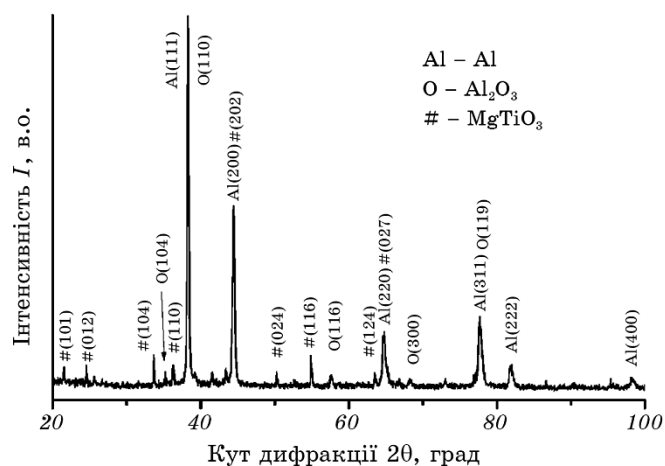
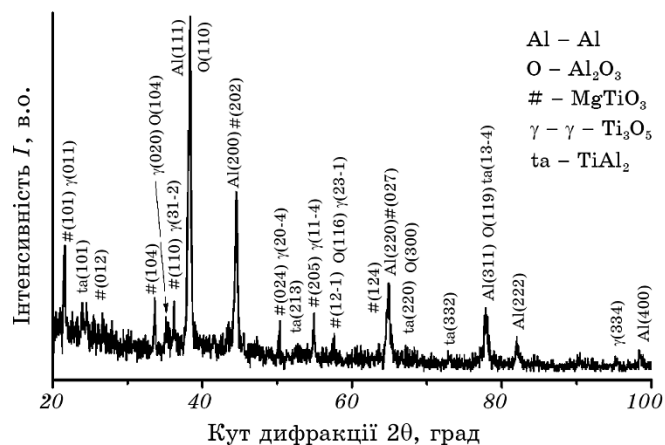


Рис. 4. РЕМ-зображення поперечного перерізу зразка стопу АМг6 після EIL_{Ti} + УЗУО та мапи розподілу елементів.

Fig. 4. SEM-image of the cross section of the Al–6Mg (5056) alloy and concentration distribution of components after EDSA_{Ti} + UIT.

Рис. 5. Дифрактограма ступу АМг6 після EDSA_{Ti} + УЗУО.Fig. 5. The diffraction pattern of the Al-6Mg alloy after EDSA_{Ti} +UIT.

Натомість, рентгенофазовий аналіз за геометрією ковзного променя підтверджує формування інтерметалідної фази TiAl_2 (рис. 6) у поверхневих шарах матеріалу під час деформаційного розігрівання та підвищення концентрації вакансій у процесі УЗУО. Ця фаза є одним із продуктів розпаду високотемпературної ζ -фази ($\text{Ti}_5\text{Al}_{11}$). Водночас велика кількість фази TiAl_2 може перетворюватися на сполуку $\text{Ti}_9\text{Al}_{23}$, про що свідчить розширення відповідних рефлексів.

Рис. 6. Дифрактограма ступу АМг6 після EDSA_{Ti} + УЗУО за геометрією ковзного променя.Fig. 6. GIXRD pattern of the Al-6Mg alloy after EDSA_{Ti} + UIT.

сів на дифрактограмі. Ймовірність такого розвитку подій підтверджено даними роботи [24], де зазначено, що у інтерметалідних порошкових композиціях Ti–Al у процесі холодної деформації можуть відбуватися процеси оберненого фазового перетворення, наприклад, $Ti_3Al \rightarrow TiAl$, внаслідок високоінтенсивних деформаційних процесів.

Для порівняння, виділення включень Al_3Mg_2 у стопі АМг6 менш ймовірне, оскільки більшою стабільністю характеризуються виділення $TiAl_2$ та Ti_9Al_{23} .

Отже, за даними рентгенофазового аналізу перебіг фазових перетворень у процесі ЕІЛ_{Ti} + УЗУО обробки сприяє утворенню великої кількості оксидних включень та незначної кількості дисперсних інтерметалідних частинок зміцнювальних фаз у приповерхневих шарах, що обумовлює синтез міцного композитного шару на поверхні алюмінієвого стопу.

Виявлені особливості мікроструктури та фазового складу модифікованих приповерхневих шарів зразків стопу АМг6 відображаються на його корозійних властивостях. Для оцінки корозійних властивостей після різних режимів обробки реєстрували криві зміни потенціалу відкритої комірки від часу витримки в електроліті (рис. 7) та криві поляризації (рис. 8) для зразків стопу АМг6 після термічної обробки, після УЗУО, а також комбінації ЕІЛ_{Ti} та УЗУО.

Аналіз одержаних результатів свідчить про підвищення рівня корозійних властивостей поверхні стопу АМг6 після УЗУО порів-

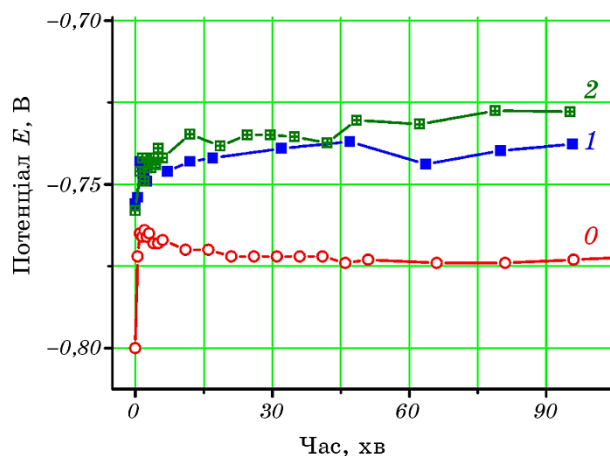


Рис. 7. Залежності потенціалу корозії відкритої комірки від часу витримки у розчині електроліту зразків стопу АМг6 після термічної обробки (0), після УЗУО (1) та комбінованої ЕІЛ_{Ti} + УЗУО (2).

Fig. 7. Dependences of the corrosion potential of the Al–6Mg alloy on the duration of corrosion test (0) an initial sample, after UIT (1) and EDSA_{Ti} + UIT (2).

няно із відпаленим та необробленим зразком (рис. 7). Наведені залежності потенціалу відкритої комірки від часу перебування досліджуваної поверхні у розчині підтверджують стабільність значень потенціалів протягом довготривалої витримки та відповідно задовільну часову стабільність одержаного легованого шару.

Підвищення опору корозії також проявляється у зсуві потенціалу корозії в область менш негативних потенціалів та у зменшенні густини струму корозії (рис. 8). Комбінований вплив ЕІЛ_{Ті} + УЗУО (рис. 8, крива 2) ще більш суттєвим чином покращує ці характеристики порівняно із впливом виключно УЗУО (рис. 8, крива 1). Комбінована обробка обумовлює підвищення значень E_c на ~40–70 мВ порівняно із УЗУО (табл. 3). Можна також відзначити, що на відміну від вихідного та обробленого УЗУО зразків, для яких за перегинами на поляризаційних кривих доволі чітко визначаються потенціали пітінга ($E_{\text{піт}}$ відповідно складають –695 мВ (SCE) та –605 мВ (SCE)), після легування поверхні визначити потенціали пітінга стає досить важко.

Відомий факт, що матеріали із менш негативним потенціалом корозії, зазвичай, менш схильні до корозійного руйнування, і навпаки, з більш негативним потенціалом корозії характеризуються нижчою корозійною стійкістю [12, 17, 19, 26, 27]. З іншого боку, густина струму корозії характеризує величину деградації матеріалу під час корозійного впливу, тобто менший струм корозії відповідає за підвищену корозійну стійкість. Величини густини корозійного

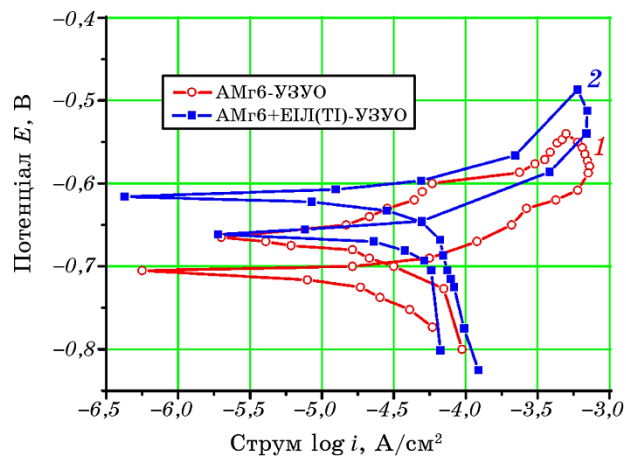


Рис. 8. Залежності потенціалу корозії від густини струму корозії під час циклічних корозійних випробувань стопу АМг6 після УЗУО (1) та комбінованої ЕІЛ_{Ті} + УЗУО (2).

Fig. 8. Polarization curves of the Al–6Mg alloy after UIT (1) and after EDSA_{Ti} + UIT (2).

ТАБЛИЦЯ 3. Електрохімічні характеристики твердих розчинів і фаз, наявних у стопах АМг6 (E_c — потенціал корозії).**TABLE 3.** Electrochemical characteristics of solid solutions and phases in Al–6Mg alloy (E_c —corrosion potential).

Матеріал та оброблення	E_c , мВ (<i>vs</i> SCE)	Посилання
АМг6	–775	Дана робота
АМг6 + УЗУО	–745	
АМг6 + ЕІЛ _{Ті}	–730	
АМг6 + ЕІЛ _{Ті} + УЗУО	–655	
γ -TiAl	–497...–595	[25]
γ -TiAl	–600	[7]
TiAl ₃	–700	[7]
Ti ₃ Al	–460	[7]

струму для зразків після УЗУО та ЕІЛ_{Ті} + УЗУО є суттєво меншими порівняно із даними для вихідного стопу.

Також цікавим фактом є явища пітінга, що, як було вказано вище, можна ідентифікувати за перегинами на кривій поляризації. Ці перегини характеризують зміну швидкості та зростання/зменшення струму корозії за заданої зміни потенціалу внаслідок підвищення швидкості корозії у певних місцях поверхні ($I_{\text{піт}}$), а також власне величину потенціалу пітінга $E_{\text{піт}}$ (рис. 8). Це явище пов'язане із формуванням точкових корозійних ямок (pits) на обробленій поверхні досліджуваного зразка, що кородує.

Значення $E_{\text{піт}}$, $I_{\text{піт}}$ зростають після УЗУО порівняно із вихідним зразком. Після комбінованої обробки зафіксувати потенціал пітінга виявилось досить складно. Зростання $I_{\text{піт}}$ може свідчити про інтенсифікацію корозійних ефектів на поверхневих дефектах матеріалу, що може бути пов'язано із високою шорсткістю поверхні, утворенням великої кількості дислокаційних скупчень внаслідок деформаційного впливу, а також внеском від меж зерен та субзерен. З іншого боку, легування поверхні зразка Ті сприяє утворенню великої кількості оксидних включень та невеликої кількості інтерметалідів Ti_xAl_y [27, 28], що підвищує корозійну стійкість.

Серед факторів, які можуть послабити або посилити корозію, слід розглянути наступні [17, 27, 29]. Передусім, це наявність різних хімічних елементів на модифікованій поверхні. Сегрегація атомів Ті на поверхні стопу може сприяти утворенню гальванічних мікроелементів разом із Al. Проте, відомо, що електропотенціали Al (–1,66 В) та Ті (–1,63 В) подібні, тому для цього випадку гальванічних пар, які були б центрами кородування, утворюватись не повинно.

Не менш важливим фактором є можливе пошкодження оксидної плівки та утворення пор у поверхневих шарах стопу. Порушення

суцільності оксидної плівки призводить до утворення гальванічних мікроелементів, у яких частини пошкодженої плівки слугуватимуть катодами, а відкрита металева поверхня відіграватиме роль анода та відповідно піддаватися корозійному руйнуванню.

Таку саму роль можуть відігравати включення іншої фази, які відрізняються за електрохімічними властивостями від матричного металу. Ці включення та виділення є катодами [26, 29], а метал-матриця діє як анод, тому буде розчинятись активніше.

Деформаційний вплив внаслідок УЗУО також суттєво позначається на корозійних властивостях металевого матеріалу. Дві металеві області з різним ступенем деформації утворюють гальванічну комірку ще одного типу, де у ролі аноду буде більш інтенсивно деформована зона.

Формування ультрадисперсної структури із високим об'ємним вмістом меж зерен, що утворені внаслідок інтенсивної пластичної деформації, позитивно впливає на корозійну стійкість поверхневих шарів. Це пов'язано із тим, що ультрадисперсні зеренні структури схильні до утворення нових плівок пасивації, котрі характеризуються високою корозійною стійкістю [12, 17, 27, 29].

4. ВИСНОВКИ

Проаналізовано мікроструктуру, фазовий стан, хімічний склад, мікротвердість та корозійні властивості поверхневого шару алюмінієвого стопу АМг6 після комбінованого його оброблення електроіскровим легуванням Титаном і високочастотною ударною деформацією за допомогою УЗУО.

1. Доведено перевагу комбінованого оброблення порівняно із УЗУО, яка полягає у вдвічі більшому зміцненні поверхневого шару за рахунок формування твердого розчину $TiAl$, інтерметалідних фаз Ti_xAl_y та незначної кількості оксидів, які підсилюють дислокаційне та зереннограничне зміцнення.

2. Також комбіноване оброблення дозволяє додатково покращити корозійну стійкість поверхневого шару стопу АМг6 у водному розчині 3,5% NaCl, що проявляється у стабілізації залежності потенціалу відкритої комірки від часу та підвищенні значень потенціалу корозії E_c на ~40–70 мВ порівняно із зразком після УЗУО.

3. Виявлено позитивні ефекти, пов'язані із сформованим структурно-фазовим станом модифікованої поверхні. До того ж УЗУО поверхні зразків сприяє утворенню бімодальної структури, яка характерна для алюмінієвих стопів і складається з порівняно великих субзерен та ультрадисперсних зерен, що забезпечує достатньо високі значення міцності та задовільну пластичність.

ПОДЯКА

Роботу виконано в рамках держбюджетної теми Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського» № 2509 (0121U109752) «Структурно-фазові механізми керування комплексом поверхневих властивостей конструкційних і функціональних стопів комбінованими тепловими, йонними та деформаційними впливами».

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. V. G. Efremenko, K. Shimizu, T. V. Pastukhova, Yu. G. Chabak, K. Kusumoto, and A. V. Efremenko, *J. Friction Wear*, **38** (1): 58 (2017).
2. I. G. Papantoniou, A. P. Markopoulos, and D. E. Manolakis, *Materials*, **13**: 1278 (2020).
3. N. S. Mashovets, I. M. Pastukh, and S. M. Voloshko, *Appl. Sur. Sci.*, **392**: 356 (2017).
4. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 9: 1269 (2015).
5. S.-W. Kim, J. K. Hong, Y.-S. Na, J.-T. Yeom, and S. Eon Kim, *Mater. Des.*, **54**: 814 (2014).
6. W. J. Zhang, B. V. Reddy, and S. C. Deevi, *Scr. Mat.*, **45**: 645 (2001).
7. V. A. Lavrenko, A. D. Panasyuk, and S. A. Firstov, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **42**, Nos. 5–6: 291 (2003).
8. S. Romankov, W. Sha, S. D. Kaloshkin, and K. Kaevitser, *Surf. Coat. Technol.*, **201**: 3235 (2006).
9. N. Ergin, G. Yoruk, and O. Ozdemir, *Acta Phys. Polonica A*, **123**: 245 (2013).
10. S. Mridha, H. S. Ong, L. S. Poh, and P. Cheang, *J. Mater. Process. Technol.*, **113**: 516 (2001).
11. M. A. Muñoz-Morris, N. Calderyn, I. Gutierrez-Urrutia, and D.G. Morris, *Mater. Sci. Eng. A*, **425**: 131 (2006).
12. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, M. A. Vasylyev, and M. O. Iefimov, *Mater. Sci. Eng. A*, **458**: 253 (2007).
13. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vib.*, **308**: 855 (2007).
14. B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, G. I. Prokopenko, T. V. Golub, and M. I. Danylenko, *Surf. Coat. Technol.*, **204**: 1590 (2010).
15. В. Ф. Мазанко, Д. С. Герцрикен, С. А. Бобырь, В. М. Миронов, Д. В. Миронов, *Искровой разряд и диффузионные процессы в металлах* (Київ: Наукова думка: 2014).
16. Н. М. Чигринова, А. А. Кулешов, В. В. Нелаев, *Электронная обработка материалов*, № 2: 27 (2010).
17. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, V. P. Bevz, S. M. Voloshko, and O. B. Mordiuk, *Int. J. Surf. Sci. Eng.*, **14**, No. 1: 1 (2020).
18. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, K. E. Grinkevych, N. A. Piskun, and T. V. Porova, *Surf. Coat. Technol.*, **309**: 969 (2017).
19. Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, Д. С. Малахов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **42**, № 7: 997 (2020).
20. E. L. Huskins, B. Cao, and K. T. Ramesh, *Mater. Sci. Eng. A*, **527**: 1292 (2010).

21. B. N. Mordyuk, V. V. Silbershmidt, G. I. Prokopenko, Yu. V. Nesterenko, and M. O. Iefimov, *Mater. Characterizations*, **61**: 1126 (2010).
22. Z. Zhang and D. L. Chen, *Scr. Mater.*, **54**: 1321 (2006).
23. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevych, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).
24. P. Sahu, *Intermetallics*, **14**: 180 (2006).
25. A. H. Seikh, A. Mohammad, El-Sayed M. Sherif, and A. Al-Ahmari, *Metals*, **5**: 2289 (2015).
26. N. Birbilis and R. G. Buchheit, *J. Electrochem. Soc.*, **152**, Iss. 4: B140 (2005).
27. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surf. Eng.*, **34**, No. 4: 324 (2018).
28. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **103**: 761 (2016).
29. N. I. Khripta, O. P. Karasevska, and B. N. Mordyuk, *J. Mater. Eng. Perform.*, **26**, No. 11: 5446 (2017).

REFERENCES

1. V. G. Efremenko, K. Shimizu, T. V. Pastukhova, Yu. G. Chabak, K. Kusumoto, and A. V. Efremenko, *J. Friction Wear*, **38** (1): 58 (2017).
2. I. G. Papantoniou, A. P. Markopoulos, and D. E. Manolacos, *Materials*, **13**: 1278 (2020).
3. N. S. Mashovets, I. M. Pastukh, and S. M. Voloshko, *Appl. Sur. Sci.*, **392**: 356 (2017).
4. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 9: 1269 (2015).
5. S.-W. Kim, J. K. Hong, Y.-S. Na, J.-T. Yeom, and S. Eon Kim, *Mater. Des.*, **54**: 814 (2014).
6. W. J. Zhang, B. V. Reddy, and S. C. Deevi, *Scr. Mat.*, **45**: 645 (2001).
7. V. A. Lavrenko, A. D. Panasyuk, and S. A. Firstov, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **42**, Nos. 5–6: 291 (2003).
8. S. Romankov, W. Sha, S. D. Kaloshkin, and K. Kaevitser, *Surf. Coat. Technol.*, **201**: 3235 (2006).
9. N. Ergin, G. Yoruk, and O. Ozdemir, *Acta Phys. Polonica A*, **123**: 245 (2013).
10. S. Mridha, H. S. Ong, L. S. Poh, and P. Cheang, *J. Mater. Process. Technol.*, **113**: 516 (2001).
11. M. A. Muñoz-Morris, N. Calderyn, I. Gutierrez-Urrutia, and D. G. Morris, *Mater. Sci. Eng. A*, **425**: 131 (2006).
12. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, M. A. Vasylyev, and M. O. Iefimov, *Mater. Sci. Eng. A*, **458**: 253 (2007).
13. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vib.*, **308**: 855 (2007).
14. B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, G. I. Prokopenko, T. V. Golub, and M. I. Danylenko, *Surf. Coat. Technol.*, **204**: 1590 (2010).
15. V. F. Mazanko, D. S. Gertsriken, S. A. Bobyr, V. M. Mironov, and D. V. Mironov, *Iskrovoy Razryad i Diffuzionnye Protsessy v Metalakh* [Spark Discharge and Diffusion Processes in Metals] (Kyiv: Naukova Dumka: 2014) (in Russian).
16. N. M. Chigrinova, A. A. Kuleshov, and V. V. Nelaev, *Eletronnaya Obrabotka*

- Materialov* [Electron Treatment Materials], No. 2: 27 (2010) (in Russian).
17. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, V. P. Bevz, S. M. Voloshko, and O. B. Mordiuk, *Int. J. Surf. Sci. Eng.*, **14**, No. 1: 1 (2020).
 18. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, K. E. Grinkevych, N. A. Piskun, and T. V. Popova, *Surf. Coat. Technol.*, **309**: 969 (2017).
 19. B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and D. S. Malakhov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 7: 997 (2020) (in Ukrainian).
 20. E. L. Huskins, B. Cao, and K. T. Ramesh, *Mater. Sci. Eng. A*, **527**: 1292 (2010).
 21. B. N. Mordyuk, V. V. Silbershmidt, G. I. Prokopenko, Yu. V. Nesterenko, and M. O. Iefimov, *Mater. Characterizations*, **61**: 1126 (2010).
 22. Z. Zhang and D. L. Chen, *Scr. Mater.*, **54**: 1321 (2006).
 23. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevych, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).
 24. P. Sahu, *Intermetallics*, **14**: 180 (2006).
 25. A. H. Seikh, A. Mohammad, El-Sayed M. Sherif, and A. Al-Ahmari, *Metals*, **5**: 2289 (2015).
 26. N. Birbilis and R. G. Buchheit, *J. Electrochem. Soc.*, **152**, Iss. 4: B140 (2005).
 27. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surf. Eng.*, **34**, No. 4: 324 (2018).
 28. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **103**: 761 (2016).
 29. N. I. Khripta, O. P. Karasevska, and B. N. Mordyuk, *J. Mater. Eng. Perform.*, **26**, No. 11: 5446 (2017).

SCOPE OF PAPER IN ENGLISH

PACS numbers: 62.20.Qp, 81.05.Bx, 81.15.Cd, 81.15.Rs

Magnetron Sputtering System with Cylindrical Magnetron for Obtaining of Internal Protective Coatings for Increasing Pipe Resource

O. I. Shkurat, V. A. Baturin, S. M. Kravchenko, V. M. Kolomiets,
I. M. Kononenko, I. G. Chyzhov, P. E. Samoilov, Yu. A. Pavlenko,
S. O. Firstov*, V. F. Gorban*, and M. I. Danylenko*

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

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

This work presents a magnetron sputtering system with a cylindrical magnetron to can be used for protective coatings in the internal surface of pipes. The main advantage of the system is to operate in both constant and pulse current mode, to perform the preliminary surface cleaning and to form a single-layer or multi-layer coating in one technological cycle. The tantalum and chromium coatings obtained using the systems with the cylindrical magnetron have high physical and mechanical properties.

Key words: magnetron sputtering system, protective coatings, pipe internal surface, cylindrical magnetron, coating hardness.

У роботі представлено магнетронну розпорошувальну систему з циліндричним магнетроном, яка може бути застосована для нанесення захисних покриттів внутрішньої поверхні труб. Істотною перевагою нашої магнетронної системи є можливість в одному технологічному циклі проводити попереднє очищення поверхні і формування одношарового або багатошар-

Corresponding author: Oleksandr Ivanovych Shkurat
E-mail: shkurat_ipf@i.ua

Citation: O. I. Shkurat, V. A. Baturin, S. M. Kravchenko, V. M. Kolomiets, I. M. Kononenko, I. G. Chyzhov, P. E. Samoilov, Yu. A. Pavlenko, S. O. Firstov, V. F. Gorban, and M. I. Danylenko, Magnetron Sputtering System with Cylindrical Magnetron for Obtaining of Internal Protective Coatings for Increasing Pipe Resource, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 2: 241–250 (2022).
DOI: [10.15407/mfint.44.02.0241](https://doi.org/10.15407/mfint.44.02.0241)

рового покриття. Одержані за допомогою системи з циліндричним магнетроном покриття танталу і хрому мають високі фізико-механічні показники.

Ключові слова: система магнетронного розпорошення, захисні покриття, внутрішня поверхня труб, циліндричний магнетрон, твердість покриттів.

(Received November 20, 2019; in final version, October 10, 2021)

1. INTRODUCTION

Service life extension and improvement of operational reliability for pipes are a crucial problem in today industry. These elements generally undergo severe mechanical and chemical weariness due to friction of the surfaces and environment with various degree of aggressiveness, which results in physical destruction and corrosion of a material of pipes. Thus, the pipes require high mechanical, thermal and corrosion resistance as their main features [1].

Service life extension can be realized through various approaches. Of special note is that number of technologies, techniques and facilities applied for hardening the industrial products, for internal surface treatment is limited because of geometry, inaccessibility and often small parts of the products.

The most promoting and advanced techniques for hardening the internal surface of the pipes and of complex profile internal surfaces are the plasma sputtering methods [2–5] and laser facilities application.

A widely-used kind of plasma sputtering for coating is the vacuum-arc deposition technology which is popular, proven and successfully applied in industry [2]. However, because of well known disadvantages like pillar-like grain growth and dewetting which lead to degradation of coating performance, researchers and engineers keep on searching with a particular effort on other more promising methods to provide substantially better results.

Magnetron sputtering is another kind of plasma sputtering. It is one of the most widely applied approaches in plasma technologies for high-quality coating and enhancing the physical and chemical parameters of the industrial product surfaces. In particular, the magnetron sputtering demonstrates good performance in hardening the materials [6], in wear- and corrosion-resistant coating the industrial products [7, 8]. HIPIMS (High-power impulse magnetron sputtering) is being actively developed as a kind of the magnetron sputtering for protective coating where the high-power pulses are applied [9]. The distinctive feature and advantage of this technique is high density of the ionized atoms of the sputtered substance in plasma due to peak capacities or current density which result in better adhesion, lower roughness and coating hardness [10]. Leading world companies engaged in developing the

technology of pipes coating focus on the cylindrical magnetron sputtering technique [11].

It is a well known fact that the most in-demand materials for hardening and protective coating are Ta, W, Nb, Mo, Ti, Cr, the alloys with these metals as the basic components in different concentrations, the CrN compound, high entropy alloys and ceramic coatings. For example, Ta is hard-melting, chemically-stable to aggressive environment and ductile; Nb and Ti have high corrosion resistance and ductile properties. Chromium nitrides are characterized by high hardness and elasticity modulus, perfect features in wear and corrosion resistance [12, 13].

It is evident from foregoing, that the issue in internal surface treatment of pipes to obtain the coating of high performance is urgent. The main difficulties, problems and tasks are related to inaccessible coatings of complex shape, limited areas and enhancement in coating quality, power and efficiency of atomizers. In this connection, the study is aimed at range of works on designing and testing a powerful system of magnetron sputtering for internal protective coating of the pipes.

2. DESIGN OF CYLINDER MAGNETRON, EXPERIMENTAL TECHNIQUE AND RESULTS

The authors from Institute of Applied Physics N.A.S. of Ukraine have developed the design documents and prepared a test model of a cylindrical magnetron with its further testing. The CM-based sputtering system used for sputtering the chemically stable and high-melting metals allows protective coatings onto internal complex profile surfaces of the pipes. This magnetron system can be applied only for the pipes with internal diameter 60 mm at least.

Figure 1 shows a cylindrical magnetron comprised of two magnetrons *A* and *B* identical in design. Each magnetron is equipped with an individual magnet system *1* based on permanent magnets (SmCo) with an adjusting mechanism and water-cooling (channel *2*). The main elements of the CM scheme are also the target cathodes *3*, *6* and the ring anodes *4*, *5*, *7*, *8*. The detachable target cathodes may be replaced if other materials need to be sputtered.

In the magnetron design, an economic use of the sputtering targets crucial for expensive materials is considered. For this purpose, the targets are placed at a technological minimum distance from the magnet systems. The active zone of the material sputtering may be moved with the specified speed along the whole surface of the cylindrical target due to two anodes. This allows coating of more uniform thickness. Note that the *A* and *B* magnetrons are structurally and electrically isolated from one another and may operate individually. This makes it

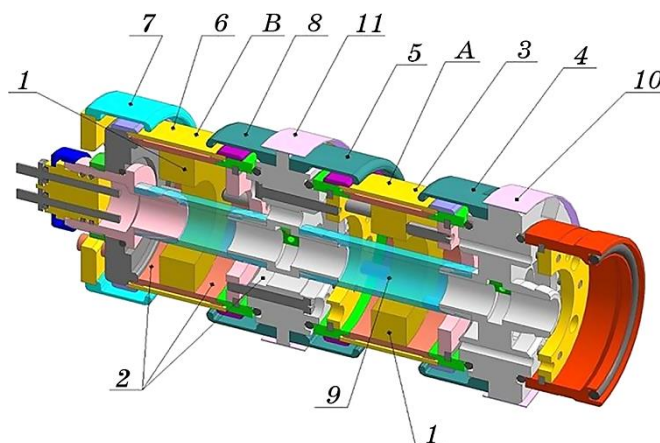


Fig. 1. Sectional head of a cylindrical magnetron: *A* is first magnetron; *B* is second magnetron; *1* are magnets (SmCo); *2*, *9* are sealed channels; *3*, *6* are target-cathodes; *4*, *5*, *7*, *8* are anodes; *10*, *11* are protective screens.

possible, in one technological cycle, with one of the magnetrons (magnetron *A*) to make preliminary cleaning of the inner surface of the pipes, and by the other (or others, in the case of three or more magnetrons), to sputtering the coating. The material of the inner surface of the tube that is deposited on the surface of the magnetron *A*, must be removed for the next experiment.

The sealed channels *2*, *9* are used for supplying the electric potentials to the target cathodes and anodes and for rejecting the excess of thermal energy from the CM magnet system. In an operating mode, after inlet of an operating gas (which is purified argon, as a rule) as the relevant potentials are supplied onto the magnetron electrodes, plasma starts burning in a target-anode gap. The main elements of the plasma here are neutral atoms and ions of the target material [15]. To accelerate the ions of the sputtered target material, potential bias is supplied between the cathode and a substrate [16].

To find the proper technological process of metal sputtering onto internal complex profile pipe surfaces, a pipe fragment (steel 0XN3MFA) equipped with the heating and temperature control systems and a steel witness sample (steel 0XN3MFA) to be coated are used (Fig. 2).

Sample surface preparation is crucial for high quality coatings. A three-stage cleaning of the surface is applied: washing in an ultrasound bath with specific detergents; heating (degasification) in vacuum before the coating; ion-plasma etching. The latter is realized with the *A* magnetron and glow discharge plasma is then generated.

The magnetron system with the cylindrical magnetron (Fig. 3) is tested at the vacuum facility VNP-350-1. The system is attached to the

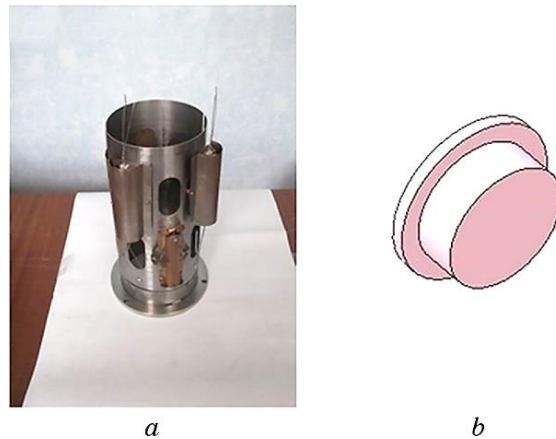


Fig. 2. A fragment of the pipe (a) and its witness sample (b).

vacuum chamber with a flange 1 and an operational sealant 2 (a fluoroplastic plug with rubber rings and other parts). The sealant ensures vacuum tightness of the moving parts when the magnetrons 3 and 4 are shifted from the position of the samples 5 to other samples along the pipe fragment 6 during the next process of ion cleaning and sputtering.

The magnetron sputters are known to require effective target and magnet cooling as they suffer a considerable thermal impact during sputtering. As a rule, they are water-cooled. In our case, CM is equipped with a cooling system operating on flow deionized water.

In an operating chamber of VNP-350.01, vacuum of about 10^{-3} Pa is maintained *via* turbomolecular pump. Pressure of inert operating gas is about 1 Pa. For operating plasma generation, a negative potential is supplied onto the target cathode, the anodes are grounded. The exper-

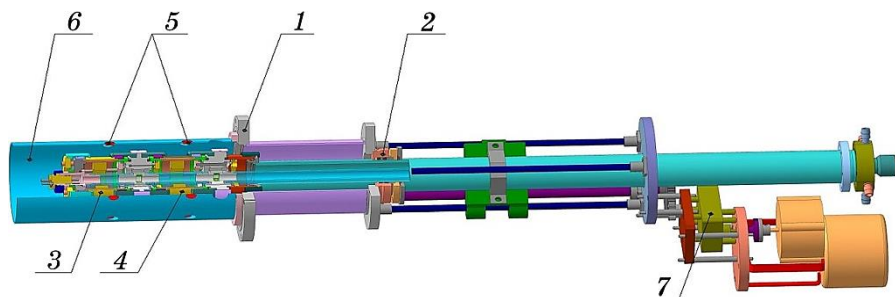


Fig. 3. The magnetron sputtering system with a cylindrical magnetron: 1 is connecting flange; 2 is a sealant; 3, 4 are magnetrons; 5 are substrates; 6 is pipe fragment; 7 is mechanism for moving magnetrons.

iments show that the stable discharge of the magnetron is observed at discharge current of 1 A at least.

The surface cleaning with a glow discharge is a modern and the most promising technique. It allows cleaning the surfaces of various size and profile including the internal surfaces. At abnormal glow discharge, the potential can be varied in wide range at the cathode region according to gas pressure and current density at the cathode, and the energy of the ions bombarding the surface can also be varied. At ion cleaning, the internal surface of the pipe fragment is used as a cathode of glow discharge (a diode circuit etching). To test this technology, a 200 nm layer of Cu is coated onto the steel samples with our sputter. Then the obtained copper surface is cleaned. The quality of the surface treatment is visually inspected and the results are accepted as reasonable where the copper layer is completely etched.

For optimal modes and conditions of the abovementioned cleaning technology to be found, negative potential up to 900 V is supplied onto the pipe fragment and all the electrodes of the *A* and *B* magnetron are short-circuited and grounded. The surface sputtering is performed with the argon operating gas ions. The experiments show that efficient cleaning of the surface in the glow-discharge is observed at argon pressure in the range 3^{-10} Pa and at a bias voltage over 400 V. As the operating gas pressure and the bias voltage grow, quality and efficiency of cleaning increase, which is quite obvious, but there is also a possibility of the breakdowns in the chamber and arc discharge occurred. Eventually the most optimal mode for the mentioned conditions is the mode with the argon pressure in the chamber of about 3 Pa and with gradual growth of the bias voltage at the pipe fragment of up to 900 V, the ion current is about 50 mA. In this mode, the required efficiency is reached and a 200 nm copper film is completely etched.

The technology of sputtering with CM involved is elaborated with tantalum and chromium cathodes since these metals and alloys based on them ensure decent protective coatings. One of the magnetrons is grounded as another operated, the bias voltage supplied to a substrate holder (the pipe fragment) with the samples is varied. High vacuum is obtained at about 10^{-3} Pa, inlet of Ar operating gas is performed up to 1–1.5 Pa. Other technological parameters are as follows: discharge current is about 1 A, potential at the magnetron is 100–270 V, bias voltage is 100–550 V, the substrate temperature is 20–300°C.

For further information on thickness of the sputtered coatings, the additional glass samples are mounted onto the substrate holder in each experiment. The coating thickness is measured by multiple-beam interferometry (strip method) at an interferometer MII-4, the thickness is 0.5–1.5 μm .

The study of the elemental composition of the coatings is carried out using the PIXE-analysis method. For profiling, the proton beam bom-

barded the target at an angle of 0° relative to the normal to the sample surface. The resulting X-ray radiation is recorded using a semiconductor detector located at an angle of 45° to the direction of the beam. For profiling, the sample is irradiated with 1 MeV protons.

The beam current is chosen taking into account the dead time of the ADC and the duration of the required charge accumulation, which is 10 μ s. In the experiment, the beam current is in the range from 35 to 55 nA. Under these conditions, the dead time did not exceed 9%. The research results are shown in Table 1.

Physical and mechanical features of the coatings are studied at Frantsevich Institute for Problems in Material Sciences N.A.S. of Ukraine. Microhardness and the elasticity modulus are presented in accordance with the International Standard ISO 14577-1:2002. These measurements are performed with the Berkovich pyramid (angle of 65°) with load of 200–300 g at the ‘Mikron-Gamma’ appliance [17] with load accuracy of 10^{-3} N, and depth penetration of an indenter of 2.5 nm.

There are a number of methods for determining adhesion that can be classified according to the prevailing normal or shear test loads at the interface with the substrate. The most common methods for determining of adhesion are methods of indentation with various indenters, detaching a film of material from the substrate, as well as the method of sclerometry (scratching) [16].

The sclerometry (scratch) is the best method for determining adhesion characteristics. When determining adhesion by the scratching method, the film breaks through until the substrate is exposed and the coating peels off. To research adhesion it is necessary to measure precision magnitude of the maximum load leading to the breaks of the film [17].

The parameter of adhesion, characterized by the parameter of the maximum load when scraping the coating. All this do technological processes of sputtered coatings better, in such parameters as the modes of their deposition, the method of preparing the substrate surface, *etc.* and evaluate their quality.

Parameters of coating adhesion are found by a sharp indenter im-

TABLE 1. Elemental composition of coatings determined using PIXE analysis.

Cr electroplated	Cr	Fe	Mn	Mo	Cu	Ni				Impurity
	95.74	2.90	0.43	0.30	0.18	0.11				0.34
Ta magnetron sputtering	Ta	Fe	Cr	Ni				Impurity		
	97.83	1.40	0.30	0.19				0.28		
Steel (substrate)	Fe	Ni	Cr	P	Mo	Mn	Cu	V	Impurity	
	92.92	3.00	1.30	0.65	0.44	0.3	0.28	0.12	0.99	

TABLE 2. Physical and mechanical parameters of the coatings.

Material	H_{IT} , GPa	f	F_a , cN	$I_{lin} \cdot 10^{-7}$	d , μm
Cr electroplated	13.0	0.053	11	0.33	0.90
Ta magnetron sputtering	5.5	0.265	21	0.34	0.65
Cr magnetron sputtering	11.5	0.060	27	0.49	0.75
Steel (substrate)	3.3	0.198	28	2.87	—

H_{IT} is hardness at autoindentation; f is friction coefficient; I_{lin} is a parameter of linear wear; F_a is load whereby the cracks occur in the coating; d is coating thickness.

mersed into the coating surface and moved at constantly growing mechanical load. The main physical and chemical parameters of the coatings made by the cylindrical magnetron system and features of the electroplated chromium coating are tabulated in Table 2.

The measurements showed that the cracks in the Ta coatings occur only when the load is over 21 cN. It is particularly remarkable that the electroplated coating of Cr made by PJC ‘Sumy Frunze Machine-Building Science and Production Association’ the cracks are observed even at a two times less load (about 11 cN) and the coating is rather brittle. Among all studied samples, the Cr coating made by the magnetron sputtering also had the highest adhesion of 27 cN. It may be deduced from the data in Table 2 that the parameters of linear wear for the samples obtained by electroplated coating and magnetron sputtering differ little from each other and are 6–9 times less than those of the steel samples (the substrates).

3. CONCLUSIONS

The magnetron sputtering system with a cylindrical magnetron for thin protective coating of internal surface of pipes has been developed, designed and constructed. This system allows elaboration of technology of sputtering a single-layer or multi-layer coating required for various industrial products.

Basing on physical and chemical parameters it can be concluded that the Ta and Cr coatings obtained with this sputtering system in relevant operating modes are highly competitive with the chromium coatings in hardness and are also advantageous in elasticity modulus which is close to that of steels. This benefit may be used for protective coating of internal surface of pipes. It is also important to note that the magnetron sputtering system is environmental friendly and safe for human [18] in contrast to electroplating.

Basing on the successful experimental tests and studies of the test model of the cylindrical magnetron and the coated films, the construc-

tion of a facility for protective coating in internal surface of pipes for various industries becomes real.

REFERENCES

1. A. V. Krutikov and M. S. Devyat'yarov, *Collection of Reports of the International Forum 'Welding and Diagnostics' (Nov. 25–27, 2014)* (Ekaterinburg: UrFU: 2015), p. 75 (in Russian).
2. V. N. Nadtoka, R. V. Pankov, L. N. Deyneko, and N. V. Maslyanny, *Artilleriyskoe i Strelkovoe Vooruzhenie*, No. 1: 54 (2009) (in Russian).
3. V. I. Perekrstov, S. N. Kravchenko, Yu. A. Kosminskaya, and I. N. Kononenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33**, No. 2: 211 (2011) (in Russian).
4. V. I. Perekrstov, *Selektyvni Procesy pry Znyzhenyh Koeficijentah Kondensacii* [Selective Processes at Reduced Condensation Rates] (Thesis of Disser. for Dr. Tech. Sci.) (Kharkiv: 2006) (in Ukrainian).
5. E. A. Anan'eva, *Razrabotka Tekhnologii Naneseniya Plazmennyykh Teplozashchitnykh Pokrytiy na Malorazmernye Vnutrennie Slozhnoprofil'nye Poverkhnosti Detaley Goryachego Trakta GTD* [Development of a Technology for Obtaining Plasma Heat-Shielding Coatings on Small-Sized Internal Complex-Profile Surfaces of Gas Turbine Engine Parts] (Thesis of Disser. for Cand. Tech. Sci.) (Samara: 2007) (in Russian).
6. O. B. Hasiy, *Naukovyy Visnyk NLTU Ukrayiny*, **28**, No. 10: 85 (2018) (in Ukrainian).
7. A. N. Bebenin, V. I. Rudyy, V. N. Litovchenko, R. A. Vorob'ev, I. A. Yankitova, and T. G. Karnavskaya, *Trudy Nizhegorodskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. R. E. Alekseeva*, **107**, No. 5: 143 (2014) (in Russian).
8. G. V. Moskvitin, E. M. Birger, A. N. Polyakov, and G. N. Polyakova, *Metalloobrabotka*, **85**, No. 1: 44 (2015) (in Russian).
9. G. V. Lepesh and E. S. Ivanova, *Tekhniko-Tekhnologicheskie Problemy Servisa*, **36**, No. 2: 7 (2016) (in Russian).
10. J. Alami, P. Eklund, J. M. Andersson, M. Lattemann, E. Wallin, J. Bohlmark, P. Persson, and U. Helmersson, *Thin Solid Films*, **515**: 3434 (2007).
11. F. Yee, M. Wotzak, M. L. Cipollo, and K. Traszowska, *Fall News Bulletin SVC*, **2004**: 28 (2004).
12. I. Ahmad, *Gun Propulsion Technology. Progress in Astronautics and Aeronautics*, **109** (1988).
13. S. L. Lee, R. Wei, J. Lin, R. Chistyakov, D. Schmidt, M. Cipollo, F. Yee, and M. Todaro, *Techn. Report ARWSB-TR-12007*, April (2012).
14. V. N. Nadtoka, R. V. Pankov, and L. N. Deyneko, *Stroitel'stvo. Materialovedenie. Mashinostroenie. Ser. Starodubovskie Chteniya*, No. 58: 471 (2011) (in Russian).
15. M. M. Nikitin, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 2: 27 (2011) (in Russian).
16. L. Mayssel and R. Gleng, *Tekhnologiya Tonkikh Plenok: Spravochnik* [Thin Film Technology: A Guide] (Moscow: Sovetskoe Radio: 1977) (in Russian).
17. S. R. Ignatovich and I. M. Zakiev, *Zavodskaya Laboratoriya*, **77**, No. 1: 61

(2011) (in Russian).

18. G. Brauer, B. Szyszka, M. Vergohl, and R. Bandorf, *Vacuum*, **84**: 12: 1354 (2010).

SCOPE OF PAPER IN ENGLISH

PACS numbers: 46.15.-x, 46.55.+d, 46.70.De, 62.20.Qp, 68.35.bd, 81.05.Bx

Розвиток аналітичної моделі нарізного з'єднання трубчастих деталей хромованих металоконструкцій

О. Я. Дубей, Т. Ф. Тутко, Л. Я. Роп'як, М. В. Шовкопляс

*Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу,
вул. Карпатська, 15,
76019 Івано-Франківськ, Україна*

Проведено аналіз матеріалів і покриттів, які використовують для виготовлення бурових труб, бурових замків, обсадних труб, насосно-компресорних труб і муфт, умов їх експлуатації та способів підвищення ресурсу роботи в агресивних середовищах із вмістом абразивних частинок гірської породи та під навантаженням. Для покращення експлуатаційних характеристик трубчастих деталей та їх з'єднань запропоновано системний підхід, який включає раціональний вибір матеріалів (сталей, алюмінієвих і титанових стопів), удосконалену методику розрахунку оболонкових металоконструкцій та їх зміцнення електрохімічним хромуванням у проточному електроліті для підвищення зносостійкості та корозійної тривкості. Задля розвитку методики розв'язування контактних задач для оболонкових нарізних з'єднань у статті аналітично визначено радіальні переміщення та кути повороту нормалі у циліндричній оболонці скінченної довжини, викликані зосередженими кільцевою силою та кільцевим моментом, прикладеними у довільному перерізі оболонки. Встановлено істотну залежність коефіцієнтів функцій впливу від жорсткості покритої оболонки, досліджено розподіл переміщень та кутів повороту за осьовою координатою.

Ключові слова: металева оболонка, нарізне з'єднання, хромове покриття, переміщення, кут повороту, зосереджене навантаження.

Corresponding author: Ropyak Liubomyr Yaroslavovych
E-mail: L_ropjak@ukr.net

*Ivano-Frankivsk National Technical University of Oil and Gas,
15 Karpatska Str., UA-76019 Ivano-Frankivsk, Ukraine*

Citation: O. Ya. Dubei, T. F. Tutko, L. Ya. Ropyak, and M. V. Shovkopliash, Development of Analytical Model of Threaded Connection of Tubular Parts of Chrome-Plated Metal Structures, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 2: 251–272 (2022) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.44.02.0251](https://doi.org/10.15407/mfint.44.02.0251)

There are carried out an analysis of materials and coatings used for the manufacture of drill pipes, drill locks, casings, compressor pipes and couplings and their operating conditions, ways to increase their service life in aggressive environments with abrasive particles of rocks and under load. To improve the performance of drill and compressor pipes and their connections, a systematic approach is proposed, which includes a rational choice of materials (steels, aluminium and titanium feet), improved methods for calculating shell metal structures and their strengthening by electrochemical chromium plating in flow electrolyte to increase wear resistance and corrosion resistance. In order to develop a technique for solving contact problems for shell threaded joints, the article analytically determines the radial displacements and angles of rotation of the normal in a cylindrical shell of finite length caused by concentrated annular force and annular moment applied in an arbitrary section of the shell. The significant dependence of the coefficients of influence functions on the stiffness of the shell material is established, the distribution of displacements and angles of rotation along the axial coordinate is investigated.

Key words: metal shell, threaded joint, chrome plating, displacement, angle of rotation, concentrated load.

(Отримано 29 грудня 2021 р.)

1. ВСТУП І ПОСТАНОВКА ЗАДАЧІ ДОСЛІДЖЕННЯ

Сучасні умови видобування і транспортування природних енергетичних ресурсів, зокрема, нафти і газу, ставлять підвищені вимоги до металевих бурових і нафтогазопромислового обладнання, яке контактує з агресивними корозійними середовищами із високим вмістом абразивних частинок гірської породи, піддається дії динамічних навантажень та експлуатується в складних умовах [1–3]. Впровадження нових технологій у видобувній галузі потребує обладнання та інструменту з високими експлуатаційними характеристиками [4–6]. Усі ці чинники підвищують вимоги до якості металевих труб, які з'єднуються між собою різними видами нарізних з'єднань та широко застосовують у нафтогазовій галузі.

Нині у світі найпопулярнішими металевими матеріалами для труб нафтогазового сортаменту є сталі, алюмінієві та титанові стопи. Для бурильних і насосно-компресорних труб використовують сталі груп міцності Д, К, Е, Л, М, Р, а також зарубіжні сталі групи міцності 110, марка сталі SM13CRS-110. Для виготовлення бурових замків використовують сталь 40ХН. Серед алюмінієвих стопів найбільше розповсюдження отримав дюралюміній Д16Т, а серед титанових стопів — ВТ1-0, ВТ8, а також вторинні титанові стопи: ВТВ1, ВТВ2, ВТВ3, ВТВ4 та зарубіжні стопи: ТС4, Тi38644.

Колони бурильних труб з алюмінієвих стопів мають підвищену демпфувальну здатність порівняно зі сталевими. Перевагами вико-

ристання труб з алюмінієвих і титанових стопів також є зниження гідравлічного опору та значне скорочення енергозатрат на виконання спускопідіймальних робіт. Крім цього, вказані труби мають високу корозійну тривкість. Ще однією перевагою використання труб з алюмінієвих і титанових стопів порівняно зі сталевими трубами є низька питома вага, висока питома міцність, а знижені величини модулів пружності дозволяють їх використовувати під час будівництва похило-скерованих і горизонтальних свердловин.

Одна з найважливіших вимог до металевих колон труб — це герметичність і надійність нарізних з'єднань, оскільки будь-які витoki природного газу чи нафтопродуктів можуть створити безліч проблем, насамперед екологічного плану [7–9]. Нарізні з'єднання є одним з найслабших і найважливіших компонентів бурильних, обсадних, насосно-компресорних труб, інструменту для буріння, фітінгів тощо. Такі нарізні з'єднання — це типові тонкостінні конструкції, які експлуатують в екстремальних умовах.

Для підвищення ресурсу роботи металевих труб нафтогазового сортаменту та нарізних з'єднань застосовують конструкторські, технологічні та експлуатаційні методи. На етапі конструювання нафтогазового обладнання та інструменту особливу увагу звертають на раціональний вибір матеріалів та захисних покриттів [10–12], на вивчення розподілу температур у багатокомпонентних конструкціях [13–15] та напружень у шаруватих тілах з функціональними [16–18], евтектичними [19, 20] та функціонально ґрадієнтними покриттями [21–23]. Проте важливим є застосування результатів теоретичних та експериментальних досліджень процесів зношування [24–27] та корозійних випробувань матеріалів [28–30], а також вживання заходів щодо запобігання ослаблення та самовідгвинчування нарізних з'єднань [31]. Технологічними методами забезпечують досягнення потрібної точності виготовлення [32–34] та якості поверхні деталей нарізних з'єднань [35, 36], оскільки похибки їх виготовлення призводять до зростання напружень у складених конструкціях [37, 38]. За допомогою покриттів композитного типу [39, 40, 41], шаруватих покриттів [42], гнучких покриттів [43], електроіскрових покриттів [44–46] та поверхневого армування [47] подовжують термін безпечної експлуатації металевих обладнання. Найчастіше для захисту металів від корозії в агресивних середовищах використовують цинкові [48, 49], нікелеві [50], та фосфатні покриття [51], а для захисту від корозії та зношування — гальванічні хромові покриття [52–54] і композиційні хромові покриття [55], які володіють високою мікротвердістю (до 11 ГПа). Результати теоретичних досліджень будови металів [56] слугують основою для розроблення прогресивних технологічних процесів створення нових матеріалів і режимів хеміко-термічної обробки для їх зміцнення [57–59].

Експлуатаційні методи передбачають наукове обґрунтування вибору раціональних режимів роботи металевих обладнання з урахуванням силової [60–62] і температурної [63] взаємодії, забезпечення стабільного промивання бурового інструменту [64, 65], використання демпфувальних [66–68] і віброзахисних [69–71] пристроїв для покращення умов роботи нарізних з'єднань трубних колон, а також вибір раціональних режимів ліквідації аварійних ситуацій з урахуванням механічних властивостей матеріалів труб бурової колони [72].

Особливості контактної взаємодії між металевими елементами нафтогазового обладнання та між бурильним інструментом і гірничою породою [73] є важливими чинниками, які суттєво впливають на надійність і довговічність обладнання. На підставі моделі контакту вздовж лінії [74–77] в публікаціях [78–82] розвинуто метод інтегральних рівнянь стосовно задач механіки крихкого руйнування циліндричних оболонок з урахуванням часткового закриття тріщин. Залишаються актуальними також проблеми уточнених оцінок динаміки металевих стрижнів стосовно задач ліквідації прихоплень бурильної колони [83–85], зокрема, скомпонованої з труб із різних матеріалів. Розробка моделей взаємодії довгомірних стрижнів з пружним середовищем та оцінка їхньої тріщиностійкості потрібні задля безпечної експлуатації сталевих трубопроводів [86–88] та забезпечення якісного центрування обсадних металевих труб у свердловинах [89–91].

У багатьох випадках металеве нарізне з'єднання є найслабшою ланкою механічної системи, і дуже часто позаштатні ситуації чи аварії трапляються власне через відмову цих нарізних з'єднань. Розподіл навантажень і контактних напружень у нарізних з'єднаннях досліджували багато авторів. Загальні підходи до таких задач можна розділити на три основні напрямки, які базуються на основі аналітичних методів, методів скінченних елементів, результатів натурних експериментів [92, 93]. У разі аналітичного підходу до рішення задачі про розподіл навантаження за витками нарізного з'єднання тонкостінних труб дослідники зазвичай використовують класичну теорію тонкостінних оболонок і у підсумку приходять до ключового інтегрального рівняння для визначення контактної тиску на бічних поверхнях витків нарізі [93, 94]. Для практичного використання такого рівняння у кожному конкретному випадку доводиться знаходити так звані коефіцієнти впливу радіальних переміщень для елементів нарізного з'єднання. Окремі результати досліджень, присвячених визначенню коефіцієнта радіального зміщення для проектування металевих з'єднань тонкостінних оболонок, прозвучали у доповіді [95]. Для інженерної практики необхідно розробити просту методику визначення таких коефіцієнтів. Власне така потреба і стала основною мотивацією нашого дослі-

дження. Поставлене завдання певною мірою ускладнюється, якщо ми розглядаємо нарізні з'єднання, які містять елементи виготовлені з різних матеріалів і зміцнені покриттями.

Метою даної роботи є знаходження величини радіального переміщення точок середньої поверхні металевої оболонки та кута повороту нормалей до поверхні оболонки, які стосуються муфти, щоб забезпечити можливість розв'язання інтегрального рівняння для визначення тиску на робочих поверхнях витків нарізі муфтового з'єднання двох тонкостінних металевих труб із різних матеріалів, зміцнених хромовими покриттями.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні задачі:

- розв'язати крайову задачу для металевої скінченної оболонки (муфти), навантаженої у довільному перерізі кільцевою силою, з визначення радіальних переміщень точок її серединної поверхні та знайти кути повороту нормалей до цієї поверхні;
- розв'язати крайові задачі з визначення переміщень точок серединної поверхні скінченної оболонки, що виникають від кільцевих моментів лівої та правої її половин, які напрямлені у протилежні сторони;
- визначити кути повороту нормалей до серединної поверхні скінченної оболонки для її лівої та правої половин, що з'являються у випадку навантажень вказаними кільцевими моментами;
- розробити технологію електрохімічного хромування муфт у проточному електроліті та визначити допустимі рівні напружень розтягу в деталях із хромовими покриттями.

2. МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Для покращення експлуатаційних характеристик бурових та насосно-компресорних труб, які сполучені нарізними з'єднаннями, запропоновано системний підхід, що включає раціональний вибір матеріалів (сталей, алюмінієвих і титанових стопів), удосконалену методику розрахунку оболонкових металоконструкцій та їхнє зміцнення електрохімічним хромуванням у проточному електроліті для підвищення зносостійкості та корозійної тривкості. Об'єкт дослідження належить до систем з металічними властивостями.

Задля побудови інтегральних рівнянь щодо розподілу контактних напружень у нарізному з'єднанні різних матеріалів «насосно-компресорна труба–муфта–насосно-компресорна труба» визначають функції впливу: радіальні переміщення та кути повороту нормалей в муфті та трубі, викликані одиничною кільцевою силою або одиничним кільцевим моментом, прикладеним у будь-якому нормальному поперечному перерізі. Водночас формулюють та розв'язують крайові задачі моментної теорії осесиметричного дефо-

рмування тонких циліндричних оболонок скінченної довжини.

Досліджували муфтове з'єднання гладких насосно-компресорних труб (ГОСТ 633–80), виготовлене із різних металів. Як матеріали під час досліджень використовували сталь (групи міцності Д), титановий і алюмінієвий стопи. Для зміцнення на зовнішню циліндричну поверхню муфти електрохімічним методом наносили хромове покриття. Механічні властивості матеріалів, які досліджували, подано у табл. 1.

Геометричні розміри елементів нарізного з'єднання «насосно-компресорна труба–муфта–насосно-компресорна труба» (ГОСТ 633–80) подано у табл. 2.

Хромове покриття наносили на зовнішню циліндричну поверхню муфти відповідно до операцій розробленого технологічного процесу на установці для електрохімічного хромування у проточному електrolіті, оснащений автоматизованою системою керування. Установа містить змінні проточні електрохімічні комірки, які використовують для покриття зовнішніх поверхонь або внутрішніх поверхонь деталей. Електрохімічну комірку після монтажу деталі (муфти) та електрода, що охоплював зовнішню циліндричну поверхню, герметизували та підключали за допомогою струмопідводів до дже-

ТАБЛИЦЯ 1. Механічні характеристики матеріалів труб, муфт і хромового покриття.

TABLE 1. Mechanical properties of pipes, couplings, and chrome coatings.

Показник	Матеріал			
	Сталь	Титановий стоп	Алюмінієвий стоп	Хромове покриття
Межа міцності, МПа	655	950–1150	392–510	190–310
Межа плинності, МПа	379–552	840–900	255–274	–
Модуль пружності, МПа	$2,1 \cdot 10^5$	$1,12 \cdot 10^5$	$0,72 \cdot 10^5$	$1,7 \cdot 10^5$
Пуассонів коефіцієнт	0,28	0,32	0,34	0,30
Густина, кг/м ³	7850	4400	2600	6970

ТАБЛИЦЯ 2. Труби насосно-компресорні гладкі та муфти до них.

TABLE 2. Smooth oil-well tubes and couplings for them.

Умовний діаметр труби, мм	Труба			Муфта	
	Зовнішній діаметр, мм	Товщина стінки, мм	Внутрішній діаметр, мм	Зовнішній діаметр, мм	Довжина, мм
89	88,9	6,5	75,9	108,0	146
102	101,6	6,5	83,6	120,6	150
114	114,3	7,0	100,3	132,1	156

рела живлення. Система циркуляції забезпечувала безперервну подачу по трубах електроліта для хромування у кільцеву порожнину, яка утворена між зовнішньою циліндричною поверхнею муфти та внутрішньою циліндричною поверхнею електрода, електрохімічної комірки та його відведення. Система автоматизованого керування процесом електрохімічного хромування у проточному електроліті дозволяє незалежно підтримувати на заданому рівні технологічні параметри електролізу: температуру, швидкість потоку електроліту, робочий струм електролізу та співвідношення компонентів електроліту. Як анод використовували стоп свинець–сурма (ГОСТ 1292-81). Хромування муфти проводили у стандартному електроліті на основі хромового ангідриду та сірчаної кислоти з нанододатками.

Для проведення досліджень хромових зразків з покриттями використовували стандартні циліндричні взірці діаметром 3 мм для механічних випробовувань на розтяг за кімнатної температури (EN 10002-1:2001, IDT). Випробовування на розтяг проводили на розробленій нами установці, яка дозволяє неперервно реєструвати величину електрохімічних показників зразка з покриттям у модельному електроліті під час навантаження. Допустимий рівень механічних напружень розтягу, за яких відбувається руйнування хромового покриття, визначали за різкою зміною величини електродного потенціалу.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Муфтове з'єднання труб у процесі експлуатації перебуває під дією розтягувальних сил. Контактні зусилля, які виникають до того ж між витками нарізі труби і муфти, викликають по циліндричній поверхні западин нарізі три розподілені силові чинники q_z , q_n , m , що схематично зображено на рис. 1 [96]. Осьові зусилля q_{z1} , q_{z2} сприймають осьове навантаження Q і викликають розтягування труб і муфт. Нормальні кільцеві зусилля q_{n1} , q_{n2} і кільцеві моменти m_1 , m_2 призводять до радіальних переміщень точок серединних поверхонь муфти і труби.

У роботі [96] розглядається проблема розподілу навантаження у нарізних з'єднаннях оболонок. Авторами отримано інтегральне рівняння, в якому невідомим є тиск на поверхні витків нарізі з'єднання двох оболонок. Аналогічним способом можна отримати інтегральне рівняння і для муфтового з'єднання двох труб у випадку, коли всі елементи такого з'єднання є оболонками. Для розв'язання цього рівняння необхідно попередньо визначити як зі сторони муфти так і труб низку величин. До цих величин зі сторони муфти належать радіальне переміщення точок серединної поверхні оболонки у перерізі z від одиничної кільцевої сили, прикладеної у

перерізі ξ (величина $K_{n2}(z, \xi)$), і кути повороту нормалі до серединної поверхні оболонки у перерізі z від вказаних кільцевих силових факторів, що прикладені у перерізі ξ (величини $K'_{n2}(z, \xi)$, $K'_{m2}(z, \xi)$).

У даній роботі зроблено обмеження щодо визначення вище вказаних величин. Вони знаходяться тільки для муфти, яка забезпечує з'єднання двох труб. Розглядається скінченна оболонка з тонким хромовим покриттям, довжина якої L . У довільному нормальному її перерізі ξ прикладена кільцева сила $P(\xi)$. Краї оболонки вільні від навантаження. Необхідно знайти радіальні переміщення w точок її серединної поверхні (рис. 2).

Для кругової циліндричної оболонки у разі осесиметричного навантаження диференціальне рівняння для знаходження w має такий вигляд [97, 98]:

$$\frac{d^4 w}{dz^4} + 4\beta^4 w = \frac{q}{D}, \quad (1)$$

де w — радіальне переміщення (прогин) оболонки;

$\beta^4 = \frac{3(1-\nu^2)}{h^2 r^2} \frac{Eh + E_n h_n}{Eh + 3E_n h_n}$, r , h , h_n — радіус серединної поверхні, товщина оболонки та її покриття;

$D = \frac{1}{1-\nu^2} \left(\frac{Eh^3}{12} + \frac{E_n h_n h^2}{4} \right)$ — цилін-

дрична жорсткість оболонки з тонким хромовим покриттям; E , E_n , ν — модуль пружності оболонки та її покриття і Пуассонів коефіцієнт матеріалу оболонки; q — компонента радіального навантаження.

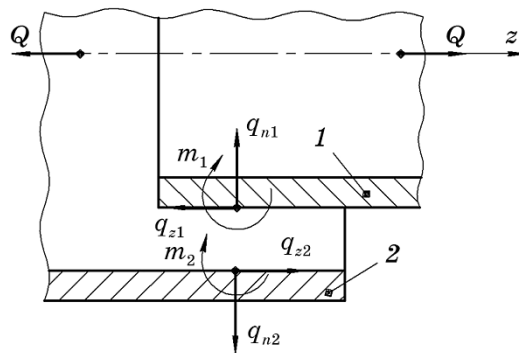
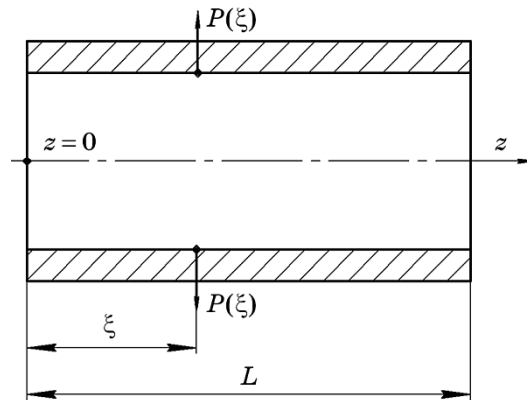


Рис. 1. Модель контактної взаємодії у нарізному з'єднанні труба-муфта: 1 — труба, 2 — муфта.

Fig. 1. A model of tube-coupling thread contact interaction: 1—tube; 2—coupling.

Рис. 2. Скінченна оболонка, навантажена кільцевою силою $P(\xi)$.Fig. 2. FE-shell loaded with annular force $P(\xi)$.

Для оболонки, що розглядається

$$q = P(\xi) \delta_+(z - \xi), \quad (2)$$

де $P(\xi)$ — кільцева сила; $\delta_+(z - \xi)$ — асиметрична імпульсна функція [99], $\delta_+(z - \xi) = \frac{d}{dz} S_+(z - \xi)$, $S_+(z - \xi)$ — асиметрична одинична

функція $\left(S_+(z - \xi) = \begin{cases} 0 & \text{при } z - \xi \leq 0 \\ 1 & \text{при } z - \xi > 0 \end{cases} \right)$.

Враховуючи (2) і умови на краях оболонки, отримуємо таку крайову задачу:

$$\frac{d^4 w}{dz^4} + 4\beta^4 w = \frac{P(\xi)}{D} \delta_+(z - \xi), \quad (3)$$

$$\left. \frac{d^2 w}{dz^2} \right|_{z=0} = 0, \quad \left. \frac{d^3 w}{dz^3} \right|_{z=0} = 0, \quad \left. \frac{d^2 w}{dz^2} \right|_{z=L} = 0, \quad \left. \frac{d^3 w}{dz^3} \right|_{z=L} = 0. \quad (4)$$

Розв'язок задачі (3), (4) шукаємо у вигляді

$$w = B_1 V_1(\beta z) + B_2 V_2(\beta z) + B_3 V_3(\beta z) + B_4 V_4(\beta z) + \frac{P(\xi)}{\beta^3 D} V_4(\beta(z - \xi)) S_+(z - \xi), \quad (5)$$

де V_1 , V_2 , V_3 і V_4 — функції Крілова, які записуються так

$$V_1(\beta z) = \operatorname{ch}(\beta z) \cos(\beta z); V_2(\beta z) = \frac{1}{2} (\operatorname{ch}(\beta z) \sin(\beta z) + \operatorname{sh}(\beta z) \cos(\beta z));$$

$$V_3(\beta z) = \frac{1}{2} \operatorname{sh}(\beta z) \sin(\beta z); V_4(\beta z) = \frac{1}{4} (\operatorname{ch}(\beta z) \sin(\beta z) - \operatorname{sh}(\beta z) \cos(\beta z)).$$

Для визначення невідомих B_1 , B_2 , B_3 і B_4 використовуємо крайові умови (4). До того ж отримуємо $B_3 = B_4 = 0$ і систему двох рівнянь:

$$\left. \begin{aligned} -4\beta^3 B_1 V_2(\beta L) - 4\beta^3 B_2 V_3(\beta L) + \frac{P(\xi)}{D} V_1(\beta(L-\xi)) &= 0, \\ -4\beta^2 B_1 V_3(\beta L) - 4\beta^2 B_2 V_4(\beta L) + \frac{P(\xi)}{\beta D} V_2(\beta(L-\xi)) &= 0. \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

Із системи рівнянь (6) отримуємо

$$B_1 = \frac{P(\xi)}{4\beta^3 D} \frac{V_3(\beta L) V_2(\beta(L-\xi)) - V_4(\beta L) V_1(\beta(L-\xi))}{V_3^2(\beta L) - V_4(\beta L) V_2(\beta L)},$$

$$B_2 = \frac{P(\xi)}{4\beta^3 D} \frac{V_2(\beta L) V_2(\beta(L-\xi)) - V_3(\beta L) V_1(\beta(L-\xi))}{V_4(\beta L) V_2(\beta L) - V_3^2(\beta L)}. \quad (7)$$

У результаті розв'язок задачі (3)–(4) буде

$$w = \frac{P(\xi)}{4\beta^3 D} \frac{V_3(\beta L) V_2(\beta(L-\xi)) - V_4(\beta L) V_1(\beta(L-\xi))}{V_3^2(\beta L) - V_4(\beta L) V_2(\beta L)} V_1(\beta z) +$$

$$+ \frac{P(\xi)}{4\beta^3 D} \frac{V_3(\beta L) V_1(\beta(L-\xi)) - V_2(\beta L) V_2(\beta(L-\xi))}{V_3^2(\beta L) - V_4(\beta L) V_2(\beta L)} V_2(\beta z) +$$

$$+ \frac{P(\xi)}{\beta^3 D} V_4(\beta(z-\xi)) S_+(z-\xi). \quad (8)$$

Якщо покласти у (8) $P(\xi) = 1$ Н/м, то отримаємо шукану величину $K_{n2}(z, \xi)$, тобто переміщення точок серединної поверхні оболонки (муфти) у перерізі z від одиничної кільцевої сили, що розміщена у перерізі ξ . Необхідно зазначити, що $K_{n2}(z, \xi)$ визначається за однією і тією ж формулою (8) за $P(\xi) = 1$ Н/м як для лівої, так і для правої половин муфти. Взявши похідну по z від аналітичного виразу (8) за $P(\xi) = 1$ Н/м, отримаємо формулу для кутів повороту нормалі до серединної поверхні оболонки, які виникають у разі її навантаження кільцевою силою у довільному перерізі

$$K'_{n2}(z, \xi) = -\frac{1}{\beta^2 D} \frac{V_3(\beta L) V_2(\beta(L-\xi)) - V_4(\beta L) V_1(\beta(L-\xi))}{V_3^2(\beta L) - V_4(\beta L) V_2(\beta L)} V_4(\beta z) + \quad (9)$$

$$+ \frac{1}{4\beta^2 D} \frac{V_3(\beta L) V_1(\beta(L - \xi)) - V_2(\beta L) V_2(\beta(L - \xi))}{V_3^2(\beta L) - V_4(\beta L) V_2(\beta L)} V_1(\beta z) +$$

$$+ \frac{1}{\beta^2 D} V_3(\beta(z - \xi)) S_+(z - \xi).$$

На рисунку 3 наведено графіки величини $K_{n2}(z, \xi)$ для муфти, що з'єднує насосно-компресорні труби з умовним діаметром 102 мм, отримані за формулою (8) за $P(\xi) = 1$ Н/м для значень $\xi = 0,02$; 0,06 і 0,10 м для сталевий, титановий та алюмінієвих оболонок. Параметри вказаної муфти: довжина $L = 150$ мм, радіус серединної поверхні $r = 55,6$ мм і товщина стінки $h = 9,5$ мм.

Із аналізу графіків (рис. 3) видно, що переріз оболонки, у якому досягається максимальне значення величини $K_{n2}(z, \xi)$, співпадає з координатою прикладання кільцевої сили; і чим ближче координата ξ до краю оболонки, тим більший максимум радіального переміщення у цьому перерізі. Радіальні переміщення точок серединної поверхні титановий та алюмінієвих оболонок значно більші, ніж сталевий оболонки. Це пояснюється тим, що модуль пружності титану майже вдвічі менший за модуль пружності сталі, а модуль пружності алюмінію майже втричі менший за модуль пружності сталі.

Переходимо до розгляду крайових задач з визначення радіальних переміщень точок серединної поверхні скінченної оболонки, які виникають у випадку прикладання з її внутрішньої сторони кільцевих моментів. Кільцеві моменти для лівої та правої її половин мають протилежні напрями. На рисунку 4, а і рис. 4, в зображено

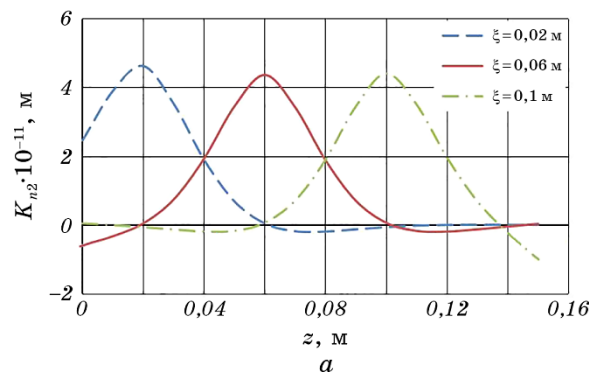
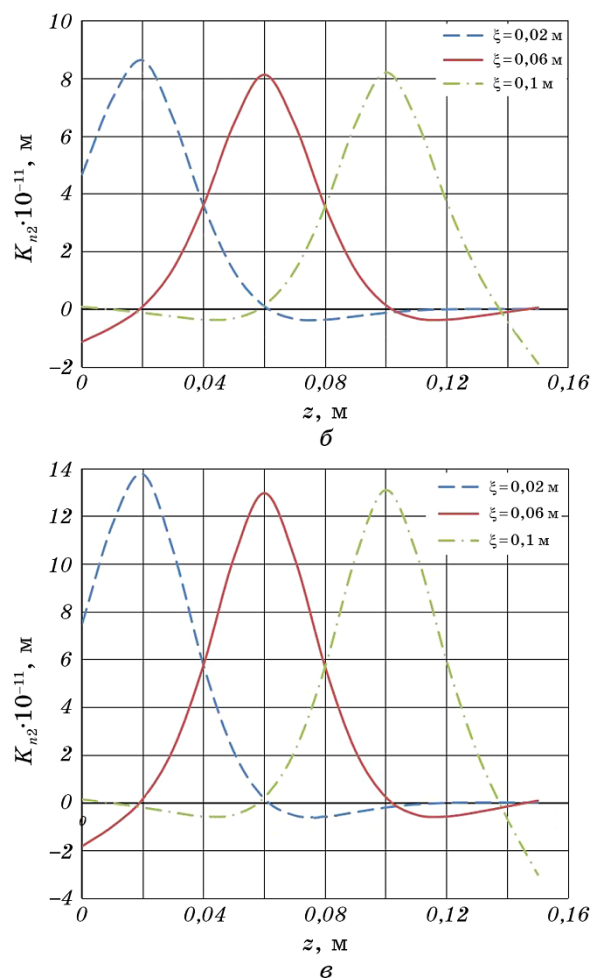


Рис. 3. Радіальні переміщення точок серединної поверхні оболонки від кільцевої сили для сталевий (а), титановий (б) та алюмінієвої (в) оболонок.

Fig. 3. Radial displacements of the shell middle surface points refer to the annular force for steel (a), titanium (b), and aluminium (c) shells.



Продовження рис. 3.

Continuation of Fig. 3.

кільцеві моменти, які виникають у разі з'єднання скінченної оболонки відповідно з правою та лівою оболонками (трубами) за наявності сили розтягу.

Задана оболонка довжиною L . З внутрішньої сторони у правій та лівій її частинах прикладені кільцеві моменти $m(\xi)$, напрямки їх вказано на рис. 4. Для правої частини оболонки величина ξ змінюється у діапазоні $L/2 < \xi < L$, а для лівої — $0 < \xi < L/2$. Крайні перерізи оболонки вільні від згинальних моментів і поперечних сил. Необхідно знайти радіальне переміщення $w(z, \xi)$ точок серединної поверхні оболонки для обох вище вказаних випадків.

Беручи до уваги диференціальне рівняння (1), величину q для кільцевого моменту, прикладеного відповідно у правій та лівій половині оболонки, запишемо так

$$q = -\frac{m(\xi)}{D} \delta'_+(z - \xi), \quad q = \frac{m(\xi)}{D} \delta'_-(z - \xi), \quad (10)$$

$$\text{де } \delta'_\pm(z - \xi) = \frac{d}{dz} \delta_\pm(z - \xi).$$

У результаті отримуємо дві граничні задачі, які можна об'єднати в одну. До цього будемо мати

$$\frac{d^4 w}{dz^4} + 4\beta^4 w = \mp \frac{m(\xi)}{D} \delta'_\pm(z - \xi), \quad (11)$$

$$\left. \frac{d^2 w}{dz^2} \right|_{z=0} = 0, \quad \left. \frac{d^3 w}{dz^3} \right|_{z=0} = 0, \quad \left. \frac{d^2 w}{dz^2} \right|_{z=L} = 0, \quad \left. \frac{d^3 w}{dz^3} \right|_{z=L} = 0. \quad (12)$$

У рівнянні (11) верхній знак стосується правої частини оболонки, а нижній — лівої.

Для розв'язання задачі (11), (12) розглянемо таку допоміжну задачу. Дана скінченна оболонка, довжина якої L . Краї оболонки вільні від навантаження. У правій половині оболонки у перерізах $z = \xi$ і $z = \xi_1$ прикладено кільцеві, протилежно напрямлені сили P однакової величини ($P(\xi) = P(\xi_1)$), які зображено на рис. 5.

Аналогічно для цієї ж оболонки можна показати другу пару сил, що розташована у лівій половині оболонки, такої ж величини, які

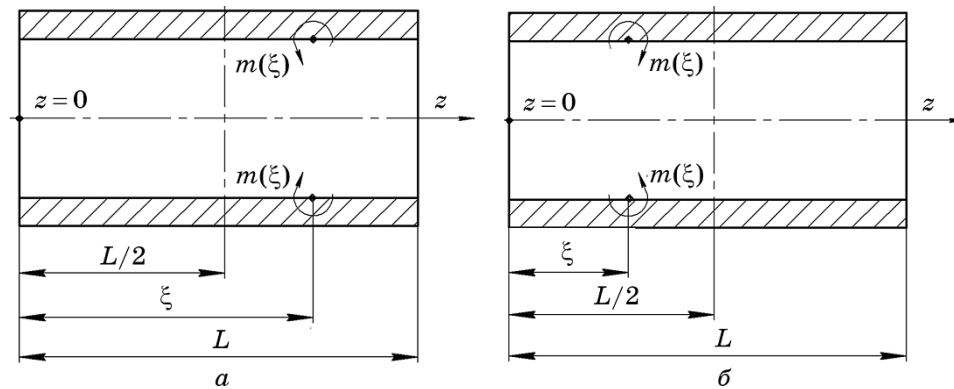


Рис. 4. Скінченна оболонка, навантажена кільцевими моментами для правої (а) та лівої (б) частини оболонки.

Fig. 4. FE-shell loaded with annular moments for the right (a) and left (b) part of the shell.

відповідно протилежно напрямлені по відношенню до кільцевих сил, вказаних на рис. 5. Завдання полягає в тому, щоб знайти радіальні переміщення, викликані парами сил як правої, так і лівої половин оболонки. Використовуючи математичну постановку задачі (3), (4) і, враховуючи сили правої та лівої половин оболонки, будемо мати таку крайову задачу:

$$\frac{d^4 w}{dz^4} + 4\beta^4 w = \mp \frac{P(\xi)}{D} \delta_+(z - \xi) \pm \frac{P(\xi_1)}{D} \delta_+(z - \xi_1), \quad (13)$$

$$\left. \frac{d^2 w}{dz^2} \right|_{z=0} = 0, \quad \left. \frac{d^3 w}{dz^3} \right|_{z=0} = 0, \quad \left. \frac{d^2 w}{dz^2} \right|_{z=L} = 0, \quad \left. \frac{d^3 w}{dz^3} \right|_{z=L} = 0. \quad (14)$$

Рівняння (13) об'єднує одночасно сили правої та лівої половин оболонки. Верхній знак у рівнянні (13) відноситься до сил правої половини оболонки, а нижній — до лівої.

Користуючись розв'язком (8) попередньої задачі (3), (4), можна відразу записати розв'язок задачі (13), (14) таким виразом:

$$w = \mp \frac{P(\xi)}{4\beta^3 D} \frac{V_3(\beta L)V_2(\beta(L - \xi)) - V_4(\beta L)V_1(\beta(L - \xi))}{V_3^2(\beta L) - V_4(\beta L)V_2(\beta L)} V_1(\beta z) \mp \frac{P(\xi)}{4\beta^3 D} \frac{V_3(\beta L)V_1(\beta(L - \xi)) - V_2(\beta L)V_2(\beta(L - \xi))}{V_3^2(\beta L) - V_4(\beta L)V_2(\beta L)} V_2(\beta z) \mp \quad (15)$$

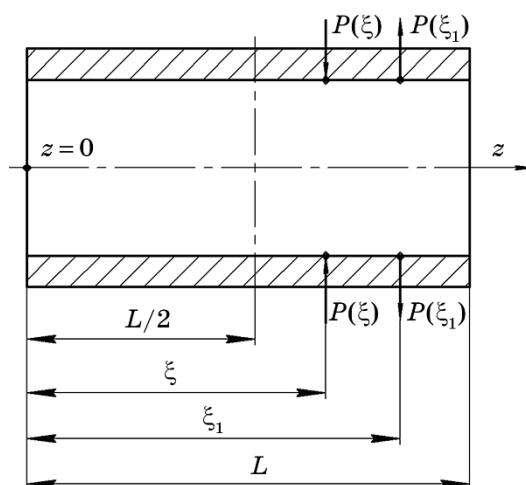


Рис. 5. Скінченна оболонка, навантажена парою кільцевих сил, протилежно напрямлених.

Fig. 5. FE-shell loaded with a pair of annular forces oppositely directed.

$$\begin{aligned}
& \mp \frac{P(\xi)}{\beta^3 D} V_4(\beta(z - \xi)) S_+(z - \xi) \pm \\
& \pm \frac{P(\xi_1)}{4\beta^3 D} \frac{V_3(\beta L) V_2(\beta(L - \xi_1)) - V_4(\beta L) V_1(\beta(L - \xi_1))}{V_3^2(\beta L) - V_4(\beta L) V_2(\beta L)} V_1(\beta z) \pm \\
& \pm \frac{P(\xi_1)}{4\beta^3 D} \frac{V_3(\beta L) V_1(\beta(L - \xi_1)) - V_2(\beta L) V_2(\beta(L - \xi_1))}{V_3^2(\beta L) - V_4(\beta L) V_2(\beta L)} V_2(\beta z) \pm \\
& \pm \frac{P(\xi_1)}{\beta^3 D} V_4(\beta(z - \xi_1)) S_+(z - \xi_1).
\end{aligned}$$

Для того, щоб отримати розв'язок задачі (11), (12), необхідно в (15) перейти до границі $\xi_1 \rightarrow \xi$ і, крім того, необхідно врахувати, що $P(\xi)(\xi_1 - \xi) = m(\xi)$ і $\lim_{\xi_1 \rightarrow \xi} P(\xi)(\xi_1 - \xi) = m(\xi)$.

Виконавши граничний перехід $\xi_1 \rightarrow \xi$ у (15), будемо мати

$$\begin{aligned}
w = & \pm \frac{m(\xi)}{4\beta^2 D} \frac{V_1(\beta(L - \xi))}{V_3^2(\beta L) - V_4(\beta L) V_2(\beta L)} [V_2(\beta L) V_2(\beta z) - V_3(\beta L) V_1(\beta z)] \pm \\
& \pm \frac{m(\xi)}{\beta^2 D} \frac{V_4(\beta(L - \xi))}{V_3^2(\beta L) - V_4(\beta L) V_2(\beta L)} [V_3(\beta L) V_2(\beta z) - V_4(\beta L) V_1(\beta z)] \mp \\
& \mp \frac{m(\xi)}{\beta^2 D} V_3(\beta(z - \xi)) S_+(z - \xi).
\end{aligned} \quad (16)$$

У формулі (16) верхній знак стосується випадку, коли кільцевий момент розміщений у правій половині оболонки, а нижній — у лівій половині оболонки.

На рисунку 6 наведено графічні залежності величини $K_{m2}(z, \xi)$, тобто радіального переміщення точок серединної поверхні оболонки за $m(\xi) = 1$ Нм/м у формулі (16). Параметри оболонки такі ж, як і у випадку кільцевої сили. Розрахунок виконано для сталевих, титанових та алюмінієвих оболонок. Як і у випадку кільцевої сили, чим ближче переріз ξ до краю оболонки, тим більша величина радіального переміщення. Радіальні переміщення титанової оболонки значно більші за сталеві, що видно з рис. 6.

Для знаходження функції $K'_{m2}(z, \xi)$ кута повороту нормалі до серединної поверхні оболонки у перерізі z від одиничного кільцевого моменту у перерізі ξ необхідно знайти похідну dw/dz аналітичного виразу (16) і замість $m(\xi)$ підставити 1 Нм/м.

У результаті отримаємо

$$K'_{m2}(z, \xi) = \pm \frac{V_1(\beta z)}{4\beta D} \frac{[V_1(\beta(L - \xi)) V_2(\beta L) + 4V_4(\beta(L - \xi)) V_3(\beta L)]}{V_3^2(\beta L) - V_4(\beta L) V_2(\beta L)} \pm \quad (17)$$

$$\pm \frac{V_4(\beta z)}{\beta D} \frac{[V_1(\beta(L-\xi))V_3(\beta L) + 4V_4(\beta(L-\xi))V_4(\beta L)]}{V_3^2(\beta L) - V_4(\beta L)V_2(\beta L)} \mp \frac{1}{\beta D} V_2(\beta(z-\xi))S_+(z-\xi).$$

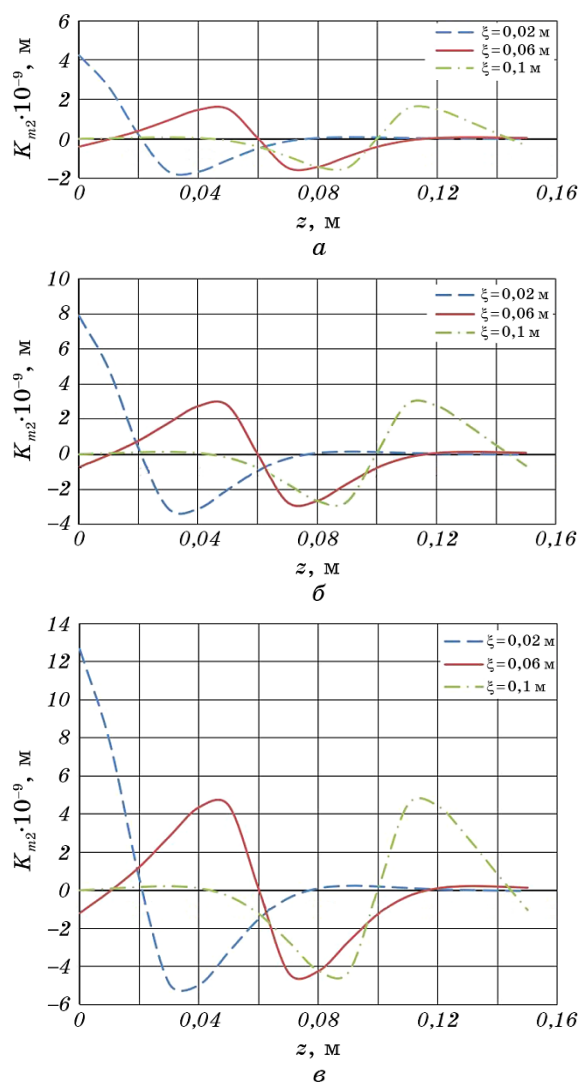


Рис. 6. Радіальні переміщення точок серединної поверхні оболонки від кільцевого моменту для сталеві (а), титанові (б) та алюмінієві (в) оболонки.

Fig. 6. Radial displacements of the shell middle surface points refer to the annular moment for steel (a), titanium (б) and aluminium (в) shells.

У формулі (17) верхній знак відноситься до кільцевого моменту правої половинки оболонки, а нижній знак до лівої половинки оболонки.

Для визначення допустимих рівнів напружень розтягу в циліндричних зразках із хромовими покриттями були нанесені покриття різної товщини на поверхню сталі: 50, 100 і 150 мкм. Результати випробовувань показали, що за низьких значень напружень розтягу відбувається незначна зміна електродного потенціалу для зразків із хромовими покриттями усіх досліджуваних товщин. Подальше зростання напружень розтягу призводить до руйнування хромових покриттів. Водночас чим більша товщина хромового покриття, тим нижчий для нього допустимий рівень напружень розтягу за яких утворюються наскрізні тріщини в покритті зразка, що призводить до різкої зміни величини електродного потенціалу. Встановлено, що допустимий рівень напружень розтягу для хромових покриттів різних товщин становить відповідно: 50 мкм — 310 МПа; 100 мкм — 220 МПа; 150 мкм — 190 МПа. Таке зниження допустимого рівня напружень розтягу зі зростанням товщини покриття обумовлене зростанням кількості мікротріщин у процесі формування покриттів більшої товщини та збільшенням залишкових напружень розтягу в хромових покриттях.

Муфти, бурові замки — це металеві деталі зі складною топологією поверхні. Застосування розробленої методики розрахунку металевих з'єднань труб і технології хромування у проточному електроліті сталевих деталей в комплексі забезпечать підвищення надійності нарізних з'єднань зносостійкості та корозійної стійкості. Такі заходи дозволять підвищити експлуатаційні показники металевих нарізних з'єднань, що сприятиме запобіганню аварійним ситуаціям, скороченню непродуктивних витрат на ремонтні роботи та збільшенню обсягів видобутку вуглеводнів і зниженню забруднення навколишнього середовища.

4. ВИСНОВКИ

У результаті розв'язку крайових задач з визначення радіальних переміщень точок серединної поверхні металевої оболонки (муфти), з урахуванням пружно-пластичних властивостей матеріалу оболонки та хромового покриття, викликаних кільцевою силою та кільцевим моментом, прикладеними у довільному перерізі оболонки, отримано функцію радіального переміщення точок серединної поверхні оболонки у довільному перерізі z від одиничної кільцевої сили, прикладеної у перерізі ξ (величина $K_{n2}(z, \xi)$), та кути повороту нормалі до серединної поверхні оболонки у перерізі z від вказаних одиничних силових факторів, що прикладені у перерізі ξ (величини $K'_{n2}(z, \xi)$, $K'_{m2}(z, \xi)$).

Нанесення покриття електрохімічним хромуванням у проточному

електроліті забезпечує захист муфт від корозії та зношування, водночас хромове покриття зберігає роботоздатність за високих рівнів напружень розтягу, які становлять для товщин: 50 мкм — 310 МПа; 100 мкм — 220 МПа; 150 мкм — 190 МПа.

Отримані функції $K_{n_2}(z, \xi)$, $K'_{n_2}(z, \xi)$, $K'_{m_2}(z, \xi)$ плануємо у подальшому використати для дослідження тиску у витках кінцевого нарізного муфтового з'єднання двох труб (оболонки).

ПОДЯКА

Колектив авторів висловлює вдячність рецензентам за цінні рекомендації, які були враховано для значного покращення якості цієї статті. Автори вдячні Міністерству освіти і науки України за грант на реалізацію проекту Д-8-21-П (РК 0121U109591).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. R. Nan, X. Sun, B. Shu, H. Wang, S. Yang, C. Lu, and L. Han, *Mater. Sci. Forum*, **993**: 1155 (2020).
2. E. M. Afandiyev and M. N. Nuriyev, *EUREKA: Physics and Engineering*, **5**: 80 (2021).
3. L. Dai, D. Wang, T. Wang, Q. Feng, and X. Yang, *J. Petroleum Eng.*, **2017**: ID 3174636 (2017).
4. O. Bazaluk, O. Slabyi, V. Vekeryk, A. Velychkovych, L. Ropyak, and V. Lozynskyi, *Energies*, **14**, No. 12: 3514 (2021).
5. C. Teodoriu and O. Bello, *Energies*, **14**, No. 15: 4499 (2021).
6. L. Ya. Ropyak, T. O. Pryhorovska, and K. H. Levchuk, *Prog. Phys. Metals*, **21**, No. 2: 274 (2020).
7. Y. Liang, Q. Feng, D. Li, and S. Cai, *Sensors (Basel)*, **18**, No. 11: 3699 (2018).
8. O. Mandryk, B. Mishchuk, A. Zelmanovych, V. Tyrlych, O. Tuts, and L. Poberezhna, *Ecological Eng. Environmental Technol.*, **22**, No. 4: 53 (2021).
9. O. Mandryk, O. Vytyaz, L. Poberezhny, and Y. Mykhailiuk, *Archives Mater. Sci. Engineering*, **106**, No. 1: 17. (2020).
10. M. Pashechko, J. Jyzwik, K. Dziedzic, K. Karolus, and I. Usydus, *Mater. Sci.*, **52**: 834 (2017).
11. M. Pashechko, K. Dziedzic, E. Mendyk, and J. Jozwik, *J. Tribol.*, **140**, No. 2: 021302 (2017).
12. M. Pashechko, J. Montusiewicz, K. Dziedzic, and J. Jozwik, *Powder Metall Met. Ceram.*, **56**: 316 (2017).
13. R. M. Tatsiy, O. Y. Pazen, S. Y. Vovk, L. Y. Ropyak, and T. O. Pryhorovska, *J. Serbian Soc. Computational Mechanics*, **13**, No. 2: 36 (2019).
14. N. Volchenko, A. Volchenko, D. Volchenko, P. Poliakov, V. Malyk, D. Zhuravliov, V. Vytvytskyi, and P. Krasin, *Eastern-European J. Enterprise Technologies*, **1**, No. 5 (97): 47 (2019).
15. R. M. Tatsii and O. Y. Pazen, *J. Eng. Phys. Thermophys.*, **91**, No. 6: 1373 (2018).
16. I. P. Shats'kyi, M. V. Makoviichuk, and A. B. Shcherbii, *J. Mathematical Sci.*,

- 238, No. 2: 165 (2019).
17. I. P. Shatskyi, M. V. Makoviichuk, and A. B. Shcherbii, *Proc. 11th Int. Conf. Shell Structures: Theory and Applications, SSTA 2017*, **4**: 165 (2018).
18. V. B. Tarel'nyk, O. P. Gaponova, I. V. Konoplianchenko, V. A. Herasymenko, and N. S. Evtushenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 2: 235 (2018).
19. M. Barszcz, M. Pashechko, K. Dziedzic, and J. Jozwik, *Materials*, **13**, No. 13: 3025 (2020).
20. Z. Duriagina, M. Romanyshyn, V. Kulyk, T. Kovbasyuk, A. Trostianchyn, and I. Lemishka, *J. Achievements Mater. Manufacturing Eng.*, **2**: 49 (2020).
21. L. Ya. Ropyak, M. V. Makoviichuk, I. P. Shatskyi, I. M. Pritula, L. O. Gryn, and V. O. Belyakovskiy, *Func. Mater.*, **27**, No. 3: 638 (2020).
22. O. Bulbuk, A. Velychkovych, V. Mazurenko, L. Ropyak, and T. Pryhorovska, *Engineering Solid Mechanics*, **7**, No. 3: 193 (2019).
23. A. A. Bedzir, I. P. Shatskii, and V. M. Shopa, *Int. Appl. Mech.*, **31**, No. 5: 351 (1995).
24. O. Ivanov, P. Prisyazhnyuk, D. Lutsak, O. Matvienkiv, and V. Aulin, *Management Systems in Production Engineering*, **28**, No. 3: 178 (2020).
25. P. Prisyazhnyuk, D. Lutsak, L. Shlapak, V. Aulin, L. Lutsak, L. Borushchak, and T. Shihab, *Eastern-European J. Enterprise Technologies*, **6**, No. 12: 43 (2018).
26. L. Ya. Ropyak, I. P. Shatskyi, and M. V. Makoviichuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 4: 517 (2017) (in Ukrainian).
27. T. A. Pryhorovska, and S. S. Chaplinskiy, *Neftyanoye Khozyaystvo—Oil Industry*, No. 1: 38 (2018).
28. L. S. Saakiyan, A. P. Efremov, L. Ya. Ropyak, and A. V. Gorbatskii, *Soviet Mater. Sci.*, **23**, No. 3: 267 (1987) (in Russian).
29. M. I. Pashechko, V. V. Shyrokov, Z. A. Duryahina, and Kh. B. Vasylyv, *Mater. Sci.* **39**: 108 (2003).
30. L. S. Saakiyan, A. P. Efremov, and L. Ya. Ropyak, *Protection of Metals (English Translation of Zashchita Metallov)*, **25**, No. 2: 185 (1989) (in Russian).
31. I. Shatskyi, L. Ropyak, and A. Velychkovych, *Eng. Solid Mech.*, **8**, No. 4: 301 (2020).
32. O. Onysko, V. Panchuk, V. Kopei, Y. Havryliv, and I. Schuliar, *J. Phys.: Conference Series*, **1781**, No. 1: art. No. 012028 (2021).
33. Tetiana Pryhorovska and Liubomyr Ropyak, *2019 IEEE 8th Int. Conf. Advanced Optoelectronics and Lasers (CAOL) (Sept. 6–8, 2019) (Sozopol, Bulgaria: 2019)*, No. 19431197: 493 (2019).
34. I. Medvid, O. Onysko, V. Panchuk, L. Pituley, and I. Schuliar, *Advanced Manufacturing Processes II. InterPartner 2020. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (Ed. V. Tonkonogei) (Springer, Cham.: 2021).
35. L. Ropyak, V. Vytvytskyi, A. Velychkovych, T. Pryhorovska, and M. Shovkopliash, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, **1018**: 012014 (2021).
36. V. Kopei, O. Onysko, V. Panchuk, L. Pituley, and I. Schuliar, *Advanced Manufacturing Processes III. InterPartner 2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (Ed. V. Tonkonogei) (Springer, Cham.: 2022).
37. V. A. Pasichnyk and O. O. Khmurenko, *Eastern-European J. Enterprise Technol.*, **4**, No. 7: 15 (2015).
38. O. Bazaluk, A. Velychkovych, L. Ropyak, M. Pashechko, T. Pryhorovska, and V. Lozynskyi, *Energies*, **14**, No. 14: 4198 (2021).

39. Z. A. Duryahina, S. A. Bespalov, V. Ya. Pidkova, and D. Yu. Polockyj, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **33** (Special Issue): 393 (2011).
40. Z. A. Duriagina, T. M. Kovbasyuk, and S. A. Bespalov, *Usp. Fiz. Met.*, **17**, No. 1: 29 (2016) (in Ukrainian).
41. M. O. Vasyliiev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and M. V. Kindrachuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 4: 545 (2016) (in Ukrainian).
42. L. Y. Ropyak, A. S. Velychkovych, V. S. Vytvytskyi, and M. V. Shovkoplias, *J. Phys.: Conference Series*, **1741**, No. 1: art. No. 012039 (2021).
43. I. P. Shatskyi, M. V. Makoviichuk, and A. B. Shcherbii, *Mater. Sci.*, **55**: 484 (2020).
44. V. B. Tarel'nik, E. V. Konoplyanchenko, P. V. Kosenko, and V. S. Martsinkovskii, *Chem. Petrol. Eng.*, **53**: 540 (2017).
45. S. I. Kryshchtopa, D. Yu. Petryna, I. M. Bogatchuk, I. B. Prun'ko, and V. M. Mel'nyk, *Mater. Sci.*, **53**, No. 3: 351 (2017).
46. V. B. Tarel'nyk, O. P. Gaponova, Ye. V. Konoplianchenko, V. S. Martsynkovskyy, N. V. Tarel'nyk, and O. O. Vasylenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 1: 47 (2019) (in Russian).
47. B. N. Mordyuk, V. V. Silberschmidt, G. I. Prokopenko, Y. V. Nesterenko, and M. O. Iefimov, *Mater. Characterization*, **61** No. 11: 1126 (2010).
48. A. Marek, *Metalurgija*, **61**, No. 2: 389 (2022).
49. M. Ahmadi, B. Salgin, B. J. Kooi, and Y. Pei, *Scr. Mater.*, **210**, art. No. 114453 (2022).
50. P. Hasanpour, P. Salehikahrizsangi, K. Raeissi, M. Santamaria, L. Calabrese, and E. Proverbio, *Surf. Coat. Technol.*, **368**: 147 (2019).
51. K. Abdalla and H. Zuhailawati, *Anti-Corrosion Methods and Materials*, **68**, No. 6: 555 (2021).
52. B. Kagajwala, T. D. Hall, M. Inman, E. J. Taylor, B. Griffin, G. Cushnie, R. Taylor, M. Jaworowski, and J. Bonivel, *Products Finishing*, **1**, No. 2 (2013).
53. L. Ropyak and V. Ostapovych, *Eastern-European J. Enterprise Technologies*, **2**, No. 5: 50 (2016).
54. O. Bazaluk, O. Dubei, L. Ropyak, M. Shovkoplias, T. Pryhorovska, and V. Lozynskyi, *Energies*, **15**, No. 1: 83 (2022).
55. S. Y. Zhachkin, N. A. Penkov, R. V. Belyaev, and M. V. Kirgintsev, *Materials Today: Proceedings*, **38**: 1760 (2021).
56. K. H. Levchuk, T. M. Radchenko, and V. A. Tatarenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 1: 1 (2021) (in Ukrainian).
57. V. A. Tatarenko, T. M. Radchenko, and V. M. Nadutov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **25**, No. 10: 1303 (2003) (in Ukrainian).
58. T. M. Radchenko, V. A. Tatarenko, H. Zapolsky, and D. Blavette, *J. Alloys Compd.*, **452**, No. 1: 122 (2008).
59. O. B. Melnick, V. K. Soolshenko, and K. H. Levchuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 10: 1387 (2020) (in Ukrainian).
60. V. Moisyshyn, I. Voyevydko, and V. Tokaruk, *Mining of Mineral Deposits*, **14**, No. 3: 128 (2020).
61. K. G. Levchuk, *SOCAR Proceedings*, No. 2: 23 (2017).
62. K. G. Levchuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 5: 701 (2018) (in Ukrainian).
63. O. V. Panevnyk and O. Ya. Dubei, *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho*

- Universytetu* [Scientific Bulletin of the National Girnich University], No. 4: 98 (2015) (in Ukrainian).
64. D. A. Panevnik and A. S. Velichkovich, *Neftyanoe Khozyaystvo—Oil Industry*, 2017, No. 1: 70 (2017).
 65. G. Pivnyak, V. Bondarenko, and I. Kovalevs'ka, *New Developments in Mining Engineering, Taylor & Francis Group* (London: CRC Press: 2015), p. 591.
 66. A. S. Velichkovich and S. V. Velichkovich, *Chemical and Petroleum Engineering*, 37, Nos. 3–4: 213 (2001).
 67. A. Velichkovich, *Chem. Petrol. Eng.*, 41: 544 (2005).
 68. A. S. Velichkovich, I. I. Popadyuk, and V. M. Shopa, *Chem. Petroleum Engineering*, 46, Nos. 9–10: 518 (2011).
 69. A. S. Velichkovich and T. M. Dalyak, *Chem. Petroleum Engineering*, 51: 188 (2015).
 70. I. P. Shats'kyi, V. M. Shopa, and A. S. Velychkovych, *Strength Mater.*, 53: 277 (2021).
 71. A. Velychkovych, O. Bedzir, and V. Shopa, *Engineering Solid Mechanics*, 9, No. 4: 425 (2021).
 72. V. Moisyshyn and K. Levchuk, *Oil Gas Sci. Technol.*, 72, No. 5: art. No. 27 (2017).
 73. T. O. Pryhorovska, S. S. Chaplinskiy, and I. O. Kudriavtsev, *Petroleum Exploration and Development*, 42, Iss. 6: 888 (2015).
 74. I. P. Shatskii, *Mater. Sci.*, 25, No. 2: 160 (1989).
 75. I. P. Shatskii, *J. Appl. Mech. Tech. Phys.*, 30, No. 5: 828 (1989).
 76. M. J. Young and C. T. Sun, *Int. J. Fract.*, 55, No 1: 81 (1992).
 77. I. P. Shatskii, *J. Math. Sci.*, 103, No. 3: 357 (2001).
 78. I. P. Shats'kyi, *Mater. Sci.*, 41, No. 2: 186 (2005).
 79. R. Liu, T. Zhang, X. J. Wu, and C. H. Wang, *Int. J. Fract.*, 125, Nos. 3–4: 227 (2004).
 80. I. P. Shats'kyi and M. V. Makoviichuk, *Mater. Sci.*, 41, No. 4: 486 (2005).
 81. I. P. Shats'kyi and M. V. Makoviichuk, *Strength Mater.*, 41, No. 5: 560 (2009).
 82. I. P. Shatskii and N. V. Makoviichuk, *J. Appl. Mech. Tech. Phys.*, 52, No. 3: 464 (2011).
 83. K. G. Levchuk, V. M. Moisyshyn, and I. V. Tsidylo, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 38, No. 12: 1655 (2016) (in Ukrainian).
 84. V. Moisyshyn and K. Levchuk, *Mining of Mineral Deposits*, 10, No. 3: 65 (2016).
 85. I. P. Shatskii and V. V. Perepichka, *J. Appl. Mech. Tech. Phys.*, 54, No. 6: 1016 (2013).
 86. E. I. Kryzhanivs'kyi, V. P. Rudko, and I. P. Shats'kyi, *Mater. Sci.*, 40, No. 4: 547 (2004).
 87. I. P. Shats'kyi and A. B. Struk, *Strength Mater.*, 41, No. 5: 548 (2009).
 88. A. S. Velychkovych, A. V. Andrusyak, T. O. Pryhorovska, and L. Y. Ropyak, *Oil Gas Sci. Technol.*, 74, art. No. 2019039 (2019).
 89. I. Shatskyi, I. Vytvytskyi, M. Seniushkovych, and A. Velychkovych, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 564, 012073 (2019).
 90. I. I. Vytvytskyi, M. V. Seniushkovych, and I. P. Shatskyi, *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu* [Scientific Bulletin of the National Girnich University], No. 5: 29 (2017) (in Ukrainian).
 91. I. Shatskyi, A. Velychkovych, I. Vytvytskyi, and M. Seniushkovych, *Eng. Solid*

- Mech.*, **7**: 355 (2019).
92. Y. Wang, C. Qian, L. Kong, Q. Zhou, and J. Gong, *Appl. Sci.*, **10**, No. 8: 2669 (2020).
93. H. Xu, T. Shi, Z. Zhang, and B. Shi, *Mathematical Problems in Engineering*, **2014**: ID 287076 (2014).
94. L. Dong, J. Wang, and X. Zhu, *Adv. Mech. Eng.*, **11**, No. 1: 1 (2019).
95. T. Tutko, O. Dubei, L. Ropyak, and V. Vytvytskyi, *Advances in Design, Simulation and Manufacturing IV. DSMIE 2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (Ed. V. Ivanov) (Springer, Cham.: 2021), p. 153.
96. I. A. Birger and G. B. Iosilevich, *Rez'bovye i Flantsevye Soedineniya* [Threaded and Flanged Connections] (Moscow: Mechanical Engineering: 1990) (in Russian).
97. S. P. Timoshenko and S. Voinovsky-Krieger, *Plastinki i Obolochki* [Plates and Shells] (Moscow: Nauka: 1966) (in Russian).
98. F. Beer, E. Jonston, J. Dewolf, and D. Mazurek, *Mechanics of Materials. 6th Ed.* (New York: McGraw-Hill Education: 2015).
99. G. Korn and T. Korn, *Spravochnik po Matematike dlya Nauchnykh Rabotnikov i Inzhenerov* [A Handbook of Mathematics for Scientists and Engineers] (Moscow: Nauka: 1970) (in Russian).

SCOPE OF PAPER IN ENGLISH

PACS numbers: 62.20.fk, 62.20.fq, 62.20.M-, 62.20.mj, 62.20.mm, 62.20.mt

Крихкість металів і стопів як нестабільність властивостей міцності

Ю. Я. Мешков, Г. П. Зіміна

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

В статті проблему крихкості металів та стопів і, зокрема, виробів з них, розглянуто як проблему впливу суттєвих неоднорідностей напружень у зразку з концентратором напружень (КН) (тріщин) на стійкість збереження базової міцності металу ($\sigma_{0,2}$ — межа плинності) у граничній міцності руйнування зразка з КН (σ_{NF}). Умова стабільності міцності зразка з КН — $\sigma_{NF} > \sigma_{0,2}$, нестабільності — $\sigma_{NF} < \sigma_{0,2}$. Проаналізовано літературні експериментальні результати випробувань зразків з тріщиною на згин зі сталей в широкому інтервалі показників міцності ($\sigma_{0,2} = 200\text{--}2200$ МПа) і пластичності ($\psi_K = 10\text{--}85\%$). Запропоновано методику визначення критичних параметрів пластичності, які забезпечують стабільність міцності руйнування зразків з КН (σ_{NF}) за кімнатних температур ($\sigma_{NF} > \sigma_{0,2}$) у зазначеному інтервалі міцності випробуваних сталей. Зроблено висновок, що для атестації сталей на можливість їхнього крихкого руйнування достатньо визначити міру стабільності міцності за реальної температури експлуатації виробу без необхідності визначення критичної температури крихкості сталі T_C на зразках з КН (тріщиною).

Ключові слова: міцність, гранична міцність, пластичність, стабільність міцності, концентратор напружень.

In the manuscript the problem of brittleness of metals and alloys, and in particular products from them, is considered as a problem of the effect of essen-

Corresponding author: Galyna Petrivna Zimina
E-mail: zimungal28@gmail.ua

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

Citation: Yu. Ya. Meshkov and G. P. Zimina, Brittleness of Metals and Alloys as Instability of Strength Properties, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 2: 273–288 (2022) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.44.02.0273](https://doi.org/10.15407/mfint.44.02.0273)

tial inhomogeneities of stresses in a specimen with the stress raiser (cracks) on stability of saving of basic strength of metal ($\sigma_{0.2}$ —yield strength) in the ultimate strength of specimen with stress raiser (σ_{NF}). The condition of stability of the strength of specimen with stress raiser is $\sigma_{NF} > \sigma_{0.2}$, of instability— $\sigma_{NF} < \sigma_{0.2}$. The literature experimental results of bending tests of specimens with a crack made of steels in a wide range of strength ($\sigma_{0.2} = 200\text{--}2200$ MPa) and ductility ($\psi_K = 10\text{--}85\%$) characteristics are analysed. A technique for determining the critical parameters of ductility is suggested, which ensure the stability of fracture strength of specimens with stress raisers (σ_{NF}) at room temperatures ($\sigma_{NF} > \sigma_{0.2}$) in the specified strength range of tested steels. It is concluded that to certify steels for the possibility of their brittle fracture, it is sufficient to ascertain the degree of the strength stability at the actual operating temperature of product without the need to determine the critical brittleness temperature of steel, T_c , on specimens with the stress raiser (crack).

Key words: strength, ultimate strength, ductility, strength stability, stress raiser.

(Отримано 5 листопада 2021 р.)

1. ВСТУП

Крихкість будь-якого металевого стовпу або виробу з нього є вкрай небажаним явищем у техніці, саме через ненадійність їх властивості міцності — $\sigma_{0.2}$ (межа плинності матеріалу), яка в умовах крихкості набуває різко вираженої чутливості до будь-якої неоднорідності напруженого стану (перекосу або концентрації напружень (КН)). Якщо стан крихкості розглядати з боку особливостей механічної поведінки металу чи виробу, то головною ознакою крихкості слід вважати не відсутність пластичності об'єкту, а втрату стабільного відтворення базової міцності металу $\sigma_{0.2}$ у граничній міцності виробу σ_{NF} в момент його руйнування, коли $\sigma_{NF} < \sigma_{0.2}$. Особливо виразно ненадійність міцності крихкого виробу проявляється під дією ударних навантажень (скло, граніт, тощо).

Тому цілком доречно поставити задачу щодо визначення такого показника механічних властивостей, який би визначав ступінь надійності міцності як параметр, що відображає здатність металу протидіяти факторам локального порушення однорідного напружено-деформованого стану (НДС) в зонах дії концентраторів напружень (тріщин, надрізів, отворів, гвинтової нарізки тощо). Для металів з високим рівнем пластичності ψ_K (відносне звуження у разі розриву зразка в «шийці») більшість таких збуджень однорідності НДС лишаються непомітними для міцності виробів, тому їх взагалі не приймають до уваги, але для сталей з високою міцністю ($\sigma_{0.2} > 1000$ МПа) або за наявності великих тріщин у виробі втрата міцності σ_{NF} може бути відчутною.

Отже, дослідження закономірностей, що пов'язують між собою базову міцність металу $\sigma_{0,2}$ і граничну міцність тестового зразка з певним КН (тріщиною) у контексті впливу фактора пластичності металу (ψ_K) на цей зв'язок може становити не лише суто науковий, але й практично важливий інтерес, наприклад, для таких виробів як високоміцні прогоничні з'єднання в техніці машинобудування або будівництві.

2. ПАРАМЕТРИ СТАБІЛЬНОСТІ МІЦНОСТІ

Міцність, як властивість металу, визначається умовною межею плинності $\sigma_{0,2}$ у разі розтягування гладкого зразка за умов однорідного розподілу напружень не лише по робочому перерізу, а й по усьому об'єму навантаженого зразка. Тобто $\sigma_{0,2}$ є механічною властивістю даного металу з наявною структурою і за температури дослідження, тому будемо вважати $\sigma_{0,2}$ базовою характеристикою міцності матеріалу. У реальному виробі, що має складну форму з отворами, переходами, нарізкою, тощо, такої однорідності НДС не буває. І тому характеристику межі плинності не визначають, оскільки плинність в об'єкті локалізується в зонах концентрації напружень і саме в цих зонах формується джерело подальшого руйнування виробу. Тому для виробу визначають здебільшого кінцевий показник міцності — граничну міцність руйнування σ_{NF} (при розтягуванні зразка) або σ_{C0} (при згині) як умовне середнє значення номінального напруження в місці розлому.

Зазвичай $\sigma_{NF} (\sigma_{C0}) > \sigma_{0,2}$, тобто міцність руйнування виробу перевищує межу плинності матеріалу, що свідчить про стабільність відтворення базової міцності $\sigma_{0,2}$ матеріалу у міцності виробу σ_{NF} . Але у випадку, коли пластичності металу не вистачає для погашення руйнівної дії КН у зоні локальної пластичності виробу, то можливо передчасне руйнування виробу за номінального напруження, нижчого за межу плинності матеріалу $\sigma_{NF} < \sigma_{0,2}$. Це сприймається як ознака крихкої поведінки матеріалу у виробі з КН, але по суті такого роду крихкість металу означає нестабільність у відтворенні у виробі базової міцності матеріалу $\sigma_{0,2}$, а в кінцевому рахунку проявляється у нестабільності міцності самого виробу $\sigma_{NF} (\sigma_{C0})$, яка надто різко змінюється під дією КН (рис. 1).

З фізичної точки зору, нестабільність міцності σ_{NF} є макроскопічним проявом гріфітської нестабільності на кінчику атомно-гострої нанотріщини за умови локального досягнення теоретичної міцності σ_{th} для крайнього найбільш перенапруженого ряду атомних зв'язків кристалу. Але для того потрібно, щоб загальний рівень напружень σ_N в металі був достатньо високим, щоб локальна пікова добавка напружень від КН у сумі з σ_N змогла перевищити критичний рівень σ_{tp} для переходу до нестабільності напружень. Саме тому

стан нестабільності міцності від присутності КН можливий лише для високоміцних металів і сплавів, або за низьких температур для ОЦК-металів, водночас як для низькоміцних металів, таких як алюміній, мідь, свинець тощо, відсутня якась чутливість до тріщин чи інших КН, тому що вони руйнуються шляхом перерізу (тобто пластично) за $\tau_s \ll \sigma_{gr}$ задовго до того, як буде досягнута силова умова $\sigma_{max} = \sigma_{th}$.

З цього припущення випливає, що для певного виду КН з однако-

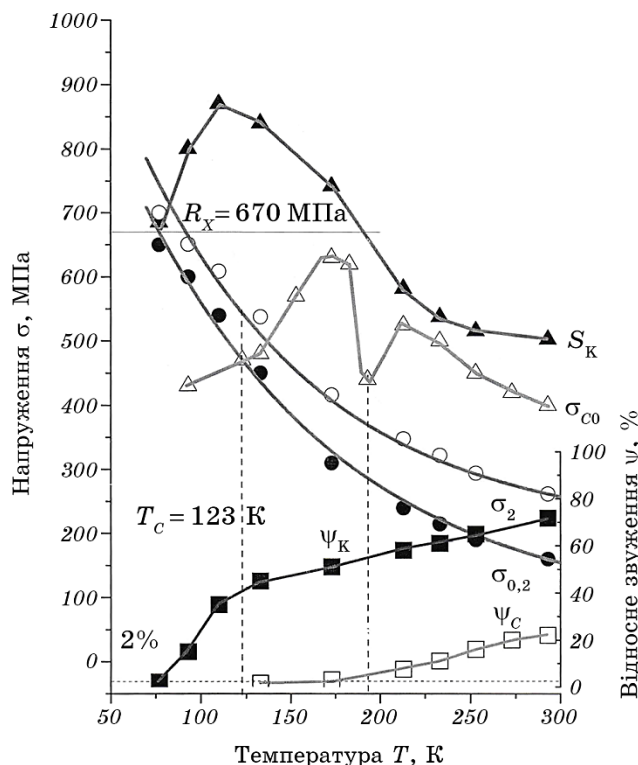


Рис. 1. Вплив температури на міцність зразка з тріщиною σ_{c0} , для низько-вуглецевої сталі 3сп за навантаження на триточковий згин (за даними роботи [1]): S_K — міцність руйнування гладкого зразка (гранична міцність); $\sigma_{0.2}$ і σ_2 — межа плинності (міцність) сталі за деформацій $e = 0,2\%$ та $e = 2\%$ відповідно; ψ_K і ψ_N — пластичність гладкого зразка та зразка з тріщиною відповідно (за даними роботи [1]).

Fig. 1. Effect of temperature on strength of specimen with a crack, σ_{c0} , for low-carbon steel 3sp under a three-point bend loading (according to [1]): S_K — fracture strength of smooth (unnotched) specimen (ultimate strength); $\sigma_{0.2}$ and σ_2 — yield strength of steel at strains $e = 0.2\%$ and $e = 2\%$, respectively; ψ_K and ψ_N — ductility of the smooth specimen and the specimen with a crack, respectively (according to [1]).

вим рівнем концентрації напружень для різних стопів з приблизно однаковою схильністю до деформаційного зміцнення перехід до нестійкого стану міцності має відбуватися за однакового критичного рівня міцності стопу $\sigma_{0,2C} \approx \text{const}$, незважаючи на різний рівень початкової (вихідної) міцності $\sigma_{0,2}$ за кімнатної температури $T_K = 293 \text{ K}$ [1].

Перехід металу від стану стабільного прояву його базової міцності до крихкого нестійкого можна простежити за результатами випробувань зразків з КН у широкому інтервалі температур, нижчих за кімнатну T_K , взятих з роботи А. В. Шияна [1], у якій досліджували закономірності окрихчування конструкційних сталей під дією КН різного типу (рис. 1).

На відміну від традиційної методики визначення критичної температури крихкості металу T_C за величиною ударної в'язкості [2–4], у роботі [1] за критерій крихкості за T_C приймали умову

$$\sigma_{NF} = \sigma_{0,2} \quad (1)$$

у разі розтягування зразка з надрізом (тріщиною), або

$$\sigma_{C0} = \sigma_{0,2} \quad (2)$$

у випадку триточкового згину зразка з тріщиною.

За такою методою умова крихкості співпадає з умовою втрати стабільності міцності металу для зразка з КН, що власне є задачею даної роботи.

З рисунку 1 видно, що граничну міцність металу S_K для зразка з однорідним НДС (без КН) можна виразити через дві самостійні складові — базову (пружну) міцність $\sigma_{0,2}$ і додатковий пружно-пластичний або деформаційний резерв міцності B_r :

$$S_K = \sigma_{0,2} B_r, \quad (3)$$

де

$$B_r = \frac{S_K}{\sigma_{0,2}}. \quad (4)$$

Параметр B_r відіграє визначальну роль у забезпеченні металу можливості супротиву передчасному (крихкому) руйнуванню в умовах неоднорідних НДС, названий нами показником зламостійкості [5, 6], виявив свою ефективність саме в роботах, де аналізували окрихчувальну дію різних концентраторів напружень [5–9].

Оскільки $S_K > \sigma_{0,2}$, то $B_r > 1$, тобто в однорідних силових полях (ОСП) для всіх конструкційних сталей стабільність базової міцності $\sigma_{0,2}$ забезпечена беззаперечно і може бути порушена лише в діапазо-

ні криогенних температур ($< 77\text{ К}$) (де міцність сталей значно зростає) і лише за наявності перекосу зразка у разі одновісного розтягання або у разі згину. Тобто крихкість як фізичне явище металам в ОСП не властиве в принципі.

Але в неоднорідних силових полях, наприклад, у разі згину зразка або за наявності КН, коли резерв міцності поглинається у зоні локальної пластичності, гранична міцність зразка з КН σ_{NF} (або σ_{C0}) може виявитися нижчою за $\sigma_{0,2}$ через вплив множника B_{rNF} :

$$\sigma_{\text{NF}} = \sigma_{0,2} B_{\text{rNF}}, \quad (5)$$

де

$$B_{\text{rNF}} = \frac{\sigma_{\text{NF}}}{\sigma_{0,2}}. \quad (6)$$

Якщо $\sigma_{\text{NF}} < \sigma_{0,2}$, маємо втрату стабільності міцності σ_{NF} , тобто $B_{\text{rNF}} \ll 1$.

З таблиці 1, взятої з даних роботи [1], видно, що для сталей з невеликою вихідною міцністю (п.п. 1–4) критична міцність $\sigma_{0,2\text{C}} \approx 350\text{--}450\text{ МПа}$, тобто відрізняється на 100 МПа (приблизно на 25%), до того ж їхня вихідна міцність $\sigma_{0,2}$ має більший, ніж дворазовий розбіг ($\approx 200\%$).

Оскільки міцність руйнування $S_{\text{КС}}$ у критичному стані за $\sigma_{\text{C0}} \approx \sigma_{0,2\text{C}}$ цих сталей відрізняється не більше, ніж на 25%, то результати аналізу не суперечать ідеї про те, що втрати макроскопічної стабільності міцності σ_{C0} за напруження $\sigma_{0,2\text{C}}$ пов'язана з досягненням певного критичного рівня міцності на піку КН, у даному випадку близького до $S_{\text{КС}} \approx 800\text{--}1000\text{ МПа}$. Отже, нестабільність міцності в умовах КН може трактувати як втрату стабільності гріффітсової нанотріщини на кінчику КН, що контролюється, насамперед, рівнем критичного напруження ($S_{\text{КС}}$), яке складається з суми базової міцності

ТАБЛИЦЯ. 1. Критичні параметри крихкості сталей $\sigma_{0,2\text{C}}$ і $S_{\text{КС}}$ у разі руйнування зразків з тріщиною в умовах триточкового згинання за критерієм $\sigma_{\text{C0}} \approx \sigma_{0,2\text{C}}$ (за даними [1]).

TABLE. 1. Critical parameters of steel brittleness $\sigma_{0,2}$ and $S_{\text{КС}}$ at fracture of specimens with crack under three-point bend by the criterion $\sigma_{\text{C0}} \approx \sigma_{0,2\text{C}}$ (according to [1]).

№ п/п	Сталь, обробка	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,2\text{C}}$, МПа	$S_{\text{КС}}$, МПа	$\psi_{\text{К}}$, %
1	α -Fe	140	350	970	84
2	Ст. Зсп	160	400	800	72
3	10хСНД	310	420	1050	72
4	48 (відпал)	340	450	970	12

$\sigma_{0,2C}$ і локального піка напружень від КН. За даними з табл. 1 для нестабільної міцності $\sigma_{0,2C}$ цей пік складає величину близько S_{KC} — $\sigma_{0,2C} \approx 400\text{--}600$ МПа і мало залежить від пластичності сталей (див. пункти 3, 4 табл. 1).

Навпаки, якщо $B_{rNF}(B_{rc0}) > 1$ маємо $\sigma_{NF}(\sigma_{C0}) > \sigma_{0,2}$, тобто стабілізацію міцності $\sigma_{0,2}$ у виробі з КН. Отже, параметр $B_{rNF}(B_{rc0})$ слугує показником, що регулює конструкційну міцність виробу $\sigma_{NF}(\sigma_{C0})$ і тому особливості впливу конкретних механічних властивостей матеріалу ($\sigma_{0,2}$, ψ_K , B_r) на цю важливу механічну характеристику виробу із заданим видом КН потребують ретельного дослідження. Певною мірою цю задачу було розроблено у циклі робіт А. В. Шияна [1, 5–9], результати яких дозволяють здійснити аналіз всієї проблеми окрихчування сталей під дією КН під кутом зору, збереження або втрати стабільності міцності σ_{NF} , міра чого, зокрема, відображена параметром $B_{rNF}(B_{rc0})$.

3. ВПЛИВ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУ НА МІРУ СТАБІЛЬНОСТІ МІЦНОСТІ

Згідно формули (5) конструкційна міцність зразка з КН (σ_{NF}) побудована на основі базової міцності $\sigma_{0,2}$ з участю множника B_{rNF} , від величини якого залежить буде чи не буде відтворена базова міцність $\sigma_{0,2}$ у міцності виробу σ_{NF} . У роботі [9] наведено результати обробки експериментальних даних з руйнування зразків з різними типами КН для широкого масиву сталей в діапазоні міцностей від 200 до 2200 МПа і пластичностей в інтервалі $\psi_K = 10\text{--}85\%$, $B_r = 1,5\text{--}5$. Встановлено наявність чітких закономірностей у зв'язку між показниками B_r сталей і величинами $B_{rNF}(B_{rc0})$ на зразках з надрізами і тріщинами як на розтяг, так і на згин. Проте, вплив інших механічних властивостей сталей ($\sigma_{0,2}$, ψ_K) на $B_{rNF}(B_{rc0})$ в роботі [9] не досліджено, що дає нам змогу зробити це в даній роботі.

В таблиці 2 наведено результати з роботи [9] для зразків з тріщинами, призначених для визначення стандартного показника тріщиностійкості K_{1C} .

Зв'язок між базовими механічними характеристиками ($\sigma_{0,2}$, S_K та ψ_K) представлено на рис. 2, з якого видно, що зі збільшенням міцності сталей $\sigma_{0,2}$ гранична міцність S_K зростає дещо повільніше, а пластичність ψ_K має виразну тенденцію до зниження, але розбіг величини ψ_K зростає для високоміцних сталей залежно від класу їхньої конструкційної якості і призначення. Міцність σ_{C0} для зразків з тріщиною (рис. 3) з підвищенням $\sigma_{0,2}$ зростає спочатку в зоні стабільності $\sigma_{0,2}$, але після максимуму $\sigma_{C0}^{\max}$ за $\sigma_{0,2} = 800\text{--}1000$ МПа переходить границю стабільності ($\sigma_{C0} = \sigma_{0,2}$) і далі вже не перевищує $\sigma_{0,2}$.

Перехід через границю стабільності $\sigma_{C0} = \sigma_{0,2}$ має залежати від пластичності металу і, щоб визначити кількісні параметри цього

переходу, потрібна залежність B_{rc0} від ψ_K (табл. 2). Перед цим звернімо увагу на ту обставину, що коефіцієнт конструкційної стабільності міцності B_{rNF} у виразах (6) своєю величиною регулює тримку здатність виробу з КН — σ_{NF} ; при $\sigma_{NF} > \sigma_{0,2}$ — $B_{rNF} > 1$, при $\sigma_{NF} < \sigma_{0,2}$ — $B_{rNF} < 1$. Але з практичного інженерного боку більший інтерес представляє обернена величина B_{rNF} , тобто $(B_{rNF})^{-1}$:

$$k_s = \frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_{NF}(\sigma_{C0})}, \quad (7)$$

де k_s — коефіцієнт безпечного навантаження виробу з КН, по формі подібний до відомого інженерного коефіцієнта запасу міцності $K_{зм}$ [10]

ТАБЛИЦЯ. 2. Механічні властивості сталей і зразків з тріщиною у разі згину.

TABLE. 2. Mechanical properties of steels and specimens with crack at bending.

№ п/п	КС	Обробка	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ_K , %	S_K , МПа	B_r	σ_{C0} , МПа	B_{rc0}	k_s
1	АК-35 [2]	Стан поставки	1027	75,0	2321	2,26	1820	1,83	0,55
2	α -Fe [2]	Г 1323 К, 2 год ПО	138	83,8	700	5,07	290	2,10	0,48
3	10ХСНД [2]	Г 1373 К, 2 год ПО	312	72,0	920	2,95	590	1,88	0,53
4	Ст. 3сп [2]	Г 1373 К, 2,75 год ПО	160	71,7	502	3,14	307	1,92	0,52
5		Г 1373 К, 1 год + ВП							
		1023 К, 16 год;	870	23,0	1583	1,82	1220	1,40	0,71
	10Х15Н27Т3В2	923 К, 10 год							
	МР [3]	Г 1373 К, 1 год + ВП							
6		1023 К, 16 год;	880	10,0	1443	1,64	713	0,81	1,23
		923 К, 10 год + Н ₂							
7	15Х12Н2МФАВ	Г 1393 К, 1 год + ВП	940	62,0	1983	2,11	1580	1,68	0,60
	[4]	953 К, 2 год							
		1273 К, 1 год;							
8	03Х12Н10МТ	1023 К, 2 год + ВП	940	79,0	2670	2,84	1740	1,85	0,54
	[4]	773 К, 2 год							
		Г 1373 К, 15 хв;							
9	03Х12Н10МТ	1023 К, 2 год + ВП	930	76,0	2325	2,50	1655	1,78	0,56
	[4]	773 К, 2 год							
10		ПД-АНЗО, 1 шар	430	67,5	1360	3,16	2830	1,92	0,52
11	СПХ Х75 [2]	ПД-АНЗО, 2 шари	361	60,7	1444	3,17	700	1,94	0,51
12		ПД-АНЗО, 3 шари	404	51,9	1252	3,10	776	1,92	0,52
13		КФ 48-АНК-54, ВП = 0,0	622	59,9	1244	2,00	970	1,56	0,64
14	СП	те ж, ВП = 0,001	623	55,6	1160	1,86	890	1,43	0,70
15	12ХН2МДФ [2]	те ж, ВП = 0,0022	628	68,1	1281	2,04	1005	1,60	0,63
16		те ж, ВП = 0,004	642	67,9	1400	2,18	1117	1,74	0,57
17	20Х [5]	ВП 473 К	1150	53,9	1932	1,68	1276	1,11	0,9

Продовження таблиці 2.

Continuation of Table 2.

18		Г 1113 К + ВП 423 К, 2 год	1860	16,5	3050	1,64	930	1,50	2,07
19	50X [5]	Г 1113 К + ВП 473 К, 2 год	1920	46,7	3150	1,64	1152	0,60	1,67
20		Г 1113 К + ВП 673 К, 2 год	1560	48,6	2530	1,64	1248	0,80	1,25
21		Г 1113 К + ВП 773 К, 2 год	1200	57,2	1980	1,65	1080	0,90	1,11
22	40C2X [5]	ВТМО + ВП 473 К	1760	53,0	2870	1,63	774	0,44	2,27
23		ВТМО + ВП 573 К	1690	55,0	2770	1,65	900	0,53	1,90
24	60C2X [5]	ВТМО + ВП 573 К	2205	38,0	3594	1,63	433	0,21	4,76
25		ВТМО + ВП 773 К	1570	40,0	2575	1,64	723	0,46	2,17
26	ШХ15 [5]	З 1133 К + ВП 473 К	2120	3,6	3460	1,63	1502	0,07	14,3
27	24ХН0МФА [5]	Г 1153 К + ВП 913 К, 15 год	765	73,5	1920	2,51	1362	1,78	0,56
28	65Ф [5]	Стан поставки	700	28,0	1183	1,69	800	1,14	0,88
29	10ХСНД [6]	Уздовж прокату	419	69,7	1223	2,92	1020	2,43	0,41
30	10ХСНД [6]	Поперек прокату	445	73,7	1400	3,15	1175	2,64	0,38
31	12Г2МФТ [6]	Уздовж прокату	571	65,6	1290	2,26	1050	1,84	0,54
32		Поперек прокату	602	58,4	1282	2,03	975	1,62	0,62
33	15ХСНД [7]	Стан поставки	328	68,0	1046	3,19	880	2,68	0,37

Примітки: Г — гартування; ПО — пічне охолодження; ВП — відпуск; Н₂ — водневе середовище; ЗШ — зварний шов; ПД — порошковий дріт; КФ — керамічний флюс; В — вміст бору; ВТМО — високотемпературна термічна обробка.

$$K_{\text{зм}} = \frac{\sigma_{0,2}}{[\sigma]}, \quad (8)$$

де $[\sigma]$ — допустиме розрахункове напруження.

Оскільки $[\sigma] < \sigma_{\text{NF}}(\sigma_{\text{C0}})$, то $k_s < K_{\text{зм}}$, але за умови $k_s > 1$ k_s може лише теоретично бути (найменшим) гранично допустимим коефіцієнтом запасу для нестабільної міцності, насправді непридатним для практичного застосування.

Відомо, що $[\sigma] < \sigma_{0,2}$, оскільки $K_{\text{зм}} > 1$, водночас, як для стабільних станів міцності завжди $k_s < 1$, що хоч і не має ніякого інженерного сенсу як показника запасу міцності, але для виміру величини нестабільності міцності, якщо $k_s > 1$ для стопів з невеликим запасом пластичності ψ_K , коефіцієнт $k_s < 1$ однозначно може бути виражений показником ступеню окрихчуваності k_1 стопу під дією КН.

Тому в таблиці 1 наведено колонку з показником k_s , а на рис. 4 подається залежність k_s від ψ_K , з якого видно, що всі сталі можна розділити на два класи — низької міцності $\sigma_{0,2} < 1000$ МПа і високої міц-

ності $\sigma_{0,2} > 1000$ МПа, які зберігають свою базову міцність $\sigma_{0,2}$ у виробках з КН (тріщиною) ($k_s < 1$) при $\psi_K > 20\%$ і $\psi_K > 50\%$ відповідно.

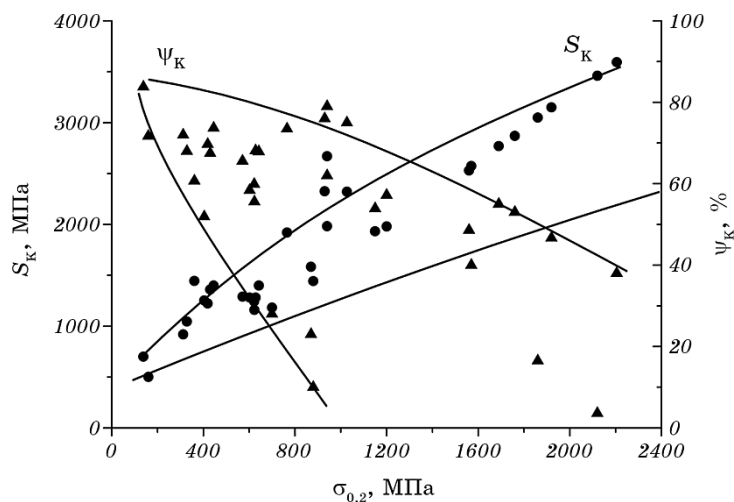


Рис. 2. Взаємозв'язок міцності ($\sigma_{0,2}$), пластичності (ψ_K) та граничної міцності (S_K) сталей (табл. 2) у разі випробувань гладких зразків на розтяг [9].

Fig. 2. Relationship between strength ($\sigma_{0,2}$), ductility (ψ_K) and ultimate strength (S_K) of steels (Table 2) when tensile testing smooth specimens [9].

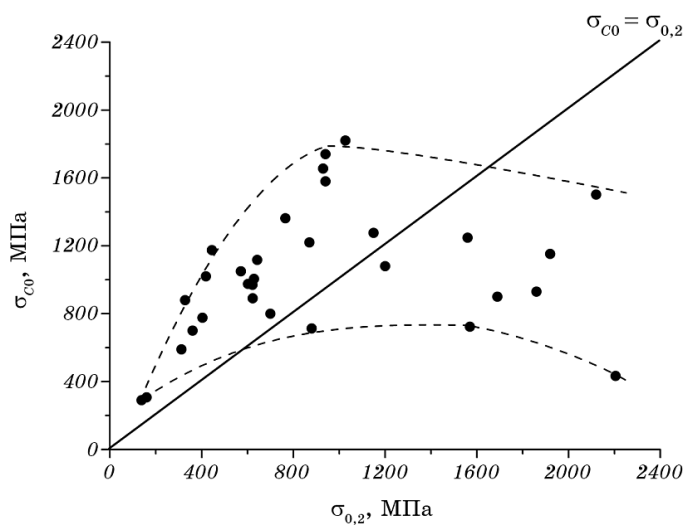


Рис. 3. Залежність міцності зразків з тріщиною у разі триточкового згину σ_{c0} від міцності сталей (за даними табл. 2) [9].

Fig. 3. Dependence of the strength of specimens with a crack at three-point bending σ_{c0} on the strength of steels (according to Table 2) [9].

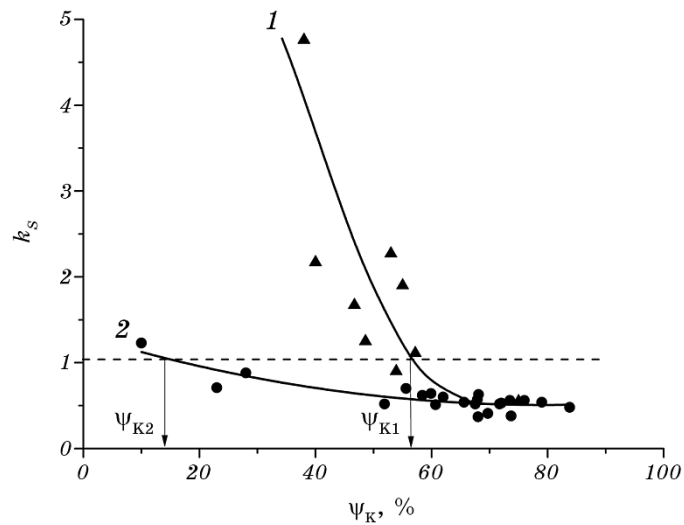


Рис. 4. Залежність мінімально необхідного запасу міцності k_s (коефіцієнт безпечного навантаження) від пластичності ψ_K для сталей двох класів міцності: 1 — $\sigma_{0.2} > 1000$ МПа; 2 — $\sigma_{0.2} < 1000$ МПа.

Fig. 4. Dependence of the minimum required safety margin k_s (safe load factor) on the ductility ψ_K for steels of two strength classes: 1 — $\sigma_{0.2} > 1000$ МПа; 2 — $\sigma_{0.2} < 1000$ МПа.

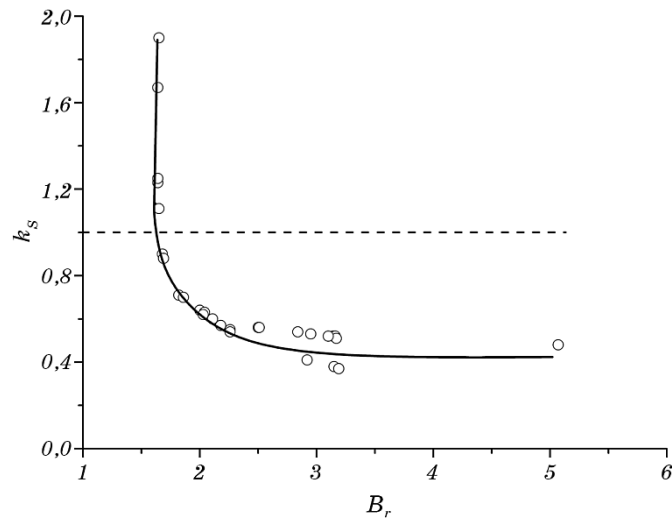


Рис. 5. Залежність коефіцієнта k_s від зламостійкості сталей B_r , незалежно від класу міцності $\sigma_{0.2}$.

Fig. 5. Dependence of the coefficient k_s on the break resistance of steels B_r , regardless of the strength class $\sigma_{0.2}$.

Такий розподіл сталей на класи міцності обумовлений тим, що міцнішим сталям притаманна менша деформаційна зміцнюваність, а низькоміцним — навпаки, більш високий показник деформаційного зміцнення Холомона n [11].

Оскільки, фактор n присутній у деформаційному резерві міцності B_r згідно (4), то залежність k_s від B_r демонструє єдину закономірність для сталей всіх рівнів міцності (рис. 5). Критичний рівень B_r для переходу від стабільної до нестабільної σ_{NF} (σ_{C0}) виробу з тріщиною становив однозначно величину $B_{rc} = 1,63$. Для інших зразків з кільцевим надрізом у разі розтягу критичний рівень переходу становить $B_{rc} = 2$ [9]. Фізична природа критичного рівня показника зламостійкості B_{rc} у разі руйнування зразків чи виробів з КН потребує окремого розгляду.

4. ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

Підсумовуючи наведені вище результати аналізу дослідження комплексу механічних властивостей сталей на зразках в однорідних силових полях (ОСП) і в неоднорідних силових полях (НСП) на зразках з КН за даними авторських та інших опублікованих робіт, що використані авторами [9], можна зробити певні узагальнені висновки щодо ролі пластичності в запобіганні крихкості виробів з КН під кутом зору втрати стабільності міцності.

Механічні властивості металів і стопів в ОСП ($\sigma_{0,2}$, ψ_K , S_K) є базовими, які в реальних умовах НДС виробу (НСП) суттєво спотворюються через локалізацію процесів плинності в зонах КН або в місцях скупчення залишкових напружень та ін. Завдяки пластичності у цих зонах ідуть процеси, які з одного боку, знімають піки локальних напружень, а з іншого боку, внаслідок процесів деформаційного зміцнення металу ведуть до відновлення пружного стану цих піків. Для поглинання небажаного процесу локального зміцнення використовують деформаційний резерв міцності $B_r = S_K / \sigma_{0,2}$, що відстрочує зародження руйнування до більш високих рівнів навантаження виробу σ_{NF} . Але руйнування неминуче, коли резерв B_r вичерпається. Тому величина B_r (разом з ψ_K) контролює коефіцієнт безпечного навантаження k_s , який за умови $k_s < 1$ гарантує стабільне відтворення базової міцності $\sigma_{0,2}$ у міцності виробу σ_{NF} . За недостатньої пластичності для даного типу КН величина параметра $k_s > 1$ дозволяє гарантувати цілісність виробу за рахунок нормування рівня його навантаження згідно з величиною k_s .

У викладеній тут парадигмі стабільності міцності, як бачимо, зникає інша парадигма — крихкості як такої, тобто немає потреби визначати температуру крихкості металу T_C під дією КН (низьких температур), оскільки параметр T_C нічого не додає до трактування

σ_{NF} чи σ_{c0} саме за температури $T_K = 293$ К. Тобто важливіше мати міру стабільності міцності самого виробу за температури $T = T_K$, ніж температура T_C , за якої даний виріб буде крихким і непридатним для роботи, якщо T_C не є температурою експлуатації виробу. Звісно, і в концепції стабільності міцності залишається проблема переносу стабільності від зразка з КН до реального виробу, як і в концепції крихкості. Але у цьому є суттєва відмінність. Для перенесення міри стабільності B_{rNF} (B_{rc0}) чи k_s від зразка з КН до виробу достатньо підібрати у зразку типовий концентратор напружень, який моделює градієнт напружень (деформацій) у зразку, близький до градієнта напружень (деформацій) у найбільш проблемному місці у виробі. Для цього лише потрібно детально дослідити характер НДС у виробі. Принципово така проблема доступна для вирішення в рамках сучасних можливостей механіки руйнування.

Корисно зауважити, що експериментальні дані в табл. 1 отримані на стандартних зразках з нормативною тріщиною, призначених для визначення показника тріщиностійкості K_{1C} згідно з стандартом [12]. Показник K_{1C} дозволяє визначити розмір тріщини, здатної до втрати своєї стабільності і привести до руйнування за відомого значення напруження σ_{c0} . Але з рис. 4 та 5 видно, що для всіх сталей зі стабільною міцністю ($k_s < 1$) у даному зразку наявна тріщина не може втратити стабільність у межах пружного навантаження з номінальним напруженням $\sigma_N < \sigma_{0,2}$. Отже, на цих сталях з високою пластичністю показник K_{1C} не реалізується і необхідно застосовувати зразки з більшою товщиною, щоб створити умови для НДС пласкої деформації [13]. Водночас величина $B_{rc0} > 1$ на стандартному зразку вже відображає кількісну міру стабільності наявної тріщини у даному матеріалі за температури $T_K = 293$ К, що також може мати певну практичну значимість, але методично набагато простіше за визначення K_{1C} .

На основі концепції стабільності міцності можна суттєво спростити існуючу систему атестації металів на крихкість для виробів з КН. Загальний принцип визначення конструкційної придатності металу полягає в тому, що за рахунок пластичності ψ_K (а краще зламостійкості B_r) не допустити у виробі з КН локального руйнування у зоні пластичності КН. Це можливо, якщо $k_s < 1$. У випадку недостатньої пластичності металу для даного виробу ($k_s > 1$) слід знизити клас міцності металу або застосувати більший коефіцієнт запасу міцності для виробу $K_{зм}$, гранично високим значенням якого може бути величина k_s . Як бачимо, у такій схемі атестації немає необхідності використовувати показник критичної температури крихкості T_C для металу за критерієм ударної в'язкості.

Є підстави очікувати, що подібний підбір оптимальних показників міцності $\sigma_{0,2}$ і пластичності ψ_K (або зламостійкості B_r) виявиться корисним і ефективним у задачах забезпечення надійності конс-

трукційної міцності таких важливих елементів конструкції як прогоничні з'єднання з гвинтовою нарізкою на прогоничах, в яких застосування високоміцних сталей і стопів особливо ефективно, наприклад, у літакобудуванні.

5. ВИСНОВКИ

1. Головним наслідком для механічних властивостей металу чи виробу з неоднорідним видом НДС у стані крихкості є втрата стабільної міцності, а не втрата пластичності.

2. Міра стабільності міцності проявляється у співвідношенні міцності виробу $\sigma_{NF}(\sigma_{C0})$ і металу $\sigma_{0,2}$: якщо $\sigma_{NF}(\sigma_{C0}) > \sigma_{0,2}$, міцність виробу стабільна, якщо $\sigma_{NF}(\sigma_{C0}) < \sigma_{0,2}$ — нестабільна. Стабільність виражена у коефіцієнті B_r (метал) і в $B_{rNF}(B_{rc0})$ (зразок з КН).

3. Для стабільної міцності виробу (зразка з КН) $B_{rNF}(B_{rc0}) > 1$ ніякого розрахункового запасу міцності $K_{зм}$ в принципі не потрібно ($k_s < 1$). Для нестабільної міцності виробу коефіцієнт необхідної безпеки навантаження $k_s > 1$ є орієнтовним гранично низьким коефіцієнтом запасу міцності $K_{зм}$ для гарантованої безпеки навантаження виробу з КН.

4. Міцність зразка з тріщиною [12] у разі згину σ_{C0} є стабільною для всіх сталей з резервом міцності $B_r > 1,63$, або з нормативом пластичності $\psi_K > 20\%$ (для $\sigma_{0,2} < 1000$ МПа) і $\psi_K > 50\%$ (для $\sigma_{0,2} > 1000$ МПа).

5. Подальша конкретизація нормативів стабільної міцності для зразків з різними типами КН потребує відповідних досліджень або системного аналізу експериментальних даних, опублікованих в літературі.

Автори висловлюють щире подяку академікам НАН України Фірстову Сергію Олексійовичу і Котречку Сергію Олексійовичу за корисні зауваження, інтерес і плідні дискусії під час обговорення проблем крихкості металів і виробів для розробки концепції стабільності міцності.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. А. В. Шиян, *Физическая природа локального напряжения хрупкого разрушения сталей и сварных швов* (Автореф. дис. канд. физ.-мат. наук) (Київ: 1990).
2. ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах (Москва: Издательство стандартов: 1978).
3. В. М. Чернов, Г. Н. Ермолаев, М. В. Леонтьева-Смирнова, *Журнал технической физики*, **80**, вып. 7 (2010).
4. V. M. Chernov, M. V. Leonteva-Smirnova, M. M. Potapenko, N. I. Budylnin,

- Yu. N. Devyatko, A. G. Ioltoukhovskiy, E. G. Mironova, A. K. Shikov, A. B. Sivak, G. N. Yermolaev, A. N. Kalashnikov, B. V. Kuteev, A. I. Blokhin, N. I. Loginov, V. A. Romanov, V. A. Belyakov, I. R. Kirillov, T. M. Bulanova, V. N. Golovanov, V. K. Shamardin, Yu. S. Strebkov, A. N. Tyumentsev, B. K. Kardashev, O. V. Mishin, and B. A. Vasiliev, *Nuclear Fusion*, **47**: 839 (2007).
5. В. Н. Грищенко, Ю. Я. Мешков, Ю. А. Полушкин, А. В. Шиян, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 7: 961 (2015).
6. Ю. Я. Мешков, А. В. Шиян, *Механика машин, механизмов и материалов*, **38**, № 1: 79 (2017).
7. Ю. Я. Мешков, А. В. Шиян, *Сталь*, № 14: 46 (2018).
8. Ю. Я. Мешков, А. В. Шиян, *Сталь*, № 3: 59 (2020).
9. А. В. Шиян, Ю. Я. Мешков, Ю. А. Полушкин, *Сталь*, № 6: 39 (2019).
10. *Сопротивление материалов* (Ред. Г. С. Писаренко) (Киев: Вища школа: 1979).
11. J. H. Hollomon, *Trans. AIME, Iron Steel Div.*, **162**: 268 (1945).
12. *ГОСТ 25.505-85. Расчеты на прочность и пластичность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении* (Москва: Издательство стандартов: 1985).
13. *Механика разрушения и прочность материалов* (Ред. В. В. Панасюк) (Киев: Наук думка: 1988), т. 3.

REFERENCES

1. A. V. Shiyan, *Fizicheskaya Priroda Lokal'nogo Napryazheniya Khrupkogo Razrusheniya Staley i Svarnykh Shvov* [Physical Nature of Local Stress of Brittle Fracture of Steels and Welds] (Thesis of Dissert. for PhD Phys.-Math. Sci.) (Kyiv: 1990) (in Russian).
2. *GOST 9454-78. Metally. Metody Ispytaniya na Udarnyy Izgib pri Ponizhennykh, Komnatnoy i Povyshennykh Temperaturakh* [Metals. Impact Test Method at Low, Room and High Temperatures] (Moscow: Izdatel'stvo Standartov: 1978) (in Russian).
3. V. M. Chernov, G. N. Ermolayev, and M. V. Leontyeva-Smirnova, *Zhurnal Tekhnicheskoy Fiziki*, **80**, Iss. 7 (2010) (in Russian).
4. V. M. Chernov, M. V. Leonteva-Smirnova, M. M. Potapenko, N. I. Budylnin, Yu. N. Devyatko, A. G. Ioltoukhovskiy, E. G. Mironova, A. K. Shikov, A. B. Sivak, G. N. Yermolaev, A. N. Kalashnikov, B. V. Kuteev, A. I. Blokhin, N. I. Loginov, V. A. Romanov, V. A. Belyakov, I. R. Kirillov, T. M. Bulanova, V. N. Golovanov, V. K. Shamardin, Yu. S. Strebkov, A. N. Tyumentsev, B. K. Kardashev, O. V. Mishin, and B. A. Vasiliev, *Nuclear Fusion*, **47**: 839 (2007).
5. V. N. Gryshchenko, Yu. Ya. Meshkov, Yu. A. Polushkin, and A. V. Shiyan, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 7: 961 (2015) (in Russian).
6. Yu. Ya. Meshkov and A. V. Shiyan, *Mechanika Machine, Mekhanizmov i Materialov*, **38**, No. 1: 79 (2017) (in Russian).
7. Yu. Ya. Meshkov and A. V. Shiyan, *Stal'*, No. 14: 46 (2018) (in Russian).
8. Yu. Ya. Meshkov and A. V. Shiyan, *Stal'*, No. 3: 59 (2020) (in Russian).

9. A. V. Shiyan, Yu. Ya. Meshkov, and Yu. A. Polushkin, *Stal'*, No. 6: 39 (2019) (in Russian).
10. *Soprotivlenie Materialov* (Ed. G. S. Pisarenko) (Kyiv: Vyshcha Shkola: 1979) (in Russian).
11. J. H. Hollomon, *Trans. AIME, Iron Steel Div.*, **162**: 268 (1945).
12. *Gost 25.505-85. Raschety na Prochnost' i Plastichnost'. Metody Mekhanicheskikh Ispytaniy Metallov. Opredelenie Kharakteristik Treshchinostoykosti (Vyazkosti Razrusheniya) pri Staticheskoy Nagrushenii* (Moscow: Izdatel'stvo Standartov: 1985) (in Russian).
13. *Mekhanika Razrusheniya i Prochnost' Materialov* (Ed. V. V. Panasyuk) (Kyiv: Naukova Dumka: 1988), vol. 3 (in Russian).

Інформація про передплату на журнал
«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. 2а, 03999 Київ, Україна; телефакси: +380 44 2890774 / 2480377 / 2480384 / 2487802 / 2480406); e-mail: pod_ukr@presa.ua, rozn@presa.ua, info@presa.ua) або

2) через Internet:

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

(передплатний індекс МНТ: 74312) або ж

3) безпосереднім перерахуванням

у гривнях:

«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

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

Код призначення платежу: 25010100

ПРИЗНАЧЕННЯ ПЛАТЕЖУ: за журнал «Металофізика та новітні технології» (том(и), номер(и),

рік(роки)) для РВВ ІМФ НАНУ

ПІДСТАВА: передплата 100%

в іноземній валюті (доларах США, євро) через відповідні банки-кореспонденти АТ «Державний експортно-імпорتنний банк України»:

«ОДЕРЖУВАЧУ»: Філіал АТ «Державний експортно-імпорتنний банк України» в м. Києві (Україна, 04053 Київ, вул. Бульварно-Кудрявська, 11^б)

на розрахунковий рахунок № UA603223130000025308000000067

МФО 322313

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

ПРИЗНАЧЕННЯ ОПЛАТИ: за журнал «Металофізика та новітні технології» для РВВ ІМФ НАНУ

ПІДСТАВА: передплата 100%

За третім способом передплати необхідно повідомити редакцію МНТ за поштовою адресою:

Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, РВВ,

бульв. Академіка Вернадського, 36,

03142 Київ, Україна

(e-mail: mfint@imp.kiev.ua, факс: +380 44 4242561, телефон: +380 44 4249042)

дату сплати, назву підприємства або ім'я передплатника, адресу для поштової доставки, а за необхідності — свої реквізити для податкової накладної.

Періодичність — том з 12 випусків у рік.

З урахуванням пересилання поштою для передплатників в Україну передплатна вартість: одного

примірника випуску — 170 грн., тому — 2040 грн.;

для іноземних передплатників передплатна вартість: одного примірника випуску — 13 USD (11 EUR), тому — 156 USD (132 EUR).

Зразок для оплати річної передплати

Рахунок-фактура

«ПОСТАЧАЛЬНИК»: Інститут металофізики НАН України

«ОДЕРЖУВАЧ»: Філіал АТ «Державний експортно-імпорتنний банк України» в м. Києві
(Україна, 04053 Київ, вул. Бульварно-Кудрявська, 11^б)

на розрахунковий рахунок № UA603223130000025308000000067,

МФО 322313

ПРИЗНАЧЕННЯ ПЛАТЕЖУ: за журнал «Металофізика та новітні технології» для РВВ ІМФ НАНУ

«ПЛАТНИК»:

ПІДСТАВА: передплата 100%

№	Найменування	Од. вим.	Кількість у комплекті	Ціна	Сума
1	журнал «Металофізика та новітні технології» (включно із доставкою поштою)	прим.	12	13 USD (11 EUR)	156 USD (132 EUR)
Сума до сплати					156 USD (132 EUR)