

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені Інституту електрозварювання
 ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ:

С.В. Ахонін (головний редактор),
В.М. Коржик, **Ю.В. Костецький**,
А.І. Устінов, **В.О. Шаповалов**;

М.І. Гречанюк, Інститут проблем
 матеріалознавства НАНУ, м. Київ;

Ю.Г. Квасницька, ФТІМС НАНУ, м. Київ;

Г.А. Кононенко, НТУ «Дніпровська політехніка», м. Дніпро;

П.І. Лобода, НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», м. Київ;

О.В. Овчинников, НУ «Запорізька політехніка»,
 м. Запоріжжя;

М. Ретмайер, Федеральний інститут дослідження
 та випробування матеріалів (BAM),
 м. Берлін (Німеччина);

Д.Г. Саввакін, Інститут металофізики
 ім. Г.В. Курдюмова НАНУ, м. Київ;

Ц. Сендеровський, Інститут механіки та поліграфії,
 Варшавський політехнічний університет,
 м. Варшава (Польща);

Б. Фрідріх, Інститут металургії Рейнсько-Вестфальського
 технічного університету Аахена, м. Аахен (Німеччина).

Журнал зареєстровано Національною радою України
 з питань телебачення і радіомовлення 11.09.2025;
 ідентифікатор друкованого/онлайн медіа
 R30-06490/ R40-06487.

Засновник (реєстрант) —

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України.

ISSN 3041-2382 print, ISSN 3041-2331online.

DOI: <https://doi.org/10.37434/sem>

Журнал входить до переліку затверджених Міністерством
 освіти і науки України видань для публікації праць
 здобувачів наукових ступенів за спеціальностями G8, G10
 кластеру «Механічна інженерія та машинобудування».

Рекомендовано до друку редакційною колегією журналу.

Видавець

ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН»
 03150, Україна, Київ, вул. Казимира Малевича, 11
 Тел./факс: (38044) 205-23-90
 E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/sem

Передплата 2026

Передплатний індекс 70693.

Чотири випуски на рік.

Друкована версія: 1680 грн. за річний комплект
 з урахуванням доставки рекомендованою банделроллю.

Електронна версія: 1680 грн. за річний комплект
 (випуски журналу надсилаються електронною
 поштою у форматі .pdf).

Передплата можлива на попередні випуски за любий рік.

За зміст рекламних матеріалів
 видавець відповідальності не несе.

Індекс реклами:

ТОВ «РЕІЛ СИСТЕМС» — І стор. обкладинки

ЗМІСТ*

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

*Ахонін С.В., Северин А.Ю., Березос В.О., Костін В.А.,
 Алексеєнко І.І., Самофалов О.В., Пашинський В.В.*

Дослідження структурно-фазового складу титанового
 сплаву Ti–36Nb–6Al–1,8Mo–1,8Zr 3

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

Костецький Ю.В., Вдовін М.О. Виробництво ферованадію
 зі збагачених ванадійвмісних техногенних відходів

електрошлаковим процесом 11

ПЛАЗМОВО-ДУГОВА ТЕХНОЛОГІЯ

Коржик В.М., Терещенко О.С., Строгонов Д.В.,

Петрук В.С. Тищенко О.Ф., Ярош В.Є. Новий підхід
 до сфероїдизації залізних порошків із використанням

плазмотрона постійного струму оберненої полярності
 із зовнішнім виносним електродом 17

ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ СТАЛІ
ТА ФЕРОСПЛАВІВ

*Кривцун І.В., Римар С.В., Богаченко О.Г., Гончаров І.О.,
 Нейло І.О., Губатюк Р.С., Зельніченко О.Т.* Математичне

моделювання електричних і теплових процесів
 в графітованому гнотовому електроді для дугових
 сталеплавильних печей змінного струму 27

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

*Єфанов В.С., Овчинников О.В., Лаптева Г.М., Поліщук Ю.В.,
 Сухий К.М.* Комплексний підхід до визначення параметрів

ремонту титанових деталей газоповітряного тракту
 газотурбінних двигунів 38

Гречанюк В.Г., Гречанюк І.М. Корозійна стійкість
 в атмосферних умовах парофазних конденсатів

(Cu–Y–Zr)–Mo 48

Зяخور І.В., Левчук А.М. Мікроструктура і фазовий склад
 з'єднань ливарного і ковального жароміцних нікелевих

сплавів при зварюванні тертям 53

ІНФОРМАЦІЯ

Пам'яті О.Г. Богаченка 64

*Статті з журналу «Сучасна електрометалургія» вибірково перевидуються
 англійською мовою в журналі «The Paton Welding Journal»:

<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj>

EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute
of NAS of Ukraine, Kyiv:

S.V. Akhonin (Editor in Chief),

V.M. Korzhyk, Yu.V. Kostetskiy,

A.I. Ustinov, V.O. Shapovalov;

M.I. Grechanyuk, Institute for Problems of Material
Science of NASU, Kyiv;

Yu.H. Kvasnytska, Physico-Technological
Institute of Metals and Alloys, Kyiv;

G.A. Kononenko, Dnipro University of Technology, Dnipro;

P.I. Loboda, NTUU «Igor Sykorsky

Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv;

O.V. Ovchynnikov, Zaporizhzhzia National Technical Univer-
sity, Ukraine;

M. Rethmeier, Bundesanstalt für Materialforschung
und–prüfung (BAM), Berlin (Germany);

D.G. Savvakín, G.V. Kurdyumov Institute
for Metal Physics of NASU, Kyiv;

C. Senderowski, Warsaw University of Technology, Warsaw
(Poland);

B. Friedrich, IME Metallurgische Prozesstechnik und Metall-
recycling RWTH Aachen, Aachen (Germany).

The Journal was registered by the National Council of Ukraine
on Television and Radio Broadcasting on 11.09.2025, carrier
identifier print/online media R30-06490/R40-06487.

Founder (registrant) —

E.O. Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine.

ISSN 3041-2382 print, ISSN 3041-2331 online.

DOI: <https://doi.org/10.37434/sem>

The journal is included in the list of publications approved
by the Ministry of Education and Science of Ukraine for the
publication of works of applicants for academic degrees in
specialties G8, G10 of the cluster «Mechanical Engineering
and Machine Building».

Recommended for publishing Editorial Board of the Journal.

Publisher

«PATON PUBLISHING HOUSE» LLC

03150, Ukraine, Kyiv, 11 Kazymyr Malevych Str.

Tel./fax: (38044) 205-23-90

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/sem

Subscription 2026

Subscription index 70693.

4 issues per year, back issues available.

116€, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.

96€, subscriptions for the electronic version

(sending issues of Journal in pdf.format).

Subscription is possible for previous issues for any year.

Publisher is not responsible for the content
of the promotional material.

CONTENTS*
ELECTRON BEAM PROCESSES

*Akhonin S.V., Severyn A.Yu., Berezos V.O., Kostin V.A.,
Aleksenko I.I., Samofalov O.V., Pashynskiy V.V.*

Investigation of the structural and phase composition of the
titanium alloy Ti–36Nb–6Al–1.8Mo–1.8Zr 3

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Kostetskiy Yu.V., Vdovin M.O. Production of ferrovanadium
from enriched vanadium-containing technogenic waste

using the electroslag process 11

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

*Korzhyk V.M., Tereshchenko O.S., Stroganov D.V.,
Petruk V.S., Tyshchenko O.F., Yarosh V.E.* A new approach to

spheroidization of iron powders using a reverse polarity DC
plasma torch with an external remote electrode 17

**ELECTROMETALLURGY OF STEEL
AND FERROALLOYS**

*Krivtsun I.V., Rymar S.V., Bogachenko O.G., Honcharov I.O.,
Neilo I.O., Hubatyuk R.S., Zelnichenko O.T.* Mathematical

modeling of electrical and thermal processes in a graphitized
cored electrode for alternating current arc steelmaking
furnaces 27

MATERIALS SCIENCE

Yefanov V.S., Ovchynnikov O.V., Laptieva H.M.,

Polishchuk Yu.V., Sukhyy K.M. Comprehensive approach
to determining parameters for repair of titanium parts of the
gas-air tract of gas turbine engines 38

Grechanyuk V.G., Grechanyuk I.M. Corrosion resistance
of vapor-phase condensates (Cu–Y–Zr)–Mo in atmospheric
conditions 48

Ziakhor I.V., Levchuk A.M. Microstructure and phase
composition of joints of cast and wrought nickel
superalloys produced by friction welding 53

INFORMATION

In memory of O.G. Bogachenko 64

*Articles from «Suchasna Elektrometalurhiya» (Electrometallurgy Today) journal
are selectively translated into English and included into the contents of «The
Paton Welding Journal»: <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj>

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СКЛАДУ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti–36Nb–6Al–1,8Mo–1,8Zr

С.В. Ахонін¹, А.Ю. Северин¹, В.О. Березос¹, В.А. Костін¹, І.І. Алексєєнко¹,
О.В. Самофалов¹, В.В. Пашинський²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

²ТОВ «Технічний університет «Метінвест політехніка». 69008, м. Запоріжжя, Південне шосе, 80

РЕФЕРАТ

Проведено роботи по дослідженню структурно-фазового складу титанового сплаву Ti–36Nb–6Al–1,8Mo–1,8Zr, отриманого методом електронно-променевої плавки та показано, що він відноситься до групи псевдо-β-титанових сплавів, в яких β-фаза повністю зберігається при кімнатній температурі. З'ясовано, що для литих титанових сплавів, легованих великою кількістю ніобію (до 40 %) потрібно проводити гомогенізуючий відпал з мінімальним часом витримки 18 год при 1200 °С. Встановлено, що сплав має високу технологічну пластичність, а наступний вакуумний відпал при 960 °С на протязі однієї години призводить до часткової рекристалізації зерен та відновлювання структури, але не дозволяє повністю позбутися текстури прокатки. Бібліогр. 17, табл. 1, рис. 6.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: титановий сплав, фазове перетворення, структура, фаза, температура, деформаційна обробка

ВСТУП

Відомо, що при кімнатній температурі титан має гексагональну щільноупаковану ґратку (α-Ti) і перетворюється на об'ємноцентровану кубічну ґратку (β-Ti) вище температури 883 °С [1, 2]. Для отримання титанових сплавів на основі β-фази, яка буде існувати при кімнатній температурі потрібне додавання відносно високої частки β-стабілізаторів, таких як V, Mo, Nb, Ta, Fe та Cr [3, 4]. Такі β-стабілізуючі елементи суттєво розширюють β-область і утворюють безперервний ряд твердих розчинів з титаном вище температури β-переходу [5, 6]. Тому, як правило, такі титанові сплави складаються з метастабільної ОЦК β-фази після загартування від температури вище температури β-переходу, якщо додавання β-стабілізаторів перевищує критичну концентрацію. Наприклад, додавання 10 ваг. % Mo у бінарні сплави Ti–Mo може утворювати безперервний твердий розчин вище 400 °С [6], а бінарні сплави Ti–Nb із 35 ваг. % Nb утворюватимуть нескінченний твердий розчин вище 425 °С [5].

Найбільш перспективні галузі застосування таких сплавів — аерокосмічна та хімічна промисловості, а також медицина — штучні біомедичні імпланти: β-сплави зі стабілізаторами Nb/Mo мають хорошу міцність, стабільність при підвищених температурах, корозійну стійкість (особливо з Mo). Зазвичай, для прогнозування стабільності β-фази в титанових сплавах використовується метод еквівалентності по молібдену, при якому дію

всіх β-стабілізаторів можна виразити сумарним еквівалентним змістом молібдену, при якому кількість фази та її стабільність у системі Ti–Mo будуть такими ж, як у сплаві, що вивчається [7]:

$$[\text{Mo}]_{eq} = \sum (x_i C_{\text{Mo}}'' / C_i''), \quad (1)$$

де C_i'' та C_{Mo}'' — друга критична концентрація легуючого елемента і молібдену відповідно, а x_i — вміст елемента у ваг. %. Значення критичних концентрацій багатьох легуючих елементів у титані досить добре вивчені та опубліковані [8, 9]. При оцінці молібденового еквівалента складнолегованих титанових сплавів вплив різних β-стабілізаторів враховується як адитивний, а вплив α-стабілізаторів та нейтральних зміцнювачів не враховується. Вважається, що для отримання 100 % ОЦК β-фази після загартування з β-фази потрібно перевищити значення $[\text{Mo}]_{eq} > 10$ [6]. Таким чином, температура β-переходу повинна знижуватися зі зростанням значення $[\text{Mo}]_{eq}$ і вище значення $[\text{Mo}]_{eq}$ зазвичай призводить до більш стабільних β-сплавів. І навпаки, алюміній (α-стабілізатор) відіграє значно меншу роль у значенні $[\text{Mo}]_{eq}$.

МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТІВ

Для проведення досліджень використовували зразки, отримані зі зливку електронно-променевої плавки (ЕПП), середній хімічний склад якого наведено в таблиці.

Прокатку здійснювали на прокатному двовалковому стані «Skoda 500/350» (Чеська республіка). Дослідження мікроструктури зразків проводили на оптичному мікроскопі «Neophot-32» (Німеччина), а дослідження складу структурних складових — на

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

Середній хімічний склад зливка ЕПП сплаву системи легування Ti-Nb-Al-Mo-Zr, %

Вагові	Nb	Al	Mo	Zr	Ti
	36	6	1,8	1,8	54,4
Атомні	21,7	12,5	1,05	1,04	63,7

растровому електричному мікроскопі JEOL JSM-840 (Японія). Фазовий аналіз сплаву здійснювали на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Для дослідного сплаву значення молібденового еквівалента виражається наступним рівнянням (2):

$$\begin{aligned}
 [\text{Mo}]_{eq} &= [\text{Mo}] + \frac{[\text{Nb}]}{3,3} + \frac{[\text{Zr}]}{14} = \\
 &= 1,8 + \frac{36}{3,3} + \frac{1,8}{14} = 12,84.
 \end{aligned}
 \tag{2}$$

З метою уточнення положення на діаграмі стану досліджуваного сплаву, легуваного не тільки алюмінієм та ніобієм, але й іншими елементами, виступаючими в ролі α - та β -стабілізаторів і які впливають на межі існування фазових областей, також використовували традиційний для титанових сплавів еквівалент по алюмінію $[\text{Al}]_{eq}$. Еквівалент α -стабілізаторів та нейтральних зміцнювачів, введений Г.О. Розенбергом [10], в нашому випадку описується наступним співвідношенням:

$$[\text{Al}]_{eq} = [\text{Al}] + \frac{[\text{Zr}]}{5,9} + \frac{[\text{O}]}{0,1} = 6 + \frac{1,8}{5,9} = 6,3.
 \tag{3}$$

В роботах [11, 12] проведено дослідження впливу легуючих елементів на основі приведеного молібденового та алюмінієвого еквівалента на кінцеву структуру великої кількості титанових сплавів та встановлено зв'язок між ними. На рис. 1 від-

мічено прогнозований фазовий склад для сплаву Ti-36Nb-6Al-1,8Mo-1,8Zr.

Як бачимо на наведених рисунках, при такому вмісті Nb та Mo в титанових сплавах β -фаза зазвичай стабілізується при кімнатній температурі, а алюміній хоча частково і стабілізує α -фазу, але при такому високому вмісті β -стабілізаторів не впливає на область існування β -фази. Ця загальна поведінка зазначена в багатьох оглядах та роботах, присвячених титановим сплавам системи Ti-Nb-Zr [4, 7, 11, 12]. Таким чином, сплав Ti-36Nb-6Al-1,8Mo-1,8Zr відноситься до групи псевдо- β -титанових сплавів, в яких β -фаза, хоча і є метастабільною, але при конкретних умовах може зберігатися при низьких температурах, утворюючи основну матрицю сплаву.

Оскільки визначальним фактором при виборі режимів деформаційної та термічної обробки є кінцевий фазовий склад матеріалу, уточнення діапазонів існування фазових областей, характерних для сплаву конкретного складу — одне із важливих аспектів матеріалознавства. Зважаючи на відсутність у науковій літературі квазібінарного розрізу рівноважної діаграми стану Ti-Al-Nb для вмісту алюмінію 12,5 ат. % аналіз діапазонів існування фазових областей сплаву для різних температур проводили за політермічним розрізом потрійних діаграм Ti-Al-Nb, які були опубліковані в роботах [13, 14] та представлені на рис. 2.

Потрійні діаграми на рис. 2 демонструють, що сплав Ti-36Nb-6Al-1,8Mo-1,8Zr при температурі 700 °C (будемо вважати, що і при кімнатній температурі, бо в системі Ti-Al-Nb нижче 700 °C не проходить фазових перетворень) повинен складатися з пересиченої β -фази з деякими виділеннями α -фази, а при температурі вище 80 °C має повністю однофазну структуру представленою пересиченою β -фазою (β -Ti, Nb). Але дані на діаграмах

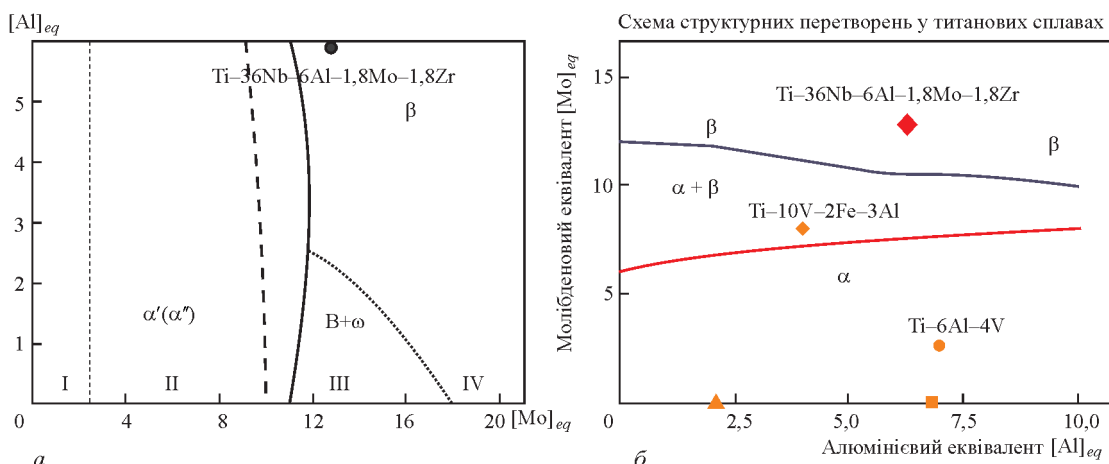


Рис. 1. Залежність кінцевого фазового складу титанових сплавів в системі $[\text{Mo}]_{eq} - [\text{Al}]_{eq}$ по даним різних авторів: а — [11]; б — [12] (● — положення дослідного сплаву)

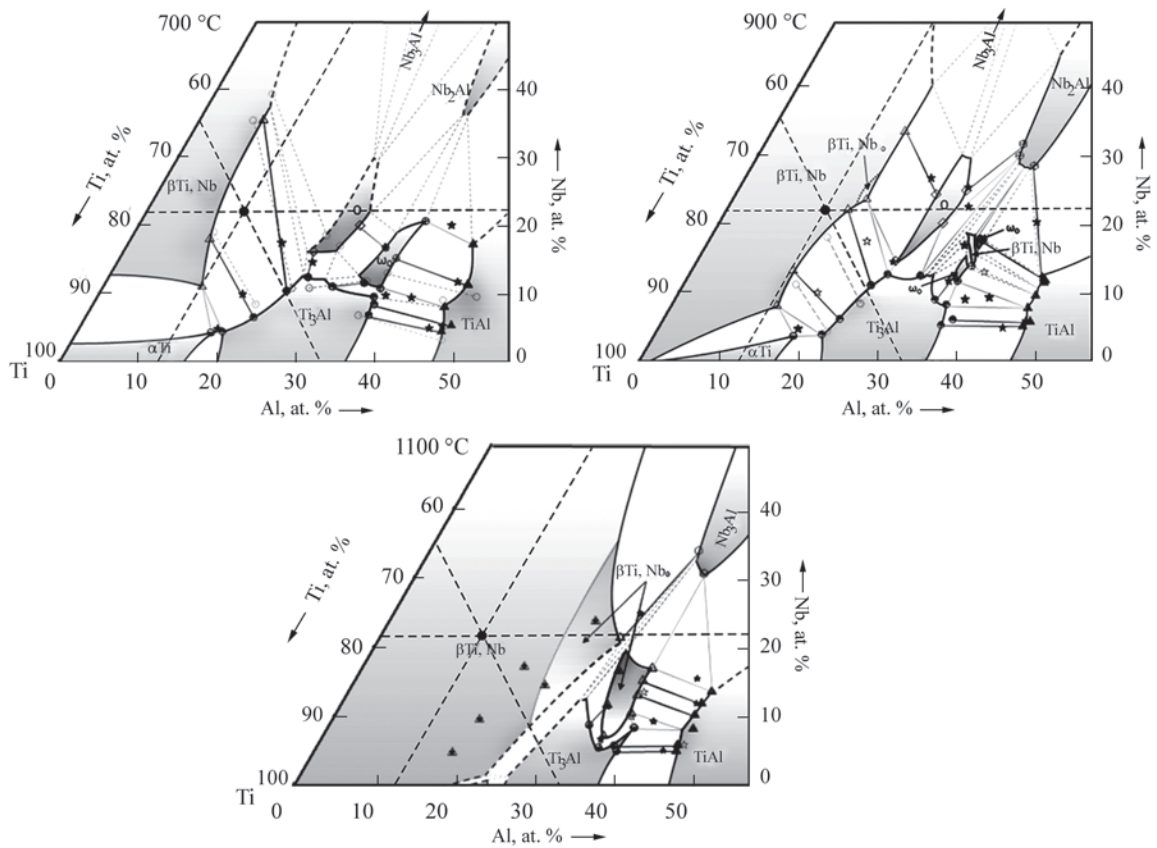


Рис. 2. Потрійні діаграми стану системи Ti–Al–Nb при різних температурах

не є досить точними і не враховують наявність додаткових легуючих елементів. Тому для додаткового уточнення температур фазових перетворень було використано методику пробних загартувань зразків сплаву з їх подальшим металографічним аналізом. Серію зразків сплаву нагрівали до температур 900, 950, 1020, 1060 та 1100 °C, витри-

мували 0,5 год і загартовували в воду для фіксації фазового складу. Зміна мікроструктури зразка дозволила встановити температури поліморфного перетворення матеріалу.

Дослідження зразка, отриманого з литого зливка ЕПП, встановило, що зерна мають рівновісну форму з середнім розміром зерна 500...1200 мкм

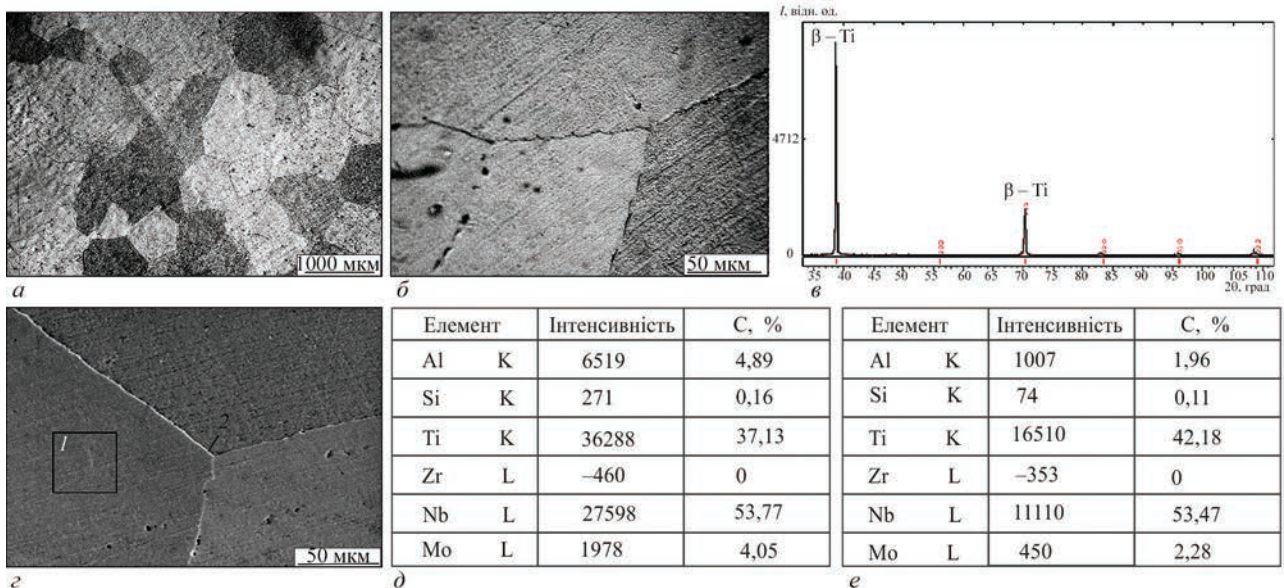


Рис. 3. Мікроструктура сплаву Ti–36Nb–6Al–1,8Mo–1,8Zr у литому стані: а — оптична мікроскопія, $\times 25$; б — оптична мікроскопія, $\times 500$; в — рентенограма литого сплаву; г — растрова електронна мікроскопія; д — мікрорентгеноспектральний аналіз області 1; е — мікрорентгеноспектральний аналіз області 2

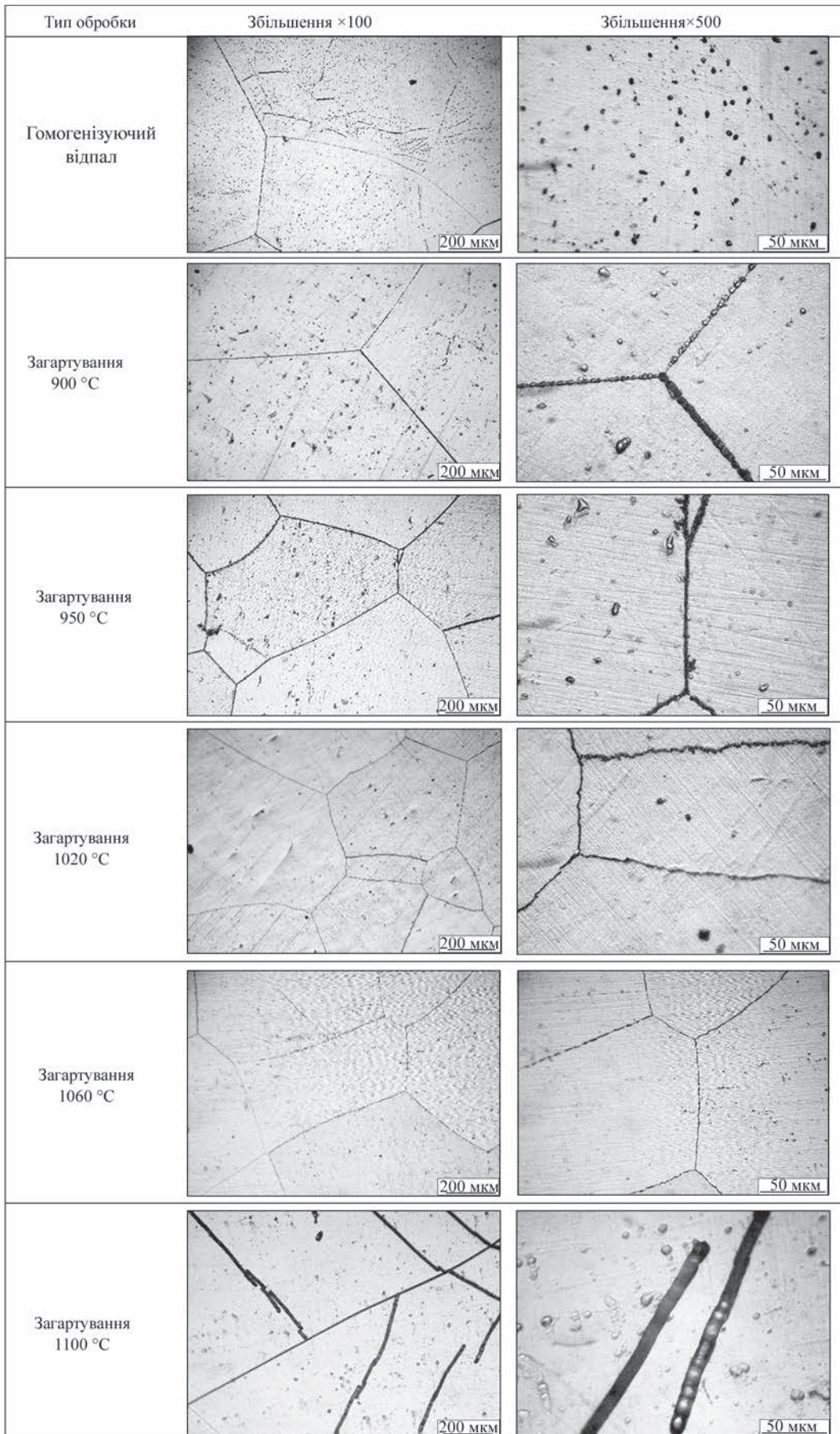


Рис. 4. Мікроструктури сплаву Ti-36Nb-6Al-1,8Mo-1,8Zr після гомогенізуючого відпалу та загартувань у воду з різних температур

(рис. 3, а). Вивчення мікроструктури на рис. 3, б, г показує, що тіло та границі зерен є чистим від крупних виділень та повністю складається з однофазної структури представленою пересиченою β-фазою (β-Ti, Nb). Фазовий рентгеноструктурний аналіз литого металу встановив, що зразок литого металу ЕПП є досить крупнозернистий та текстурований вздовж напрямку [1 1 0]. Також він підтверджує, що основною фазою в сплаві є β-фаза (рис. 3, в) і лінії фази Ti₂AlNb чи інших фаз не виявляються. Це підтверджується і даними мікрорентгеноспектрального аналізу областей, розташованих в тілі зерна та на їх границі (рис. 3, з-е).

Варто зазначити, що маючи дані мікрорентгеноспектрального аналізу, ідентифікацію фаз в сплаві можна здійснювати, аналізуючи розподіл двох ключових елементів: алюмінію та ніобію. Так, у β/V₂-фазі міститься близько 15 % Al та 24 % Nb, в θ-фазі — 26...27 % Al та 15 % Nb, у α₂-фазі — 26...27 % Al та 10% Nb (всі значення в ат. %) [1].

Таким чином, встановлено, що хоча у складі литого сплаву присутня досить велика частка алюмінію, його кількості не вистачає для утворення стабільних інтерметалідних фаз Ti₃Al, Ti₂AlNb чи інших складних фаз.

Перед деформаційною обробкою проведено гомогенізуючий відпал литої заготовки в електропечі опору без захисної атмосфери, але з використанням захисної обмазки. Відпал проводили при температурі 1200 °C на протязі 8 год. Отримані мікроструктури сплаву після гомогенізуючого відпалу та загартовань у воду показані на рис. 4.

Після гомогенізуючого відпалу в структурі з'являються окремі виділення в вигляді стрічок. Ймовірно, ці стрічки є границями дендритів, що утворилися при кристалізації зливка. При цьому у початковий момент кристалізації з рідкого розплаву відбувається виділення та зростання перших кристалів β-фази, збагачених тугоплавкими елементами, а в процесі кристалізації склад розплаву та кристалів β-фази збіднюється тугоплавкими елементами та збагачується найбільш легкоплавкими елементами, в результаті чого міждендритний простір кристалізується в останню чергу. Таким чином, виявлені внаслідок проведення гомогенізуючого відпалу зони свідчать про дендритну ліквідаційну неоднорідність чи сегрегацію, що виникає у процесі кристалізації зливка. На це слід звертати увагу при виплавці промислових великогабаритних злитків цих сплавів.

З аналізу зображень на рис. 4 видно, що при гартуванні від температур в інтервалі 900...1060 °C мікроструктура сплаву не змінюється і сплав є однофазним β-сплавом, границі та тіло зерна залишаються вільними від виділень надлишкової фази. Але при гартуванні від температури 1110 °C видно, що по границях зерен і у тілі зерна відбувається формування фази зі стрижнеподібною морфологією. Це підтверджується аналізом зображень мікроструктури при збільшенні ×500. Хоча попередній аналіз діаграм стану системи Ti–Al–Nb (рис. 2) вказує на те, що при цих температурах може утворюватися лише β/β₂-фаза, додатково були проведені дослідження структури

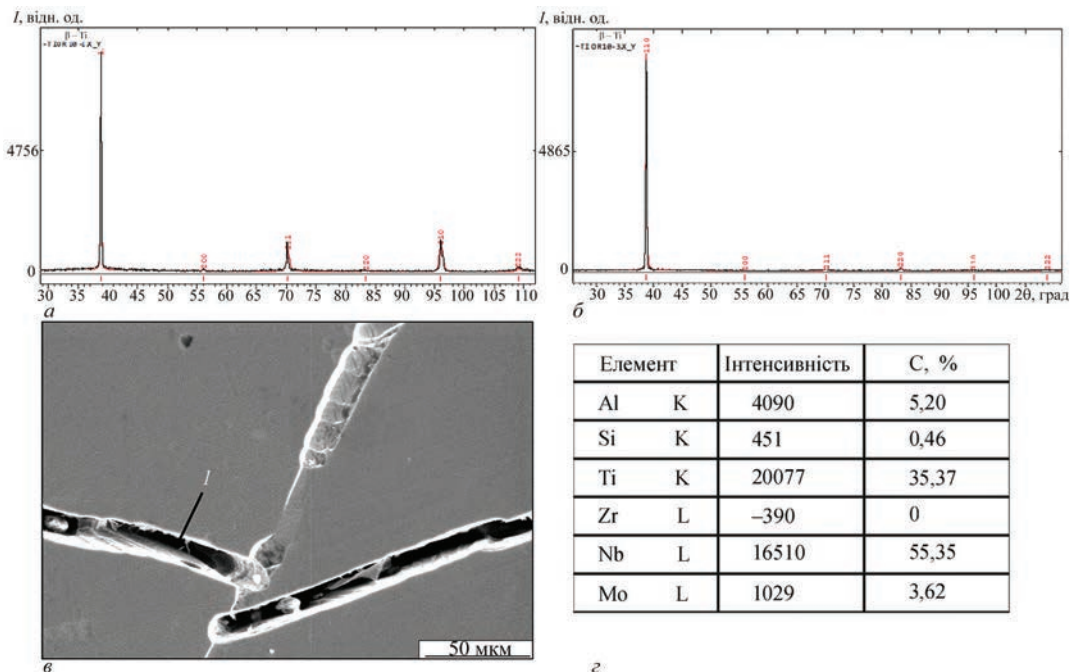


Рис. 5. Рентгенограми зразків сплаву Ti–36Nb–6Al–1,8Mo–1–8Zr, загартованих у воду з температур 900 °C (а), 1110 °C (б), растрова електронна мікроскопія зразка, загартованого з температури 1110 °C (в) та мікрорентгеноспектральний аналіз області 1 (г)

методом фазового рентгеноструктурного аналізу. На рис. 5 наведено рентгенограми зразків сплаву Ti–36Nb–6Al–1,8Mo–1,8Zr, загартованих з температур 900 і 1110 °С, які демонструють наявність тільки β-фази. Мікрорентгеноспектральний аналіз зразка, загартованого з температури 1110 °С підтвердив, що стрижнеподібна фаза є пересиченою β-фазою (β-Ti, Nb), яка легована алюмінієм в кількості 5,2 ваг. % та ніобієм в кількості 55 ваг. %. Така багата ніобієм β-фаза не виглядає випадковою, а є локальною ліквіацією, що і продемонстрував аналіз мікроструктури після гомогенізуючого відпалу (рис. 4). При кристалізації з розплаву Nb має коефіцієнт розподілу $K \neq 1$ і прагне концентруватися в міждендритних областях. Внаслідок цього в цих областях локально збільшується частка Nb. Після швидкого охолодження такі зони залишаються без змін до наступного нагрівання/розчинення [15]. Таким чином, температура повного переходу в область існування β-фази лежить у межах 1060...1100 °С. Встановлено, що проведеного гомогенізуючого відпалу (1200 °С, 8 год) недостатньо для повного дифузійного перерозподілу ніобію в структурі металу.

Оцінимо кінетику дифузійної активності ніобію в залежності від температури і часу. Для оцінки характерної довжини масового перенесення використовуємо класичну оцінку:

$$L \approx \sqrt{2Dt}, \quad (4)$$

де D — коефіцієнт дифузії ($\text{м}^2/\text{с}$) для Nb в β-Ti при заданій температурі; t — час у секундах (для нашого випадку $t = 28800$ с). Використовуємо типове значення коефіцієнта дифузії Nb у β-Ti, описане в роботах [16, 17]. Так, в β-титані для Nb наводять експериментальні значення D в інтервалі приблизно $10^{-13} \dots 10^{-11} \text{ м}^2/\text{с}$ у температурному діапазоні $\approx 1000 \dots 1300$ °С. Приймаємо $D = 3 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2/\text{с}$. Таким чином:

$$L \approx \sqrt{2 \times 3 \times 10^{-13} \times 28800} = 1,1 \cdot 10^{-4} \text{ м}. \quad (5)$$

Тобто при 1200 °С і 8 год проведеного відпалу характерна дифузійна довжина Nb складає приблизно 131 мкм. А як бачимо на рис. 4, середня відстань між стрижнеподібними структурами, а від-

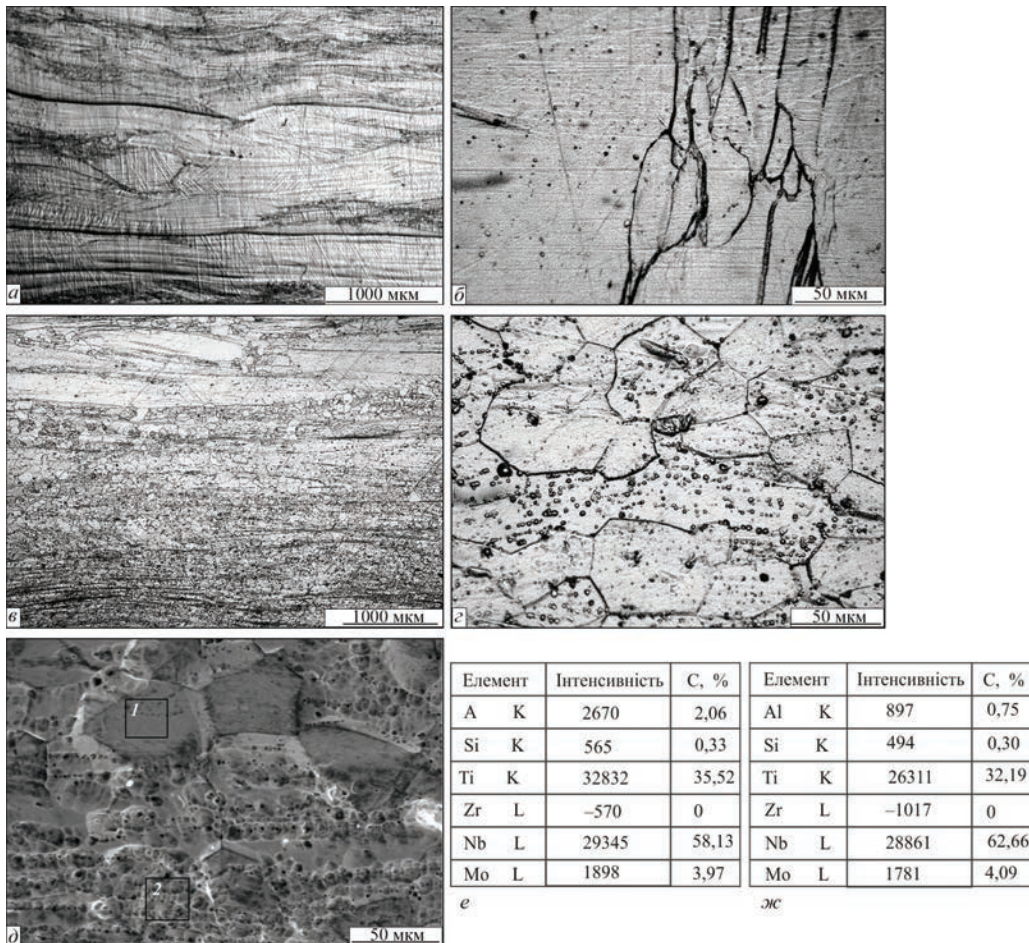


Рис. 6. Мікроструктура сплаву Ti–36Nb–6Al–1,8Mo–1,8Zr у деформованому стані (оптична мікроскопія: a — $\times 25$; b — $\times 500$) та після вакуумного відпалу (оптична мікроскопія: c — $\times 25$; d — $\times 500$), растрова електронна мікроскопія зразка після вакуумного відпалу (d) та мікрорентгеноспектральний аналіз області 1 (e) та 2 ($ж$)

повідно і краями дендритів складає 500...600 мкм. Таким чином, відстань до осі дендрита складає 250...300 мкм. Для титанових сплавів, легованих такою великою кількістю ніобію потрібно проводити гомогенізуючий відпал при температурах близько 1300 °С і часом не нижче 8 год, або з мінімальним часом витримки 18 год при 1200 °С.

Так як сплав Ti-36Nb-6Al-1,8Mo-1,7Zr відноситься до псевдо-β-сплавів, він має високу технологічну пластичність і може оброблятися методами гарячої пластичної деформації. Для усунення поверхневого розтріскування заготовки при проведенні деформаційної обробки заготовку було запаковано у термо-чохол, виготовлений з титану завтовшки 3 мм. Деформаційну обробку на першому етапі проводили при температурі 1060 °С з притиском 1 мм і повторними підігрівками після 4–5 проходів. При досягненні близько 50 % відносного обтиску заготовки, для отримання оптимальних механічних властивостей подальша деформаційна обробка проводилась з температури 1000 °С. Кінцева товщина заготовки склала 10 мм, при цьому відносний обтиск — близько 80 %. Після деформаційної обробки було проведено вакуумний відпал заготовки при 960 °С на протязі 1 год. На рис. 6, б приведена мікроструктура сплаву у деформованому стані та після відпалу (рис. 6, в, г).

З аналізу рис. 5, а витікає, що у гарячедеформованому стані сплав має текстуровану структуру, де в межах деформованих первинних крупних зерен, границі яких виділяються по підвищеній травимості, виникають більш дисперсні волокна з меншою травимістю зерен. Тобто, в сплаві при температурі прокатки гальмуються як процеси рекристалізації, так і повернення та полігонізації. Це може приводити до формування текстури деформації та виникнення анізотропії механічних характеристик. При нагріві заготовки до 1060 °С метал знаходиться в області стабільної β-фази. Швидка деформація та подальше охолодження перешкоджають проходженню дифузійних процесів, тому кінцева структура складається з метастабільної β-фази. Вивчення будови тіла границь зерен і субзерен при збільшенні $\times 500$ (рис. 5, б) не виявило формувань будь-яких виділень другої фази, що дозволяє сплаву зберігати пластичність і зменшує імовірність крихкого руйнування. Після вакуумного відпалу при температурі 960 °С залишається полосчаста текстура (рис. 5, в), внаслідок спрямованої деформації, яка збереглася після відпалу, але стала менш вираженою: з'явилися більш рівновісні зерна та великі пластинчасті ділянки (рис. 5, г). Це вказує на часткову рекристалізацію та відновлення структури після пластичної деформації.

ВИСНОВКИ

1. Титановий сплав Ti-36Nb-6Al-1,8Mo-1,8Zr, отриманий методом ЕПП відноситься до групи псевдо-β-титанових сплавів, в яких β-фаза, хоча і є метастабільною, але повністю зберігається при кімнатній температурі, утворюючи основну матрицю сплаву, що підтвердилось як теоретичними дослідженнями, так і дослідженням структурно-фазового складу.

2. Встановлено, що литий метал ЕПП має дендритну ліквідаційну мікронеоднорідність, що виникає у процесі кристалізації зливка. Таким чином, проведеного гомогенізуючого відпалу (1200 °С, 8 год) недостатньо для повного дифузійного перерозподілу ніобію в структурі литого металу. Для титанових сплавів, легованих великою кількістю ніобію потрібно проводити гомогенізуючий відпал з мінімальним часом витримки 18 год при 1200 °С.

3. В інтервалі температур 20...1060 °С структура сплаву не змінюється і сплав є однофазним β-сплавом, а температура повного переходу в область існування β-фази вище 1060 °С.

4. Проведена деформаційна обробка показала, що сплав має високу технологічну пластичність, але прокатку слід проводити в різних напрямках для усунення текстури прокатки. Вакуумний відпал при 960 °С на протязі 1 год частково рекристалізував зерно та відновив структуру, але не дозволив повністю позбутися текстури прокатки.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

- (2003) *Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications*. Ed. by Christoph Leyens, Manfred Peters. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim. DOI: <https://doi.org/10.1002/3527602119>
- Zhang, L.-C., Chen, L.-Y., Wang, L. (2020) Surface modification of titanium and titanium alloys: Technologies, developments and future interests. *Adv. Eng. Mater.*, **22**, 1901258. DOI: <http://dx.doi.org/10.1002/adem.201901258>
- Wang, L., Xie, L., Lv, Y. et al. (2017) Microstructure evolution and superelastic behavior in Ti-35Nb-2Ta-3Zr alloy processed by friction stir processing. *Acta Mater.*, **131**, 499–510. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2017.03.079>
- Kuroda, D., Niinomi, M., Morinaga, M. et al. (1998) Design and mechanical properties of new β type titanium alloys for implant materials. *Mater. Sci. Eng. A*, **243**, 244–249. DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00808-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00808-3)
- Moffat, D.L., Kattner, U.R. (1988) The stable and metastable Ti-Nb phase diagrams. *Metall. Transact. A*, **19**, 2389–2397. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/BF02645466>
- Murray, J.L. (1981) The Mo-Ti (molybdenum-titanium) system. *Bull. Alloys Phase Diagr.*, **2**, 185–192. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/BF02881476>
- Kolli, R.P., Devaraj, A. (2018) A review of metastable beta titanium alloys. *Metals*, **8**, 506. DOI: <http://dx.doi.org/10.3390/met8070506>
- Froes, F.H., Bomberger, H.B. (1985) The beta titanium alloys. *JOM*, **37**, 28–37. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF03259693>

9. Bania, P.J. (1994) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. *JOM*, **46**, 16–19. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF03220742>
10. Rosenberg, H.W. (1970) Titanium alloying in theory and practice. The science, technology and application of titanium. In: *Proc. of Inter. Conf. on Pergamon Press, Oxford*, 851–860. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-006564-9.50095-6>
11. Xiaoli Zhao, Shuchen Sun, Lei Wang et al. (2014) A new low-cost β -type high-strength titanium alloy with lower alloying percentage for spring applications. *Materials Transact.*, **55(9)**, 1455–1459. DOI: <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2014174>
12. Zhiping Li, Su Baoxian, Chen Caimin et al. (2020) Composition optimization, microstructure and mechanical properties of Ti–Al–Nb–Zr–Mo alloy with high strength and corrosion resistance. *Special Casting and Nonferrous Alloys*, **60(6)**, 591–595. DOI: <https://doi.org/10.15980/j.tzzz.2020.06.003>
13. Distl, B., Hauschildt, K., Rashkova, B. et al. (2022) Phase equilibria in the Ti-rich part of the Ti–Al–Nb system. Pt I: Low-temperature phase equilibria between 700 and 900 °C. *J. Phase Equilib. Diffus.*, **43**, 355–381. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11669-022-00963-8>
14. Distl, B., Hauschildt, K., Pyczak, F. et al. (2022) Phase equilibria in the Ti-rich part of the Ti–Al–Nb system. Pt II: High-temperature phase equilibria between 1000 and 1300 °C. *J. Phase Equilib. Diffus.*, **43**, 554–575. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11669-022-00999-w>
15. Keith, J. Leonard, Vijay, K. (2000) Vasudevan, phase equilibria and solid state transformations in Nb-rich Nb–Ti–Al intermetallic alloys. *Intermetallics*, **8(9–11)**, 1257–1268. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(00\)00056-X](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(00)00056-X)
16. Pontau, A.E., Lazarus, D. (1979) Diffusion of titanium and niobium in bcc Ti–Nb alloys. *Phys. Rev. B*, **19(8)**, 4027. DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.19.4027>
17. Zhu, L., Chen, Z., Zhong, W. et al. (2019) Measurement of diffusion coefficients in the bcc phase of the Ti–Sn and Zr–Sn binary systems. *Metall. Mater. Transact. A*, **50**, 1409–1420. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-018-05107-7>

INVESTIGATION OF THE STRUCTURAL AND PHASE COMPOSITION OF THE TITANIUM ALLOY Ti–36Nb–6Al–1.8Mo–1.8Zr

S.V. Akhonin¹, A.Yu. Severyn¹, V.O. Berezos¹, V.A. Kostin¹, I.I. Alekseenko¹, O.V. Samofalov¹, V.V. Pashynskiy²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

²Metinvest Polytechnic.

80 Southern Highway, 69008, Zaporizhzhia, Ukraine

ABSTRACT

Research was carried out on the structural and phase composition of the titanium alloy Ti–36Nb–6Al–1.8Mo–1.8Zr produced by electron beam melting. It was demonstrated that the alloy belongs to the group of pseudo- β titanium alloys, in which the β -phase is fully retained at room temperature. It was found that for cast titanium alloys alloyed with a high content of niobium (up to 40 %), a homogenization annealing treatment with a minimum holding time of 18 hours at 1200 °C is required. The study established that the alloy exhibits high technological ductility, while subsequent vacuum annealing at 960 °C for one hour leads to partial recrystallization of grains and restoration of the structure, but does not completely eliminate the rolling texture. 17 Ref., 1 Tabl., 6 Fig.

KEYWORDS: titanium alloy, phase transformation, structure, phase, temperature, deformation treatment

ORCID

S.V. Axonin — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, A.Yu. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2363>,

V.O. Berezos — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>, V.A. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>,

I.I. Алексеекко — <https://orcid.org/0000-0002-2595-1684>, O.V. Самофалов — <https://orcid.org/0009-0007-2925-1566>,

V.V. Пашинський — <https://orcid.org/0000-0003-0118-4748>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

A.Yu. Severyn

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: tim.severin72@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

S.V. Axonin, A.Yu. Severyn, V.O. Berezos, V.A. Kostin, I.I. Alekseenko, O.V. Samofalov, V.V. Pashynskiy (2026) Дослідження структурно-фазового складу титанового сплаву Ti–36Nb–6Al–1.8Mo–1.8Zr.

Сучасна електрометалургія, **01**, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.01.01>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 02.10.2025

Отримано у переглянутому вигляді 27.01.2026

Затверджено до друку 31.03.2026

Оприлюднено 14.04.2026

ВИРОБНИЦТВО ФЕРОВАНАДІЮ ЗІ ЗБАГАЧЕНИХ ВАНАДІЙВМІСНИХ ТЕХНОГЕННИХ ВІДХОДІВ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ ПРОЦЕСОМ

Ю.В. Костецький, М.О. Вдовін

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України,
03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

РЕФЕРАТ

Проведено експериментальні дослідження з оптимізації технології промислового виробництва ферованадію електроалюмінотермічним методом в умовах електрошлакової плавки з використанням хімічно збагачених ванадійвмісних промислових відходів. Дослідні плавки здійснювали на модифікованій промисловій установці ОВ-1901 з джерелом живлення постійного струму. У процесі плавки відновлення оксидів ванадію відбувається безпосередньо в шлаковому шарі за регульованого підведення додаткової електричної енергії, що забезпечує контроль інтенсивності відновлювального процесу та дає змогу отримувати феросплав із заданим вмістом ванадію. У ході експериментів варіювали склад шихти та параметри процесу з метою визначення базових технологічних режимів, які забезпечують стабільне виробництво феросплавів марок FeV50 та FeV60, призначених для виготовлення зварювальних електродів. Ступінь вилучення ванадію в сплав у дослідних плавках становив 85...90 %. За використання джерела постійного струму оптимальним є підключення схеми живлення з розташуванням основного електрода під позитивним потенціалом. Встановлено вплив тривалості витримки шлакової ванни під струмом після повного проплавлення шихти на залишковий вміст оксиду ванадію в шлаку та ступінь вилучення ванадію в сплав. Зі збільшенням часу витримки залишковий вміст V_2O_5 у шлаку зменшувався від 21,57 % без витримки до 4,36 % за витримки протягом 20 хв. Отримані результати підтверджують доцільність використання техногенних відходів для виробництва ферованадію та свідчать про перспективність подальшої оптимізації технологічних параметрів з метою підвищення ефективності вилучення ванадію й покращення економічних показників процесу. Бібліогр. 22, табл. 3, рис. 3.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: ферованадій, електрошлакова плавка, алюмінотермічне відновлення, ванадійвмісні відходи

ВСТУП

У багатьох розвинутих країнах ванадій віднесено до групи критично важливих матеріалів [1, 2]. Загальний річний обсяг його споживання у світі оцінюється в 110...120 тис. т у валовому вмісті ванадію. У подальшому прогнозують зростання глобального споживання ванадію промисловістю до 135...136 тис. т, зокрема, завдяки збільшенню його використання для виготовлення акумуляторів типу VRFB (vanadium redox flow batteries) [3]. Попри це, основним споживачем ванадію (понад 90 %) буде залишатись металургійна промисловість, де його застосовують для легування під час виробництва спеціальних сталей і сплавів у вигляді ферованадію з вмістом ванадію 40...80 % [1]. За таких умов важливим завданням є забезпечення стабільності виробництва ванадію шляхом раціонального використання його ресурсів.

Сьогодні приблизно 88 % ванадію виробляється з ванадієвих титаномагнетитових руд [4], включаючи залізні та сталеві шлаки, які становлять понад 69 % вихідної сировини у виробництві ванадію [5]. Альтернативними джерелами ванадію традиційно виступають залишки спалювання вуг-

лецевого палива, такі як зола з вугільних електростанцій [6, 7], зола від спалювання нафтопродуктів [8] та залишки від переробки та обробки сирової нафти. Останнім часом все більше досліджень присвячено розширенню сировинної бази. Наприклад, вилученню ванадію з хвостів та рециклінгу промислових відходів [9,10].

У зв'язку зі зростаючим попитом на ферованадій в умовах обмеженої ресурсної бази, зокрема в Україні, важливим завданням є створення технологій його отримання із залученням техногенних відходів, що містять ванадій, як сировини [1]. Зазвичай безпосередньою сировиною для виплавки ферованадію виступають його оксиди [11]. У техногенних відходах України оксиди ванадію присутні у продуктах згоряння мазуту, продуктах виробництва глинозему, титану, магнію, а також у відпрацьованих ванадієвих батареях та каталізаторах. Останній вид відходів відносно легко хімічно збагачується з 3...5 % оксиду ванадію до 80...85 % [12].

Ванадій утворює кілька оксидів, що відповідають його змінним ступеням окиснення +2, +3, +4 і +5 [11]. На рис. 1 наведено діаграму фазової стабільності оксидів ванадію в системі VO_x залежно від температури та парціального тиску кисню [13]. Аналіз діаграми показує, що за температур вище 1400 °С оксид V_2O_3 залишається термодинамічно стабільним у твердому стані за низького

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

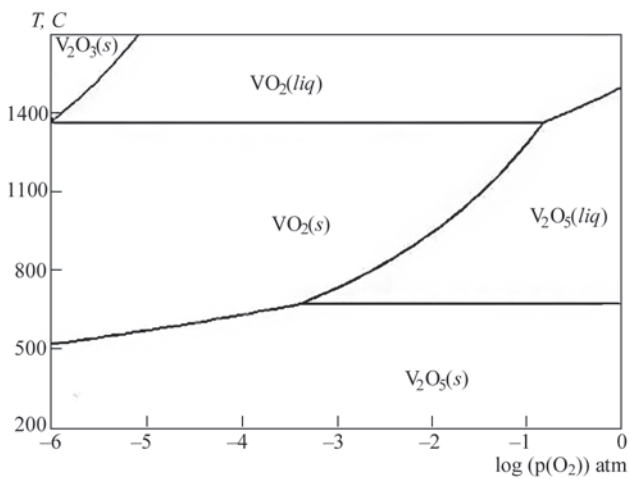


Рис 1. Діаграма фазової стабільності оксидів ванадію в системі VO_x [13]

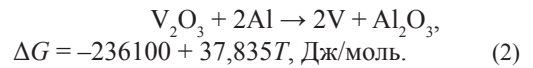
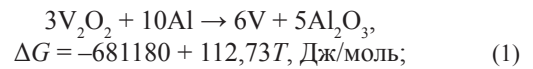
парціального тиску кисню, тоді як VO_2 за цих умов переважно перебуває у рідкому стані. Оксид V_2O_3 є стабільною фазою за відносно низьких температур у всьому діапазоні парціального тиску кисню.

Таким чином, у рідкому шлаку ванадій може існувати переважно у двох станах окиснення — V^{3+} та V^{4+} [14]. За умов низької окисненості тривалентний ванадій є домінуючою формою в шлаковому розплаві. Автори роботи [15] досліджували вплив парціального тиску кисню та основності шлаку на ступінь окиснення ванадію. Отримані результати свідчать, що окиснення іонів V^{3+} до вищого ступеня окисненості у шлаковому розчині є термодинамічно та кінетично ускладненим процесом.

У промислових умовах ванадій надходить у металургійний процес переважно у складі шихти у формі V_2O_5 з ванадієвих шлаків і концентратів, пилів, а також вторинних відходів. Проте в гарячому шлаковому розплаві за високих температур оксид V_2O_5 є термодинамічно нестійким і швидко відновлюється до нижчих оксидів. У робочому інтервалі металургійних температур ванадій у шлаку переважно перебуває у формі зі ступенем окиснення +3 (V^{3+}), через яку відбуваються основні процеси відновлення та розподілу ванадію між металеву та шлакову фазами.

Для відновлення ванадію з його оксидів можуть застосовуватися водень, вуглець, кремній та алюміній [11, 16]. Карботермічний метод не набув поширення в промислових процесах через неможливість отримання сплавів з високим вмістом ванадію та низьким вмістом вуглецю. Силікотермічне відновлення також не забезпечує розв'язання цього завдання повною мірою. У зв'язку з цим низьковуглецевий ферованадій із вмістом ванадію понад 50 % зазвичай отримують методом алюміні-

нотермічного відновлення [16,17]. Алюміній відновлює оксиди ванадію за реакціями:



Хімічні реакції відновлення оксидів ванадію алюмінієм є екзотермічними, що спрощує організацію процесу та суттєво знижує витрати електроенергії. При цьому наявність певної кількості алюмінію в кінцевому продукті не перешкоджає його використанню для легування сталей. Інші відновні процеси за аналогічних умов є термодинамічно менш вигідними та, як правило, мають ендотермічний характер [16].

Промислові процеси з алюмініотермічним відновленням можуть бути поділені на термітні та електроалюмініотермічні [11, 18]. Завдяки можливості введення додаткового тепла електроалюмініотермічний процес є більш гнучким щодо вимог до шихтових матеріалів і дозволяє використовувати у шихті більше нижчих оксидів ванадію, реакції відновлення яких алюмінієм є менш екзотермічні, ніж для оксиду V_2O_5 [16]. Більше того, електрошлаковий процес дозволяє краще розділяти продукти плавлення та контролювати інтенсивність процесу.

Електрошлаковий процес має значний потенціал для використання різних техногенних відходів у шихті для зменшення витрат на виробництво. Окрім концентрату ванадію зі збагачених ванадійвмісних відходів, це можуть бути алюмінієві відходи, які легко доступні за відносно низькою вартістю та дрібні сталеві відходи металообробки (стружка, тирса, дріб) для регулювання вмісту ванадію у сплаві. За бажанням сталевий порошок можна замінити окалиною, яка у значній кількості утворюється у прокатних або волочильних виробництвах. У цьому випадку, звичайно, необхідно збільшувати витрати відновника.

МЕТА І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

Метою роботи було дослідження та оптимізація процесу електроалюмініотермічного відновлення ванадію з технічного концентрату пентаоксиду ванадію в умовах електрошлакової плавки з метою отримання ферованадію в промислових умовах. У ході дослідження відпрацьовано технологію виробництва ферованадію з вмістом ванадію 50...60 %, призначеного для виготовлення зварювальних електродів.

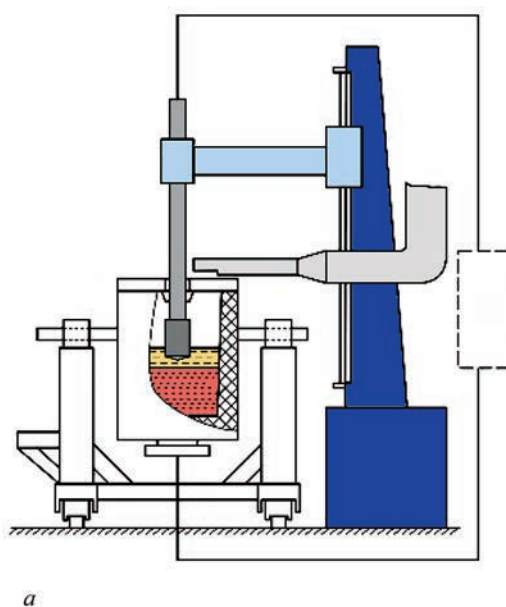


Рис. 2. Загальна схема електрошлакової плавильної установки (а) та її вигляд під час плавки (б)

Експерименти проводили в промислових умовах на модифікованій установці електрошлакового плавлення типу ОВ-1901(рис. 2).

Електричний привід колони плавильної установки забезпечує переміщення невитратного графітового електрода вбік від вертикальної осі плавильного простору на 90° . Привід плавильного тигля дозволяє повертати його у вертикальній площині на 180° для вивантаження та обслуговування. Джерелом живлення плавильної установки є зварювальний трансформатор постійного струму на 1 кА і напругу 50 В. Установка має систему автоматичного регулювання робочої напруги та регулювання струму і напруги на самому джерелі живлення. Плавлення шихти відбувається у тиглі, футерованому вогнетривким матеріалом, з подовим електродом.

Під час експериментів шихта для виплавки ферованадію складалася з концентрату пентаоксиду ванадію, вторинного алюмінію, відходів сталевих порошків та флюсів, призначених для зниження вогнетривкості шлаку. Відсотковий вміст компонентів шихти визначали на основі стехіометричних розрахунків з урахуванням результатів попередніх досліджень [19]. Усі складові шихти мали фракцію 0,3...1,0 мм. Як джерело ванадію використовували попередньо збагачені гідрометалургійним процесом промислові відходи хімічних каталізаторів. Матеріал характеризувався наступним фазовим складом оксидів ванадію, %: V_2O_5 — 55...65, V_2O_3 — 15...20, VO_2 — 3...7, VO — 0,5...4,0. До складу шихти також додавали оксид кальцію, як флюс для зв'язування глинозему в менш вогнетривкі кальцієві алюмінати [20]. Виходячи з досвіду попередніх досліджень [19], для

досягнення прийнятного рівня вилучення ванадію відновник вводили до складу шихти в кількості 101...103 % від стехіометрично розрахованої. Подальше збільшення вмісту відновника призводить лише до ускладнення процесу плавлення та підвищення вмісту алюмінію в отриманому феросплаві.

Відповідно до прийнятої технології всі компоненти шихти ретельно змішували в змішувальному барабані та подавали в плавильну установку для подальшого переплавлення. Шихтову суміш завантажували у зазор між графітовим електродом і стінкою тигля. Процес ініціювали електричною дугою, після чого, у міру плавлення шихти, до тигля додавали нові порції матеріалу. Після повного переплавлення всієї кількості шихти, передбаченої для даної плавки, шлакову ванну витримували під струмом протягом заданого часу.

ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

У процесі плавки відновлення ванадію з його оксидів алюмінієм відбувається безпосередньо в об'ємі шлакової ванни. Відновлений ванадій розчиняється в алюмінії з утворенням сплаву, що характеризується вищими температурою плавлення та густиною порівняно з чистим алюмінієм [21, 22]. Краплі металу в шарі рідкого шлаку поступово осідають на дно тигля, формуючи металеву ванну [22]. Завдяки додатковому підведенню електричної енергії електрошлаковий процес забезпечує перебіг відновлення з контрольованою швидкістю та одночасно підтримує рідкий стан шлакової ванни, об'єм якої поступово збільшується.

Під час відпрацювання технології було здійснено дві серії дослідно-промислових плавки, під час

Таблиця 1. Склад шихти дослідних плавок, %

Плавка	V ₂ O ₅	Al	Fe	CaO	CaF ₂
1, 2	46,30	22,5	7,6	19,3	4,20
3, 4, 5, 6	46,27	19,2	7,4	24,4	2,50
7, 8, 9	48,65	20,3	7,8	20,3	2,90
10, 11, 12	46,75	22,1	7,5	20,7	2,85

Таблиця 2. Хімічний склад металу першої серії плавок, %

Плавка	V	Fe	Al	Si	C	Mn	Ti
1, 2	55	32,5	7,1	2,2	1,15	0,68	0,3
3, 4	65	29,3	1,4	1,0	1,40	0,50	0,2

яких змінювали склад шихти (табл. 1) та параметри процесу з метою визначення базових технологічних режимів, що забезпечують заданий результат.

Перша серія складалася з чотирьох експериментальних плавок (1–4), які виконували за схемою підключення джерела живлення: мінус — на основному електроді, плюс — на донному електроді (рис. 2). Плавильний тигель всередині був футерований глиноземом, а донний електрод виготовлений із графіту. Під час експериментів технологічні параметри коригували з метою стабілізації перебігу процесу та отримання сплаву цільового складу. Склад шихти, використаної в експериментальних плавках, наведено в табл. 1, а хімічний склад отриманого металу — в табл. 2.

Аналіз хімічного складу металу, отриманого в першій серії дослідно-промислових плавок, засвідчив підвищений порівняно з вимогами [11] вміст вуглецю в сплаві. Це зумовлено взаємодією ванни рідкого металу з матеріалом донного електрода у процесі плавки. У зв'язку з цим було прийнято рішення модернізувати подовий електрод і замінити тип футерівки плавильного тигля, оскільки експериментальна футерівка на основі глинозему виявила низьку стійкість за умов проведення процесу.

Наступну серію дослідних плавок (5–12) проводили в модернізованому тиглі з футерівкою з вогнетривкої магнезитової цегли та сталевим подовим електродом. Полярність джерела живлення

була змінена на зворотну. У ході експериментів коригували склад шихтової суміші з метою її оптимізації з урахуванням перебігу процесу та результатів аналізу хімічного складу сплаву, отриманого під час плавки (табл. 1).

Хімічний склад ферованадію, отриманого в модернізованому тиглі під час дослідних плавок другої серії, наведено в табл. 3. Зміна конструкції подового електрода дала змогу досягти цільового вмісту вуглецю в сплаві. Магнезитова футерівка продемонструвала значно вищу стійкість порівняно з попереднім варіантом.

Останні три плавки (10–12, табл. 1) проводили як контрольні з метою перевірки відтворюваності процесу. Плавки здійснювали з підтриманням сталого електричного режиму на всіх етапах процесу (струм 900 А, напруга 38 В). Отримані результати підтвердили, що встановлені в ході експериментів параметри технології забезпечують стабільне одержання сплаву заданого хімічного складу. Під час кожної контрольної плавки в середньому одержували 7,15 кг ферованадію та 15,9 кг шлаку; при цьому втрати внаслідок випаровування становили близько 0,55 кг. Вилучення ванадію в метал досягло 85...90 %.

Слід зазначити, що ступінь вилучення ванадію в метал значною мірою залежить від тривалості витримки шлакової ванни під струмом після повного проплавлення шихтової суміші. Така витримка створює умови для більш повного перебігу відновних процесів і сприяє ефективнішому розділенню основних продуктів плавки — металеві та шлакової фаз. Швидкість руху крапель металу в об'ємі рідкого шлаку істотно залежить від їх розміру, густини та фізико-хімічних властивостей шлаку. Лабораторні дослідження показали, що частина дрібних крапель металу може залишатися в об'ємі шлаку [22]. Під час витримки під струмом температура шлакової ванни підтримується на високому рівні, а шлак залишається достатньо рідким, що сприяє більш повному відновленню ванадію та розділенню продуктів плавки. У ході експериментів було досліджено вплив тривалості витримки на вилучення ванадію зі шлаку та, відповідно, на його концентрацію в сплаві (рис. 3). За

Таблиця 3. Хімічний склад металу другої серії плавки, %

Плавка	V	Al	Si	Cr	Mn	Fe	C
5	59,99	2,98	0,75	0,68	1,11	33,24	0,59
6	63,09	2,16	0,78	0,55	2,54	29,71	0,42
7, 8, 9	56,60	2,30	1,5	3,40	2,90	32,10	0,30
10, 11, 12	68,70	1,80	1,0	0,20	0,09	27,80	→→

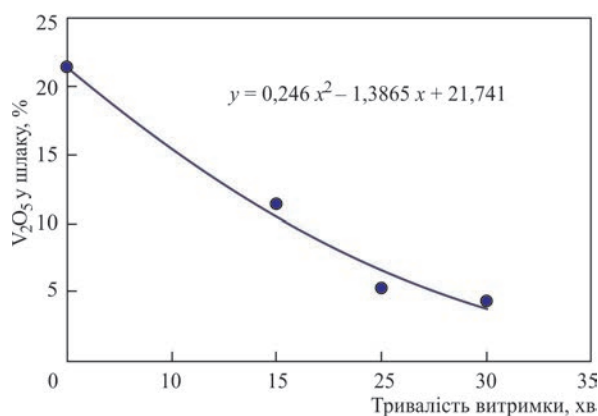


Рис. 3. Вплив тривалості витримки шлакової ванни під струмом на залишковий вміст оксиду ванадію у шлаку

тривалості витримки 10 хв залишковий вміст V_2O_5 у шлаку становив 11,36 %, при 15 і 20 хв — відповідно 5,11 і 4,36 %. Для порівняння, після плавлення без витримки кінцевий вміст V_2O_5 у шлаку досягав 21,57 %.

За результатами експериментальних плавок визначено раціональний електричний режим та інші параметри технології, які забезпечують стабільне виробництво феросплавів марок FeV50 та FeV60 (10–12, табл. 3).

ВИСНОВКИ

1. Промислові дослідження виробництва ферованадію електроалюмінотермічним методом в електрошлаковому процесі з використанням хімічно збагачених ванадійвмісних відходів показали, що відновлення оксидів ванадію в рідкому шлаку за регульованого підведення додаткової електричної енергії забезпечує контрольовану інтенсивність та стабільний перебіг процесу. Крім того, електрошлаковий процес характеризується високою ефективністю розділення продуктів плавлення та має значний потенціал для залучення до складу шихти різноманітних промислових відходів з метою зниження виробничих витрат.

2. Встановлено, що за використання джерела постійного струму оптимальним є підключення схеми живлення з позитивним потенціалом на основному електроді та сталим електричним режимом на всіх етапах процесу.

3. У ході досліджень адаптовано до конкретних промислових умов виробництва зварювальних електродів технологію отримання ферованадію з вмістом ванадію 50...60 % із використанням техногенних відходів у складі шихти. Ступінь вилучення ванадію в сплав під час дослідних плавок становив 85...90 %, причому тривалість витримки шлакової ванни під струмом після повного проплавлення шихти суттєво впливає на цей показник.

Зі збільшенням часу витримки спостерігалось зниження залишкового вмісту оксиду ванадію в шлаку від 21,57 % без витримки до 4,36 % за витримки протягом 20 хв.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Simandl, G.J., Paradis S. (2022) Vanadium as a critical material: Economic geology with emphasis on market and the main deposit types. *Applied Earth Sci.*, 131(4), 218–236. DOI: <https://10.1080/25726838.2022.2102883>.
2. (2020) *European Commission*. Critical raw materials resilience: Charting a path towards greater security and sustainability: Communication from the Commission to the Council, the European Parliament, the European Economic and Social Committee and the Committee of the Regions — Commission of the European Communities — COM 474, Document 52020DC0474.
3. Huang, R., Wang, J., Liu, S. et al. (2021) Non-precious transition metal based electrocatalysts for vanadium redox flow batteries: Rational design and perspectives. *J. of Power Sources*, 515, 230640. DOI: <https://10.1016/j.jpowsour.2021.230640>
4. Rappleye, D., Haun, R. (2021) Production of pure vanadium: industry review and feasibility study of electron beam melt refining of V–Al alloys. *J. of Sustainable Metallurgy*, 7, 755–766. DOI: <https://10.1007/s40831-021-00407-6>
5. Lee J., Kurniawan, Kim, E., Chung K.W. et al. (2021) A review on the metallurgical recycling of vanadium from slags: towards a sustainable vanadium production. *J. of Materials Research and Technology*, 12, 343–364. DOI: <https://10.1016/j.jmrt.2021.02.065>
6. Sahoo, P.K., Kim, K., Powell, M.A., Equeenuddin, S.M. (2016) Recovery of metals and other beneficial products from coal fly ash: A sustainable approach for fly ash management. *Inter. J. of Coal Sci. & Technol.*, 3, 267–283. DOI: <https://10.1007/s40789-016-0141-2>
7. Rappleye, D., Haun, R. (2021) Production of pure vanadium: Industry review and feasibility study of electron beam melt refining of V–Al alloys. *J. of Sustainable Metallurgy*, 7, 755–766.
8. Navarro, R., Guzman, J., Saucedo, I. et al. (2007) Vanadium recovery from oil fly ash by leaching, precipitation and solvent extraction processes. *Waste Management*, 27, 425–438. DOI: <https://10.1016/j.wasman.2006.02.002>
9. Wang, G., Diao, J., Liu, L. et al. (2019) Highly efficient utilization of hazardous vanadium extraction tailings containing high chromium concentrations by carbothermic reduction. *J. of Cleaner Production*, 237, 117832. DOI: <https://10.1016/j.jclepro.2019.117832>
10. Petranikova, M., Tkaczyk, A.H., Bartl, A. et al. (2020) Vanadium sustainability in the context of innovative recycling and sourcing development. *Waste Management*, 113, 521–544. DOI: <https://10.1016/j.wasman.2020.04.007>
11. Gasik, M., Dashevskii, V., Bizhanov, A. (2020) *Metallurgy of ferrovanadium. Ferroalloys. Topics in mining, metallurgy and materials engineering*. Cham, Springer, 247–272. DOI: https://10.1007/978-3-030-57502-1_10
12. Wenfang, G., Zhi, S., Hongbin, C. et al. (2020) Economic evaluation of typical metal production process: A case study of vanadium oxide production in China. *J. of Cleaner Production*, 256, 120217. DOI: <https://10.1016/j.jclepro.2020.120217>
13. Shyrokykh, T., Neubert, L., Volkova, O., Sridhar, S. (2023) Two potential ways of vanadium extraction from thin film steelmaking slags. *Processes*, 11(6), 1646. DOI: <https://10.3390/pr11061646>

14. Wang, L., Teng, L., Chou, K.-C., Seetharaman, S. (2013) Determination of vanadium valence state in CaO–MgO–Al₂O₃–SiO₂ system by high-temperature mass spectrometry. *Met. Mater. Transact. B*, **44**, 948–953.
15. Xie, X., Liu, C., Qiu, J. et al. (2026) Phase equilibrium study of CaO–Al₂O₃–VO_x slag system under argon atmosphere at 1600 °C. *Metall. Mater. Transact. B*, **57**, 680–692. DOI: <https://10.1007/s11663-025-03878-0>
16. Swinbourne, D.R., Richardson, T., Cabalreja, F. (2016) Understanding ferrovanadium smelting through computational thermodynamics modeling. *Mineral Proc. and Extractive Metallurgy*, **125**(1), 45–55. DOI: <https://10.1179/1743285515Y.0000000019>
17. Yuan, R., Li, S., Che, Y. et al. (2021) A critical review on extraction and refining of vanadium metal. *Inter. J. of Refractory Metals and Hard Materials*, **101**, 105696. DOI: <https://10.1016/j.ijrmhm.2021.105696>
18. Yang, B., He, J., Zhang, G., Guo, J.B. (2021) Ferrovanadium. Vanadium. *Elsevier*, 243–266. DOI: <https://10.1016/B978-0-12-818898-9.00010-3>
19. Kostetskyi, Yu., Polishko, G., Pedchenko, Ye. et al. (2023) Features of the process of obtaining ferrovanadium under conditions of electroslag melting. In: *Proc. of 32nd Inter. Conf. on Metallurgy and Materials METAL 2023, Brno, Czech Republic*, 69–76. DOI: <https://10.37904/metal.2023.4629>
20. Jerebtsov, D.A., Mikhailov, G.G. (2001) Phase diagram of CaO–Al₂O₃ system. *Ceramics Inter.*, **27**(1), 25–28. DOI: [https://10.1016/S0272-8842\(00\)00037-7](https://10.1016/S0272-8842(00)00037-7)
21. Okamoto, H. (2012) Al–V (Aluminum–Vanadium). *J. Phase Equilib. Diffus.*, **33**, 491. DOI: <https://10.1007/s11669-012-0090-4>
22. Kostetsky, Yu.V., Pedchenko, E.O., Vdovin, M.O. et al. (2024) Production of ferrovanadium under the conditions of electroslag melting. *Suchasna Elektrometalurhiya*, **4**, 11–17. DOI: <https://10.37434/sem2024.04.02>

PRODUCTION OF FERROVANADIUM FROM ENRICHED VANADIUM-CONTAINING TECHNOGENIC WASTE USING THE ELECTROSLAG PROCESS

Yu.V. Kostetskyi, M.O. Vdovin

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevykh Str., 03150, Kyiv, Ukraine

ABSTRACT

Experimental research was carried out to optimize the technology of industrial ferrovanadium production by the electroaluminothermic method under electroslag melting conditions using chemically enriched vanadium-containing industrial waste. The pilot melts were performed using a modified industrial OV-1901 unit with a direct current power source. During the melting process, vanadium oxides are reduced directly in the slag layer with controlled supply of additional electric energy, regulating the intensity of the reduction process and enabling the production of a ferroalloy with a specified vanadium content. During the experiments, the charge composition and process parameters were varied to determine the basic process conditions that ensure stable production of FeV50 and FeV60 ferroalloy grades intended for manufacturing of welding electrodes. The vanadium recovery rate into the alloy during pilot melts was 85...90 %. With a direct current source, the optimal configuration is to connect the power supply with the main electrode at a positive potential. The influence of the duration of holding the slag pool under current after complete melting of the charge on the residual vanadium oxide content in the slag and the degree of vanadium recovery into the alloy was determined. With increased holding time, the residual V₂O₅ content in the slag decreased from 21.57 % without holding to 4.36 % after 20 minutes of holding. The results obtained confirm the feasibility of using technogenic waste for ferrovanadium production and indicate the prospects for further optimization of technological parameters to increase vanadium recovery efficiency and to improve the economic indicators of the process. 22 Ref., 3 Tabl., 3 Fig.

KEYWORDS: ferrovanadium, electroslag melting, aluminothermic reduction, vanadium-containing waste

ORCID

Ю.В. Костецький — <https://orcid.org/0000-0003-0742-0684>, М.О. Вдовін — <https://orcid.org/0009-0007-4848-4154>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

Ю.В. Костецький

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: y.kostetsky@paton.kiev.ua

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Ю.В. Костецький, М.О. Вдовін (2026) Виробництво ферованадію зі збагачених ванадійвмісних техногенних відходів електрошлаковим процесом. *Сучасна електрометалургія*, **01**, 11–16. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.01.02>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 06.02.2026

Отримано у переглянутому вигляді 10.02.2026

Затверджено до друку 31.03.2026

Оприлюднено 14.04.2026

НОВИЙ ПІДХІД ДО СФЕРОЇДИЗАЦІЇ ЗАЛІЗНИХ ПОРОШКІВ ІЗ ВИКОРИСТАННЯМ ПЛАЗМОТРОНА ПОСТІЙНОГО СТРУМУ ОБЕРНЕНОЇ ПОЛЯРНОСТІ ІЗ ЗОВНІШНІМ ВІНОСНИМ ЕЛЕКТРОДОМ

В.М. Коржик, О.С. Терещенко, Д.В. Строгонов, В.С. Петрук, О.Ф. Тищенко, В.Є. Ярош

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

РЕФЕРАТ

У роботі представлено та експериментально обґрунтовано новий підхід до плазмової сфероїдизації порошків нерегулярної форми, який є критично важливим для виробництва сировини для адитивних технологій (3D друку металом). Пропонується використання плазмотрону постійного струму на оберненій полярності із зовнішнім виносним електродом, положення якого можна регулювати під час горіння дуги. Встановлено, що такий підхід дозволяє збільшити робочу напругу і загальну потужність дуги у 3...4 рази (до 100 кВт і більше) та значно збільшити об'єм і довжину плазмового струменя (до 10...180 мм), що значно підвищує ефективність обробки. На прикладі порошку заліза марки ПЖР нерегулярної форми підтверджено можливість та ефективність методу. Після плазмової обробки близько 95 % частинок були оплавлені та сфероїдизовані. Це призвело до значного покращення технологічних властивостей: коефіцієнт сферичності зріс з 0,18...0,20 до 0,86...0,89; текучість порошку підвищилася на 25 % (для фракції –63 мкм) та на 75 % (для фракції 63...160 мкм); насипна щільність зросла на 20...39 %. Результати демонструють, що запропонована конструкція плазмотрона з керованою довжиною дуги є перспективною альтернативою існуючим радіочастотним та дуговим системам і може бути в перспективі ефективно адаптована для сфероїдизації широкого спектра тугоплавких та керамічних порошків. Бібліогр. 27, табл. 1, рис. 8.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: плазмова сфероїдизація, плазмотрон на оберненій полярності, порошки нерегулярної форми, адитивні технології, текучість, коефіцієнт сферичності, порошки

ВСТУП

В останні роки спостерігається безперервне впровадження адитивних технологій друку металом (Metal Additive Manufacturing) у сучасних виробничих процесах у медичній, авіаційній, аерокосмічній, оборонній галузях. Зростаюча популярність 3D друку з використанням технологій Selective Laser Sintering (SLS), Selective Laser Melting (SLM), Electron Beam Melting (EBM) пояснюється такими перевагами над традиційними методами виготовлення як скорочення часу виробництва, зниження собівартості виробництва за рахунок зменшення кількості відходів, можливості створення геометрії заготовок, що неможливо отримати фрезеруванням та прецизійним литтям. Зазначені технології використовують у якості сировини порошкові матеріали з певним комплексом властивостей, що включає в себе високий коефіцієнт сферичності, відсутність закритої пористості та сателітів на поверхні частинок. Крім того, такі порошки, залежно від методу вирощування заготовок, повинні мати вузький гранулометричний склад у межах 20...100 мкм [1, 2]. Так, наприклад, для процесу SLM використовуються порошки вузької фракції 15...45 мкм, для EBM — 45...106 мкм,

для LDED — 45...150 мкм, а для технології PMD фракції 63...160 мкм [3–5].

Галузь адитивного виробництва на сьогодні знаходиться на підйомі і активно розвивається. Якщо за даними досліджень ринку станом на 2022 р. оборот становив порядку 18 млрд. доларів [6], то у 2025 р. він зріс більше ніж на 73 % та має тенденцію до швидкого зростання щороку. Так, за прогнозами аналітиків, доля адитивного виробництва на світовому ринку зростатиме на 20...25 % щороку і збільшиться в 5 разів до 2034 р. (рис. 1) по відношенню до сьогоднішнього обороту [7].

Переважна більшість технологій отримання порошків металів, сплавів, тугоплавких сполук отримують методами електролізу, відновленням з оксидів, карботермічним синтезом, самопоширюваним високотемпературним синтезом (SHS), хімічним осадженням, механічним помелом (у кульових, планетарних, атриторних млинах) і іншими технологіями, при яких форма частинок порошків завжди нерегулярна (гранчаста, пластинчаста, агломератна, губчаста, дендритна, голкоподібна) [8, 9]. Наприклад, цим відрізняються наступні порошки: мідь електролітична (катодна), залізо відновлене, тугоплавкі сполуки, такі як інтерметаліди (NiAl , Ni_3Al , TiAl , NbAl_3 , MoSi_2 , TiSi_2 , NiTi), карбіди (WC , TiC , NbC , Cr_3C_2), бориди (TiB_2 , ZrB_2 , HfB_2), оксиди (Al_2O_3 , ZrO_2 , MgO , TiO_2 , Y_2O_3 , CeO_2 , ThO_2). Причому, для зазначених тугоплав-

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

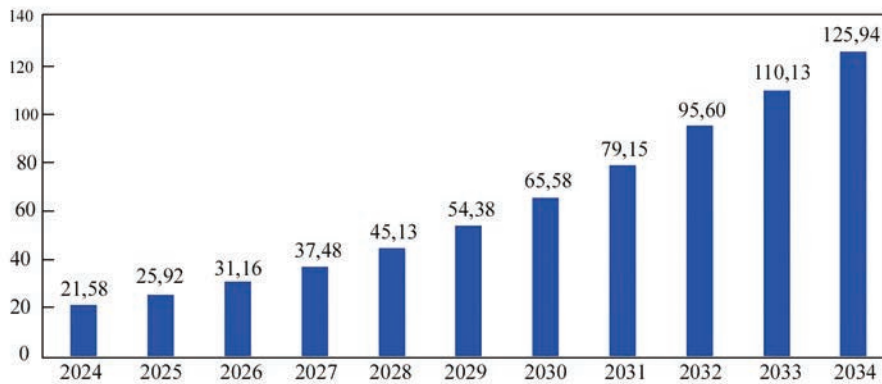


Рис. 1. Тенденції світового ринку адитивних технологій на 2024–2034 рр. [7]

ких сполук не існує методів отримання порошків сферичної форми, що могли б бути використані у адитивних технологіях.

Проблематика розвинутої морфології порошкових частинок в свою чергу полягає у значному погіршенні технологічності порошків, їх текучості, а у випадку порошків, отриманих високоенергетичним розмелом, значно ускладнює їх використання для шарового наплавлення шарів та знижує механічні властивості заготовки через формування пор внаслідок підвищення об'єму укладки [10].

Одним з перспективних методів, що дозволяє отримувати високоякісні порошки з високими технологічними параметрами є плазово-дугове розпилення, проте даний метод має свої вимоги до розпилюваних матеріалів. Так, у випадку розпилення заготовок у вигляді прутків, зазвичай використовують метод розпилення заготовки при її обертанні (плазове розпилення з обертовим електродом — PREP) з швидкістю у десятки тисяч обертів за хвилину, що вимагає високої точності виготовлення заготовки виключно циліндричної форми [11, 12]. У випадку розпилення дрових матеріалів виникає проблема обмеженості номенклатури доступних марок дров, адже не з кожного металевого сплаву можливо виготовити дріт волочинням [13].

Проте, з іншого боку, плазовий дуговий розряд, що горить у інтервалі температур 5000...20000 °C являє собою надзвичайно ефективне джерело нагріву, яке може бути використане для пропускання порошків крізь її стовп, що супроводжується локальним оплавленням частинок та сфероїдизацією їх поверхні внаслідок дії сил поверхневого натягу. Причому, даний метод має широкі можливості керування режимом обробки за рахунок зміни параметрів потужності плазової дуги [14]. З цієї точки зору актуальним є оцінка застосування розробленого авторами даної роботи плазмотрона на оберненій полярності з зовнішнім електродом з функцією

переміщення під час горіння плазової дуги або зміни його положення відносно осі плазмотрона. Це відкриває можливість додаткового збільшення довжини плазового дугового розряду як вздовж його осі, так і перпендикулярно, і, відповідно, підвищення загальної потужності дуги (наприклад, в 3...4 рази при збільшенні відстані між катодом та соплом до 100...180 мм). Відповідно, об'єм плазового струменя при цьому збільшується багатократно, що приводить до збільшення продуктивності, коефіцієнту корисної дії та можливості сфероїдизації порошків відносно крупних фракцій.

Таким чином, переведення нерегулярних порошків (інтерметалідів, сплавів, оксидів, карбідів, боридів, металів тощо) у сферичну форму дає низку критичних переваг для адитивного виробництва, порошкової металургії, напилення і навіть каталітичних систем та різко розширює можливості їх застосування у всіх сферах промисловості, дозволяє отримати дану продукцію з високою доданою вартістю та розширити існуючий ринок порошків, що використовуються у адитивних технологіях.

Плазова сфероїдизація порошків дозволяє: поліпшити сипкість і текучість; досягти вищої насипної густини; забезпечити кращу повторюваність і контроль процесу 3D друку та відтворення фізико-хімічних властивостей вирощених заготовок.

Метою даної роботи є експериментальне підтвердження перспективності застосування нової конструкції плазмотрону на оберненій полярності з керуванням довжиною дуги для сфероїдизації порошків нерегулярної форми на прикладі порошку заліза, а також дослідження морфології та технологічних властивостей порошку після плазової обробки.

Запропонований підхід до обробки порошкових матеріалів є новим та вимагає детального дослідження, що в свою чергу потребує вирішення наступних задач: підтвердити можливість зміни довжини плазової дуги при використанні плаз-

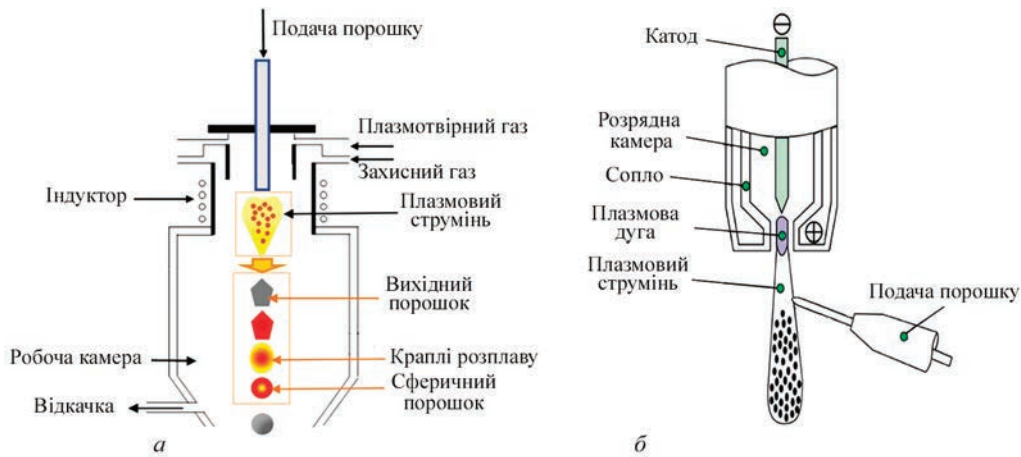


Рис. 2. Схема процесу плазмової сфероїзації порошкових матеріалів: а — з використанням радіочастотних плазмотронів; б — з використанням дугових плазмотронів на прямій полярності

мотрона на оберненій полярності з виносним електродом та можливістю регулювання відстані між катодом і анодом та встановити вплив зміни цієї відстані на робочу напругу та стабільність горіння плазми; підтвердити можливість сфероїзації порошків нерегулярної форми з використанням плазмотрона на оберненій полярності з регульованою довжиною дуги на прикладі порошку заліза ПЖР, дослідити морфологію та технологічні властивості порошку ПЖР до та після плазмової обробки з використанням запропонованого підходу.

ПОРІВНЯННЯ ВИДІВ ГЕНЕРАТОРІВ ПЛАЗМИ, ЩО ВИКОРИСТОВУЮТЬСЯ ДЛЯ СФЕРОЇЗАЦІЇ

На сьогодні існує два основних методи формування плазмового струменя, що застосовуються для оплавлення порошків з розвинутою поверхнею: радіочастотний з плазмотронами, що генерують плазмовий струмінь за допомогою високочастотного електромагнітного поля, що індукується котушкою; дуговий з плазмотронами, що генерують плазмовий струмінь за рахунок електродугового розряду, що горить між електродами, проміжок між якими заповнений плазмотвірним газом.

Перший метод є безелектродним, відрізняється складністю обладнання при меншій щільності енергії плазмового розряду, проте має більший час перебування частинок порошку у плазмовому струмені, виключає можливість забруднення порошків матеріалами електродів та дозволяє використовувати активні гази для формування плазми [15]. Другий метод є більш технологічним, відрізняється високою продуктивністю, проте вносить домішки у оброблюваний продукт та може при цьому працювати з інертними газами або з сумішами інертних газів з домішками реактивних газів [16].

Метод пропускання через плазму, індуковану високочастотним електромагнітним полем, відрізняється відсутністю електродів, а сам плазмовий струмінь утворюється за рахунок пропускання плазмотвірного газу через кварцову трубку, що введена у соленоїд — котушку індуктивності, яка при підключенні до високочастотного джерела живлення генерує радіочастотне електромагнітне поле, що розігріває газ до його іонізації. В той же час, електромагнітне поле соленоїда обтискає плазмовий струмінь концентруючи його енергію. Порошок для обробки за такою схемою подається транспортуєчим газом співвісно з плазмотвірним газом [15, 17].

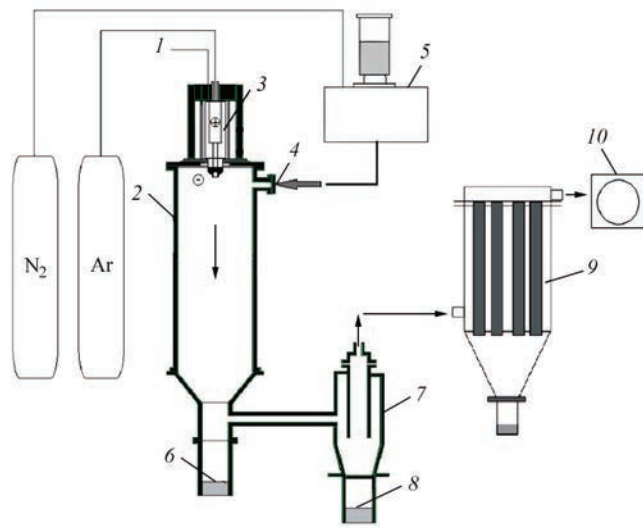
Радіочастотна плазмова обробка має суттєву перевагу — довгий час перебування частинок порошку у плазмі за рахунок невеликої швидкості струменя 10...30 м/с [18] та його більшої довжини в поєднанні з технологічною можливістю введення порошку співвісно з плазмовим струменем. Ці фактори підвищують ефективність та вірогідність сфероїзації, адже всі введені частинки проходять через плазмовий струмінь в обмеженому просторі [11].

Радіочастотний метод широко використовується для сфероїзації порошків нерегулярної форми. Наприклад, канадський виробник Текпа пропонує серійне обладнання для обробки порошків від лабораторних партій в 0,5...1,5 кг/год до промислових у 50 кг/год з плазмотронами потужністю від 15 до 200 кВт [19].

На сьогодні не існує комерційно реалізованих систем сфероїзації порошків, заснованих на дугових плазмотронах. Їх основною областю застосування є плазмове напилення функціональних покриттів завдяки високошвидкісним та надзвучковим плазмовим струменям, що отримують з використанням сопел, діаметр проходу яких в рази менше за діаметр трубки радіочастотних плазмотронів. Втім, на відміну від високочастот-



а



б

Рис. 3. Загальний вид установки для плазмової сфероїдизації Tekna TEKSPHERO-80, а також її схематичне зображення: 1 — камера плазмотрона; 2 — камера реактора; 3 — плазмотрон; 4 — ввід порошку у плазмовий струмінь; 5 — порошковий живильник; 6 — оброблений порошок (крупний); 7 — сепаратор типу циклон; 8 – оброблений порошок (дрібний); 9 — рукавний фільтр; 10 — витяжний вентилятор

них плазмових систем, дугові відрізняються простішим технологічним обладнанням та можливістю отримання плазмової дуги потужністю у сотні кіловат, що потенційно може використовуватися для обробки порошкових матеріалів. На додачу до цього, вартість отримання 1 кВт потужності на дугових плазмотронах у три рази дешевша, ніж на радіочастотних [17].

Схематично процес пропускання порошків через плазмовий струмінь за обома описаними підходами наведено на рис. 2.

Додатковою перевагою дугових плазмотронів є електродна схема, що в залежності від конструкції плазмотрона дозволяє реалізувати роботу як на прямій, так і на оберненій полярності. Використання схеми роботи з прямою полярністю відрізняється режимом горіння дугового заряду між внутрішнім електродом та соплом всередині плазмотрона, що обумовлює високу щільність енергії плазмового струменя і, одночасно, неможливість отримання плазмового струменя великої довжини та перерізу через малий дуговий проміжок.

З іншої сторони, перспективним для задач плазмово-дугової обробки порошків є режим роботи на оберненій полярності, що відрізняється від прямої полярності відносно вільним переміщенням та прив'язуванням анодної плями по верхній електрода, що при наявності зовнішнього електрода та газового потоку з великою витратою плазмотвірного газу дозволяє розтягувати дугу та збільшувати тим самим її напругу, і, відповідно, потужність дугового розряду та довжину плазмового струменя [20].

Автори даної статті, беручи за основу плазмотрон постійного струму зі схемою роботи на оберненій полярності, запропонували використання зовнішнього виносного катода спеціальної конструкції з механізмом для переміщення, що дозволяє регулювати довжину плазмового струменя в широких межах та може використовуватися для ефективної сфероїдизації порошків нерегулярної форми.

ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ПЛАЗМОВОЇ ОБРОБКИ ПОРОШКІВ НЕРЕГУЛЯРНОЇ ФОРМИ

Підхід до отримання сферичних порошків шляхом переплавлення або оплавлення при пропусканні через стовп плазмової дуги відомий з 1978 р., коли він був описаний в патенті US 4076640A компанії Херох Сорг. Винахідники Рудольф Хагенсі та Роберт Дж. Хагенбах запропонували використання енергії плазмової дуги для сфероїдизації подрібненого магнетиту та інших феромагнітних руд з метою отримання порошків, що використовуються в плотерах для електростатичного друку. Їх установка являла собою вертикальний реактор довжиною 6700 мм і діаметром 915 мм з конусом для збирання порошку в нижній частині, плазмотроном з трьома графітовими анодами, системою подачі плазмотвірного газу (аргону), вводом для подачі вихідного порошку азотом та відводом на циклони та рукавні фільтри для очистки відпрацьованих газів та видалення дрібних фракцій і пилу.

Протягом 1980–1990-х рр. енергія плазмової дуги почала застосовуватися у процесах синтезу нових матеріалів, в яких отримання сферичних частинок при оплавленні або конденсації через

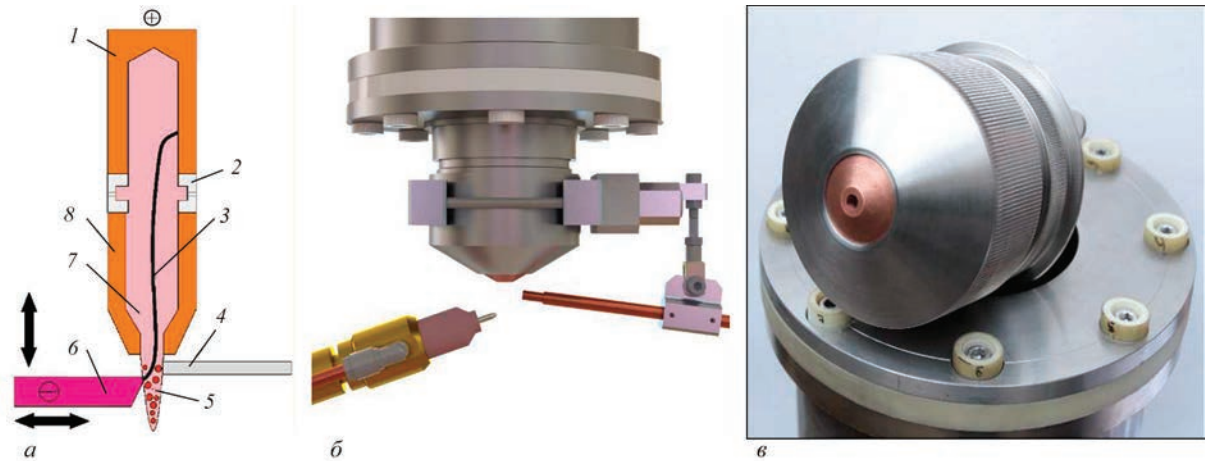


Рис. 4. Схема процесу плазмово-дугової сфероїзації металевих порошків нерегулярної форми (а), 3D модель (б) та зовнішній вид вузла розпилення з плазмотроном (в) для реалізації зазначеного процесу: 1 — мідний пустотілий електрод (анод); 2 — ізолятор-завихрювач; 3 — плазмова дуга; 4 — трубка подачі порошку у стовп дуги; 5 — порошок; 6 — вольфрамовий зовнішній електрод (катод); 7 — плазмовий струмінь; 8 — сопло

газову фазу було другорядним ефектом, якому не надавали значення. Потенціал плазмової дуги як інструменту для отримання сферичних порошків та сфероїзації розкрився тільки з початком розвитку адитивних технологій для 3D друку металевими порошками [21–23].

Загалом сучасна система плазмової сфероїзації порошкових матеріалів включає в себе плазмотрон, що монтується вертикально на герметичну камеру реактора, порошковий живильник, систему подачі плазмотвірного та транспортуючого газів, збірник оплавленого порошку, комплекс циклонів та фільтрів для відділення дрібних фракцій порошків, що виносяться з відпрацьованими газами. Загальний вид устаткування для сфероїзації порошків на прикладі комерційно реалізованої системи виробництва компанії Tekna (Канада) наведено на рис. 3 [24, 25].

Як видно з наведеної схеми, обладнання для сфероїзації мінімально відрізняється від установок для плазмово-дугового розпилення дрових матеріалів в контрольованому середовищі. Основною відмінністю є вузол введення та подачі порошку, що обробляється.

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Для реалізації запропонованого підходу було використано плазмотрон з мідним пустотілим електродом оригінальної конструкції Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона, розроблений для експлуатації на оберненій полярності з використанням зовнішнього виносного електрода спеціальної конструкції та радіальною подачею порошку під зріз плазмотрона.

Експерименти виконували на технологічному обладнанні для плазмово-дугового розпилення виробництва ТОВ «НВЦ «ПЛАЗЕР» (Україна) на установ-

ці «PLAZER 180 PL S» з встановленням виносного електрода на двохосьовий маніпулятор для регулювання відстані між кінцем електрода та соплом у координатах x та z . Конструкція виносного електрода включає вузол подачі захисного газу (аргону) та модуль водяного охолодження для забезпечення тепловідведення від вольфрамового електрода.

Сила струму у процесі обробки становила 200 А при початковій напрузі дуги 120...140 В та використанні аргону як плазмотвірного газу з витратою 30...50 л/хв. Витрата захисного газу для виносного електрода становила 15...25 л/хв.

Схема процесу плазмово-дугової обробки порошків нерегулярної форми та обладнання для цього наведені на рис. 4.

Перед введенням порошку в плазмовий струмінь запалювали основну плазмову дугу при відстані між соплом та зовнішнім катодом у діапазоні 15...20 мм, після чого катод відводили вбік на 20...50 мм та опускали вниз відносно початкового положення на 30...180 мм (рис. 5). Відповідно, при цьому збільшується об'єм основного плазмового струменя та формується другий струмінь, що горить радіально до основного.

Досліди зі сфероїзації проводили на залізних порошках марки ПЖР (ГОСТ 9849–86), отриманих методом розпилення розплаву водою. Дані порошки були класифіковані на ситах, а для дослідів відібрані порошки фракцій –63 мкм та –100+160 мкм. Порошки вводили у плазмовий струмінь нижче зрізу сопла плазмотрона під кутом 30° до нормалі. Сфероїзацію проводили на повітрі зі збором порошку у воду з відстані 500 мм. Загальний вигляд плазмової обробки порошку наведено на рис. 6.

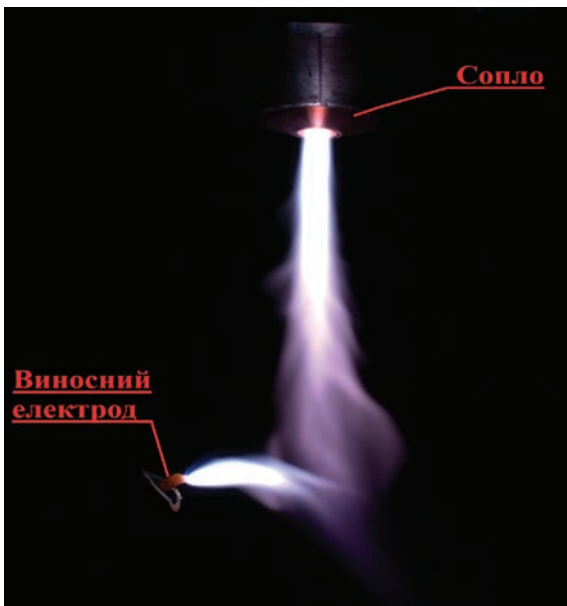


Рис. 5. Зовнішній вигляд розтягнутого плазмового розряду, довжина дуги 180 мм

Гранулометричний склад вихідних та сфероїдизованих порошків визначали методом ситового аналізу згідно з методикою ISO 2591-1:1988 на ударному ситовому аналізаторі «АС 200У (РОТАП)» (Україна) з комплектом сит з розмірами комірок 25...250 мкм, маса проби складала не менше 200 г порошку.

Морфологію вихідних та сфероїдизованих порошків досліджували з використанням зображень, отриманих з використанням скануючого електронного мікроскопу «Tescan VEGA3 EasyProbe» (Чехія) та їх наступною обробкою та аналізом з використанням програмного забезпечення «ImageJ» (США) за методикою, описаною у роботі [26].

Текучість порошку визначали за допомогою приладу Холла згідно з методикою, наведеною у стандарті ASTM B213 20 «Standard Test Methods



Рис. 6. Зовнішній вигляд процесу плазмової сфероїдизації на повітрі

for Flow Rate of Metal Powders Using the Hall Flowmeter Funnel».

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

У ході досліджень було встановлено, що при відведенні виносного катода вниз відносно осі основного плазмового струменя робоча напруга збільшується від початкових 120...140 до 300...350 В, а при використанні спеціальних джерел живлення з великим холостим ходом — до 400...500 В. Тобто, загальна потужність процесу може бути збільшена від 24 до 100 кВт і більше, залежно від можливостей джерела живлення, що в перспективі має підвищити ефективність процесу за рахунок збільшення потужності та загального об'єму отриманої плазми в десятки разів. Так, при використанні запропонованого підходу, порошок, що вводиться під зріз сопла плазмотрона, знаходитиметься у плазмовому струмені набагато довше, ніж при стандартній схемі плазмово-дугової обробки з дугою довжиною 30...50 мм. При цьому, за рахунок великого об'єму плазми, вірогідність високотемпературної обробки всіх частинок порошку, що вводяться у струмінь, може бути наближеною до такої у процесі сфероїдизації у радіочастотній плазмі з осью подачею порошку. Передбачається, що запропонований процес буде ефективним для обробки порошків з широким гранулометричним складом і може бути застосований для сфероїдизації керамічних порошків та інших тугоплавких матеріалів.

Крім того встановлено, що відведення виносного катода по горизонталі відносно сопла плазмотрона дозволяє багатократно підвищити ресурс вольфрамового електрода, який виводиться з стовпа основного плазмового струменя та має ефективний газовий захист, забезпечений конструктивним рішенням у вигляді пальника для ТІГ зварювання. Так, під час початку процесу спостерігається оплавлення торця катода, проте після виведення з зони горіння основного плазмового струменя на відстань від 20 мм катод залишається холодним, а дуга жорстко прив'язується до катодного п'ятна на кінчику електрода, а на вильоті електрода спостерігається процес катодної очистки. Таким чином, зношування матеріалу катода відбувається переважно за механізмом електроерозії, до якої вольфрам має високу стійкість [27].

Дослідження морфології порошків ПЖР показали, що вихідні порошки являють собою конгломерати нерегулярної форми з розвинутою поверхнею (рис. 7, а, б). Після проходження плазмової оброб-

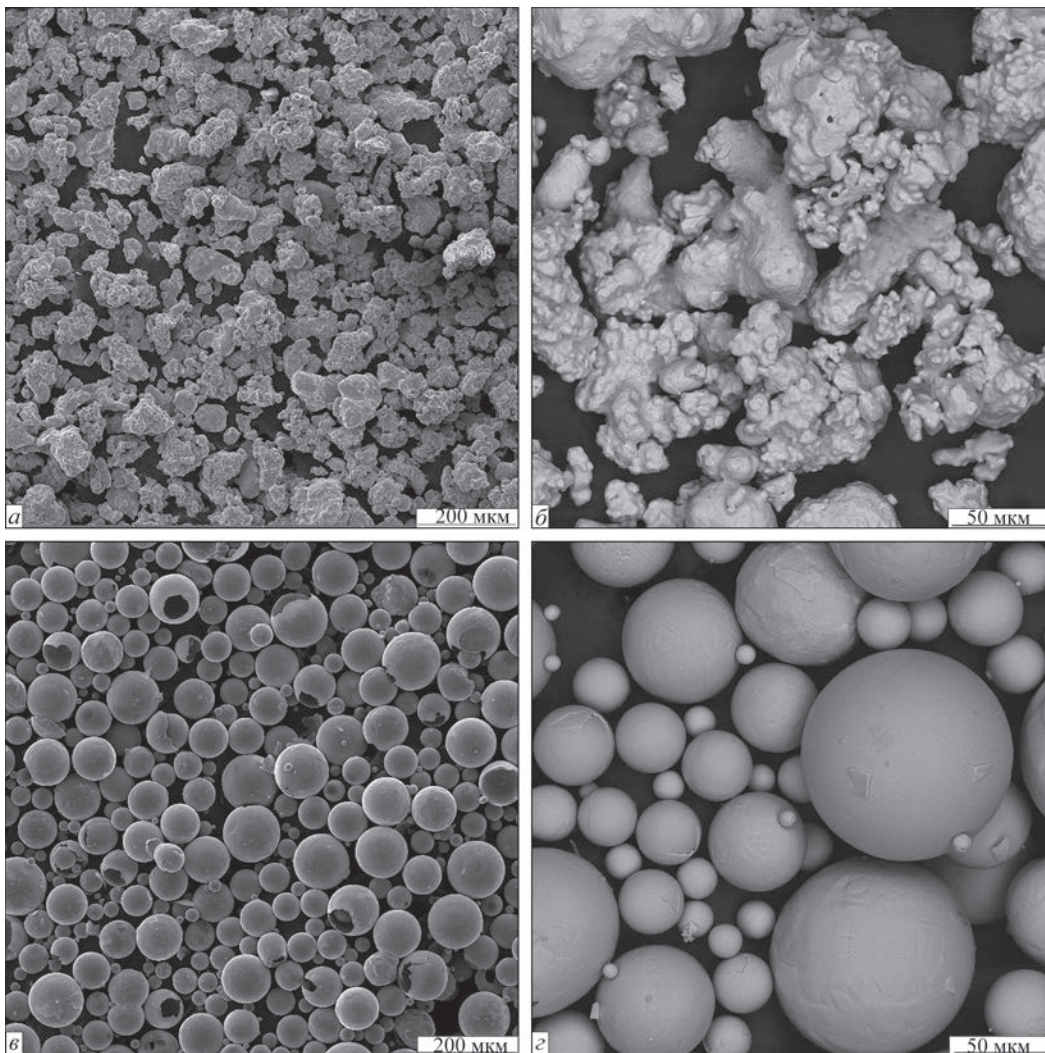


Рис. 7. Зовнішній вигляд порошку ПЗР до (а, б) та після (в, г) плазмової сфероїдизації

ки зібрані порошки демонструють високий ступінь сфероїдизації: більше 95 % частинок було оплавлено та сфероїдизовано (рис. 7, в, г). При цьому, певна кількість частинок відрізняється пустотілістю — характерним дефектом при розпиленні у повітряну атмосферу. Краплі розплаву інтенсивно окислюються у наслідок інтенсивної хімічної взаємодії з киснем та азотом, що входять до складу повітря та сфероїдизуються із ізолюванням захоплених газів всередині металевої оболонки при швидкому охолодженні при входженні у воду. Використання герметичного реактора з попередньою вакуумною очисткою атмосфери і наступним заповненням аргонном вирішить проблему з формуванням пористості та окисленням частинок.

Крім того, спостерігається ефект руйнування конгломератів з формуванням дрібних частинок, що були їх складовими. Тобто, при проходженні через плазмовий струмінь, частинки порошку розплавлялися та розбивалися плазмовим струменем.

Результати дослідження технологічних властивостей порошків (таблиця) показали значне по-

кращення текучості обробленого порошку. Так, текучість фракції 63...160 мкм підвищилася на 75 %, а текучість порошку класу –63 мкм стала краще на 25 %. Насипна щільність при цьому зростає на 20 % для класу –63 мкм та на 39 % для фракції 63...160 мкм.

Аналіз мофрології порошку на отриманих зображеннях у програмному продукті ImageJ показав, що коефіцієнт сферичності порошку після плазмової обробки у порівнянні з вихідним зростає від 0,2 до 0,86 для фракції –63 мкм та від 0,18 до 0,89 для фракції 63...160 мкм.

Отримані результати демонструють перспективність використання запропонованого підходу до сфероїдизації порошків плазмово-дуговим методом з використанням плазмотронів на зворотній полярності з керованою довжиною дуги та можуть бути адоптованими до камер для плазмово-дугового розпилення дрових матеріалів з використанням додаткових вузлів введення порошку та герметичних ввідів лінійного переміщення виносного катода.

Порівняння технологічних властивостей вихідного та сфероїдизованого порошку ПЖР

Порошок	Фракція, мкм	Текучість, с/50г	Насипна щільність, г/см ³	Коефіцієнт сферичності
Вихідний ПЖР	-63	29,1	2,47	0,2
	+63; -160	31,6	2,65	0,18
Сфероїдизований	-63	24,0	2,98	0,86
	+63; -160	18,0	3,68	0,89



Рис. 8. Горизонтальна камера плазмово-дугового розпилення порошкових матеріалів

Для прикладу наводимо рис. 8, на якому зображено дослідну модульну установку ІЕЗ ім. Є.О. Патона для плазмово-дугового розпилення порошків з можливим дооснащенням порошковим живильником.

ВИСНОВКИ

В даній роботі було запропоновано підхід до використання плазмотрона на оберненій полярності з зовнішнім виносним електродом з можливістю регулювання відстані між анодом і соплом по горизонталі та по вертикалі як високоефективного джерела плазми, тепло якої може використовуватися для сфероїдизації порошків нерегулярної форми.

У ході досліджень було встановлено, що використання плазмотрона на оберненій полярності з зовнішнім катодом, положення якого відносно осі плазмотрона може регулюватися під час горіння плазмової дуги, дозволяє збільшити загальну потужність дуги в 3...4 рази при збільшенні відстані між катодом та соплом до 100...180 мм. Відповідно, об'єм плазмового струменя при цьому збільшується багатократно. В той же час відведення катода по горизонталі на відстань від 20 до 50 мм сприяє ефективному захисту вольфрамового електрода від оплавлення з одночасною катодною очи-

сткою поверхні. При цьому, відведення катода як по вертикалі, так і по горизонталі не впливає на стабільність горіння плазмового струменя.

На прикладі порошку заліза ПЖР було підтверджено можливість та ефективність сфероїдизації металевих порошків нерегулярної форми з використанням плазмотрона на оберненій полярності з регульованою довжиною дуги. Дослідження морфології та текучості порошку ПЖР до і після плазмової обробки показали, що близько 95 % частинок порошку проходять через плазмовий струмінь з розплавленням та наступною сфероїдизацією крапель розплаву. Причому встановлено, що плазмова обробка сприяє руйнуванню конгломератної структури вихідного порошку зі збільшенням кількості дрібних частинок, що були складовими конгломератів. Оброблені порошки відрізняються коефіцієнтом сферичності 0,86...0,89 на противагу сферичності вихідного порошку з коефіцієнтом 0,18...0,20. Покращення сферичності сприяло збільшенню текучості порошку на 75 % для класу 63...160 мкм та на 25 % для класу -63 мкм. Насипна щільність при цьому також зростає на 20 % для класу -63 мкм і на 39 % для фракції 63...160 мкм. В той же час встановлено, що частина отриманих порошків має закрити пористість через швидке

оохолодження крапель розплаву з ізолюванням захопленого газу, що пояснюється особливостями плазмової обробки на повітрі.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Armstrong, M., Ahmad, M. et al. (2022) An overview of modern metal additive manufacturing technology. *J. of Manufacturing Processes*, **84**, 1001–1029. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.10.060>
2. Moghimian, P., Poirié, T., Habibnejad-Korayem, M. et al. (2021) Metal powders in additive manufacturing: A review on reusability and recyclability of common titanium, nickel and aluminum alloys. *Additive Manufacturing*, **43**, 102017, 14. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102017>.
3. Ahn, D. (2021) Directed energy deposition (DED) process: State of the art. *Inter. J. of Precis. Eng. and Manuf.-Green Tech.*, **8**, 703–742. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40684-020-00302-7>
4. Svetlizky, D., Das, M., Zheng, B. et al. (2021) Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications. *Materials Today*, **49**, 271–295. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mat-tod.2021.03.020>
5. King, W., Anderson, A., Ferencz, R. et al. (2015) Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges. *Applied Physics Reviews*, **2**, 041304. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.4937809>
6. (2025) *Additive Manufacturing Market Size, Share & Trends Analysis Report by Component, by Printer Type, by Technology, by Software, by Application, by Vertical, by Material, by Region-Global Industry Analysis, Share, Growth, Regional Outlook and Forecasts, 2023–2032*. <https://www.novaoneadvisor.com/report/additive-manufacturing-market>
7. (2025) *Additive Manufacturing Market Size, Share, and Trends 2025 to 2034*. <https://www.precedenceresearch.com/additive-manufacturing-market>
8. Antony, L.V.M., Reddy, R.G. (2003) Processes for production of high-purity metal powders. *JOM*, **55**, 14–18. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0153-4>
9. Zach, M., Brashear, D., Duran, J. et al. (2023) Spherical powders: Control over the size and morphology of powders for additive manufacturing and enriched stable isotope nuclear targets. *EPJ Web Conference*, **285**, 03002. DOI: <https://doi.org/10.1051/epjconf/202328503002>
10. Mostafaei, A., He, Y., Ghiaasiaan, R. et al. (2022) Defects and anomalies in powder bed fusion metal additive manufacturing. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, **26**, 100974. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2021.100974>
11. Korzhyk, V., Kulak, L., Shevchenko, V. et al. (2017) New equipment for production of super hard spherical tungsten carbide and other high-melting compounds using the method of plasma atomization of rotating billet. *Materials Science Forum*, **898**, 1485–1497. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.898.1485>
12. Fan, X., Tian, Q., Chu, X. et al. (2024) Microstructure and mechanical properties of Co_{31.5}Cr₇Fe₃₀Ni_{31.5} high-entropy alloy powder produced by plasma rotating electrode process and its applications in additive manufacturing. *J. of Materials Research and Technology*, **31**, 1924–1938. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.06.217>
13. Skolyszewski, A., Łuksza, J., Paćko, M. (1996) Some problems of multi-stage fine wire drawing of high-alloy steels and special alloys. *J. of Materials Processing Technology*, **60**, 155–160. DOI: [https://doi.org/10.1016/0924-0136\(96\)02321-7](https://doi.org/10.1016/0924-0136(96)02321-7)
14. Sehhat, H., Chandler, J., Yates, Z. (2021) A review on ICP powder plasma spheroidization process parameters. *Inter. J. of Refractory Metals and Hard Materials*, **103**, 105764. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105764>
15. Dignard, N., Boulos, M. (2000) Powder spheroidization using induction plasma technology. In: *Proc. of the Inter. Thermal Spray Conf.*, 887–893. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.cp.itsc2000p0887>
16. Ma, Y., Ke, W., Yang, K., Zhu, X. (2022) Investigation on spheroidization of refractory tungsten powders by laminar DC plasma torch. *Materials Research Express*, **9(11)**, 7. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/aca243>.
17. Getto, E., Santucci, J., Gibbs, R.J. et al. (2023). Powder plasma spheroidization treatment and the characterization of microstructure and mechanical properties of SS 316L powder and L-PBF builds. *Heliyon*, **9(6)**, e16583. 21. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2023.e16583>
18. Boulos, M. (2012) New frontiers in thermal plasmas from space to nanomaterials. *Nuclear Engineering and Technology*, **44(1)**, 1–8. DOI: <https://doi.org/10.5516/NET.77.2012.001>
19. <https://www.tekna.com/spheroidization-systems>
20. Iovane, P., Borriello, C., Pandolfi, G. et al. (2024) Thermal plasma spheroidization and characterization of stainless steel powders using direct current plasma technology. *Plasma*, **7(1)**, 76–90. DOI: <https://doi.org/10.3390/plasma7010006>
21. Yin, Z., Yu, D., Zhang, Q. et al. (2021) Experimental and numerical analysis of a reverse-polarity plasma torch for plasma atomization. *Plasma Chemistry and Plasma Processing*, **41**, 1471–1495. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11090-021-10181-8>
22. Taylor, P.R., Pirzada, S.A. (1994) Thermal plasma processing of materials: A review. *Advanced Performance Materials*, **1**, 35–50. DOI: <https://doi.org/10.1007/bf00705312>
23. Pfender, E. (1988) Thermal plasma processing in the nineties. *Pure and Applied Chemistry*, **60(5)**, 591–606. DOI: <https://doi.org/10.1351/pac198860050591>
24. <https://www.tekna.com/spheroidization-systems-teksphero-80>
25. Boulos, M. (2004) Plasma power can make better powders. *Metal Powder Report*, **59(5)**, 16–21. DOI: [https://doi.org/10.1016/s0026-0657\(04\)00153-5](https://doi.org/10.1016/s0026-0657(04)00153-5)
26. Li, X., Cui, L., Shonkwiler, S. et al. (2023) Automatic characterization of spherical metal powders by microscope image analysis: A parallel computing approach. *J. Iron Steel Res.*, **30**, 2293–2300. DOI: <https://doi.org/10.1007/s42243-022-00907-z>.
27. Samsonov, G.V., Mukha, I.M., Globa, L.V. (1969) Theory and production technology of electrode tool materials for electroerosion processing. *Powder Metall. Met. Ceram.*, **8**, 732–737. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00776013>

A NEW APPROACH TO SPHEROIDIZATION OF IRON POWDERS USING A REVERSE POLARITY DC PLASMA TORCH WITH AN EXTERNAL REMOTE ELECTRODE

V.M. Korzhyk, O.S. Tereshchenko, D.V. Strogonov, V.S. Petruk, O.F. Tyshchenko, V.E. Yarosh

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

ABSTRACT

The paper presents and experimentally substantiates a new approach to plasma spheroidization of irregularly shaped powders, which is critically important for the production of raw materials for additive technologies (3D metal printing). It is proposed to use a reverse polarity DC plasma torch with an external remote electrode, the position of which can be adjusted during the arc discharge. It was found that this approach allows raising the operating voltage and the total arc power by 3–4 times (up to 100 kW and more) and significantly increasing the volume and length of the plasma jet (up to 100...180 mm), which markedly improves the processing efficiency. The feasibility and effectiveness of the method were confirmed using the example of irregularly shaped PZrH iron powder. After plasma treatment, about 95 % of the particles were melted and spheroidized. This led to a significant improvement in technological properties: the sphericity coefficient increased from 0.18...0.20 to 0.86...0.89; the powder flowability increased by 25 % (for the –63 μm fraction) and by 75 % (for the 63...160 μm fraction); the bulk density increased by 20...39 %. The results demonstrate that the proposed design of a plasma torch with a controlled arc length is a promising alternative to existing radio frequency and arc systems, and it can be effectively adapted in the future for spheroidization of a wide range of refractory and ceramic powders. 27 Ref., 1 Tabl., 8 Fig.

KEYWORDS: plasma spheroidization, reverse polarity plasma torch, irregularly shaped powders, additive technologies, flowability, sphericity coefficient, powders

ORCID

В.М. Коржик — <http://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, О.С. Терещенко — <http://orcid.org/0009-0003-4021-0758>, Д.В. Строгонов — <http://orcid.org/0000-0003-4194-764X>, Петрук В.С. — <http://orcid.org/0000-0003-0742-0131>, О.Ф. Тищенко — <http://orcid.org/0009-0002-1883-1219>, В.Є. Ярош — <http://orcid.org/0009-0009-2340-4300>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

В.М. Коржик

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: vn@paton.kiev.ua

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.М. Коржик, О.С. Терещенко, Д.В. Строгонов, В.С. Петрук, О.Ф. Тищенко, В.Є. Ярош (2026) Новий підхід до сфероїдизації залізних порошків із використанням плазмотрона постійного струму оберненої полярності із зовнішнім виносним електродом. *Сучасна електрометалургія*, 01, 17–26.

DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.01.03>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 05.12.2025

Отримано у переглянутому вигляді 06.02.2026

Затверджено до друку 31.03.2026

Оприлюднено 14.04.2026



МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРИЧНИХ І ТЕПЛОВИХ ПРОЦЕСІВ В ГРАФІТОВАНОМУ ГНОВОМУ ЕЛЕКТРОДІ ДЛЯ ДУГОВИХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНИХ ПЕЧЕЙ ЗМІННОГО СТРУМУ

І.В. Кривцун, С.В. Римар, **О.Г. Богаченко**, І.О. Гончаров, І.О. Нейло, Р.С. Губатюк, О.Т. Зельніченко

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.
03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

РЕФЕРАТ

Представлено результати математичного моделювання електричних і теплових процесів в графітованому гнотовому (композитному) електроді для дугових сталеплавильних печей змінного струму. Зроблено порівняння з аналогічними процесами в монолітному електроді і визначені закономірності цих процесів. Розрахунки виконані за розробленою математичною моделлю на основі методу скінчених елементів із введенням ряду спрощень і припущень. Досліджено розподіл густини струму, електричного потенціалу, магнітної індукції і температури в електроді, що дозволяє прогнозувати роботу гнотових електродів в дугових печах. Оціночні результати розрахунків показують, що гнотовим електродам в разі їх роботи на змінному струмі притаманні також, як і на постійному струмі, менші електричні втрати і температури їх нагрівання в порівнянні з монолітними електродами, що робить їх більш енерго- та ресурсоефективними. Бібліогр. 12, рис. 9.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: гнотові (композитні) електроди, монолітні електроди, дугові сталеплавильні печі, змінний струм, розподіл густини струму, розподіл електричного потенціалу, розподіл температури, енергоефективність, ресурсоефективність

ВСТУП

Дана робота є логічним продовженням статті [1], в якій розглядалися електричні і теплові процеси в графітованих гнотових (композитних) електродах для дугових сталеплавильних печей постійного струму. В роботі розглядаються подібні процеси, але вже для електродів печей змінного струму. Це природно, оскільки 80 % дугових сталеплавильних печей в світі працює саме на змінному струмі [2]. Ємність таких печей дорівнює 15...180 т сталі.

Оскільки виробництво електросталі є вкрай ресурсо- і енергоємним, то подовження строку використання високовартісних графітованих електродів і зменшення споживання електроенергії дає суттєву економію ресурсів й зменшення негативних впливів процесу виплавляння металу на навколишнє середовище. Також важлива економія високовартісних матеріалів, таких як феросплави і легуючі речовини. Практикою використання графітованих гнотових електродів, які були вперше винайдені і розроблені в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, доказано їх позитивну роль у вирішенні зазначених проблем [2-4] на промислових електродугових печах змінного струму ємністю 6...50 т [5, 6].

Гнотовий (композитний) електрод, що розглядається, подібний до монолітного графітовано-

го електрода, але має по осі симетрії наскрізний отвір, щільно заповнений матеріалами, які мають у своєму складі хімічні елементи з низькою роботою виходу електронів [3, 4]. Це і є гніт.

Не всі дослідження функціонування електродів можна проводити безпосередньо на діючих промислових печах у зв'язку з високими температурами в них. Тому ряд досліджень доцільно здійснювати за допомогою сучасних методів математичного моделювання електромагнітних і температурних полів для можливості подальшого прогнозування фізико-хімічних і дифузійних процесів в системі гніт-електрод і робочій зоні дуги [7-9] та інших процесів.

Задачею роботи є визначення основних закономірностей електромагнітних і теплових процесів, які відбуваються в графітованих гнотових електродах для дугових сталеплавильних печей змінного струму.

Метою роботи є розроблення математичних моделей і виконання моделювання розповсюдження електромагнітних і температурних полів в гнотовому і монолітному електродах, через які протікає змінний електричний струм промислової частоти. Розрахунки необхідні для дослідження і прогнозування процесів, які відбуваються в гнотових електродах дугових сталеплавильних печей змінного струму й визначення впливу цих процесів на техніко-економічні показники виплавляння сталі з порівнянням із монолітними електродами.

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

Методологічно робота ґрунтується на закономірностях розповсюдження електромагнітних і температурних полів з використанням рівнянь Максвелла для електромагнітної частини задачі, рівнянь Фур'є, з урахуванням теплового випромінювання і конвективного теплообміну з поверхні в оточуючий простір для теплової частини задачі, закону Джоуля–Ленца, який поєднує обидві частини задачі. Використовується метод скінчених елементів, який поєднує інтегральні характеристики із значеннями характеристик досліджуваних електромагнітних і температурних полів. Враховано скін-ефект, який, хоча і не значно, але вже проявляється на суттєво нагрітих ділянках досліджуваних електродів, в зв'язку з підвищенням електричного опору графіту тіла електрода. Враховано залежність теплофізичних характеристик матеріалів від температури.

В результаті роботи необхідно отримати розрахункові картини розподілу густини струму, електричного потенціалу, магнітної індукції і температури в гнотовому та монолітному електродах в разі їх нагрівання від початку процесу й в сталому режимі, та виявити основні закономірності їх розподілу.

До оригінальності роботи слід віднести проведені дослідження розподілів густини струму, електричного потенціалу і температури в гнотовому електроді, що дозволяє прогнозувати роботу таких електродів в дугових сталеплавильних печах змінного струму.

Практичне значення роботи полягає у можливості шляхом математичного моделювання визначити тенденції впливу гнотових електродів на енергетичну, технологічну та економічну складові робочого процесу дугових сталеплавильних печей.

В зв'язку з цим актуальним є дослідження електромагнітних і теплових процесів в графітованих гнотових електродах у разі їх роботи на змінному струмі промислової частоти.

Під час побудови математичних моделей, задля здійснення оціночного розрахунку електромагнітних і теплових процесів в графітованому гнотовому і монолітному електродах, були прийняті наступні спрощення й припущення. *По-перше*, не розглядалися процеси в дузі. *По-друге*, електричний контакт струмопідводу із електродом вважався ідеальним, без врахування контактного опору в залежності від напруженості електричного поля, густини струму і об'ємних тепловиділень. *По-третє*, температура пічних газів навколо електрода і температура стінок печі по їх висоті вважалися такими, що змінюються за лінійним законом, а температура на поверхні розплавленого шлаку постійна; температура активної плями дуги на торці електрода, який дотичний з катодною або анодною областю дуги в разі зміни полярності струму на кожному його напівперіоді, задавалася

постійною і усередненою величиною між температурами катодної (нижча температура) і анодної (вища температура) плям в умовах живлення дуги постійним струмом із відповідно зворотною або прямою полярністю. Це допустимо, оскільки характерний час зміни температури на торці масивного електрода набагато більший за характерний час зміни полярності струму для промислової частоти струму 50 Гц, яким живиться дуга. Для підтвердження цього запишемо диференціальне рівняння Фур'є, наприклад, по координаті r (радіус електрода для осесиметричної задачі):

$$\gamma C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda r \frac{\partial T}{\partial r} \right),$$

де γ — густина матеріалу; C_p — питома теплоємність матеріалу; T — температура; t — час; λ — теплопровідність.

Це рівняння можна представити у формі запису для приросту функцій і аргументів:

$$\gamma C_p \frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{1}{r} \frac{1}{\Delta r} \left(\lambda r \frac{\Delta T}{\Delta r} \right),$$

звідки приріст часу

$$\Delta t = \frac{\gamma C_p}{\lambda} \Delta r^2.$$

Остання формула є основою критерію Фур'є.

Величина Δt може бути інтерпретована як характерний час зміни температури матеріалу електрода. Для графітованого електрода діаметром від 10 до 200 мм і його температурі від 20 до 4000 °C ця величина може знаходитися в часовому діапазоні порядку $1 \dots 10^4$ с, а зміна катодної і анодної плям на торці електрода для частоти струму 50 Гц відбувається за значно менший характерний час — 10^{-2} с.

Вчетверте, оскільки дифузійні процеси в системі гніт–електрод знаходяться ще на стадії дослідження, вони поки розглядалися як випадки незначної дифузії елементів, що опосередковано враховано деякою зміною питомих електричних опорів електрода і гноту від температури. Всі інші електричні і теплофізичні параметри не залежали від дифузії. *По-п'яте*, шлях проходження електричного струму вибирався через усю умовно нерухому поверхню активної плями дуги на нижньому торці електрода. *По-шосте*, розглядається одиничний електрод, який відокремлений від системи з трьох електродів печі [2, 6, 10]. Тобто тут не враховується сумісна дія магнітних полів трифазної системи живлення на провідники зі струмом (електроди), а відповідно не враховується ефект близькості й сили Лоренця, які в трифазній системі є причиною несиметричного вигорання

торців електродів відносно вертикальної осі симетрії. У відокремленому одиничному електроді вигорання його торця симетричне, що дозволяє вирішувати задачу в осесиметричному представленні. Дане спрощення дозволяє полегшити співставлення впливу на відокремлені електроди змінного і постійного [1] струмів в разі їх однакових діючих значень й однакових габаритів електродів. *По-сьоме*, оскільки струм провідності в провіднику (електроді) суттєво більший за струм зміщення, останнім можна знехтувати.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

РІВНЯННЯ МАТЕМАТИЧНОЇ МОДЕЛІ

Запишемо загальні базові рівняння Максвелла для електромагнітної задачі (електричних і магнітних полів), які використовуються в математичному моделюванні:

$$\nabla \mathbf{J} = 0; \nabla \times \mathbf{H} = \mathbf{J}; \mathbf{J} = \sigma \mathbf{E}; \mathbf{E} = -\nabla V - j\omega \mathbf{A}; \mathbf{B} = \nabla \times \mathbf{A},$$

де ∇ — оператор Набла; \mathbf{J} — вектор густини струму; \mathbf{H} — вектор напруженості магнітного поля; σ — питома електрична провідність матеріалу, $\sigma = 1/\rho$, ρ — його питомий електричний опір; \mathbf{E} — вектор напруженості електричного поля; $j = \sqrt{-1}$ — уявна одиниця; ω — кутова частота струму; V — скалярний електричний потенціал; \mathbf{A} — векторний магнітний потенціал; $\mathbf{B} = \mu_0 \mu_r \mathbf{H}$ — вектор магнітної індукції; μ_0 — магнітна стала; μ_r — відносна магнітна проникність середовища.

Також використовується закон Ампера й збереження струму:

$$\nabla \times (\mu_0^{-1} \mu_r^{-1} \mathbf{B}) + \sigma \nabla V + j\omega \sigma \cdot \mathbf{A} = 0.$$

Запишемо граничні умови для електричних і магнітних полів. *По-перше*, електричної (окрім поверхонь підведення і відведення струму) й магнітної ізольованості розрахункової області, включаючи замкнену область газового середовища навколо електрода між поверхнями підведення і відведення струму:

$$\mathbf{n} \cdot \mathbf{J} = 0; \mathbf{n} \cdot \mathbf{A} = 0,$$

де \mathbf{n} — одиничний нормальний вектор.

По-друге, електричний потенціал на верхній клемі $V = 0$. На активній плямі дуги на нижній поверхні торця електрода задається значення струму I_0 , що протікає в електроді (для змінного струму — амплітудне значення).

Рівняння Фур'є для нестационарної (змінної в часі) теплової задачі, яке описує розподіл температурного поля для теплообміну в електроді:

$$\gamma(T) C_p(T) \frac{\partial T}{\partial t} - \nabla[\lambda(T) \nabla T] = Q,$$

де Q — питома потужність джерел тепла (під час нагрівання тіла електричним струмом розподіл об'ємних тепловиділень в ньому $Q = \mathbf{J}^2/\sigma$). Параметри γ , C_p , λ тут залежать від температури T .

Перший член визначає нестационарність процесу теплообміну, другий — визначає перенесення теплоти теплопровідністю.

В разі стаціонарної задачі перший член у цьому виразі буде дорівнювати нулю і зникне з рівняння.

Область газового середовища навколо електрода між поверхнями підведення і відведення струму в тепловій задачі не задіяна.

Граничні умови для теплової задачі наступні. *По-перше*, на активній плямі дуги на нижній поверхні торця електрода діє умова 1-го роду — ізотермічна умова постійного значення температури: для монолітного електрода $T_0 = 4440$ °C [8]; для гнотового електрода $T_0 = 4000$ °C. Для гнотового електрода значення температури вираховано із співвідношення температур дуг для монолітного [11] і гнотового [12] електродів, де температура дуги гнотового електрода на 15...20% нижча за температуру дуги монолітного електрода. Зроблене припущення, що температура катодних плям дуги для таких електродів має приблизно таку ж різницю [1], а для катодно-анодних плям дуги меншу — 10...15%. *По-друге*, по всій площині поверхні електрода, окрім активної плями дуги, діє умова 3-го роду, що враховує відтік тепла q_h за рахунок конвективного теплообміну з оточуючим середовищем

$$-\mathbf{n} \cdot [-\lambda(T) \nabla T] = \alpha(T_{ext} - T) = q_h.$$

Тут α — коефіцієнт конвективного теплообміну, який може задаватися різним на різних ділянках поверхні; T_{ext} — температура оточуючого середовища, яка також може бути різною у різних ділянках електрода.

По-третьє, для врахування теплових втрат від випромінювання q_e по всій площині поверхні електрода, окрім активної плями дуги, діє умова 3-го роду і задається вираз:

$$-\mathbf{n} \cdot [-\lambda(T) \nabla T] = \varepsilon \delta (T_{amb}^4 - T^4) = q_e,$$

де ε — постійна Стефана-Больцмана; δ — коефіцієнт випромінювання поверхонь; T_{amb} — температура поверхонь, на які потрапляють промені з тіла, що випромінює.

В усталеному тепловому режимі печі, усереднено, температура розплавленого шлаку дорівнює 1620 °C; температура пічних газів у районах нижньої бічної поверхні електрода — 2500 °C і у зоні верхньої бічної поверхні електрода у склепіння печі — 1800 °C; температура поверхні бічної стінки печі над розплавленим шлаком — 1700 °C; температура поверхні бічної стінки печі у склепіння — 1500 °C.

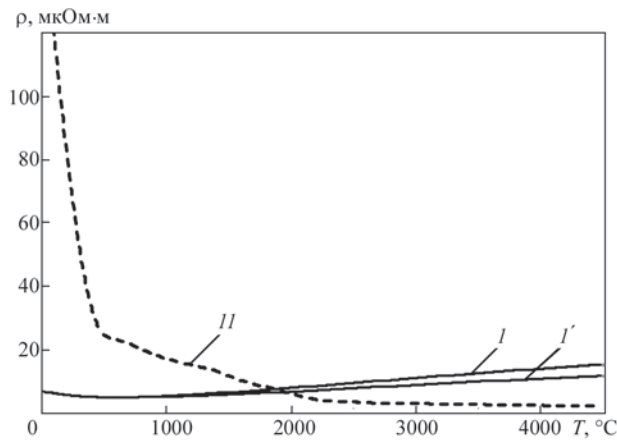


Рис. 1. Залежності питомих електричних опорів ρ від температури T : I — монолітного графітованого електрода; I' — графітованої частини (тіла) гнотового електрода, в якому відбулися дифузійні процеси системи гніт–електрод; II — гноту з дослідним складом № 11 [1]

На рис. 1 приведені залежності питомих електричних опорів ρ від температури T : I — монолітного графітованого електрода; I' — графітованої частини (тіла) гнотового електрода, в якому відбулися певні дифузійні процеси в системі гніт–електрод, які зменшили його питомий електричний опір у порівнянні із опором монолітного електрода; II — гноту дослідного складу № 11 [1] із елементами з низькою роботою виходу електронів [2–4].

З рис. 1 видно, що до температури приблизно 1900 $^{\circ}C$ значення опору гноту більше за опір електрода I' , а із зростанням температури стає меншим. За високих температур гніт стає більш електропровідний за графітоване тіло електрода і електричні втрати на суттєво нагрітих ділянках гнотового електрода стають менші за втрати на подібних ділянках монолітного електрода.

ВИПАДОК ВІДОКРЕМЛЕНИХ ВІД ПЕЧІ І ДУГИ ЕЛЕКТРОДІВ

Для аналізу температурного поля у гнотовому електроді в разі проходження по ньому змінного електричного струму і його порівняння із монолітним електродом, розглянемо спершу випадок, коли електричний струм проходить крізь відокремлені від печі і дуги електрода, які знаходяться на відкритому повітрі з температурою 20 $^{\circ}C$. Електричний струм подається між контактом верхнього струмопідводу (електродотримача) і контактом-імітатором із розмірами активної плями дуги на нижньому торці електрода. При цьому перша гранична умова теплової задачі змінюється з ізотермічної 1-го роду на однорідну адіабатичну 2-го роду, коли площа контакту із розмірами активної плями дуги термічно ізольована і через неї не проходить тепловий потік.

Для промислового гнотового електрода, що розглядається, діаметр наскрізного отвору для заповнення його гнотом дорівнює 50 мм. Для

проведеного моделювання прийнято, що гнотовий і монолітний електрода мають таку ж форму, як і електрода в печі, у яких діаметр (225 мм) у нижній частині менше за початковий діаметр (350 мм) у верхній частині в зв'язку з вигаром електрода. Висота системи електродів в печі (електродних свічок) взята 3680 мм. Приблизна розрахункова відстань від нижнього торця електрода до склепіння печі і до нижнього торця верхнього струмопідводу дорівнює відповідно 2530 і 2820 мм. Висота верхнього струмопідводу (електродотримача) — 500 мм. Через електрода для всіх варіантів розрахунку тече змінний синусоїдальний струм з діючим значенням 11 кА. Діаметр контактів, що імітують активну пляму дуги для гнотового електрода прийнято 115 мм, а монолітного електрода — 50 мм. Секції електродів з'єднані між собою монолітними графітованими ніпелями з питомими опорами на 15 % нижчими за опір монолітного графітованого електрода і на 5 % нижчим для нижнього ніпеля, якій довший час перебуває під дією високих температур печі і в якому відбулися дифузійні процеси між ним і електродом.

Розглядається осесісиметрична задача в системі координат з осями 0, z і 0, r (z — вертикальна вісь в аксіальному напрямку, r — горизонтальна вісь в радіальному напрямку) із графічним представленням на рисунках половини розрахункової області від вертикальної осі симетрії.

На рис. 2, *a* показаний розрахунковий розподіл температурного поля в гнотовому електроді в разі його нагрівання струмом 11 кА на відкритому повітрі з 20 $^{\circ}C$ до усталеної через 2 год температури, а на рис. 2, *б* — 4 пари розподілів температури нагріву по висоті електрода (координаті z) на осі симетрії електрода (більші температури в парах) та на прямолінійній бічній поверхні (менші температури в парах) із кроком 30 хв. На рис. 2, *в*, *г* показані аналогічні температурні поля в монолітному електроді. На рис. 2, *a*, *в* нижче торця електродів рисуюю позначена умовна границя активної плями дуги (границя контакту-імітатора).

Під час роботи в печі змінного струму робоча поверхня торця гнотового електрода набуває характерну увігнуту куполоподібну форму із загнутими вверх краями, що обумовлюється наскрізним отвором із гнотом. В монолітному електроді торець опуклий. Це пов'язано із тим, що дуга гнотового електрода суттєво відрізняється від дуги монолітного електрода геометричними і електричними параметрами. Гнотова дуга змінного струму розосереджена і її діаметр приблизно дорівнює 1/2...3/4 діаметра торця електрода, дуже стабільна в широкому діапазоні довжин і струмових навантажень, еластична і просторово стійка, зосереджується практично на

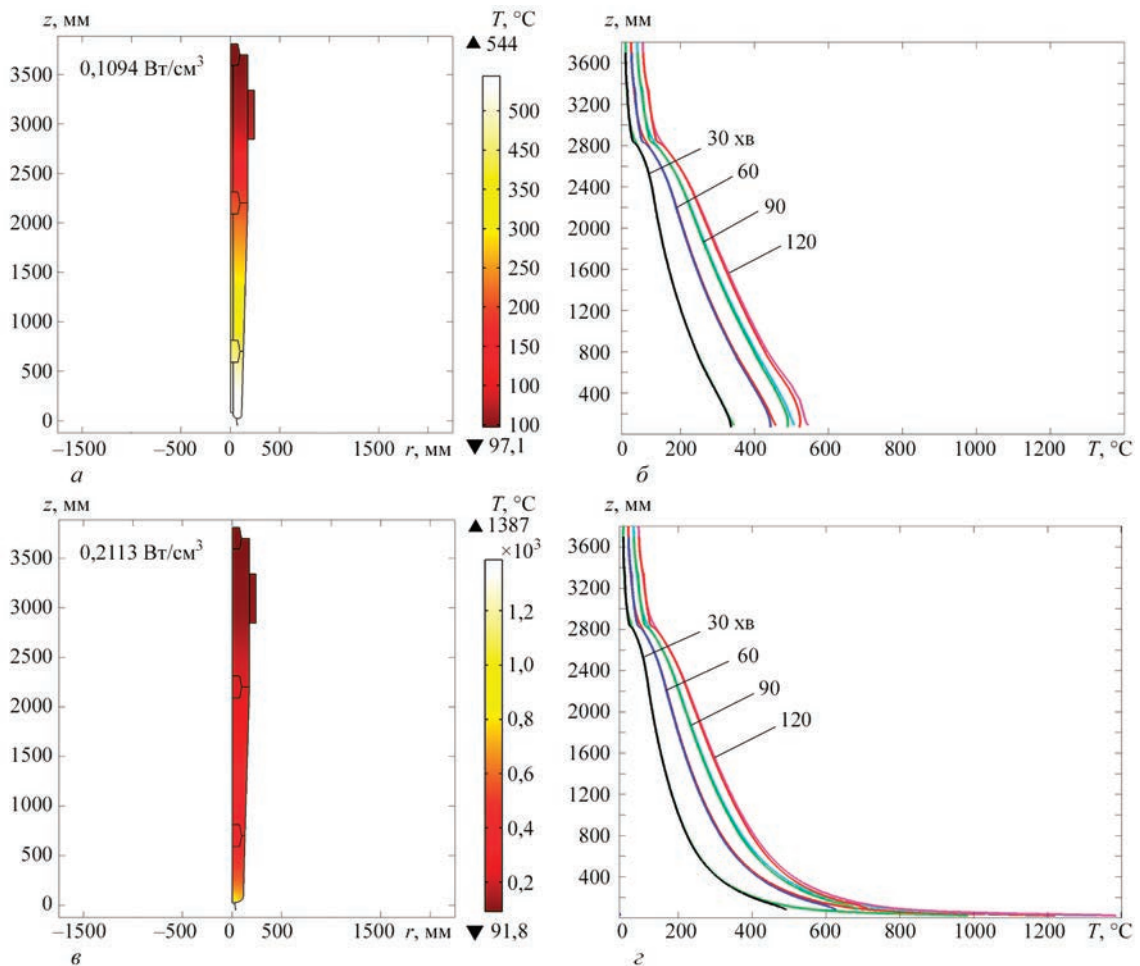


Рис. 2. Температурне поле в гнотовому електроді (а) в разі нагрівання прохідним струмом 11 кА на відкритому повітрі з 20 °С до усталеної через 2 год температури і 4 пари розподілів температури по висоті електрода (координаті z) на осі симетрії електрода (більші температури в парах) та на прямолінійній бічній поверхні (менші температури в парах) із кроком 30 хв (б), аналогічне в монолітному електроді (в) і (г)

одному місці і не мігрує по торцю електрода, характеризується високою тепловою інерційністю і меншою температурою й густиною струму, в порівнянні з дугою монолітного електрода. В монолітному ж електроді дуга сконцентрована, активна пляма дуги невелика за розміром і безупинно мігрує по поверхні торця електрода, випалюючи його й перегріваючи поверхню розплаву, призводячи до інтенсифікації випаровування основних та легуючих елементів із нього. Відповідно цьому струм в районі активної плями дуги в гнотових електроді проходить більш рівномірно через збільшену площу активної плями. Його густина не набагато перевищує густину струму в тілі електрода і нагрівання нижньої частини електрода струмом не таке значне, як у монолітному електроді, в якому струм сконцентрований у невеликій за площею активній плямі дуги.

У випадку відокремлених від печі і дуги електродів спостерігається більш ніж подвійна різниця в температурах гнотового — 544 °С (рис. 2, а і б) і монолітного — 1387 °С (рис. 2, г і д) електродів в їх нижніх частинах. Під час моделювання

нижній контакт, який імітує активну пляму дуги, є нерухомий і не враховує переміщення плями для монолітного електрода. Це призводить до отримання декілька завищеної температури, але тенденція розподілу температур зберігається. Загальні питомі резистивні електричні втрати у всьому об'ємі гнотового електрода на рис. 2, а (від верхнього торця електродотримача до нижнього торця електрода) дорівнює 0,1094 Вт/см³, а монолітного на рис. 2, в — 0,2113 Вт/см³. Вдвічі більші втрати в монолітному електроді обумовлені підвищеною густиною струму у нижній частині електрода (у зоні контакту-імітатора).

Таким чином, у випадку проходження електричного струму крізь електроди, які знаходяться на відкритому повітрі, електричні втрати і температури в гнотовому електроді практично удвічі нижчі ніж у монолітному електроді. Це дозволяє прогнозувати більш високу енергетичну ефективність гнотових електродів, ніж монолітних, а також менше вигорання гнотових електродів і їх більшу ресурсну ефективність.

**ВИПАДОК ТЕПЛООВОГО ВПЛИВУ
НА ЕЛЕКТРОД АКТИВНОЇ ПЛЯМИ ДУГИ,
ПОВЕРХНІ РОЗПЛАВУ,
ПІЧНИХ ГАЗІВ І СТІНОК ПЕЧІ**

Далі будемо розглядати усталені теплові режими в разі впливу на електрод зазначених факторів.

На рис. 3, *a* представлено розрахункове температурне поле в гнотовому електроді, а на рис. 3, *б* — залежності температури по висоті електрода (координаті z) на осі симетрії електрода (крива 1) та на прямолінійній бічній поверхні (крива 2). На рис. 3, *в* і *г* — в монолітному електроді. Порівнюючи ці залежності можна бачити, що розподіли температури в електродах до, орієнтовно, 1900 °C дуже близькі, хоча в гнотовому електроді температура трішки вища, оскільки питомий електричний опір гноту (рис. 1) до температури 1900 °C більший за опір графітованого тіла електрода і тепловиділення в гнотовому електроді на більшій його частині більше. Вище температури 1900 °C питомий електричний опір гноту стає меншим за опір графітованого тіла електрода і тепловиділення в електроді зменшується, як і в порівнянні з монолітним електродом.

В монолітному електроді більш високі показники температур фіксуються в зоні невеликої за розміром активної плями дуги, куди спрямовується струм, викликаючи суттєві значення його густини і інтенсивне нагрівання цієї зони електрода. Значний внесок в рівень температур в торцях електродів вносить також температура активних плям дуги. Оскільки площа активної плями дуги в гнотовому електроді не набагато менша площі торця електрода, то і теплові потоки з неї прогривають торець електрода на суттєву глибину. Але температура самої активної плями дуги цих електродів менша за температуру плями монолітного електрода. Зростання значень температур у торців електродів ілюстровані на рис. 3.

У всьому об'ємі монолітного електрода (від верхнього торця електродотримача до нижнього торця електрода) спостерігаються також більші ніж у 2,5 рази питомі резистивні електричні втрати — 0,3804 Вт/см³ (рис. 3, *в*), в порівнянні з гнотовим електродом — 0,1417 Вт/см³ (рис. 3, *a*).

Розглянемо картину розподілу діючих значень густини струму в електродах.

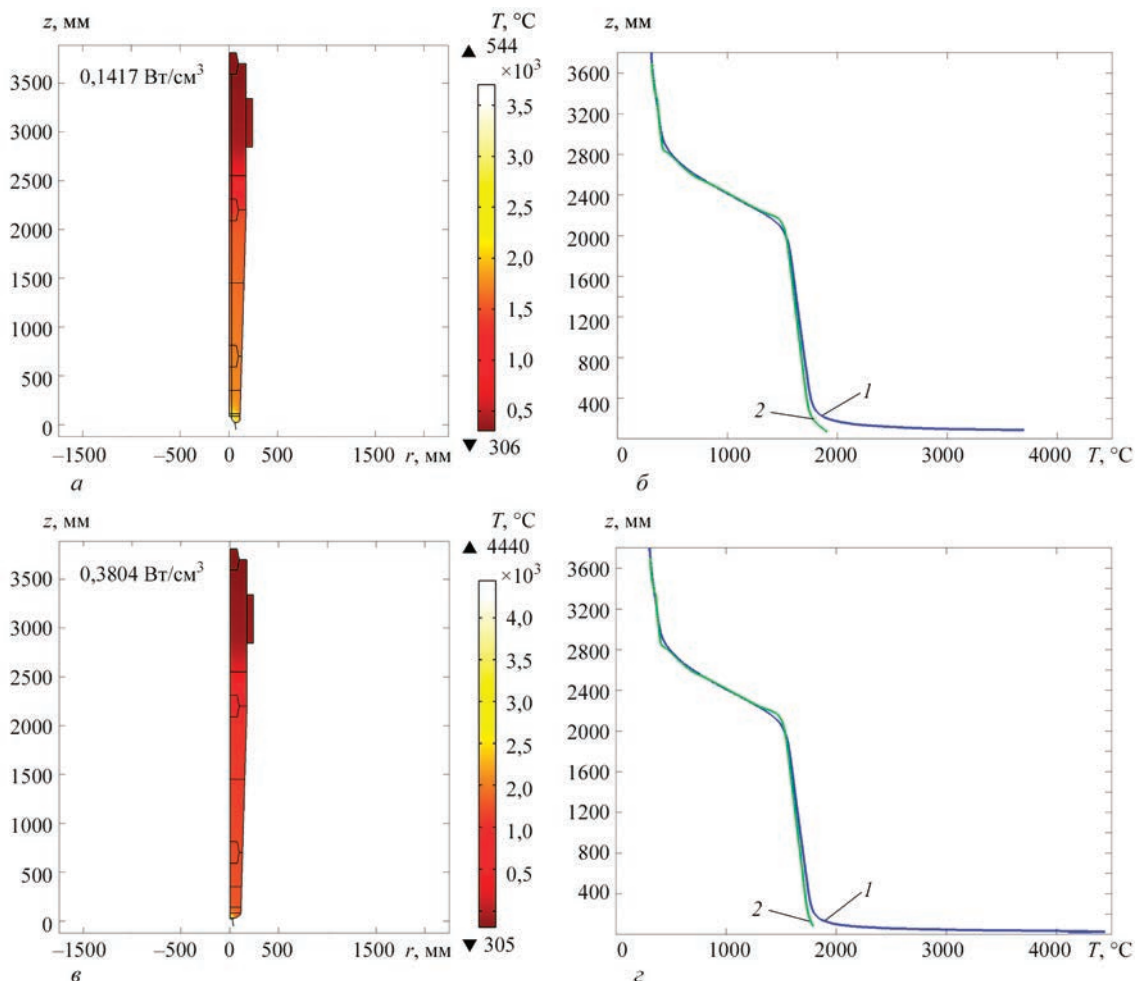


Рис. 3. Температурне поле в гнотовому електроді (*a*) і залежності температури по висоті електрода (координаті z) на осі симетрії електрода (крива 1) та на прямолінійній бічній поверхні (крива 2) (*б*); аналогічне в монолітному електроді (*в*) і (*г*)

На рис. 4, *a* показано розподіл густини струму в гнотовому електроді, а на рис. 4, *б* — збільшене зображення торця електрода. На рис. 4, *в* і *г* — в монолітному електроді. Видно, що розподіл густини струму в електроді корелюється із їх питомими електричними опорами для різних температур (рис. 1). На ділянках з більшим значенням опору гноту густина струму в них менша, ніж в тілі самого електрода на прилеглих ділянках і навпаки. Найбільша густина струму спостерігається поблизу активної плями дуги монолітного електрода, що обумовлює високу температуру в цій зоні і її підвищений торцевий вгвар. Питомі резистивні електричні втрати в гнотовому електроді менші, ніж у монолітному електроді приблизно на 63 %. Оскільки електричні втрати пропорційні квадрату струму, то можна прогнозувати, що приблизно на 7...8 % можливо піднімати струмове навантаження гнотових електродів в процесі плавлення до зрівняння електричних втрат в гнотових і монолітних електроді. Це підвищить продуктивність плавлення сталі і економію електричної енергії.

На рис. 5 показані криві зміни густини струму по висоті електродів (координаті z) на осі симетрії електрода (крива 1), на границі гноту і тіла електрода (крива 2), на поверхні електрода (крива 3). На рис. 5, *a* — в гнотовому електроді, на рис. 5, *б* — в монолітному електроді. Горби на кривих співпадають з ділянками розташування ніпелів.

На рис. 6 представлені криві зміни густини струму в радіальному напрямку (координаті r) на різній висоті (перерізи 1...5, див. рис. 4). На рис. 6, *a* — в гнотовому електроді, на рис. 6, *б* — в монолітному електроді. Розриви кривих на рис. 6, *a* в гнотовому електроді співпадають з границями сполучення гноту і тіла електрода, у яких різні значення питомих електричних опорів.

Розподіл густини струму в електроді на рис. 5 і 6 також корелюється із значеннями їх питомих електричних опорів за різних температур (рис. 1). Наочно видно, що суттєві значення густини струму спостерігаються поблизу нижніх торців електродів, які на порядок вище, ніж на більшій протяжності електродів.

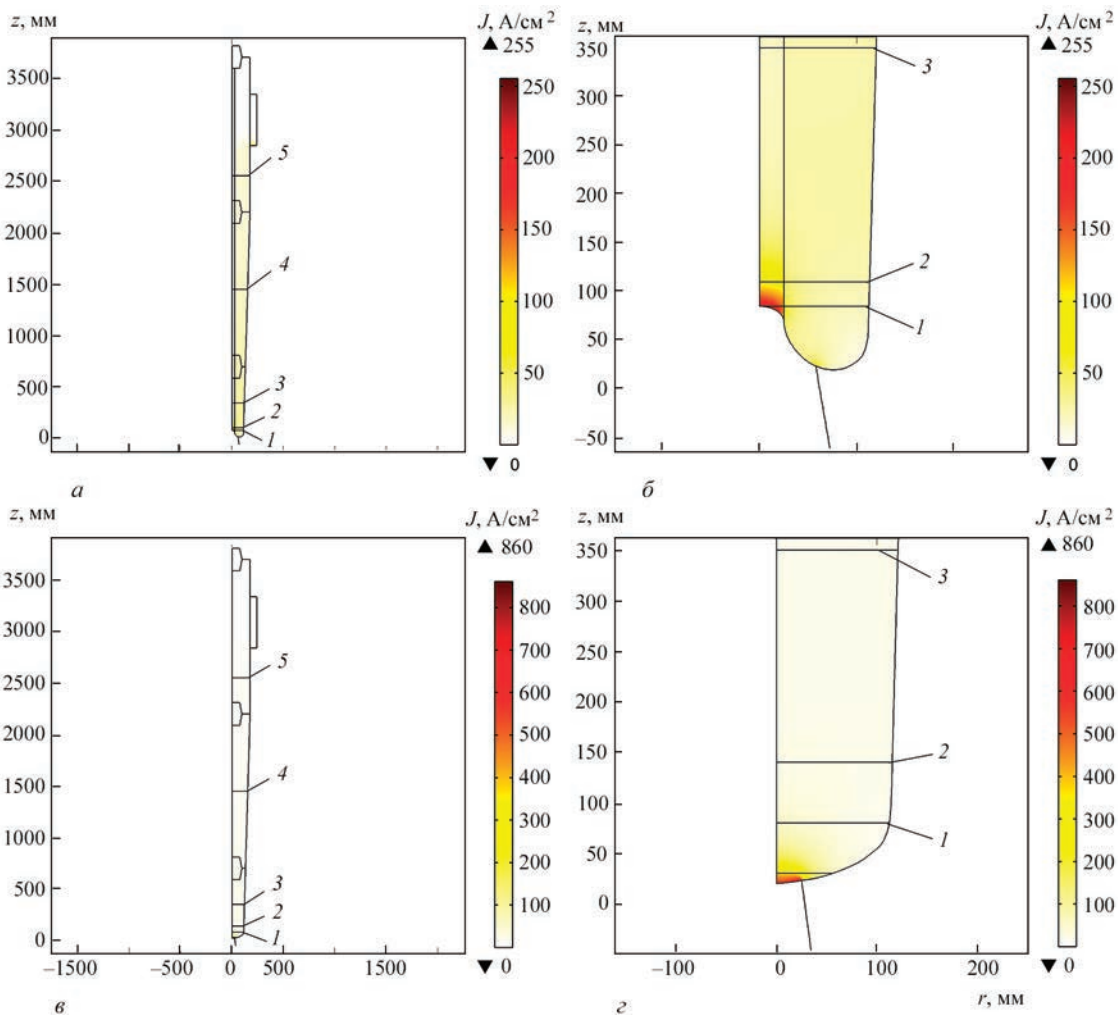


Рис. 4. Розподіл густини струму в гнотовому електроді (*a*) і збільшене зображення торця електрода (*б*); аналогічне в монолітному електроді (*в*) і (*г*)

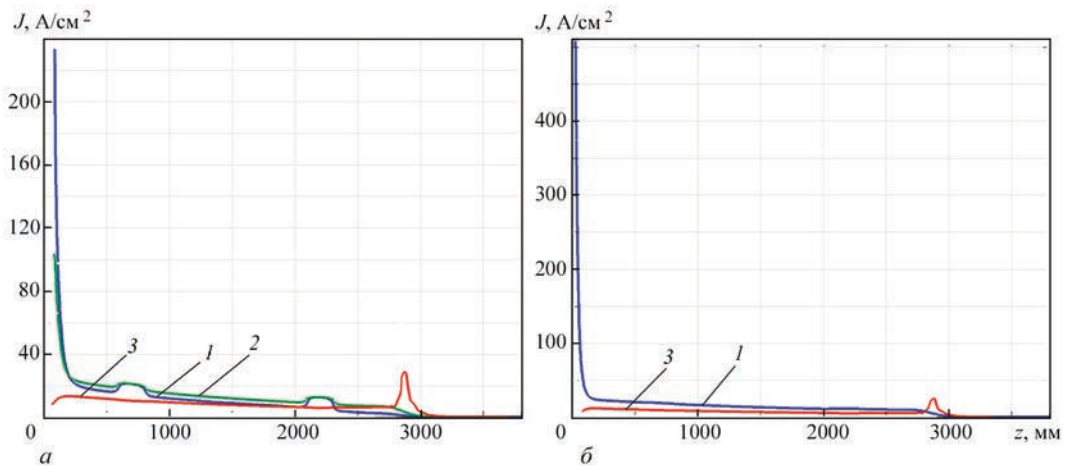


Рис. 5. Криві густини струму по висоті електродів (координати z) на осі симетрії електрода (крива 1), на границі гноту і тіла електрода (крива 2), на поверхні електрода (крива 3) в гнотовому електроді (а); в монолітному електроді (б)

На рис. 7 наведені криві температур в радіальних розрізах (координати r) на різній висоті (перерізи 1...5, див. рис. 4). На рис. 7, а — в гнотовому електроді, на рис. 7, б — в монолітному.

На рис. 8, а представлено розрахунковий розподіл електричного потенціалу (діючі значення) в тілі гнотового електрода, а на рис. 3, б — криві електричного потенціалу по висоті електрода (координати z) на осі симетрії електрода (крива 1)

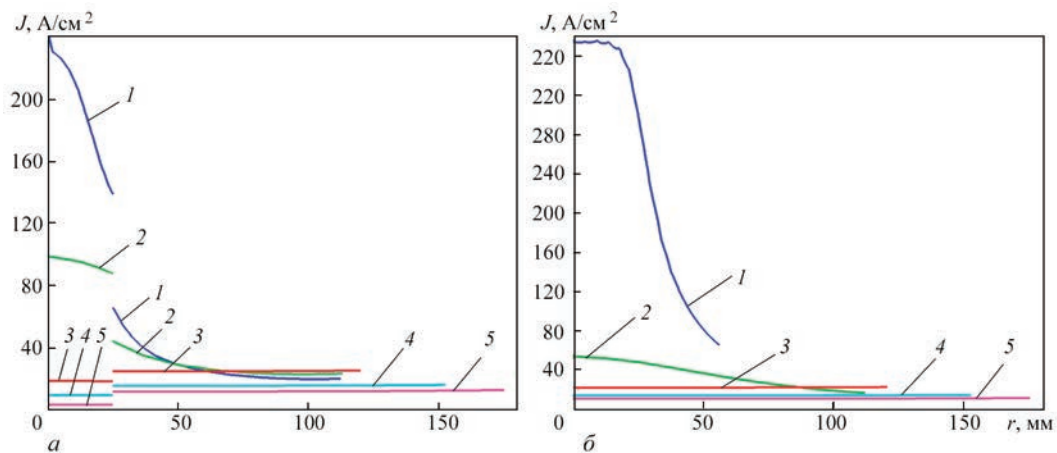


Рис. 6. Криві густини струму в радіальному напрямі (координати r) на різній висоті (перерізи 1...5, див. рис. 4) в гнотовому електроді (а); в монолітному електроді (б)

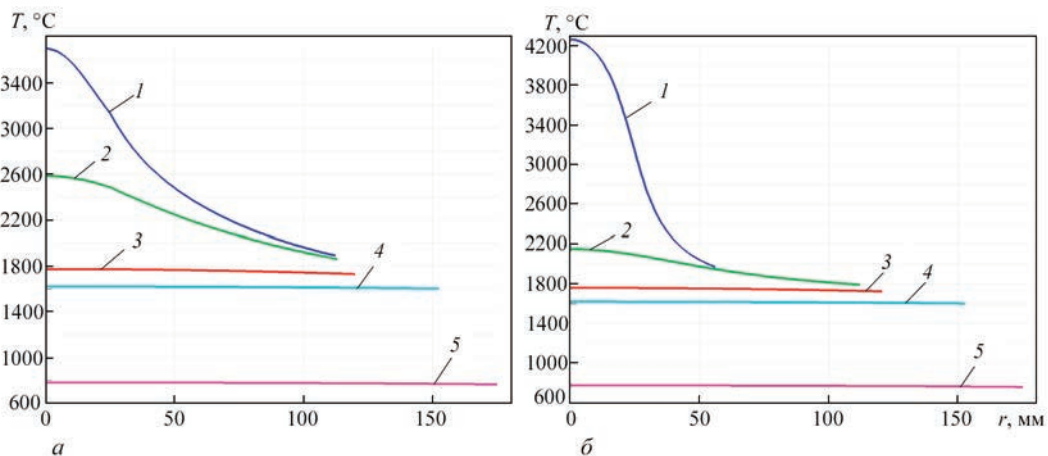


Рис. 7. Криві температур в радіальному напрямі (координати r) на різній висоті (перерізи 1...5, див. рис. 4) в гнотовому електроді (а); в монолітному електроді (б)

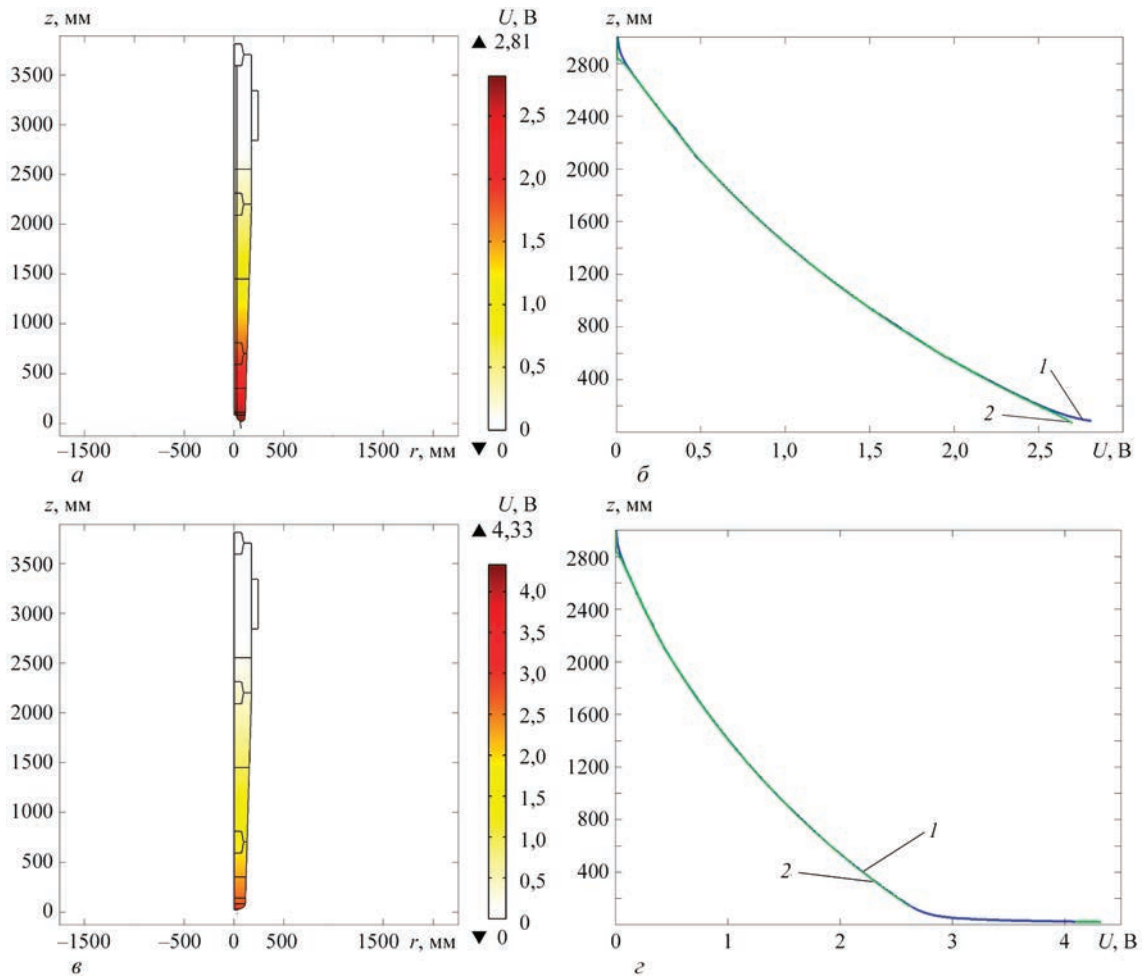


Рис. 8. Розподіл електричного потенціалу в тілі гнотового електрода (*a*) і криві електричного потенціалу по висоті електрода (координати z) на осі симетрії електрода (крива 1) та на прямолінійній бічній поверхні (крива 2) (*б*); аналогічне в монолітному електроді (*в*) і (*г*)

та на прямолінійній бічній поверхні (крива 2). На рис. 8, *в* і *г* — в монолітному електроді. Електричний потенціал на більшій протяжності гнотового електрода вищий, ніж у монолітного, в зв'язку із тим, що електричний опір розглянутого складу гноту за температур, приблизно до 1900 °С більший за опір монолітного електрода.

На рис. 9, *a* показано розподіл магнітної індукції (амплітудне значення) для гнотового електрода, на рис. 9, *б* — для монолітного. Більші значення магнітної індукції спостерігаються поблизу нижніх торців електродів.

Проведені розрахунки показують значну перевагу гнотових електродів над монолітними в

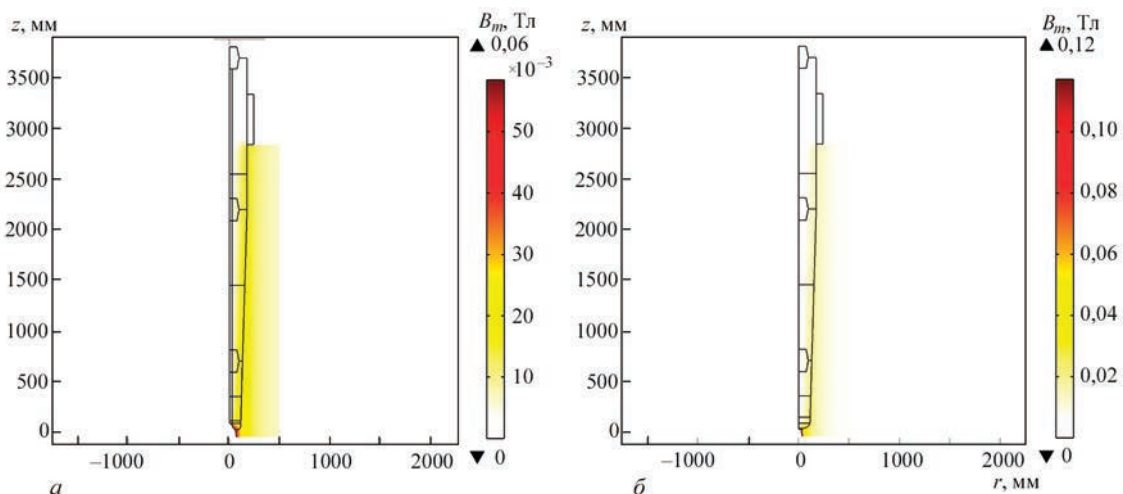


Рис. 9. Розподіл магнітної індукції для гнотового електрода (*a*); для монолітного електрода (*б*)

плані ресурсо- і енергозбереження під час роботи печі на змінному струмі. Це підтверджується багатократними плавками конструкційних й корозійностійких сталей на промислових дугових сталеплавильних печах змінного струму, ємністю 50...60 т в умовах «Електрометалургійного заводу «Дніпрспецсталь» ім. А.М. Кузьміна» (ПРАТ «Дніпрспецсталь»), Україна.

Подальші дослідження повинні стосуватися більш поглибленого вивчення електромагнітних, теплових і термохімічних процесів в гнотових електродах і удосконаленню математичної моделі, в тому числі із врахуванням одночасної роботи трьох електродів трифазної печі змінного струму.

ВИСНОВКИ

1. Розроблена математична модель для чисельного моделювання електромагнітних і теплових процесів в графітованому гнотовому (композитному) і монолітному електродах дугових сталеплавильних печей змінного струму, які відокремлені від системи з трьох електродів трифазної печі.

2. Модель дозволяє визначати розподіл електромагнітних і температурних полів, електричного потенціалу і густини струму в електродах, будувати залежності визначених характеристик від ряду параметрів із врахуванням залежності питомих електричних опорів гноту і тіла електрода від температури.

3. Для гнотового електрода значення електричного опору гноту за температур, приблизно до 1900 °С більше за опір графітованого тіла електрода. Відповідно, опір ділянки гнотового електрода за цих температур перевищує опір подібної ділянки монолітного електрода. Із зростанням температури вище зазначеного рівня електричний опір гноту стає меншим за опір графітованого тіла електрода і опір гнотового електрода на такій ділянці стає меншим за опір аналогічної ділянки монолітного електрода.

4. В здійсненому аналізі прийнято до уваги, що дуга змінного струму на гнотовому електроді розосереджена (її діаметр приблизно дорівнює 1/2...3/4 діаметра торця електрода), просторово стійка, еластична, дуже стабільна в широкому діапазоні довжин і електричних режимів, має високу теплову інерційність і меншу температуру. В монолітному ж електроді дуга сконцентрована, активна пляма дуги невелика і постійно мігрує по поверхні торця електрода, випалюючи його й перегрівуючи поверхню розплаву, що призводить до інтенсифікації випаровування основних та легуючих елементів із нього.

5. Показано, що струм в районі активної плями дуги в гнотовому електроді (діаметр плями на основі експериментальних даних прийнятий рівним 115 мм) проходить відносно рівномірно через збільшену її площу, має меншу густину, в порівнянні з

монолітним електродом, і нагрівання нижньої частини електрода струмами не таке значне, як у монолітному електроді, в якому струм сконцентрований в невеликій за площею активній плямі дуги (з прийнятим із експериментів діаметром 50 мм).

6. У випадку проходження змінного електричного струму крізь відокремлений від печі і дуги електрод, який знаходиться на відкритому повітрі за температури 20 °С, електричні втрати і температури в гнотовому електроді нижчі, ніж у монолітному, що дозволяє прогнозувати енергетичну ефективність гнотових електродів вищу, ніж монолітних, а також менші витрати матеріалу гнотових електродів на вигорання, а відповідно, їх більшу ресурсну ефективність. Температура нижньої торцевої частини гнотового електрода склала 544 °С, а монолітного — 1387 °С. Загальні питомі резистивні електричні втрати у всьому об'ємі електродів за тих же умов (поза піччю) і діючому значенні струму 11 кА дорівнюють для гнотового електрода 0,1094 Вт/см³, а для монолітного — 0,2113 Вт/см³. Вдвічі більші втрати в монолітному електроді обумовлені концентрацією струму біля контакту, що імітує активну пляму дуги.

7. За теплових впливів на електрод активної плями дуги (для монолітного електрода — 4440 °С, для гнотового електрода $T_0 = 4000$ °С), розплаву, пічних газів і стінок печі розраховані загальні питомі резистивні електричні втрати в усьому об'ємі дослідженого гнотового електрода склала 0,1417 Вт/см³ і вони менші, ніж у монолітного електрода (0,3804 Вт/см³) приблизно на 63 %. Можна прогнозувати, що струмове навантаження в гнотових електродах в процесі плавлення можливо підвищити приблизно на 7...8 % до зрівняння електричних втрат в гнотових і монолітних електродах, що підвищить продуктивність плавлення сталі і дасть економію електричної енергії.

8. За результатами проведеного розрахунку із прийнятими в математичній моделі спрощеннями і допущеннями можна стверджувати, що гнотові електроди мають менші електричні втрати, меншу температуру робочого торця електрода, в порівнянні із монолітними електродами, що робить перші більш енерго- і ресурсоефективними. Це підтверджується і на практиці під час використання такого типу електродів в промислових дугових сталеплавильних печах змінного струму в умовах «Електрометалургійного заводу «Дніпрспецсталь» ім. А.М. Кузьміна».

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

- Rymar, S.V., Bogachenko, O.G., Honcharov, I.O. et al. (2023) Mathematical modeling of electric and thermal processes in graphitized wick electrodes for dc arc steelmaking furnaces. *Suchasna Elektrometalurhiya*, 3, 28–39 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2023.03.05>
- Paton, B.E., Bogachenko, O.G., Kiyko, S.G. et al. (2021) Experience of application of graphitized wick electrodes

- in industrial steel-making AC furnace. *Suchasna Elektrometalurhiya*, **1**, 48–53 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2021.01.06>
3. Paton, B.E., Lakomsky, V.I., Galinich, V.I., Mishchenko, D.D. (2011) Cored electrodes of electric arc furnaces. *Chyorn. Metally*, **5**, 13–15 [in Russian].
 4. Bogachenko, A.G., Mishchenko, D.D., Braginets, V.I. et al. (2016) Saving of electric power at the arc steel melting furnaces of direct current with graphitized cored electrodes. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, **1**, 58–64 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2016.01.09>
 5. Bogachenko, O.G., Mishchenko, D.D., Goncharov, I.O. (2023) Application of graphitized wick electrodes in DC arc steel furnaces. *Suchasna Elektrometalurhiya*, **1**, 53–61 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2023.01.07>
 6. Bogachenko, O.G., Chernyakov, A.V., Goncharov, I.O. et al. (2024) Application of graphitized cored electrodes in 50 ton steel melting AC arc furnace of DSV-50 type. *Suchasna Elektrometalurhiya*, **1**, 32–39 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2024.01.04>
 7. Pashatsky, N.V., Molchanov, E.A. (1998) Thermal state of electrodes of arc furnaces. *Izv. Vuzov. Chyorn. Metallurgiya*, **5**, 24–26 [in Russian].
 8. Kozhukhov, A.A., Mereker, E.E., Sazonov, A.V. (2008) To problem of temperature distribution in electrodes of arc steel-making furnace. *Izv. Vuzov. Chyorn. Metallurgiya*, **9**, 7–10 [in Russian].
 9. Mokhov, V.A., Yachikov, V.M. (2012) Modeling of thermal state of arc furnace graphitized electrode taking into account evaporation cooling. *Elektrometallurgiya*, **11**, 35–41 [in Russian].
 10. Gasik, M.M. (2024) Simulation of electric arc mode of electric furnace and analysis of its operation in real time. *Suchasna Elektrometalurhiya*, **2**, 20–24 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2024.02.03>
 11. Krikent, I.V., Krivtsun I.V., Demchenko, V.F., Pyptyuk V.P. (2013) Numerical modeling of high-current arc discharge in DC ladle-furnace unit. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, **3**, 45–50.
 12. Lakomsky, V.I. (1997) Oxide cathodes of electric arc. *Zapozhie, Izd-vo Internal*, 192 [in Russian].

MATHEMATICAL MODELING OF ELECTRICAL AND THERMAL PROCESSES IN A GRAPHITIZED CORED ELECTRODE FOR ALTERNATING CURRENT ARC STEELMAKING FURNACES

I.V. Krivtsun, S.V. Rymar, O.G. Bogachenko, I.O. Honcharov, I.O. Neilo, R.S. Hubatyuk, O.T. Zelnichenko
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

ABSTRACT

The results of mathematical modeling of electrical and thermal processes in a graphitized cored (composite) electrode for alternating current arc steelmaking furnaces are presented. A comparison is made with similar processes in a monolithic electrode and the regularities of these processes are determined. The calculations are performed using the developed mathematical model based on the finite element method with the introduction of a number of simplifications and assumptions. The distribution of current density, electric potential, magnetic induction and temperature in the electrode is studied, which allows predicting the operation of cored electrodes in arc furnaces. The estimated results of the calculations show that cored electrodes, when operating on alternating current, are characterized by lower electrical losses and heating temperatures compared to monolithic electrodes, which makes them more energy and resource efficient. 12 Ref., 9 Fig.

KEYWORDS: cored (composite) electrodes, monolithic electrodes, arc steelmaking furnaces, alternating current, current density distribution, electric potential distribution, temperature distribution, energy efficiency, resource efficiency

ORCID

I.V. Кривцун — <https://orcid.org/0000-0001-9818-3383>, С.В. Рymar — <https://orcid.org/0000-0003-0490-4608>,
О.Г. Богаченко — <https://orcid.org/0000-0002-3306-6626>, І.О. Гончаров — <https://orcid.org/0000-0003-2915-0435>,
І.О. Нейло — <https://orcid.org/0009-0003-4771-3630>, Р.С. Губатюк — <https://orcid.org/0000-0002-0851-743X>.
О.Т. Зельніченко — <https://orcid.org/0009-0006-4604-4561>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

С.В. Рymar
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: elmag@paton.kiev.ua

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

I.V. Krivtsun, S.V. Rymar, O.G. Bogachenko, I.O. Goncharov, I.O. Neilo, R.S. Hubatyuk, O.T. Zelnichenko (2026) Математичне моделювання електричних і теплових процесів в графітованому гнотовому електроді для дугових сталеплавильних печей змінного струму. *Сучасна електрометалургія*, **01**, 27–37.
DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.01.04>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 26.01.2026

Отримано у переглянутому вигляді 01.02.2026

Затверджено до друку 31.03.2026

Оприлюднено 14.04.2026

COMPREHENSIVE APPROACH TO DETERMINING PARAMETERS FOR REPAIR OF TITANIUM PARTS OF THE GAS-AIR TRACT OF GAS TURBINE ENGINES

V.S. Yefanov¹, O.V. Ovchynnykov¹, H.M. Laptieva², Yu.V. Polishchuk¹, K.M. Sukhyy¹

¹Ukrainian State University of Science and Technologies.

2 Lazaryan Str., 49010, Dnipro, Ukraine

²National University "Zaporizhzhia Polytechnic".

64 Universytetska Str., 69063, Zaporizhzhia, Ukraine

ABSTRACT

The prospects and economic efficiency of titanium alloy products primarily depend on their service life, and this is directly related to the possibility of restoring these parts. The maintainability of gas turbine engine (GTE) parts generally determines their competitiveness. The authors proposed the use of filler materials with a submicrocrystalline structure for the repair of gas turbine engine parts by welding methods. Their optimal chemical composition, manufacturing method, and measures for regulating the structure of such filler materials were established. The optimal parameters of the argon-arc welding mode and post-weld heat treatment were also determined. The mechanical properties of welded joints obtained using experimental filler materials are higher compared to samples obtained using serial filler materials. The macro- and microstructure of welded joints has a significantly smaller number of defects of various origin compared to samples made with serial welding materials. Modeling and calculation of a monowheel using the finite element method was performed to predict the zones and degree of destruction during operation in order to develop an optimal restoration technology. 25 Ref., 2 Tabl., 9 Fig.

KEYWORDS: titanium alloy, welding materials, welded joint, chemical composition, structure, mechanical properties, defects

INTRODUCTION

The viability and cost-effectiveness of titanium alloy components primarily depend on their service life, which is directly related to the refurbishability of these components [1]. A key trend is the use of complex, one-piece (mono-) components made of high-alloy titanium alloys. In the case of monowheels, the main difference between these components and compressors made of discs and assembled blades is the inability to replace damaged sections individually. Therefore, repairing gas turbine components using welding methods is a top priority. Depending on the application of titanium and titanium-based alloy components, the economic feasibility of using titanium is achieved by extending their service life compared to other materials.

During operation, various defects can develop on components, including wear, cracks, corrosion, and phase and structural changes, leading to a loss of their original properties. The nature and location of defects vary depending on the specific type and location of the damage, requiring an individualized approach to repair.

The use of welding methods to restore the performance of complex titanium alloy components is asso-

ciated with a number of challenges, including changes in the alloy structure as a result of processing or use. Damage occurs during the processing of blanks, from cast to deformed and heat-treated. Structural changes at various stages of manufacturing must be considered when selecting the welding method and modes, as well as the composition of filler materials.

Structural and phase transformations are also possible during the operation of finished components, which is associated with changes in their stress state. Therefore, the effect of the welding thermal cycle on the structure of complex titanium alloys and the stress-strain state of the component is complex and unique to each specific case.

Therefore, in each specific case, the restoration technology must consider the characteristics of the material, changes in its structure and properties, its design, and its stress state. These factors depend on the individual characteristics of the structural material. The range of titanium alloys is quite extensive [2]. The most common alloys effectively used in gas turbine engines are two-phase ($\alpha+\beta$) alloys: VT3-1, VT8, and VT9.

The assessment of the feasibility of restoring a titanium alloy component should be based on the safety margin and the ability to restore the specified properties of the specific component.

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026.

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

Therefore, when considering the possibility of producing a uniformly strong joint of titanium alloys, it is necessary to clearly understand the operating conditions and the mechanisms by which the weld structure is formed, which ensure the desired properties in the alloys. As noted previously, heat-resistant ($\alpha+\beta$)-titanium alloys pose the most challenges in terms of welding applications.

Thus, titanium alloys require a specific type of microstructure that provides an optimal combination of the entire range of mechanical properties for the required service life of specific components.

Welded joints of titanium alloys have a number of unique characteristics. Unlike steels, hot cracks do not form in titanium alloys, which is a consequence of the smooth change in mechanical properties at high temperatures. One of the main reasons for this is the insignificant volume change of 0.13–0.27 % during the ($\alpha\leftrightarrow\beta$)-transformation of titanium, which is several times smaller than for iron-based alloys [2–4]. Cold cracks, which form due to the stress state and low ductility of the structural components, are a common defect. They are typical for titanium alloys with low ductility (up to 8 %), as well as in alloys with increased impurity content. The use of technological measures, in particular, preheating of welded structures, leads to an increase in the heat-affected zone, which does not solve the problem of improving the mechanical properties of welded joints as a whole [5]. To improve the mechanical properties of difficult-to-weld titanium alloys, a comprehensive consideration of this problem is necessary. Based on an analysis of the work of several authors [6–9], several aspects can be identified that have a primary impact on the properties of welded joints in titanium alloys: chemical composition; structure; technological features and solutions.

A literature review revealed the difficulty of producing titanium alloys with a specified content and uniform distribution of alloying and modifying elements in the ingot.

Literary sources clearly formulate the quality requirements for titanium ingots used to manufacture critically wrought semi-finished products:

- the ingot structure must be free of inclusions, voids, films, and other defects that could migrate to the finished product;
- the content of chemical elements along the ingot height must be uniform, and their distribution within the structural components must have a minimal gradient;
- the level of mechanical properties in different zones of the ingot must be identical and must comply with regulatory requirements. Thus, the dif-

ficulties in obtaining deformed complex titanium alloys necessitate the development of a technology for producing alloyed titanium ingots with specified chemical composition and properties, without casting defects [10, 11]. Filler materials are used primarily in a deformed state in the form of wire or rods. The technological process of deformation causes difficulties that affect the quality of filler materials and, ultimately, the level of properties of welded joints of titanium alloys [12, 13].

The following requirements can be formulated for the quality of filler metals:

- the filler material structure must be free of inclusions, pores, and other defects that could migrate into the weld;
- there must be no concentrated segregations of alloying and modifying elements, and their distribution within the structural components must have a minimal gradient;
- the amount of impurities must not exceed that of the base metal, and the amount of gaseous impurities must be lower than that of the base metal.

Therefore, to eliminate the noted concentration inhomogeneities, it is necessary to minimize the grain size, which will increase the grain boundary length and, consequently, improve the uniformity of element distribution. The most effective method for reducing the size of filler materials is nano- or submicrocrystalline (SMC) structuring of titanium [14–16]. To obtain bulk nano- and submicrocrystalline materials, various technologies currently exist [17, 18].

Severe plastic deformation (SPD) is the most effective technology for structural metals and alloys, as conventional deformation methods (rolling, drawing, and pressing) ultimately reduce the cross-section of the workpiece and do not allow for high grain refinement. SPD, on the other hand, produces volumetric workpieces suitable for the manufacture of components [19, 20].

Solving the above-mentioned problems requires addressing a range of theoretical and applied materials science challenges. This requires research into the influence of the chemical composition and structure of filler metals on the properties of welded joints of heat-resistant titanium alloys to ensure the required level of properties in the reconditioned components. Structure control must be implemented at all stages of the metallurgical and technological processes (vacuum-arc remelting and intense plastic deformation of filler metal blanks, welding, and heat treatment of the components).

METHODOLOGY

To determine the influence of the chemical composition of experimental titanium alloys on the structure of filler materials, as well as the structure and properties of welded joints of titanium alloys, the following were studied:

- chemical composition of alloys;
- structure and phase composition of alloys;
- fracture surface topography;
- hardness and microhardness of weld metal;
- mechanical properties of welds under static and dynamic cyclic loads;
 - resistance of alloy material to crack development under impact loads;
 - stress-strain state of restored parts on solid models.

Chemical analysis was performed in various zones of the ingot. The chemical composition of ingots of experimental alloys containing Al, La, Y, B, and filler materials made from wrought titanium alloys (VT2, VT8, VT20), as well as welds, was determined by spectral analysis using a SPECTROMAX instrument (SPECTRO) according to standard methods.

The transition factors of chemical elements (aluminum, lanthanum, yttrium, and boron) were determined by comparing the actual element content in the ingot with the amount of chemical elements introduced into the charge. The following transition factors of alloying elements in the alloy were obtained: $K_{Al} = 0.66$, $K_{La} = 0.73$, $K_Y = 0.50$, $K_B = 0.60$.

Yttrium and lanthanum contents were determined by atomic absorption using a Hitache ContraAA 300BU spectrometer. Boron was determined by the spectral optical emission spark method on a Spectra Spectrolab optical emission spark spectrometer.

Impurity contents (nitrogen, oxygen, and hydrogen) were determined using an ELTRA ON900 gas analyzer.

Microanalysis of the elemental contents in the structural components was determined using qualitative and quantitative methods. The distribution of alloying and modifying elements in the structural components of the alloys was determined using a JSM-6360LA multipurpose scanning electron microscope equipped with a JED 2200 energy-dispersive X-ray microanalysis system.

The distribution of chemical elements over the area of the selected micro-section was determined using color-coded mapping, as well as linear analysis [21].

The submicrocrystalline structure in titanium alloys was obtained using severe plastic deformation by screw extrusion [22, 23].

Heating of the samples for severe plastic deformation by screw extrusion between passes was carried out in a chamber electric furnace with an air atmosphere (LAC, Czech Republic) with a maximum permissible operating temperature of 1280 °C.

Welded joints were produced by argon-arc welding with a non-consumable electrode, using a filler metal.

Alloys of standard chemical composition (VT2sv, VT8, VT20) were used as filler materials, and experimental alloys were also smelted: VT2 alloy with the addition of modifiers (lanthanum, yttrium, boron).

The work was carried out in pre-purified argon in a U6872-5306 controlled atmosphere chamber. The required atmosphere was achieved by evacuating the chamber and then supplying argon at a pressure of 0.02 MPa (0.2 atm.).

Welding mode for the samples: filler diameter 1.8–2.0 mm; $I_w = 180$ A; $U_w = 10$ V; $V_w = 0.24$ m/min; tungsten electrode diameter of 1.8 mm.

Welding was performed using identical welding conditions, eliminating the influence of welding conditions on the joint properties. Edge preparation was performed before welding, and weld reinforcement was removed after welding.

After welding, to relieve stress and stabilize the weld structure, the welded joints of the studied ($\alpha+\beta$)-titanium alloys were heat-treated in a SNVE-1.3.1/16 vacuum-arc resistance furnace with a vacuum depth of $P = 1 \cdot 10^{-5}$ mm·Hg. Temperature was controlled using a TXA thermocouple, maintaining the furnace temperature accuracy at ± 5 °C.

Metallographic studies of the structures and fractograms of the fracture surfaces were performed using optical microscopes, as well as scanning and transmission electron microscopes. The phase composition of the alloys was studied using energy-dispersive X-ray spectroscopy. Mechanical properties were determined using standard methods [24]. Laboratory and industrial studies were conducted in accordance with existing standards using instruments and equipment that had passed metrological control [25].

To evaluate the application of the developed approaches, tests were conducted on full-scale samples, and solid-state models of the axial monowheel (blisk) blade of the high-pressure compressor of the D-27 turbofan engine were created.

The stress-strain state of the axial monowheel made of VT8 alloy of the D-27 engine was calculated under loads corresponding to engine operation in takeoff mode. Considering that the simulated distance from the wheel rotation axis (Z -axis) to the blade airfoil corresponds to the radius of the actual compressor wheel, the calculation sector is loaded with inertial

forces from its own mass when specifying the angular velocity. To exclude possible displacement of the calculation model in the axial direction, the displacement of one of the nodes on the front flange is limited in all directions. Linear frequency analysis was used to determine the frequencies and modes of natural vibrations of the structure: analysis type — modal; method — Block Lanczos; number of determined modes — 3; studied frequency range — 0–11000 Hz. Fixation conditions — limitation of displacements along the lateral surfaces of the sector (cutout surfaces). This should be included in the methodology.

The study results were tested in laboratory conditions, as well as at industrial facilities of ZTMC and Motor Sich.

DISCUSSION OF RESULTS

An analysis of literature data, as well as studies of typical damage to gas turbine engine rotor components, reveals that the blade airfoil areas are the most heavily stressed.

Based on the nature of the damage and its location on the component, it can be concluded that repair by cleaning methods is, in most cases, impossible. Welding and surfacing should be considered as the primary repair methods. For one-piece components, ensuring the required level of properties in the repair zone determines the maximum performance of the entire component.

A study of the properties of welded joints obtained using standard filler materials revealed that the mechanical properties of the original base material are up to 30 % lower than the required level. This was due to changes in the type and structure of the weld and the formation of a coarse-lamellar structure with primary β grain sizes of approximately 70–350 μm .

The surface topography of tensile specimens was studied using qualitative fractographic analysis. Analysis of the fracture surface and weld microstructure revealed that the alloys studied were characterized by several structural features with low fracture energy, such as facets and pores. Large cast grains in the weld reduced the material's fracture energy, and their boundaries initiated brittle fracture processes under both static and dynamic loads. It was established that in some cases, pores in the weld, measuring up to 50 μm in size, initiated microcracks. It was concluded that the quality of the filler materials is the primary source of weld defects.

Fatigue limit (σ_{-1}) testing of welded specimens made of VTZ-1 and VT8 alloys revealed that the fatigue limit of the welded joints was more than 30 % lower than that of the base metal. It was established that standard welding methods do not provide me-

chanical properties of welded joints of heat-resistant titanium alloys at a level 0.9 times that of the base metal. To improve the mechanical properties of welded joints to those of the base metal, it is necessary to develop fundamentally new filler materials that will allow the formation of the required type and size of structural components in the weld.

To ensure the required level of mechanical properties in titanium alloy welds, a specific structure type with a specific size of structural components should be formed. The weld metal structure should be approximated to equiaxed, lamellar, or bimodal structures. To address this issue, it is proposed to introduce modifying elements into the filler materials. The influence of modifying elements on the structure and properties of titanium alloys is determined by the most effective elements: La, Y, and B. To determine the individual and complex influence of these modifiers, the study was conducted using the full-factorial design method.

When selecting the filler material base, we took into account that welding high-strength titanium alloys requires filler metals with reduced alloying element content to prevent brittle fracture of the weld. The most common filler metal used for most titanium alloys is low-alloy titanium grade VT2sv with a low aluminum content. Aluminum, as demonstrated previously, is the most common alloying element, increasing the strength and heat resistance of titanium alloys. During welding, its losses are the highest, so the composition of the standard titanium alloy VT2sv was used as the base metal. This alloy is used for a wide range of structural and heat-resistant titanium alloys [26].

To determine the filler metal composition, we studied the effect of La, Y, and B modifier content on the structure and mechanical properties, determined by the response functions, of welded joints of VT8 titanium alloy. The results for the mechanical properties of the welded joints are presented in Table 1.

Welding of VT8 alloy plates was performed using argon-arc welding with filler materials in the form of rods of experimental compositions. For this purpose, rods up to 2 mm in diameter and 70 mm in length were produced from ingots melted according to the experimental matrix. Welding conditions corresponded to those used for producing welded joints using standard filler materials.

The results of calculating the stress-strain state of the monowheel sector, taking into account the surfacing of the leading and trailing edges for the model units, are shown in Figures 1–3.

As can be seen from the presented data, surfacing using experimental filler materials does not change

Table 1. Mechanical properties of welded joints of titanium alloy VT8 obtained using experimental filler materials

No. experience	X_1	X_2	X_3	Mechanical properties				
				σ_p , MPa	σ_{-1} , MPa	φ , %	δ , %	KCU, kJ/cm ²
1	-1	-1	-1	980	430	64	6	0.40
2	+1	-1	-1	870	300	26	3.7	0.30
3	-1	+1	-1	900	370	50	5.5	0.20
4	+1	+1	-1	770	240	22	3.8	0.18
5	-1	-1	+1	1020	480	70	6.2	0.37
6	+1	-1	+1	880	390	30	4.5	0.30
7	-1	+1	+1	860	380	62	5.8	0.19
8	+1	+1	+1	790	260	27	4.1	0.11
9	0	0	0	1010	480	62	5.9	0.30
10	-1.682	0	0	990	447	69	6.2	0.12
11	1.682	0	0	680	210	22	2.0	0.10
12	0	-1.682	0	1000	470	68	6.1	0.57
13	0	1.682	0	740	220	37	3.0	0.05
14	0	0	-1.682	975	420	55	5.3	0.32
15	0	0	1.682	1070	500	60	5.7	0.28

the distribution of stress fields for all loading conditions. Stress intensity varies within 10 %.

Potential repair zones can be determined based on changes in the distribution of safety factors. The

safety factor distribution fields for the welded blisk blade airfoil surface using standard (VT2) and experimental (No. 1 SMK) alloy compositions are shown in Figures 4 and 5. Analysis of the modeling results revealed that the use of experimental alloy

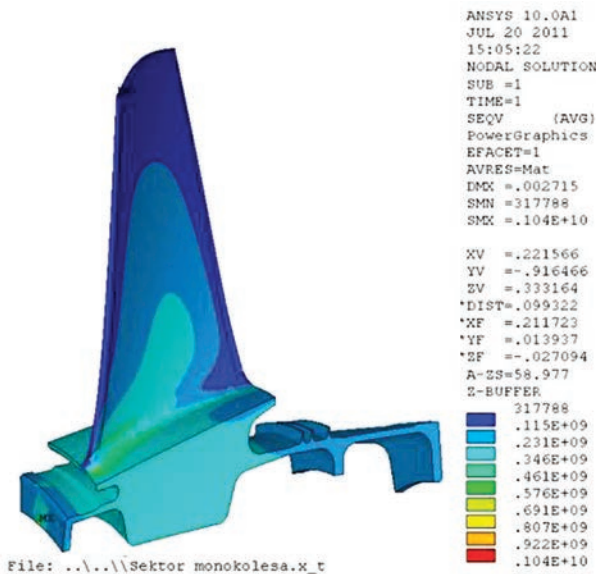


Figure 1. Centrifugal loading. Equivalent stress field (von Mises), Pa

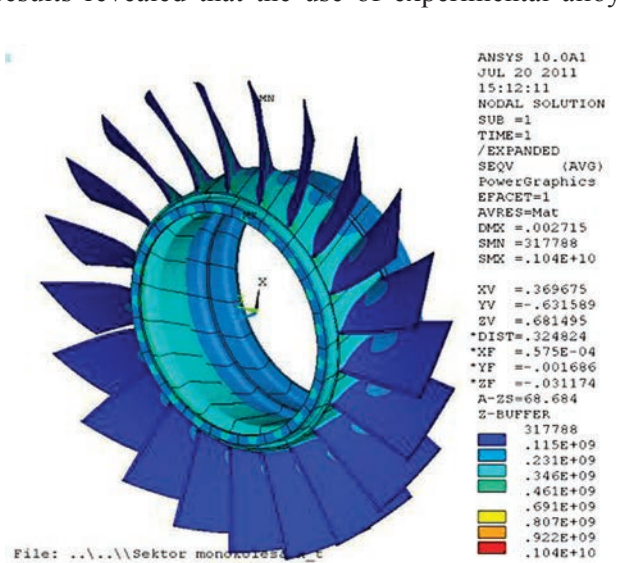


Figure 2. Centrifugal loading. Equivalent stress field (von Mises), Pa.

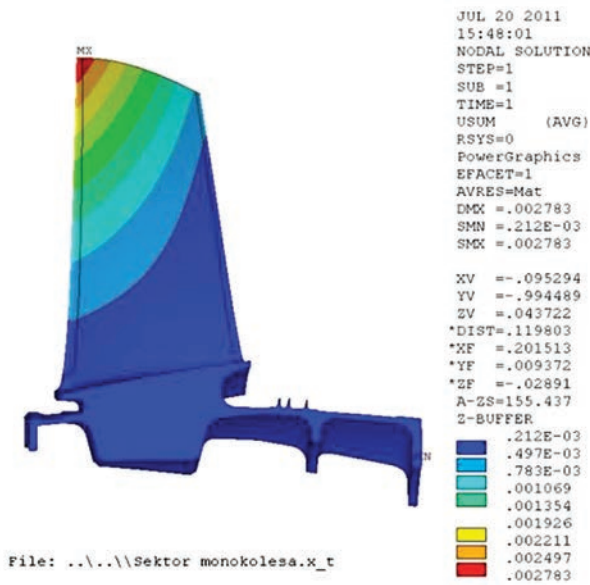


Figure 3. Centrifugal loading. Total displacement field, m. Elastic modulus of the deposited layer $E = 9.7109$ Pa

No. 1 SMK, due to its higher strength characteristics, significantly expands the potential repair zones for fan blade airfoils.

Since the thickness of the blisk blade airfoil in all sections does not allow for differentiated surfacing on the back and trough, it is assumed that permissible repair zones can be determined by superimposing the safety factor fields for the back and trough (Figure 6).

Based on the obtained results of the stress-strain state modeling and safety factor fields (Figures 4–5), it was concluded that using a differentiated approach based on the use of modified SMK filler metals, the zones of possible repair of the blade airfoil can be significantly expanded, compared to surfacing with standard filler metals.

Analysis of the obtained results revealed that the use of SMK filler metal No. 1 for repairing the blade airfoil under variable loads allows for an increase in repair area by 20–25 %, compared to previously used filler metals. An analysis of the stress state of the unicycle hub revealed that static stresses from centrifugal forces predominate. Gas turbine engine disk materials, in turn, are subject to requirements regulating their ability to resist crack propagation. Therefore, when repairing unicycle hubs, it is necessary to use a filler material that provides high strength properties under static loads and also exhibits high crack resistance characteristics, measured by impact toughness. An analysis of the stress-strain state of the unicycle hub, as well as the strength properties of welded joints obtained by ADS with filler material composition No. 2 of the SMK, revealed that repairs can be performed using the ADS method across virtually the entire disk area. However, commercial filler materials do not provide the required level of impact toughness.

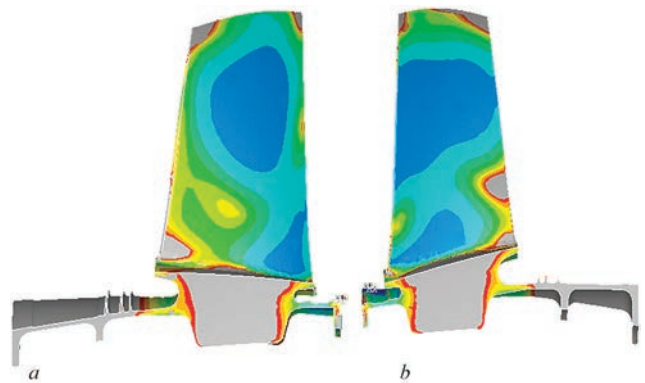


Figure 4. Distribution fields of the KZP for the D27 unicycle blade, restored using the VT-2 additive: *a* — back; *b* — trough

Fan blades made of VT-3-1 alloy, one of the most common alloys used in the D-36 gas turbine engine, were selected for full-scale testing. These components were used to develop calculation models to identify potential repair zones. Full-scale experiments allowed the calculations to be verified.

Blades decommissioned due to damage during operation were used for the experiment. Welding, machining, and testing were conducted at Motor Sich JSC. Testing on the full-scale blades was performed on a vibration rig using strain gauges. The tests required welding sections of the blade using a pilot composition and standard filler metal compositions. To ensure consistent testing conditions, blades with damage in the lower portion, i.e., below the anti-vibration platform, were selected. This is because only the upper portion of the blade is used for vibration rig testing.

Blades without damage were tested as a baseline to determine the most critical zone and their service life. According to the results of tests for the fourth bending mode at a stress of $\sigma_{\max} = 285$ MPa (amplitude at control point $2A = 7.4$ mm) at a frequency of 1040 Hz, destruction occurred at a number of cycles $N = 7.4 \cdot 10^6$ above the anti-vibration shelf.

To test the reconditioned blades, it was necessary to weld sections of the blade using a test compound

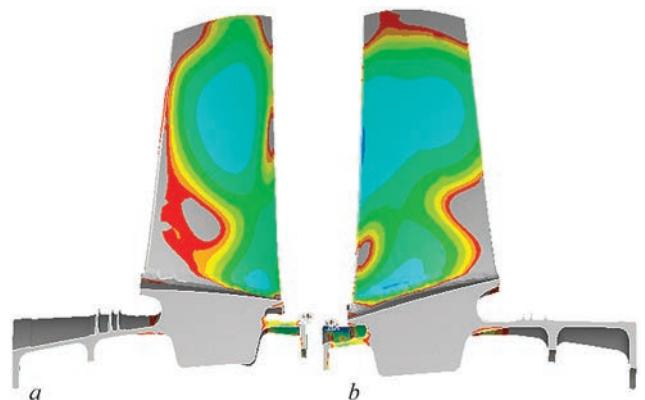


Figure 5. Distribution fields of the KZP for the D27 unicycle blade restored using additive No. 1 SMK: *a* — using VT-2 filler metal; *b* — using experimental filler metal No. 1 SMK

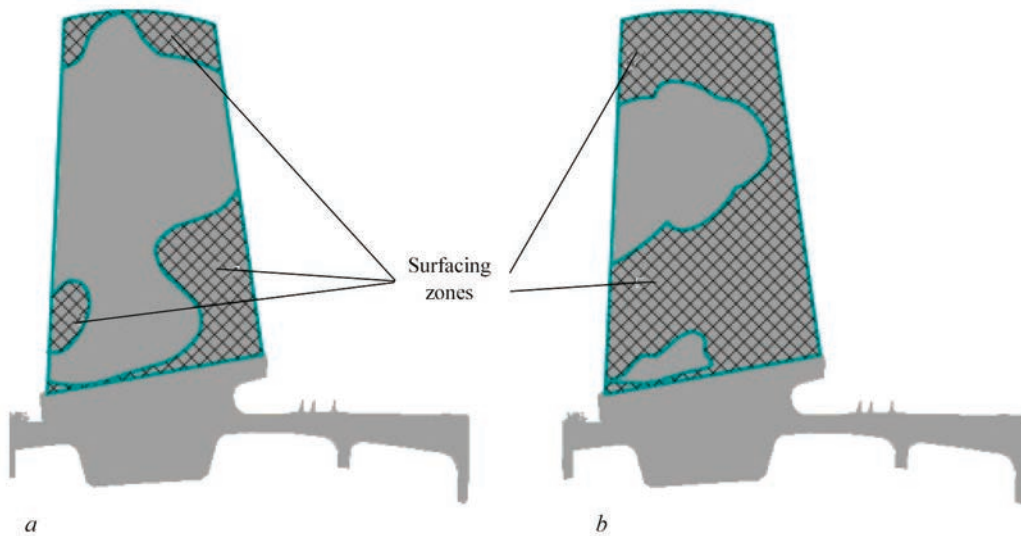


Figure 6. Zones of permissible repair of the blade airfoil made of VT8 alloy for the D-27 engine unicycle

and standard filler metal compositions. Common blade edge damage, such as nicks, was chosen as a model defect. Seventy percent of the damage occurred with nicks ranging in depth from 0.2 to 1.0 mm, and in some cases, their depth could reach 3 mm.

Therefore, a 3 mm deep nick was chosen as the model defect, while the blade airfoil thickness at this depth is approximately 2 mm. The location of the defect on the airfoil was chosen such that the onset and subsequent failure under applied loads occurred along



Figure 7. View of a blade restored using the ADS method with experimental and standard additives

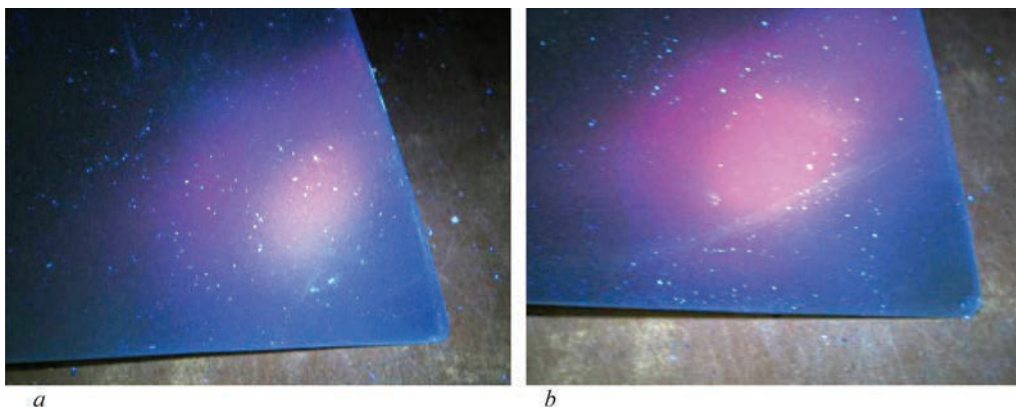
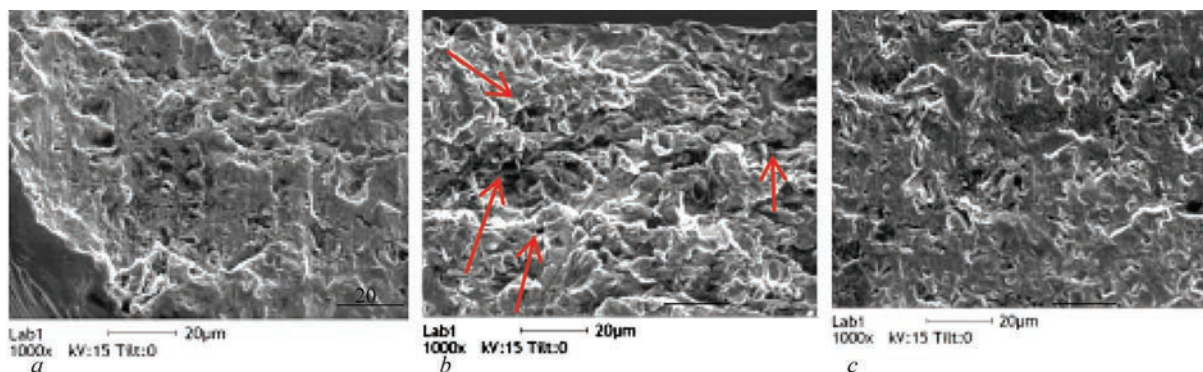


Figure 8. View of a blade restored using the ADS method under fluorescent testing: *a* — blade restored using the standard VT20 filler material; *b* — blade restored using the experimental filler material No. 1 SMK (3.6 % Al; 0.17 % La; 0.02 % B; 0.02 % Y)

Table 2. Durability of VT3-1 alloy blades restored by ADS methods with filler materials of various compositions

Additive material	Durability to the formation of cracks, cycle	The ratio of the durability of the welded blade N_{sv} to the durability of the original blade ($N = 7.4 \cdot 10^6$ at max = 285 MPa)
VT20sv	$5.7 \cdot 10^6$	0.78
3.6 %Al; 0.17 %La; 0.02 %B; 0.02 %Y in a submicrocrystalline state	$7.4 \cdot 10^6$	1

**Figure 9.** Blade fractograms: *a* — original blade; *b* — reconditioned blade using VT20sv filler metal; *c* — reconditioned blade using SMK pilot filler metal composition No. 1

the weld. This allowed for direct evaluation of the resistance of the weld metal and the heat-affected zone of welded joints produced using various filler metals.

According to vibration test data, when applying mode 4 loads, the onset of failure of undamaged blades corresponds to the nodal cross-section, i.e., in the zone of maximum alternating stress. The location of this test site was determined based on strain gauge measurements. It was in this location that nicks in the form of defects were simulated (Figure 7).

Defects were then ground out in accordance with current regulatory requirements at the plant. After final machining, the samples were heat-treated using the following procedure: annealing at 840 °C for 1 hour, followed by cooling in a furnace. Luminescence testing of the weld zone on the blades was also used to check the quality of the weld (Figure 8). The results showed no defects in the weld.

The results of bench tests on the durability of blades restored by ADS methods with filler materials of various compositions during the fourth bending mode tests with an amplitude of 1074 Hz and a maximum stress of 285 MPa are presented in Table 2.

As follows from the analysis of the presented data, blades restored using the experimental compound had a service life close to that of the original blades. However, the service life of blades restored using the VT20sv filler was, on average, 20 % lower than that of blades restored using the experimental filler materials. Failure onset for all blades occurred in virtually the same zone. This can be explained by the maximum stresses in this section of the blade for specific loading

conditions. Continuing testing until blade failure revealed that the failure surface for all blades exhibited a ductile fatigue pattern. In blades produced using the VT20sv filler, the failure mode was less uniform, with crack propagation elements visible. This was likely due to the lower ductility of the weld produced with the VT20sv filler.

As a result of contact and friction during vibration testing, the surface topography formed during fracture was unclear (Figure 9). This complicated the analysis of crack propagation patterns by structural components at high magnifications. Microanalysis of the fracture surface is the most informative. In particular, no areas of brittle fracture or pores were detected on the surface of the original blades (see Figure 9).

For blades produced using SMK pilot filler metal compositions, these defects were virtually absent (see Figure 9, *c*), and individual pores smaller than 5 μm had virtually no effect on the fracture pattern. For blades produced using VT20sv filler metal compositions, pores up to 15 μm in size were present (see Figure 9, *b*). These defects, according to previously presented research results, in the filler metals where the structural imperfections in the filler metals were caused by (pores, chemical inhomogeneity).

Thus, the durability of reconditioned blades is primarily influenced by the weld structure. In turn, the use of experimental SMC additives made it possible to form a weld structure in the VT3-1 equiaxed alloy, close to the structure of the base metal, and to obtain higher-quality welds, which ensured the durability of the restored blades at the level of the original ones.

RESULTS

The tests demonstrated that the durability of reconditioned blades depends on the structure and defects of the weld. Increased durability is a result of the formation of a finely dispersed structure similar to the base metal. In turn, the use of SMC filler metals of the experimental composition allows for higher-quality welds, resulting in reduced pores and weld discontinuities. Thus, the tests conducted on actual blades confirmed the main findings of the study. The following rotor-type components were reconditioned using SMC filler metals: a D36 engine fan blade made of VT3-1 alloy and an axial blisk blade made of VT8M alloy.

Cyclic tests were conducted on full-scale blades using the fourth bending mode, and the stress values acting in the blade were determined. The region and magnitude (285 MPa) of maximum blade stress were established. Computational models for the distribution of stress fields acting in the blade for the fourth bending mode were experimentally validated, and a coefficient for converting the calculated stress values to experimental ones was determined.

It was theoretically and practically proven that the application of a scientific and practical materials science approach increased the repair potential zones by 20–25 % (by area) for a fan blade made of VT3-1 alloy compared to previously used filler materials and also made it possible to repair the hub and about 75 % of the blade part of the axial mono-wheel made of VT8 alloy.

REFERENCES

- Ostash, O.P., Fedirko, V.M., Uchanin, V.M. et al. (2007) *Mechanics of structure and value of materials*. Ed. by O.P. Ostash, V.M. Fedirko. Lviv, Spolom [in Ukrainian].
- (1994) *Materials properties handbook: Titanium alloys*. Eds by R. Boyer, G. Welsch, E.W. Collings. ASM International. The Material Information Society.
- Pogrelyuk, I.M., Fedirko, V.M. (2011) *Problems of surface engineering of titanium alloys*. Ed. by V.V. Panasyuk. Lviv, Spolom, 121–138 [in Ukrainian].
- Crossley, F.A. (1985) Elevated temperature mechanical properties of transage 175 alloys (Ti–2.3Al–13V–7Sn–2Zr). *SAMPE Quarterly*, 17(3), 5–12.
- Ovchinnikov, O.V. (2004) Influence of structural officials in the field of ruining titanium alloys. *Mashynoznavstvo*, 1(79), 47–50 [in Ukrainian].
- Johnsen, M.R. (1999) Friction stir welding takes off at boeing. *Welding J.*, (2), 35–39.
- Petrik, I.A. (2007) *Welding and brazing restoration processes of gas turbine engine blades made of difficult-to-weld nickel- and titanium-based alloys*: Abstract of PhD thesis. ZNTU, 22 [in Ukrainian].
- Chao, Y.J., Qi, X. (1998) Thermal and thermo-mechanical modeling of friction stir welding of aluminum alloy 6061-T6. *J. of Materials Processing & Manufacturing Science*, 7(2), 215–233.
- Frigaard, O., Grong, O., Midling, O.T. (2001) A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transact. A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 32(5), 1189–1200. <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-001-0128-4>
- Ryabtsev, A.D., Friedrich, B., Troyansky, A. (2011) The refining and alloying of titanium in the process of chamber electroslag remelting. In: *Proc. of the Inter. Workshop on Metal-Slag Interactions on Slags and Fluxes in Modern Metallurgy, September 14–19, Yalta, Crimea, Ukraine*. Aachen, Shaker Verlag, 175–188.
- Fedirko, V.M., Pogrelyuk, I.M., Yaskiv, O.I. (2009) *Thermal diffusion multicomponent saturation of titanium alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Ukrainian].
- Tang, W., Guo, X., McClure, J.C. (1998) Heat input and distribution temperature in friction stir welding. *J. of Materials Processing & Manufacturing Science*, 7(2), 163–172.
- Thomas, W.M., Johnson, K.I., Wiesner, C.S. (2003) Friction stir welding: Recent developments in tool and process technologies. *Advanced Engineering Materials*, 5(7), 485–490. <https://doi.org/10.1002/adem.200300355>
- Nalwa, H.S. (2001) *Nanostructured materials and technology*. Elsevier.
- Ajayan, P.M. (2003) *Nanocomposite science and technology*. Wiley-VCH GmbH Co. <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/book/10.1002/3527602127>
- Kelsall, R. (2005) *Nanoscale science and technology*. Wiley and Sons.
- Ivanishenko, Yu., Kurmanaeva, L., Weissmueller, J. (2009) Deformation mechanisms in nanocrystalline palladium at large strains. *Acta Materialia*, 57, 3391–3401. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.03.049>
- Zhu, Y., Kolobov, Yu.R., Grabovetskaya, G.P. et al. (2003) Microstructures and mechanical properties of ultrafine-grained Ti foil processed by equal-channel pressing and cold rolling. *J. of Materials Research*, 18(4), 1011–1016.
- Valiev, R.Z., Islamgaliev, R.C., Alexandrov, I.V. (2000) Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 45, 103–189. <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0079642599000079?via%3Dihub>
- Stolyarov, V.V., Latysh, V.V., Valiev, R.Z. et al. (2000) Investigation and application of severe plastic deformation. *NATO Science Series*, 3, 80–91.
- Carleton University (2025) *Element Mapping*. https://serc.carleton.edu/msu_nanotech/methods/elementmapping.html
- Zherebtsov, S., Salishev, G., Galeev, R. et al. (2005) Mechanical properties of submicrocrystalline Ti–6Al–4V titanium alloy produced by severe plastic deformation. *J. of JSEM*, 5(3), 92–96.
- Varyukhin, V., Beygelzimer, Y., Kulagin, R., Reshetov, A. (2011) Obtaining nanostructured titanium by twist extrusion. In: *Proc. of the 12th World Conf. on Titanium*, Vol. III, 2011. https://cdn.ymaws.com/titanium.org/resource/resmgr/ZZ_WTCP_2011_Re-Do/V3/2011_Vol.3-3-Obtaining_Nanos.pdf
- (2016) *ASTM E8/E8M Standard test methods for tension testing of metallic materials*. https://www.astm.org/e8_e8m-16.html
- (2020) *DSTU EN ISO/IEC 17025:2019: General requirements for the competence of testing and calibration laboratories* [in Ukrainian]. <https://www.scribd.com/document/530546617/%D0%94%D0%A1%D0%A2%D0%A3317025-2019>

КОМПЛЕКСНИЙ ПІДХІД ДО ВИЗНАЧЕННЯ ПАРАМЕТРІВ РЕМОНТУ ТИТАНОВИХ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОПОВІТРЯНОГО ТРАКТУ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ

В.С. Єфанов¹, О.В. Овчинников¹, Г.М. Лаптева², Ю.В. Поліщук¹, К.М. Сухий¹

¹Український державний університет науки і технологій.
49010, м. Дніпро, вул. Лазаряна, 2

²Національний університет «Запорізька політехніка».
69063, м. Запоріжжя, вул. Університетська, 64

РЕФЕРАТ

Перспективи та економічна ефективність виробів з титанових сплавів насамперед залежать від терміну їх служби, а це безпосередньо пов'язано з можливістю відновлення цих деталей. Ремонтпридатність деталей газотурбінних двигунів (ГТД) загалом визначає їх конкурентоспроможність. Запропоновано використовувати присадочні матеріали з субмікроструктурною структурою для ремонту деталей ГТД методами зварювання. Встановлено їх оптимальний хімічний склад, спосіб виготовлення та заходи щодо регулювання структури таких присадочних матеріалів. Також визначено оптимальні параметри режиму аргонодугового зварювання та післязварювальної термічної обробки. Механічні властивості зварних з'єднань, отриманих з використанням серійних присадочних матеріалів, вищі порівняно зі зразками, отриманими з використанням серійних присадочних матеріалів. Макро- та мікроструктура зварних з'єднань має значно меншу кількість дефектів різного походження порівняно зі зразками, виготовленими з серійних зварювальних матеріалів. Було проведено моделювання та розрахунок моноколеса методом скінченних елементів для прогнозування зон та ступеня руйнування під час експлуатації з метою розробки оптимальної технології відновлення. Бібліогр. 25, табл. 2, рис. 9.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: титановий сплав, зварювальні матеріали, зварне з'єднання, хімічний склад, структура, механічні властивості, дефекти

ORCID

V.S. Yefanov — <https://orcid.org/0000-0002-6363-4081>, O.V. Ovchynnikov — <https://orcid.org/0000-0001-5209-7498>,
H. M. Laptieva — <https://orcid.org/0000-0003-4475-2354>, Yu.V. Polishchuk — <https://orcid.org/0000-0003-1552-4117>,
K.M. Sukhyu — <https://orcid.org/0000-0002-4585-8268>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

В.С. Єфанов

Український державний університет науки і технологій. 49010, м. Дніпро, вул. Лазаряна, 2.

E-mail: vsyefanov@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.С. Єфанов, О.В. Овчинников, Г.М. Лаптева, Ю.В. Поліщук, К.М. Сухий (2026) Комплексний підхід до визначення параметрів ремонту титанових деталей газоповітряного тракту газотурбінних двигунів. *Сучасна електрометалургія*, 01, 49–58. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.01.06>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 04.11.2025

Отримано у переглянутому вигляді 12.01.2026

Затверджено до друку 31.03.2026

Оприлюднено 14.04.2026

Е С У Ч А С Н А Е Л Е К Т Р О М Е Т А Л У Р Г І Я

ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН»



ПІДПИШІТЬСЯ СЬОГОДНІ

Передплата доступна у друкованому та цифровому форматах!

Тел.: (38044) 205-23-90; E-mail: journal@paton.kiev.ua; patonpublishinghouse@gmail.com;

<https://patonpublishinghouse.com>

КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ В АТМОСФЕРНИХ УМОВАХ ПАРОФАЗНИХ КОНДЕНСАТІВ (Cu–Y–Zr)–Mo

В.Г. Гречанюк, І.М. Гречанюк

Київський національний університет будівництва і архітектури.
03037, м. Київ, просп. Повітряних Сил, 31

РЕФЕРАТ

Вивчена корозійна стійкість композиційних матеріалів в дистильованій воді, що відповідає умовам вологого середовища. Проведений рентгенографічний аналіз композиційних матеріалів (Cu–Y–Zr)–Mo показав, що корозійні руйнування спостерігаються на ділянках з дефектами структури. Встановлено, що процес окиснення стає інтенсивнішим при збільшенні концентрації молібдену в конденсатах. Бібліогр. 10, табл. 2, рис. 4.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: композиційні матеріали, структура, корозійна стійкість, електронно-променева технологія

ВСТУП

Для створення композиційних матеріалів (КМ) широко використовують різні металургійні процеси, зокрема методи порошкової металургії [1–3]. Досить перспективним є також метод електронно-променевого випаровування металів та їх послідувочої конденсації у вакуумі, розроблений в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона в 50-х роках минулого сторіччя. З використанням цього методу з'являється можливість створювати КМ, в яких можна спрямовано змінювати такі важливі властивості як дисперсність і розмір зерна, регулювати процеси взаємодії матеріалів з підкладкою, забезпечуючи тим самим виконання різноманітних вимог до матеріалів.

Аналіз існуючих матеріалів і закономірностей зміни їх фізико-хімічних властивостей за різних температур та під впливом зовнішніх середовищ показує перспективність використання КМ на основі міді в різних галузях промисловості. Добре витримуючи коливання температур, володіючи порівняно високою корозійною стійкістю, високою електро- і теплопровідністю КМ на основі міді можуть застосовуватись в радіотехнічній та обчислювальній техніці. Порівняно низька їх вартість в порівнянні зі сплавами із благородних металів обумовлює здатність використання цих матеріалів в якості електричних контактів різного призначення. До теперішнього часу накопичений досить великий фактичний матеріал по одержанню й дослідженню КМ на основі міді [4, 5]. Однак ряд важливих у науковому й прикладному відношеннях властивостей цих матеріалів не до кінця з'ясовано. Практично не вивчені такі аспекти як корозійна стійкість, вплив структурних факторів,

дисперсності на фізико-хімічні властивості цих матеріалів. Разом з тим відомо, що без зазначених характеристик не один матеріал не може бути впроваджений у промисловість.

МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Композиційні матеріали виготовили методом електронно-променевого випаровування і послідувочою конденсацією в вакуумі на підкладку, що обертається на установці УЕ-187 [6, 7]. Для формування розділового шару на підкладку, на яку здійснювалася конденсація парового потоку, використовували штабики із сполуки CaF_2 . Завдяки розділовому шару конденсат легко відокремлювався від підкладки і використовувався для проведення досліджень. Підкладкою, на яку здійснювалася конденсація, служила листовая сталь марки Ст3. Поверхню заготовки (підкладки), на яку проводили конденсацію парового потоку, обробляли до отримання шорсткості $0,63 \dots 1,2R_a$.

Така технологія дала можливість виготовити конденсати з шаруватою структурою, в якій чергуються шари міді, леговані цирконієм та ітрієм, і молібдену. Для дослідження корозійної стійкості використовували конденсати легової міді (Cu–0,05...0,1 % Zr–0,05...0,1 % Y) з різним вмістом молібдену від 7,62 до 46,7 мас. %.

Працездатність будь-яких матеріалів, в тому числі контактних, залежить від зовнішніх факторів. На швидкість корозійних процесів, які можуть протікати на поверхні композиційних матеріалів, впливає перш за все вологість повітря. У зв'язку з цим у роботі були проведені корозійні дослідження КМ (Cu–Zr–Y)–Mo в дистильованій воді, яка відповідає 100 % вологості згідно з ГОСТ 24927–81 [8].

Основою проведення досліджень корозійних властивостей КМ (Cu–Zr–Y)–Mo явився структурологічний підхід, оскільки під час перебігу корозійних процесів змінюються склад і структура поверх-

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026.

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

невого шару. Мікроструктуру конденсатів вивчали методом електронної растрової мікроскопії за допомогою мікроскопу Cam Scan 4. Мікрошліфи поперечного перерізу зразків у вихідному стані і після корозійних випробувань виготовляли за загальноприйнятою методикою [9] шляхом шліфування на абразивному (або шліфувальному) папері зернистістю 80...2400 мкм. Заключне полірування поверхні шліфа здійснювали алмазною пастою зернистістю 1 мкм та водною суспензією на основі алюмінію оксиду зернистістю 0,3 мкм. Структуру вивчали в режимі відбитих електронів без застосування додаткового травлення поверхні шліфа.

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ

Проведені електронно-мікроскопічні дослідження зразків, які ще не підлягали корозійним випробуванням в дистильованій воді, показали, що на поверхні і у перетині, перпендикулярному поверхні зразків у вихідному стані, відсутня будь-яка плівка (рис. 1, а).

Структура всіх конденсатів шарувата: шари міді, збагачені молібденом (світліші), чергуються з шарами міді, в яких вміст молібдену менший. У перетині, перпендикулярному до поверхні, по всій товщині зразків простежується коливання вмісту міді і молібдену (рис. 1, б, в).

Нерівномірність розподілу міді і молібдену спостерігається не тільки між шарами, а також в середині шарів. Така закономірність характерна для всіх досліджуваних зразків. Рентгенографічний аналіз дозволяє говорити, що у вихідних зразках основна фаза — мідь. В зразках з незначним

вмістом молібдену фіксується чиста мідь, додаткові лінії відображення відсутні. У зразках з вмістом молібдену більше 15 мас. % крім ліній відображення міді є ще одна додаткова лінія з міжплосщиною відстанню $d = 2,22 \text{ \AA}$. Це найсильніша лінія відображення молібдену.

Поверхня конденсату після корозійних випробувань в дистильованій воді характеризується пошкодженнями на тих ділянках, на яких є механічні дефекти та дефекти структури, обумовлені розподільчим шаром із CaF_2 і краплями, які викидаються із рідкої ванни в процесі конденсації (рис. 2). Для порівняння на рис. 2 наведені результати структурного аналізу до і після корозійних випробувань. У вихідному стані на поверхні конденсату, яка прилегла до підкладки, спостерігаються певні механічні дефекти, обумовлені шорсткістю підкладки та дефектами, утвореними внаслідок крапельного переносу при випаровуванні розподільчого шару CaF_2 . На протилежній поверхні, з боку ванни-випарника, спостерігаються краплі, утворені викидами твердих частинок з ванни випарника, якими можуть бути оксиди, утворені домішками в технічно чистих міді та молібдені.

У процесі корозії інтенсивніше руйнується поверхня в місцях утворення дефектів (рис. 2). На поверхні з боку ванни-випарника відбувається руйнування на межах крапля-конденсат, де мають місце несучільності між краплями та основою конденсату. По вказаних несучільностях руйнування поширюється вглибину конденсату

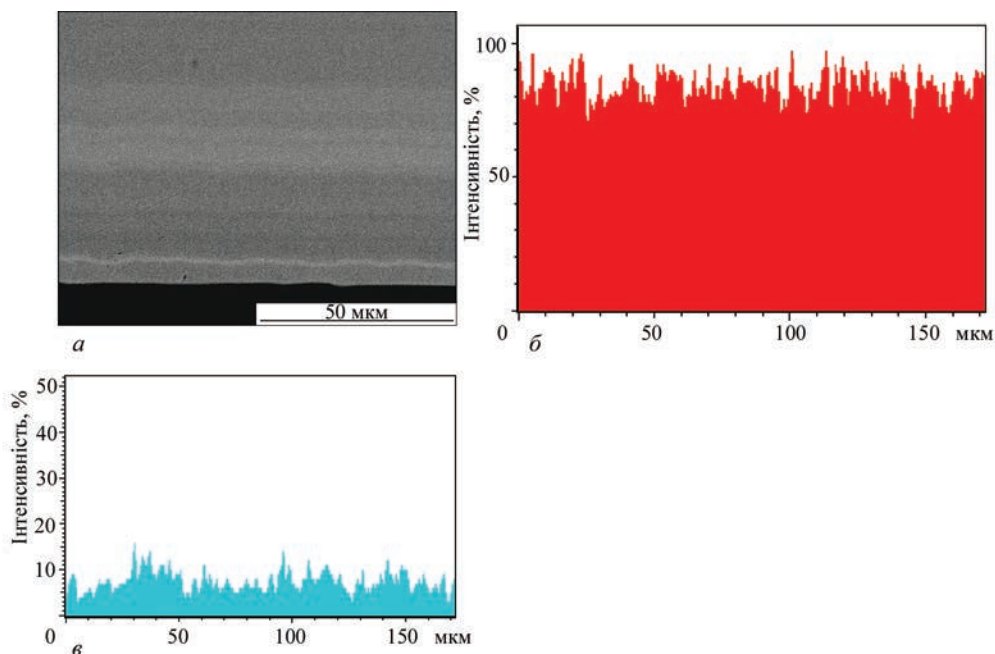


Рис. 1. Шарувата структура (Cu–0,05...0,1 % Zr–0,05...0,1 % Y)–Mo15,36 мас. % КМ (а), розподіл компонентів в міді (б), молібдені (в)

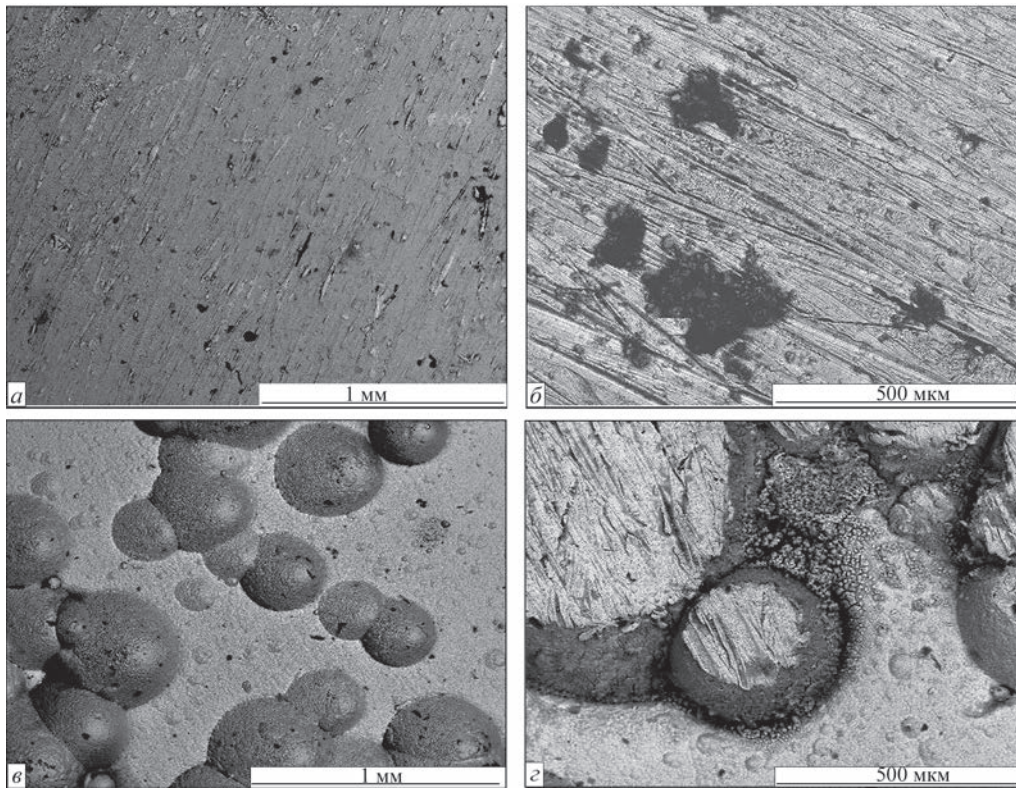
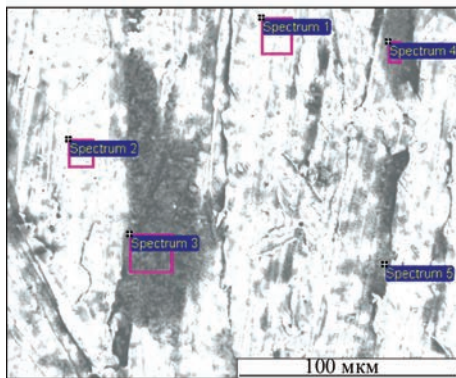


Рис. 2. Вихідний стан поверхні до (а, в) та після (б, г) корозійних випробувань з боку: а, б — підкладки; в, г — ванни-випарника



Spectrum	O	Cu	Mo
Spectrum 1	17,16	80,45	2,39
Spectrum 2	16,79	80,88	2,33
Spectrum 3	27,80	67,99	4,21
Spectrum 4	22,47	73,29	4,24
Spectrum 5	26,19	70,81	3,00

Рис. 3. Розподіл елементів на поверхні конденсату (Cu–0,05...0,1 % Zr–0,05...0,1 % Y)–Mo15,36 мас. % після корозійних досліджень в дистильованій воді

(рис. 2, г). Дослідження хімічного складу поверхні після корозійних випробувань в дистильованій воді показали, що поверхня характеризується наявністю великої кількості міді, кисню та незначної кількості молібдену (рис. 3). Зменшення вмісту молібдену пов'язано з корозійною активністю молібдену і переходом його як більш активного металу в розчин.

Результати рентгенографічних досліджень (рис. 4) підтверджують утворення на поверхні купрум (I) оксиду Cu_2O . Крім того, в зразках спостерігаються слабкі додаткові лінії з $d = 2,22 \text{ \AA}$ і $d = 1,11 \text{ \AA}$, які можуть бути зумовлені присутністю у зразках молібдену та його оксиду MoO_3 .

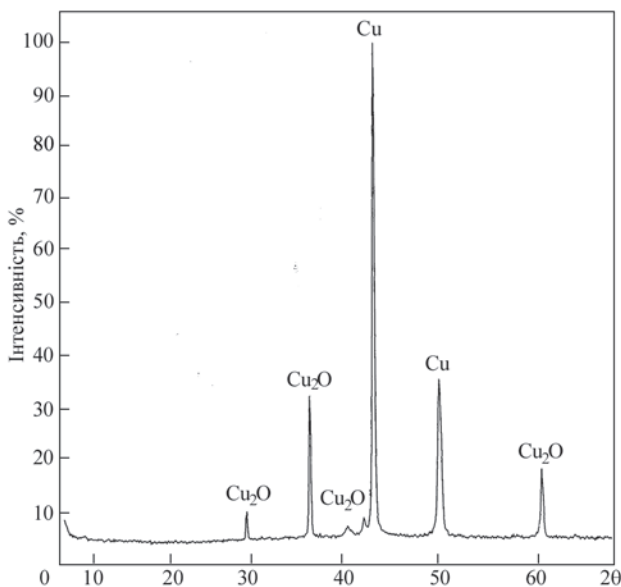
Наведені дані підтверджують механізм корозійних процесів, який характеризується утворенням гальванопари мідь–молібден. Більш активний метал (молібден) дифундує до поверхні, іонізується і при взаємодії з киснем із розчину утворює на поверхні оксидну плівку MoO_3 . Присутність оксиду молібдену (VI) на поверхні зразків зменшує корозійну стійкість, оскільки оксидна плівка молібдену має малу суцільність і не може виконувати захисні функції. У зв'язку з цим процес корозії поширюється вглибину. Корозійна стійкість найменша для матеріалу, який має найбільший вміст молібдену. Про це свідчить найбільша інтенсивність рентгєнівських спектрів.

Таблиця 1. Зменшення маси зразків МК (Cu–0,05...0,1 % Zr–0,05...0,1 % Y)–Mo в дистильованій воді

Хімічний склад зразків, мас. %		Час випробувань, год				
Cu	Mo	20	40	60	80	100
Решта	7,62	0,75	0,05	0,20	0,05	0,50
→—	15,36	0,95	0,25	0,95	0,90	0,85
→—	28,90	1,50	1,25	1,35	1,70	1,20
→—	46,70	1,95	1,55	1,65	1,80	1,30

Таблиця 2. Масові і глибинні показники корозії КМ (Cu–0,05...0,1%Zr–0,05...0,1%Y)–Mo в дистильованій воді

Хімічний склад зразків, мас. %		$K_{\text{вип}}$, г/м ² ·год	П, мм/рік	Бал корозійної стійкості
Cu	Mo			
Решта	7,62	0,004	0,00343	Досить стійкі 2
→—	15,36	0,050	0,0429	Стійкі 4
→—	28,90	0,080	0,0687	Стійкі 5
→—	46,70	0,090	0,0770	→—

**Рис. 4.** Фрагмент рентгенограми (Cu–0,05...0,1 % Zr–0,05...0,1 % Y)–Mo 15,36 мас. % після випробування в дистильованій воді

Гравіметричні дослідження проводили протягом 100 год з визначенням зміни маси через кожні 20 год. Як показали результати досліджень, втрати маси помітно збільшуються для зразків з більшим вмістом молібдену (табл. 1).

Масові і глибинні показники корозії, розраховані за результатами гравіметричних залежностей, свідчать про зменшення корозійної стійкості КМ від концентрації молібдену 7,62 до 46,7 мас. %. Бал корозійної стійкості за 10-бальною шкалою

відповідно до ДСТУ 13819-68 [10] становить 2 при концентрації молібдену 7,62 мас. % та зменшується до 4...5 при збільшенні концентрації молібдену до 46,7 мас. % (табл. 2).

ВИСНОВКИ

1. Проведені дослідження показали, що на поверхні і у перетині, перпендикулярному поверхні зразків композиційних матеріалів (Cu–0,05...0,1%Zr–0,05...0,1%Y)–Mo у вихідному стані, відсутня будь-яка плівка.

2. Структура всіх конденсатів шарувата: шари міді, збагачені молібденом, чергуються з шарами міді, в яких вміст молібдену менший.

3. Після корозійних випробувань в дистильованій воді поверхня конденсату характеризується пошкодженнями на тих ділянках, на яких є механічні дефекти та дефекти структури.

4. Встановлено, що із збільшенням концентрації молібдену корозійна стійкість всіх зразків у дистильованій воді зменшується. Бал корозійної стійкості найвищий для КМ з вмістом молібдену 7,62 мас. %.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Baglyuk, G.A., Grypachevskiy, O.M., Volfman, V.I., Uskova, N.O. (2009) Thermal synthesis of powder master alloy Fe–Mn–C–Cu. *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, 3, 43–47 [in Ukrainian].
2. Konoval, V.P., Umanskiy, O.P., Bondarenko, O.A. et al. (2024) Technology of producing and properties of composite powders based on titanium-chrome diboride for coating deposition. *Poroshkova Metalurhiya*, 1–2, 3–16 [in Ukrainian].
3. Kulikov, L.M., Ragulya, A.V., Pozniy, A.P. et al. (2023) Influence of air humidity on dielectric properties of micron pow-

- ders of 2D molybdenum disulphide. *Poroshkova Metalurhiya*, 9–10, 3–20 [in Ukrainian].
4. Artyukh, Ya.Yu., Grechanyuk, V.G. (2006) Corrosion resistance of composite materials based on copper and molybdenum produced by electron beam technology in the temperature range of 20–800 °C. *Electrical contacts and electrodes. Series Composite Materials*. Kyiv, 267–272.
 5. Grechanyuk, I.N., Artyukh, Ya.Yu., Grechanyuk, V.G. et al. (2005) Study of corrosion and erosion resistance of composite materials based on copper and molybdenum. *Naukovi Visti NTUU KPI*, 6, 46–50.
 6. Grechanyuk, N.I., Kucherenko, P.P. (2005) *Unit for electron beam deposition of coatings*. Pat. 2265078 RF. Publ. 12.07.2005.
 7. Grechanyuk, N.I., Mamuzic, I., Bukhanovskii, V.V. (2007) Production technology and physical, mechanical and performance characteristics of Cu–Zr–Y–Mo finely-dispersed microlayer composite materials. *Metallurgiya*, 46(2), 125–28.
 8. (1980) *Unified procedure of laboratory tests of effectiveness of corrosion inhibitors in water systems*. Riga, Institute of Inorg. Chemistry, AS Lithuanian SSR.
 9. Zagorodnii, V.V. (2019) *Local methods of investigations: Manual for students of speciality 105 "Applied Physics and Nanomaterials"*. Kyiv, KPI.
 10. (1969) GOST 13819–68: *Corrosion of metals. Ten-point scale of corrosion resistance*.

CORROSION RESISTANCE OF VAPOR-PHASE CONDENSATES (Cu–Y–Zr)–Mo IN ATMOSPHERIC CONDITIONS

V.G. Grechanyuk, I.M. Grechanyuk

Kyiv National University of Civil Engineering and Architecture.
Ukraine, Kyiv, Air Force Avenue, 31

ABSTRACT

The corrosion resistance of composite materials in distilled water, which corresponds to the conditions of a humid environment, was studied. The X-ray analysis of composite materials (Cu–Y–Zr)–Mo showed that corrosion damage is observed in areas with structural defects. It was established that the oxidation process becomes more intense with increasing molybdenum concentration in the condensates. 10 Ref., 2 Tabl., 4 Fig.

KEYWORDS: composite materials, structure, corrosion resistance, electron beam technology

ORCID

V.G. Гречанюк — <https://orcid.org/0009-0008-8771-3092>, I.M. Гречанюк — <https://orcid.org/0000-0001-7341-3170>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

V.G. Гречанюк

Київський національний університет будівництва і архітектури.

03037, м. Київ, просп. Повітряних Сил, 31. E-mail: eltechnic777@ukr.net.

E-mail: eltechnic777@ukr.net

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

V.G. Гречанюк, I.M. Гречанюк (2026) Корозійна стійкість в атмосферних умовах парофазних конденсатів (Cu–Y–Zr)–Mo. *Сучасна електрометалургія*, 01, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.01.06>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 06.01.2026

Отримано у переглянутому вигляді 18.02.2026

Затверджено до друку 31.03.2026

Оприлюднено 14.04.2026




**Aluminium
Tech expo**

PREMIERE EDITION

16 – 18 | 06 | 2026

TRADE FAIR FOR **ALUMINUM
TECHNOLOGY IN INDUSTRY
AND CONSTRUCTION**

WARSAW | PTAK WARSAW EXPO

FAIR PARTNERS:





МІКРОСТРУКТУРА І ФАЗОВИЙ СКЛАД З'ЄДНАНЬ ЛИВАРНОГО І КОВАНОГО ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ

І.В. Зяхор, А.М. Левчук

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

РЕФЕРАТ

Для вітчизняних виробників авіаційних газотурбінних двигунів актуальною проблемою є розроблення ефективних технологій зварювання жароміцних нікелевих сплавів, зокрема, технології зварювання тертям деталей типу диск–лопатка (бліск). В роботі представлено результати дослідження формування різномірних з'єднань жароміцних нікелевих сплавів ливарного ВЖЛ12У і кованого ЕІ698ВД при зварюванні тертям. З використанням експериментальних методів досліджували вплив технологічних параметрів процесу зварювання тертям і режиму післязварювальної термічної обробки на мікроструктуру з'єднань та морфологію часток зміцнюючих фаз — карбідів, γ' -фази. Експерименти проводили на зразках жароміцних нікелевих сплавів діаметром 24 мм, застосовували технологію комбінованого зварювання тертям з різною тривалістю гальмування обертання на стадії проковки в діапазоні $t_r = 0,3 \dots 3,0$ с. Встановлено, що збільшення t_r суттєво впливає на структурні і фазові перетворення у зоні термомеханічного впливу з'єднань, зокрема при $t_r = 3,0$ с забезпечується розчинення у процесі проковки часток як вторинної дисперсної γ' -фази, так і термічно стабільної первинної $\gamma'_{\text{ст.}}$ -фази з боку ливарного сплаву ВЖЛ12У. Визначено режим термічної обробки, при якому відновлюється морфологія часток γ' -фази з боку сплаву ЕІ698ВД та забезпечується відсутність у зоні з'єднання ділянок із зниженою мікротвердістю. Встановлено явище аномального збільшення розміру часток дисперсної γ' -фази в зоні термомеханічного впливу сплаву ВЖЛ12У після трьохступеневої термічної обробки згідно з технічними умовами на сплав ЕІ698ВД. Бібліогр. 25, табл. 2, рис. 13.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: жароміцні нікелеві сплави, зварювання тертям, з'єднання, мікроструктура, термічна обробка, γ' -фаза, карбіди, мікротвердість

ВСТУП

Використання жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) забезпечує необхідні експлуатаційні характеристики відповідальних деталей газотурбінних двигунів (ГТД) [1]. Використання зварних вузлів у конструкції авіаційних ГТД обумовлює необхідність розробки методів якісного зварювання деталей, виготовлених з ЖНС.

ЖНС являють собою матричний γ -твердий розчин на нікелево-хромовій основі, легований молибденом, вольфрамом і ніобієм [2–4]. Утворення зміцнюючої γ' -фази забезпечується в основному за рахунок алюмінію, титану, танталу. Мікроструктура, зокрема, розмір структурних елементів, морфологія γ' -фази та карбідів типу MeC і Me_{23}C_6 визначають експлуатаційні показники ЖНС.

Для отримання нероз'ємних з'єднань ЖНС використовують способи зварювання плавленням [5] і тиском [6–11]. Одержання бездефектних з'єднань ЖНС при способах зварювання плавленням не є суттєвою проблемою для сплавів із загальним вмістом алюмінію і титану, який не перевищує 4 мас. %. При більшому ступені легування ЖНС зварні шви схильні до утворення тріщин [12–14].

Для нероз'ємного з'єднання високолегованих ЖНС все більше застосування має зварювання тертям (ЗТ) у різних технологічних модифікаціях — конвенційне, інерційне, комбіноване, орбітальне, лінійне [15–21]. У низці публікацій наведено результати досліджень зміни мікроструктурних характеристик металу з'єднань ЖНС, отриманих інерційним зварюванням тертям (ІЗТ) [15–17].

У роботі [15] наведено результати порівняння мікроструктури, механічних властивостей і залишкових напружень у зварних з'єднаннях, отриманих ІЗТ для трьох суперсплавів — кованого Inconel 718, ливарного U720Li, порошкового RR1000. Встановлено, що на відміну від сплавів U720Li і RR1000 у сплаві Inconel 718 в результаті ЗТ утворюється область, вільна від виділень зміцнюючої γ' -фази, що викликає істотне зниження твердості поблизу лінії з'єднання. Для підвищення рівня механічних властивостей з'єднань і зниження зварювальних напружень проводили післязварювальну ТО — повну (відповідно до технічних вимог до конкретного сплаву) або неповну (яка відповідала одному із ступенів повної ТО сплаву). В останньому випадку забезпечується деяке зниження зварювальних напружень (до безпечного з точки зору експлуатаційної надійності рівня), часткове відновлення кристалічної структури і морфології зміцнюючих фаз у зоні з'єднання.

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

У роботі [16] досліджували структуру різно-рідних з'єднань нікелевих суперсплавів U720Li та IN718, отриманих ІЗТ. Дослідження проводили на з'єднаннях як у стані після зварювання, так і після ТО. Дослідження показали, що ІЗТ забезпечує одержання різнорідних з'єднань сплавів U720Li і IN718 без мікропор і мікротріщин, а також без істотної міграції хімічних елементів поперек лінії з'єднання. Однак з кожної сторони лінії з'єднання спостерігались значні зміни мікроструктури і розподілу часток зміцнюючих фаз. На сплаві U720Li з високою об'ємною часткою γ' -фази ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$) відзначається більш широка зона термічного впливу, ніж на сплаві IN718, зміцненому переважно γ'' -фазою (Ni_3Nb). Встановлено, що для сплаву U720Li спостерігається незначне падіння твердості поблизу лінії з'єднання в стані після ІЗТ, що обумовлено збідненням γ' -фази, у той час як сплав IN718 відрізняється наявністю області без виділень γ'' -фази. Порівняння з'єднань у стані після ІЗТ і ТО, спрямованої на зняття напружень, показує, що сплав IN718 перебуває в перестареному стані після термічної обробки. У сплаві U720Li розподіл твердості переважно визначається розподілом третинної й повторно виділеної γ' -фази, а з боку сплаву γ'' -фаза повністю розчинилася у процесі ІЗТ і повторно не виділилася при охолодженні.

В роботі [17] досліджували вплив параметрів процесу ІЗТ нікелевих суперсплавів на температуру у зоні контакту та процес осадки заготовок. Встановлено, що механічна енергія головним чином залежить від початкової швидкості обертання, а відносно високий осьовий тиск підвищує ефективність перетворення механічної енергії в ефективну теплоту зварювання. Встановлено вплив осьового тиску, початкової швидкості обертання та моменту інерції маховика на величину осадки, визначено технологічні засади для оптимізації параметрів ІЗТ з урахуванням зміни температурних профілів. Результати показують, що осьовий тиск має більш очевидний вплив на ширину високотемпературної зони, ніж швидкість обертання на заключній стадії (швидкої осадки) процесу ІЗТ.

Результати досліджень мікроструктури порошкового суперсплаву RR1000 при ІЗТ наведено у роботі [18]. Встановлено значні зміни мікроструктури в межах до 2 мм від лінії з'єднання (ЛЗ). У цій області на профіль твердості впливають зміни розміру зерна, об'ємної долі та розміру часток γ' -фази. На більшій відстані від ЛЗ фіксуються незначні зміни мікроструктури, але має місце варіація твердості. У роботі [19] досліджували втомну міцність з'єднань сплавів Inconel 718 та Mar-M247, отриманих ЗТ. Встановлено, що руйнування відбувається з боку сплаву Mar-M247 поза ЛЗ. На основі результатів

досліджень зварюваності п'яти різних ЖНС [20] визначено, що для отримання висококомісних з'єднань технологічні параметри ЗТ повинні забезпечувати високу швидкість осадки заготовок при порівняно низькій температурі в зоні контакту.

Результатами досліджень лінійного ЗТ сплавів IN738 і CMSX486 [21] встановлено наявність ліквідації легуючих елементів та утворення суцільних оксидних плівок у зоні з'єднання, що негативно впливає на механічні властивості зварних з'єднань. Термомеханічне моделювання Gleeble показало, що оксиди утворюються внаслідок локального окислення ділянок у рідкому стані, що утворюються на контактуючих поверхнях сплавів.

У наявних літературних джерелах недостатньо інформації щодо формування з'єднань ЖНС, які використовуються у конструкції авіаційних ГТД вітчизняного виробництва. В роботі [22] проведено оцінку термодформаційних умов формування з'єднань сплаву EI698ВД при ЗТ. Розрахунковим шляхом встановлено можливість досягнення температури плавлення сплаву EI698ВД в зоні контакту на стадії нагріву. Запропоновано шляхи оптимізації технології ЗТ сплаву EI698ВД та способи мінімізації ширини зони фазових перетворень у з'єднаннях. Результати досліджень процесів нагрівання, деформації та формування структури з'єднань при ЗТ сплавів EP741НП і ВЖЛ12У наведено в роботі [23]. Встановлено мінімальні значення тиску, при якому забезпечується осадка заготовок, встановлено діапазон зміни технологічних параметрів ЗТ, в якому забезпечується формування бездефектних з'єднань.

Для ДП «Івченко-Прогрес» і ПАТ «Мотор Січ» актуальним завданням є розроблення ефективної технології стикового зварювання тиском литих лопаток із сплаву ВЖЛ12У з кованим диском із сплаву EI698ВД (ХН73МБТЮ-ВД). Актуальність одержання зварних моноколіс для вітчизняних ГТД обумовлює необхідність проведення всебічних досліджень для вирішення цього завдання. Недостатньо дослідженими питаннями є визначення закономірностей формування мікроструктури і фазового складу з'єднань сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД, встановлення впливу технологічних параметрів процесу ЗТ і режиму післязварювальної термічної обробки (ТО) на зміну мікроструктури, морфології зміцнюючих фаз, показників твердості та механічних властивостей з'єднань.

МЕТА РОБОТИ

— встановлення закономірностей формування мікроструктури з'єднань ЖНС ливарного ВЖЛ12У і кованим EI698ВД, виконаних ЗТ при різних значеннях технологічних параметрів, визначення особливостей мікроструктурних та фазових пе-

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваних сплавів, мас. %

Сплав	Ni	Cr	Ti	Al	W	Mo	Nb	Co	V	Mn	Si	Hf	C
EI698ВД	Основа	14,4	2,74	1,69	0,05	2,98	2,04	–	0,05	0,08	0,20	–	0,05
ВЖЛ12У	—>—	9,7	4,5	5,4	1,4	3,1	0,8	14,0	0,8	0,01	0,03	–	0,18

Таблиця 2. Фазові характеристики досліджуваних сплавів [21, 22]

Сплав	Загальна кількість γ' -фази, %	Температура солідус, $T_{\text{солідус}}$	Температурна межа розчинення γ' -фази $T_{\text{солвус}}$, °С	Температура рекристалізації, $T_{\text{рекр}}$, °С	Температура деформації		Здатність до гарячої пластичної деформації
					початок	кінець	
EI698ВД	25,0	1320	1030	1050...1100	1160	1000	Хороша
ВЖЛ12У	65,0	1273	1220	–	–	–	Дуже погана

ретворень у з'єднаннях при різних режимах післязварювальної ТО для розроблення ефективної технології ЗТ моноколів авіаційних ГТД.

ОБ'ЄКТ ДОСЛІДЖЕННЯ

— формування нероз'ємних з'єднань ливарного і кованих жароміцних нікелевих сплавів при ЗТ.

ПРЕДМЕТ ДОСЛІДЖЕННЯ

— макроструктура, мікроструктура, мікротвердість у зоні з'єднань ливарного сплаву ВЖЛ12У з кованим сплавом EI698ВД, отриманих ЗТ з регульованим гальмуванням обертання.

МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Експериментальні дослідження по ЗТ проводили на зразках сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД діаметром 24 мм. Хімічний склад та фазові характеристики сплавів наведено у табл. 1 і 2.

Стан поставки зразків сплаву EI698ВД після трьохступеневої ТО згідно з технічними умовами: перша ступінь — загартування від 1100 °С, витримка 8 год, друга ступінь — загартування від 1000 °С, витримка 4 год, третя ступінь — старіння 775 °С, витримка 16 год. У всіх випадках охолодження на повітрі. Стан поставки зразків сплаву ВЖЛ12У — після литва, без гомогенізації.

Дослідні зварювання проводили на лабораторній машині МСТ2001 [24]. Гідропривід машини забезпечує триступінчасту циклограму прикладення осьового зусилля притирка–нагрівання–проковка у діапазоні 10...200 кН. Після модернізації системи гальмування машина МСТ2001 забезпечує реалізацію технології комбінованого ЗТ з регульованим гальмуванням обертання (рис. 1). У процесі експериментів технологічні параметри ЗТ встановлювали в межах: окружна швидкість — $V = 1$ м/с, тиск при нагріванні — $P_n = 100...200$ МПа, тиск проковки — $P_{\text{пр}} = 200...400$ МПа, час нагрівання — $t_n = 10...30$ с, час проковки — $t_{\text{пр}} = 10$ с, час гальмування обертання — $t_r = 0,3...3,0$ с.

Реєстрація параметрів режиму ЗТ здійснювалася операційною системою на основі ПК за допомогою датчика тиску ADZ-SML-20.0-1, датчика контролю осадки SR18-25-S «Megatron». Механічні випробування зразків зварних з'єднань на розрив проводили на машині ЦДМ-10. Наявність у зоні з'єднання поверхневих дефектів (тріщин, розшарувань) визначали при візуальному огляді поверхні з'єднання при збільшенні $\times 10$, а також за допомогою мікроскопа ММР4. Геометрію зварних з'єднань і наявність дефектів визначали макро- і мікроскопічними дослідженнями шліфів. Оптичну та електронну мікроскопію виконували на шліфах, підготовлених з використанням хімічного і електролітичного методів виявлення структури та іонного полірування й травлення на установці Ion Sputter JFC-1100 фірми «JEOL». Дослідження мікроструктури проводили на світловому мікроскопі «Neophot-32», растровому електронному мікроскопі JSM-35CA, ОЖЕ-мікрозонді JAMP-9500F, «JEOL», мікрорентгеноспектральний аналіз (МРСА) — за допомогою аналізатора «INCA-450», «OXFORD INSTRUMENTS» з діаметром зонду близько 1 мкм [25]. Вимірювання мікротвердості металу у зоні термічного впливу проводили на мікротвердомірі «LECO М-400» при навантаженні 1,0...5,0 Н.

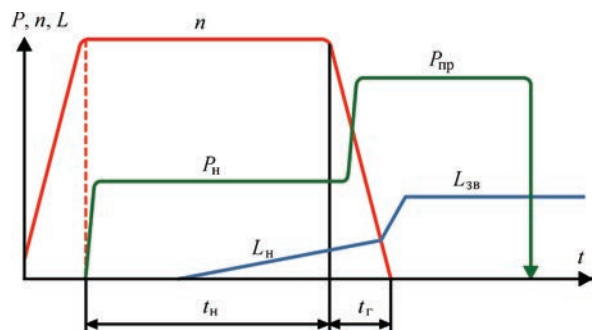


Рис. 1. Циклограма комбінованого ЗТ з регульованим гальмуванням обертання: n — частота обертання; P_n , $P_{\text{пр}}$ — тиск при нагріванні й проковці; L — осадка; t_n — час нагрівання; t_r — час гальмування обертання

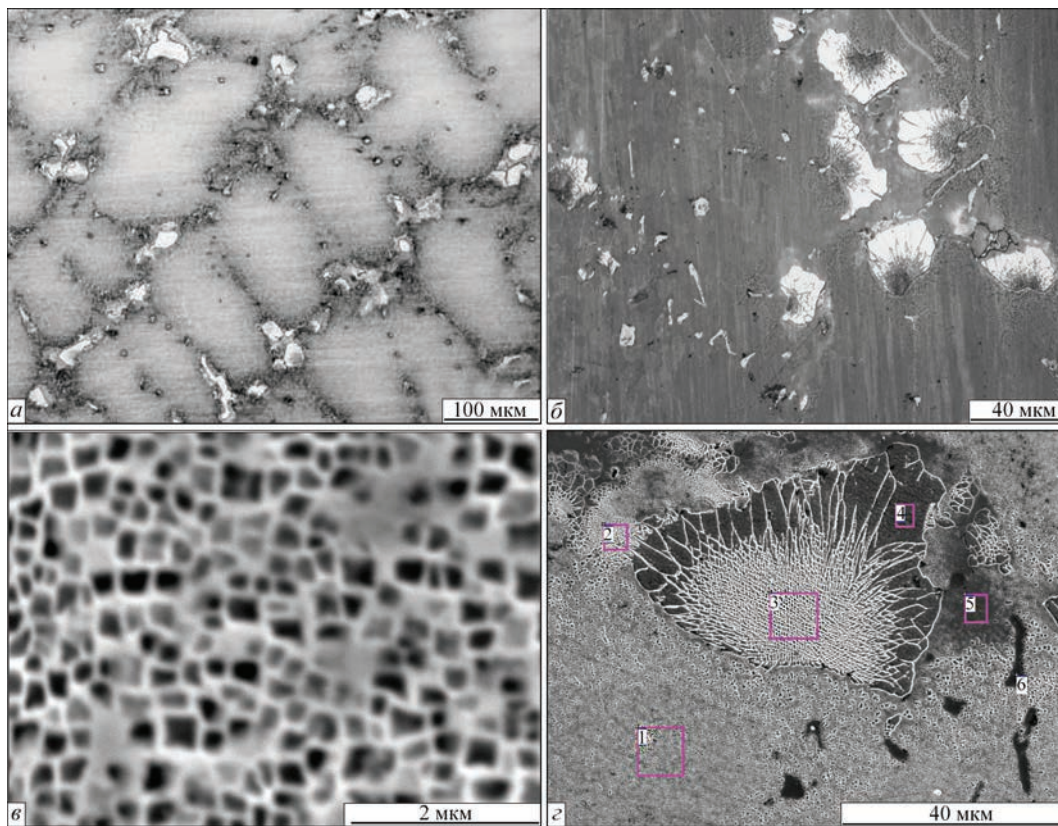
РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТІВ

МІКРОСТРУКТУРА ОСНОВНОГО МЕТАЛУ
(ОМ) СПЛАВІВ ВЖЛ12У І ЕІ698ВД

Мікроструктура ливарного сплаву ВЖЛ12У у стані поставки (рис. 2, а) складається із аустенітної матриці (γ -фази), яка є твердим розчином хрому, кобальту, молібдену, вольфраму на основі нікелю, часток зміцнюючої γ' -фази — твердого розчину на основі інтерметалідної сполуки $Ni_3(A1, Ti)$ і карбідів типу MeC. Поряд зі звичайними для ЖНС дисперсними виділеннями γ' -фази кубічної форми на тлі γ -фази, у мікроструктурі ОМ сплаву ВЖЛ12У наявні частки первинної евтектичної $\gamma'_{\text{евт.}}$ -фази, які розташовуються у міждендритних областях (рис. 2, б). У частках $\gamma'_{\text{евт.}}$ -фази (спектр 4, рис. 2, з) фіксується збільшений вміст титану і алюмінію. Частки $\gamma'_{\text{евт.}}$ -фази неправильної форми значно більші за розміром (10...50 мкм) за виділення дисперсної γ' -фази, які розташовані у межах дендритів (рис. 2, в). При нагріванні $\gamma'_{\text{евт.}}$ -фаза є термічно стабільною практично до температури початку плавлення $T_{\text{солідус}}$ сплаву ВЖЛ12У. Осо-

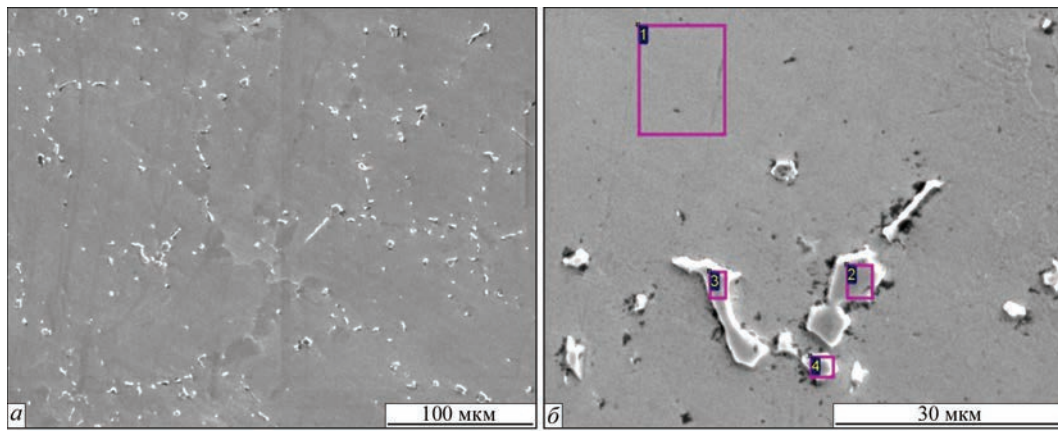
бливістю ОМ сплаву ВЖЛ12У у стані поставки є нерівномірний розподіл часток дисперсної γ' -фази у межах дендритів. Внаслідок дендритної ліквідації, частки γ' -фази в центральній частині дендритів мають розміри 300...400 нм, а частки у периферійній частині — 500...600 нм. Комплексні карбіди MeC (де Me — Ti, Nb, Mo, W) у вигляді дискретних полідричних часток розташовуються переважно у межах дендритів, а карбіди — у вигляді пластин шрифтової морфології між осями дендритів (рис. 3).

ОМ зразків кованого сплаву ЕІ698ВД має волокнисту структуру (рис. 4). Мікроструктура сплаву ЕІ698ВД — рівновісна з середнім розміром зерна 35...40 мкм (рис. 4, б). Тонка структура сплаву представлена на рис. 4, в. Виділення γ' -фази мають бімодальний розподіл: частки первинної γ' -фази, які утворюються у процесі загартування від температури 1000 °С, мають розміри 0,25...0,3 мкм, а частки вторинної γ' -фази, які утворюються в процесі старіння при температурі 775 °С, мають розміри близько 0,03...0,04 мкм.



№	C	O	Al	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	W
1	1.04	0.23	3.80	3.26	0.79	10.76	0.22	0.45	14.95	59.61	0.56	3.24	1.09
2	1.37	0.42	3.99	5.73	0.67	8.35	0.13	1.25	13.25	60.94	0.76	2.80	0.35
3	1.36	0.31	3.90	5.27	0.66	9.04	0.20	1.05	13.39	60.83	0.79	2.45	0.67
4	1.12	0	4.91	7.59	0.12	3.31	0	0.46	10.18	69.93	0.93	1.09	0.29
5	0.93	0	3.59	4.41	1.0	10.61	0	0.51	14.42	59.11	0.73	3.90	0.68
6	15.65	0	0.07	35.06	1.34	1.27	0.26	0.32	1.35	0.31	21.30	16.74	6.32

Рис. 2. Мікроструктура ОМ сплаву ВЖЛ12У (а, б), оптична мікроскопія, виділення γ' -фази (в), мікроструктура і хімічний склад (мас. %) структурних елементів (з), РЕМ



№	C	Al	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	W
1	0.78	5.44	2.56	0.81	8.54	12.54	66.01	0.34	1.95	0.75
2	11.48	0.15	42.09	2.43	0.99	1.07	5.26	15.53	10.86	10.13
3	7.46	1.05	16.54	1.52	5.50	8.35	39.82	7.66	7.61	4.47
4	7.99	0.91	21.92	1.54	4.53	7.98	34.32	8.13	6.57	6.10

Рис. 3. Мікροструктура (а) і хімічний склад (мас. %) структурних елементів сплаву ВЖЛ12У (б), РЕМ

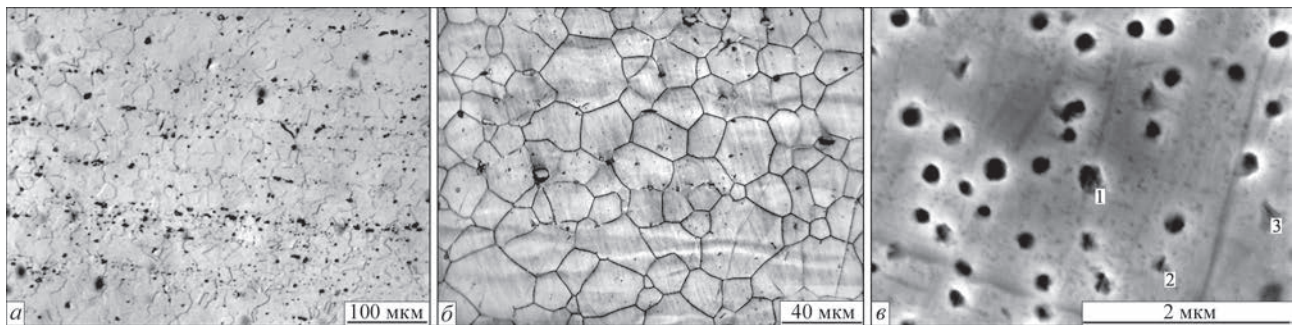


Рис. 4. Мікροструктура ОМ сплаву EI698VD (а, б), виділення γ' -фази (в)

МІКРОСТРУКТУРА З'ЄДНАННЯ СПЛАВІВ ВЖЛ12У І EI698VD У СТАНІ ПІСЛЯ ЗТ

Дослідження макро- і мікροструктури з'єднань виконували на двох зразках з'єднань (рис. 5), одержаних комбінованим ЗТ з різним значенням часу гальмування обертання t_r , а саме: $t_{r1} = 0,3$ с (стик 1) і $t_{r3} = 3,0$ с (стик 2). Підвищений тиск проковки $P_{пр}$ прикладали одночасно з початком гальмування обертання (див. рис. 1). Встановлені значення інших технологічних параметрів процесу ЗТ наступні: $V = 1$ м/с, $P_n = 200$ МПа, $P_{пр} = 400$ МПа, $t_n = 20$ с, $t_{пр} = 10$ с. Оскільки гідропривід машини МСТ2001 забезпечує зростання тиску від P_n до $P_{пр}$ за час близько 0,4 с, то для стика 1 прикладення встановленого значення $P_{пр}$ відбувалось до заготовок, які не обертаються, що є характерним для технології конвенційного ЗТ. Для стика 2 тиск проковки прикладався на заготовки, що обертаються із частотою, яка поступово зменшується від встановленого значення до 0, що є характерним для ІЗТ.

Досліджували макро- і мікροструктуру з'єднань на різній відстані від осі заготовок (рис. 6): у периферійній частині (переріз I-I) і центральній (переріз II-II). Встановлено, що макроструктура

з'єднань суттєво залежить від часу гальмування обертання t_r . При збільшенні значення t_r від 0,3 до 3 с величина осадки (укорочення) заготовок на стадії проковки збільшується з 1,4 до 4,2 мм. В залежності від значення t_r змінюється форма лінії з'єднання і збільшується величина ґрату (металу, витісненого за межі перерізу заготовок). При $t_r = 0,3$ с (стик 1) лінія з'єднання (ЛЗ) має криволінійну форму (рис. 6, а), формування ґрату спостерігається переважно з боку зразка сплаву EI698VD. Сплав ВЖЛ12У у процесі ЗТ практично не деформувався, за виключенням центральної частини перерізу. У цій частині (переріз II-II) спостерігається вгнутість ЛЗ убік сплаву ВЖЛ12У

Характер мікροструктури з'єднання з боку сплаву ВЖЛ12У змінюється по перерізу заготовки. У центральній частині перерізу (рис. 7, а)

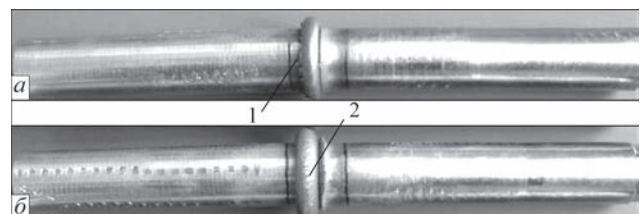


Рис. 5. Зварні зразки сплавів EI698VD і ВЖЛ12У: стик 1 (а); стик 2 (б)

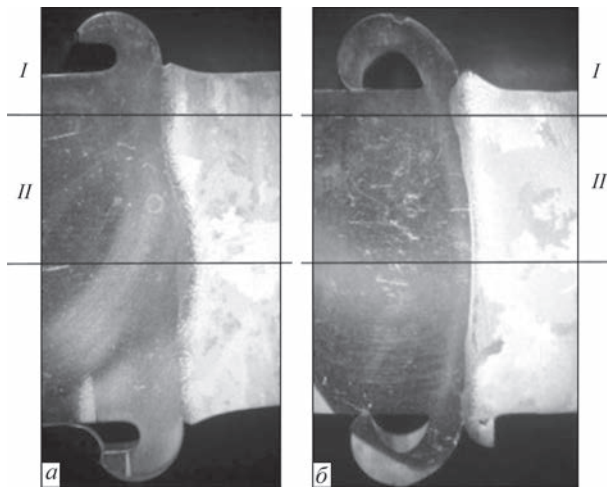


Рис. 6. Макрошліфи з'єднань сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД: стик 1 (а), стик 2 (б)

немає видимих дефектів і суттєвої сегрегації елементів, формування з'єднання тут відбувалось при найнижчій по перерізу заготовок температурі. У периферійній частині перерізу (рис. 7, б), де у процесі ЗТ досягається максимальна температура, спостерігається ЛЗ з прошарком, який за даними МРСА має підвищений вміст алюмінію і титану та за хімічним складом відповідає евтектичним фазам, які розташовані по границям дендритів у ОМ сплаву ВЖЛ12У. Наявність у периферійній частині перерізу з боку сплаву ВЖЛ12У ЛЗ з прошарком евтектичного складу є експериментальним підтвердженням досягнення у процесі ЗТ температури початку плавлення $T_{\text{солідус}}$ сплаву ВЖЛ12У і утворення локальних ділянок розплаву, який не витіснено за межі перерізу при проковці. Можливість досягнення в зоні контакту температури плавлення при ЗТ сплаву ЕІ698ВД раніше була встановлена розрахунковим шляхом [22]. Також у площині з'єднання периферійної частини перерізу спостерігаються частки $\gamma'_{\text{евт.}}$ -фази, які не розчинились в процесі виконання проковки (рис. 7, в).

Макроструктура з'єднання, отриманого при комбінованому ЗТ з часом гальмування $t_r = 3,0$ с по всьому перерізу заготовок, має форму дуги, вигнутої убік

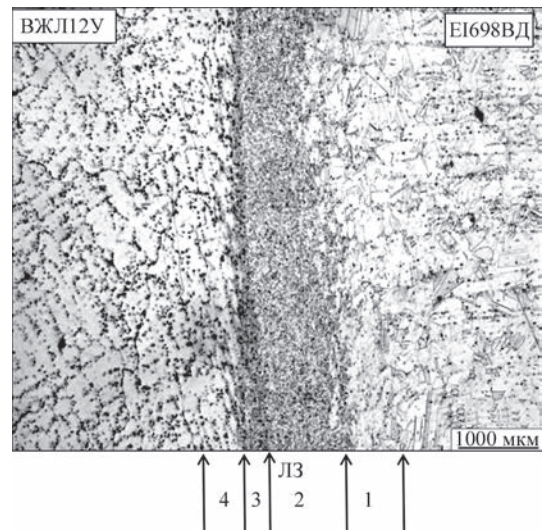


Рис. 8. Мікроструктура з'єднання (стик 2, $\times 25$): 1 — межа ЗТМВ сплаву ЕІ698ВД; 2 — ЗДР сплаву ЕІ698ВД; 3 — ЗДР сплаву ВЖЛ12У; 4 — ЗТМВ сплаву ВЖЛ12У; ЛЗ — лінія з'єднання

ливарного сплаву ВЖЛ12У (стик 2, див. рис. 6, б), хоча пластична деформація і формування грату у процесі ЗТ відбувається переважно з боку зразка сплаву ЕІ698ВД. Дослідження зварного з'єднання після іонного полірування й травлення шліфів показали, що мікроструктура з'єднання являє собою послідовний набір зон з різною величиною зерна (рис. 8). Будь-які дефекти в зоні з'єднання сплавів ЕІ698ВД і ВЖЛ12У не виявлені. Загальна ширина зони динамічної рекристалізації (ЗДР) з'єднання змінюється по перерізу заготовок і досягає 1300...1800 мкм. Оскільки високотемпературна міцність сплаву ЕІ698ВД істотно менше в порівнянні з такою сплаву ВЖЛ12У, то ширина ЗДР сплаву ЕІ698ВД значно більше ширини ЗДР сплаву ВЖЛ12У.

Середній розмір зерен у ЗДР сплаву ЕІ698ВД знаходиться в межах 14...20 мкм, а у ЗДР сплаву ВЖЛ12У — 10...15 мкм. У зоні термомеханічного впливу (ЗТМВ) сплаву ЕІ698ВД спостерігається формування структури типу намисто (рис. 9), тобто утворення дрібних рекристалізованих зерен уздовж границь аустенітних зерен ОМ, що піддали-

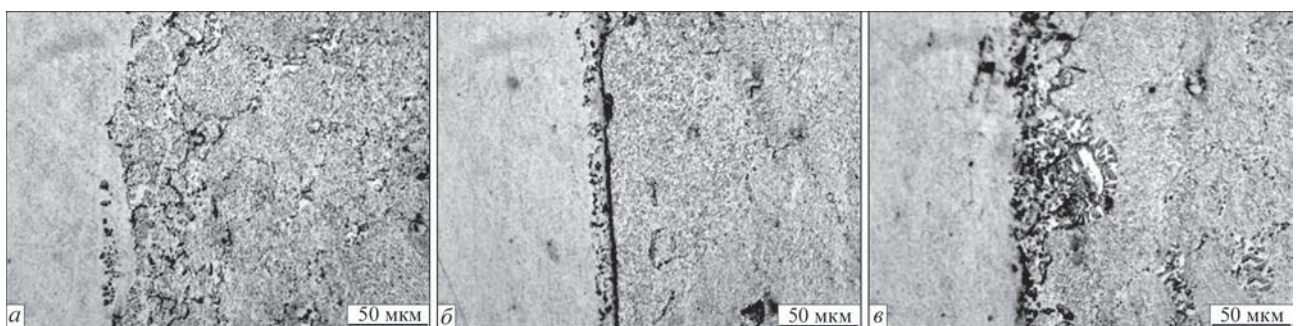


Рис. 7. Мікроструктура з'єднання (стик 1) з боку сплаву ВЖЛ12У у центральній (а) і периферійній частині перерізу (б, в): б — суцільний прошарок з підвищеним вмістом карбідоутворюючих елементів; в — виділення евтектичної $\gamma'_{\text{евт.}}$ -фази у площині з'єднання

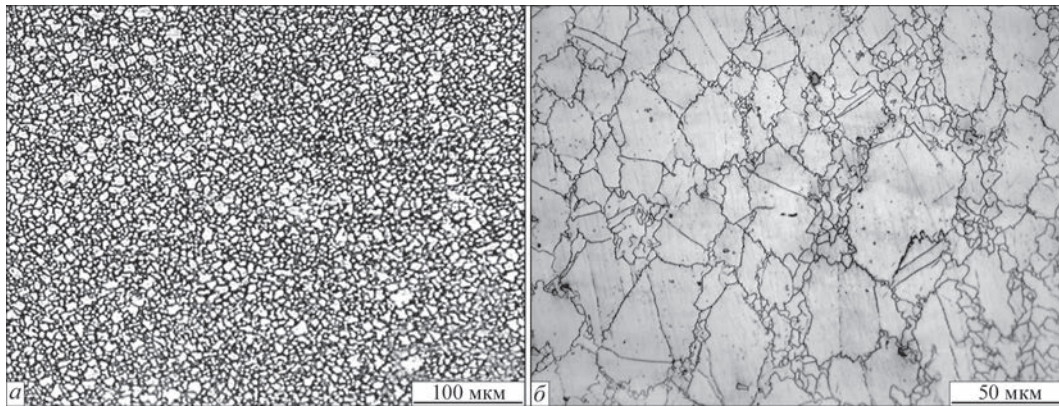


Рис. 9. Мікроструктура різних ділянок з'єднання з боку сплаву EI698ВД: ЗДР (а), ЗТМВ (б)

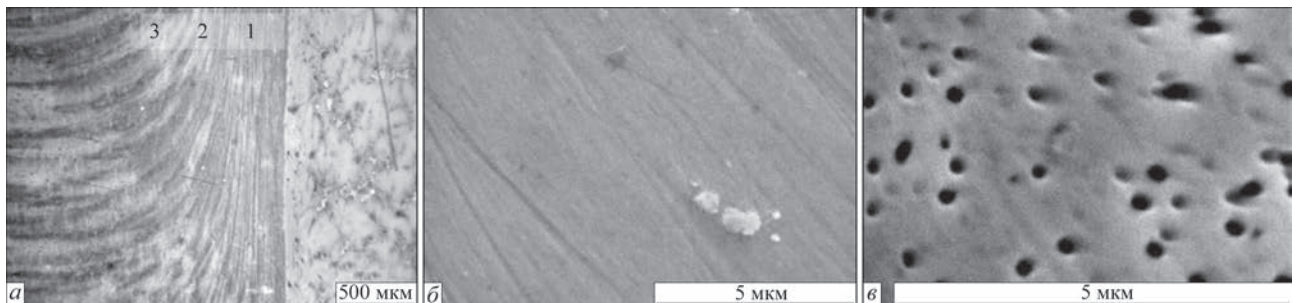


Рис. 10. Мікроструктура з'єднання (а), тонка структура з боку сплаву EI698ВД у ЗДР (б), ЗТВ (в)

ся значному термомеханічному впливу. При аналізі мікроструктури з'єднань виявляється зміна орієнтації текстури прокату ОМ в зоні з'єднання сплаву EI698ВД (рис. 10, а). Тонка структура з'єднання з боку сплаву EI698ВД представлена на рис. 10, б, в. У ЗДР і ЗТМВ частки γ' -фази (первинної і вторинної) повністю розчинені (рис. 10, б). У зоні термічного впливу (ЗТВ) спостерігається повне розчинення дисперсних часток вторинної γ' -фази і часткове розчинення первинної γ' -фази (рис. 10, в).

Встановлено, що при часі гальмування обертання $t_r = 3,0$ с суттєво змінюється мікроструктура і морфологія фазових виділень у зоні з'єднань з боку сплаву ВЖЛ12У. Лита дендритна структура сплаву ВЖЛ12У у ЗДР і ЗТМВ під дією пластичної деформації у процесі комбінованого ЗТ перетворилась у волокнисту структуру, характерну для деформованих сплавів (рис. 11). Термічно стабільні частки первинної евтектичної $\gamma'_{\text{свт}}$ -фази у ЗДР повністю розчинені, карбідні фази шрифтової морфології подрібнені та більш рівномірно розподілені в аустенітній матриці. Метал з такою структурою повинен мати кращі показники міцності, пластичності і в'язкості у порівнянні з литою дендритною структурою ОМ сплаву ВЖЛ12У.

За результатами проведених досліджень встановлено, що збільшення t_r на стадії проковки суттєво впливає на структурні і фазові перетворення у зоні з'єднань і ЗТМВ обох сплавів. Оскільки при ЗТ стика 2 тиск проковки прикладався на заготовки, що

обертаються із частотою, яка поступово зменшується від встановленого значення до 0 за час $t_r = 3,0$ с, то при ЗТ реалізовувались умови формування з'єднань, характерні для ІЗТ [17, 18]. Для цього різновиду ЗТ характерним є поступове зниження температури у зоні контакту на заключній стадії гальмування з одночасним збільшенням швидкості осадки. Встановлений у результаті досліджень комбінованого ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД ефект розчинення часток як вторинної дисперсної γ' -фази, так і термічно стабільної первинної $\gamma'_{\text{свт}}$ -фази з боку ливарного сплаву ВЖЛ12У свідчить про переважну роль пластичної деформації у формуванні мікроструктури і фазового складу зони з'єднання ЖНС.

МІКРОСТРУКТУРА З'ЄДНАННЯ СПЛАВІВ ВЖЛ12У І EI698ВД У СТАНІ ПІСЛЯ ТО

Досліджували вплив режиму післязварювальної ТО на структуру і розподіл мікротвердості в зоні з'єднань сплавів EI698ВД і ВЖЛ12У. За результатами дослідження тонкої структури металу у зоні з'єднання встановлено, що розподіл мікротвердості з боку сплаву EI698ВД визначається наявністю і морфологією часток вторинної γ' -фази. Оскільки частки вторинної γ' -фази у ЗДР, ЗТМВ, ЗТВ з боку сплаву EI698ВД повністю розчинені (див. рис. 10, б, в), то у стані після ЗТ стика 2 фіксується суттєве зниження мікротвердості (рис. 12, а) в зоні з'єднання з боку сплаву EI698ВД. Профіль мікротвердості з боку сплаву ВЖЛ12У не має ділянок із зниженими значеннями у порівнянні з показниками ОМ, що

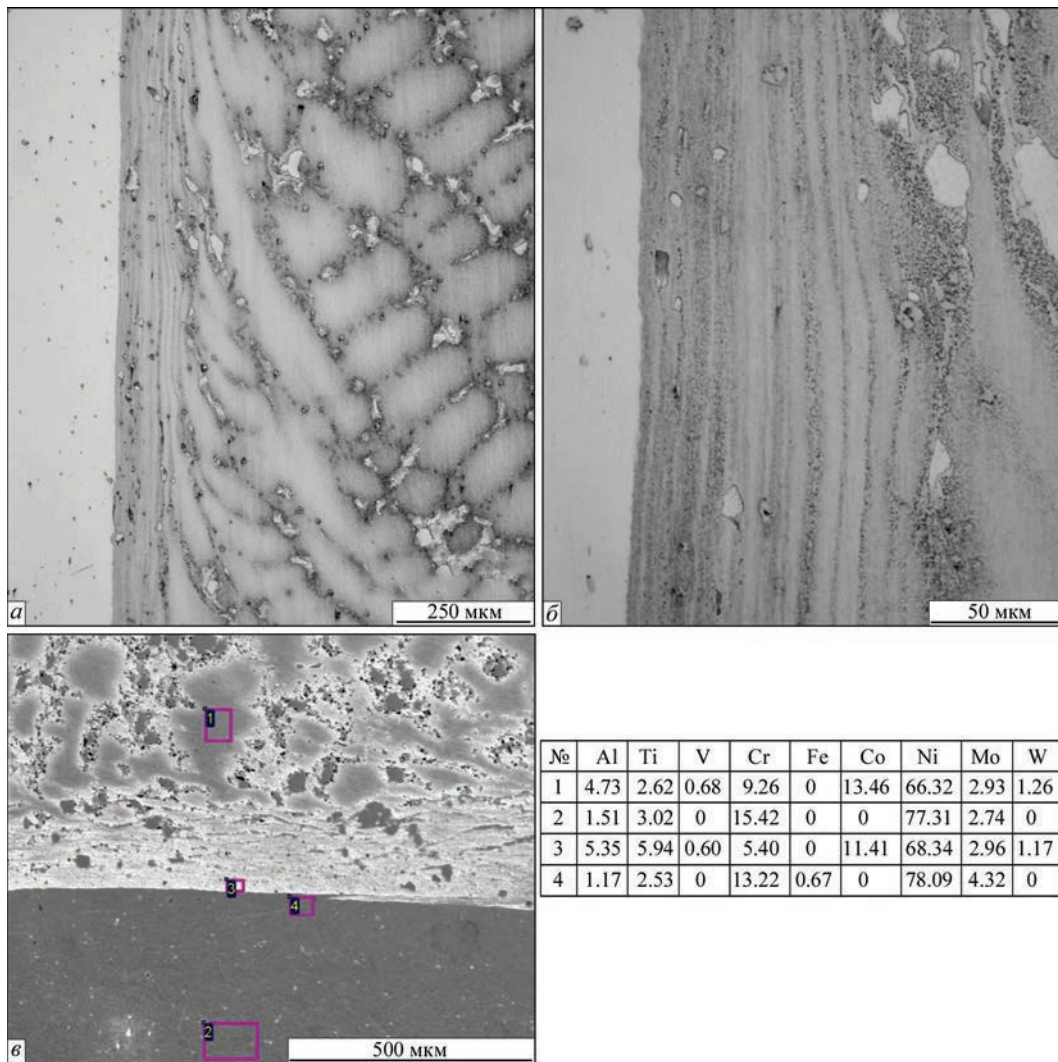


Рис. 11. Мікроструктура з'єднання (стик 2) з боку сплаву ВЖЛ12У: загальний вигляд деформованої дендритної структури (а), волокниста структура без часток евтектичної $\gamma'_{\text{евт}}$ -фази у площині з'єднання (б), результати МРСА на різних ділянках зони з'єднання (в)

свідчить про повторне виділення дисперсних часток γ' -фази при охолодженні з'єднань.

Проводили одноступеневу ТО, а саме, старіння при $t_{\text{н}} = 775 \text{ }^\circ\text{C}$, витримці $\tau = 16$ год для відновлення виділення вторинної γ' -фази з боку сплаву ЕІ698ВД. Характер зміни мікротвердості у зоні з'єднання наведено на рис. 12, б. При одноступеневій ТО спостерігали зниження мікротвердості ОМ сплаву ЕІ698ВД внаслідок його перестарювання і коагуляції часток вторинної γ' -фази.

Після трьохступеневої ТО згідно з технічними умовами на сплав ЕІ698ВД (перше загартування від $1100 \text{ }^\circ\text{C}$, витримка 8 год, друге загартування від $1000 \text{ }^\circ\text{C}$, витримка 4 год, старіння $775 \text{ }^\circ\text{C}$, витримка 16 год) досягається підвищення мікротвердості в зоні з'єднання до рівня ОМ сплаву ЕІ698ВД (рис. 12, в), що свідчить про відновлення зеренної структури і морфології часток первинної і вторинної γ' -фази.

У результаті досліджень виявлено явище аномального збільшення розміру часток дисперсної γ' -фази (рис. 13, а, б) в ЗДР сплаву ВЖЛ12У після трьохступеневої ТО згідно з технічними умовами на сплав ЕІ698ВД. Для сплаву ВЖЛ12У нагрівання до температури $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ з витримкою 8 год є режимом ТО, у процесі якого частки фазових виділень не повинні розчинятись або збільшуватись, оскільки температура повного розчинення дисперсної γ' -фази становить $T_{\text{сольвус}} = 1220 \text{ }^\circ\text{C}$ (див. табл. 2). Про це свідчить незмінна мікроструктура і тонка структура ОМ сплаву ВЖЛ12У, а також незмінна морфологія первинної $\gamma'_{\text{евт}}$ -фази у зоні з'єднання після трьохступеневої ТО стика 2. Тільки в зоні з'єднання з дрібнозернистою динамічно-рекристалізованою структурою спостерігається збільшення розміру часток дисперсної γ' -фази до $2 \dots 4 \text{ мкм}$ і її розміри є співмірними з розмірами зерен γ -фази (аустенітної матриці). При цьому значення мікротвердості з боку сплаву ВЖЛ12У відповідає показникам ОМ

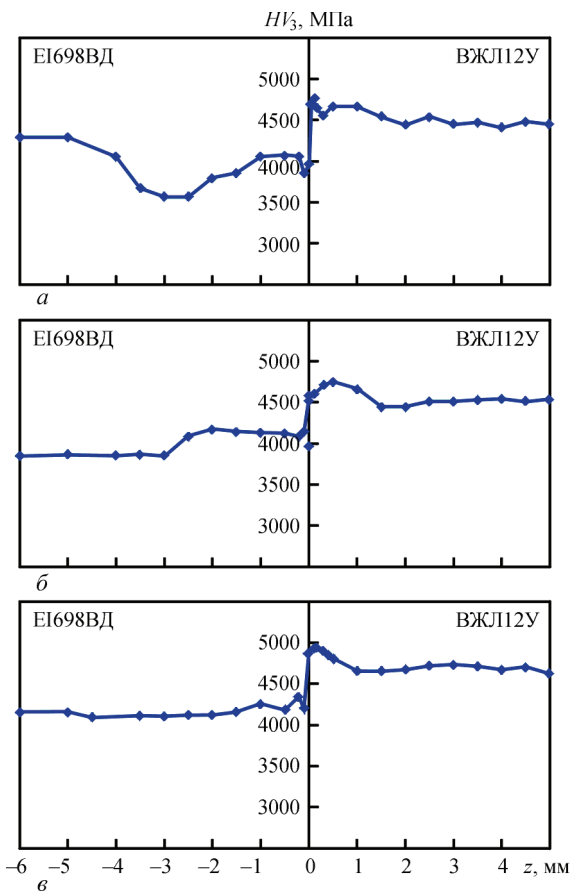


Рис. 12. Розподіл мікротвердості металу в зоні з'єднання сплавів EI698VD+VZL12U у стані після ЗТ (а), після одноступеневої (б) і трьохступеневої ТО (в)

(див. рис. 12, в). Встановлено явище аномального збільшення розміру часток дисперсної γ' -фази при ТО імовірно пов'язане із значною накопиченою енергією деформації у ЗДР сплаву VZL12U і буде предметом подальших досліджень.

ВИСНОВКИ

1. Досліджували макро- і мікроструктуру різнорідних з'єднань ливарного сплаву VZL12U і кованого сплаву EI698VD, одержаних комбінованим ЗТ з регульованою динамікою гальмування обертання. Встановлено, що при збільшенні часу гальмування обертання t_r на стадії проковки від $t_r = 0,3$ до 3,0 с суттєво змінюється мікроструктура металу і морфологія зміцнюючих фаз у різнорідних з'єднаннях. Литя дендритна структура сплаву VZL12U в зоні з'єднання при $t_r = 3,0$ с під дією пластичної деформації у процесі комбінованого ЗТ трансформувалась у волокнисту структуру, характерну для деформованих сплавів.

2. Встановлено, що при $t_r = 0,3$ с по ЛЗ з боку сплаву VZL12U у периферійній частині перерізу заготовок спостерігається прошарок складу часток $\gamma_{\text{вт.}}$, що є експериментальним підтвердженням досягнення у процесі ЗТ температури солідусу сплаву VZL12U і утворення локальних ділянок розплаву, який не витіснено за межі перерізу при проковці.

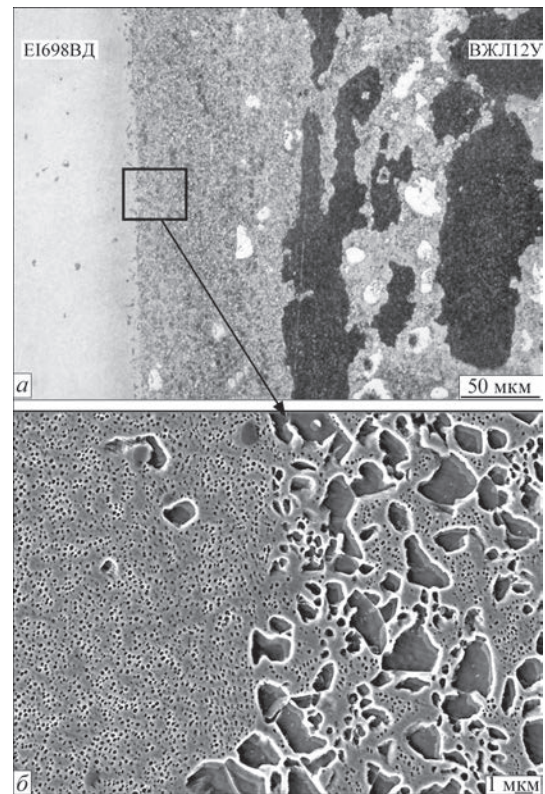


Рис. 13. Мікроструктура (а) з'єднання, тонка структура у ЗДР сплаву VZL12U після трьохступеневої ТО (б)

3. У площині з'єднання, ЗДР і ЗТМВ з боку сплаву EI698VD частки γ' -фази (первинної і вторинної) повністю розчиняються. Встановлено, що розподіл мікротвердості у зоні з'єднання з боку сплаву EI698VD визначається наявністю і морфологією часток вторинної високодисперсної γ' -фази.

4. Визначено мікроструктурні та фазові перетворення у різнорідних з'єднаннях сплавів VZL12U і EI698VD при різних режимах післязварювальної ТО. При одноступеневої ТО (старіння $t_H = 775$ °C, витримка $\tau = 16$ год), яку проводили для відновлення виділення вторинної γ' -фази з боку сплаву EI698VD, спостерігалось зниження мікротвердості ОМ сплаву EI698VD внаслідок його перестарювання і коагуляції часток вторинної γ' -фази.

5. Після трьохступеневої ТО згідно з технічними умовами на сплав EI698VD досягається підвищення мікротвердості в зоні з'єднання до рівня ОМ сплаву EI698VD, що свідчить про відновлення зеренної структури і морфології часток первинної і вторинної γ' -фази. Значення мікротвердості з боку сплаву VZL12U відповідає показникам основного металу.

6. Встановлено явище аномального збільшення розміру часток дисперсної γ' -фази в ЗДР сплаву VZL12U після трьохступеневої ТО згідно з технічними умовами на сплав EI698VD. Вказане явище імовірно пов'язане із значною накопиченою енергією деформації у ЗДР сплаву VZL12U і буде предметом подальших досліджень.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Sims, C.T., Stoloff, N.S., Hagel, W.C. (1987) *Superalloys II*. New York, John Wiley & Sons.
2. Pollock, T.M., Tin, S. (2006) Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: Chemistry, microstructure and properties. *J. of Propulsion and Power*, 22(2), 361–374. DOI: <https://doi.org/10.2514/1.18239>
3. Reed, R.C. (2008) *The superalloys: Fundamentals and applications*. New York, Cambridge University Press.
4. Das, N. (2010) Advances in nickel-based cast superalloys. *Transact. of the Indian Institute of Metals*, 63, 265–274. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12666-010-0036-7>
5. Henderson, M.B., Arrell, D., Hoebel, M. et al. (2004) Nickel-based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, 9(1), 13–21. DOI: <https://doi.org/10.1179/136217104225017099>
6. Bhamji, I., Preuss, M., Threadgill, P.L., Addison, A.C. (2010) Solid state joining of metals by linear friction welding: A literature review. *Mater. Sci. and Technol.*, 27(1), 2–12. DOI: <https://doi.org/10.1179/026708310X520510>
7. Preuss, M., Threadgill, P. (2010) *Solid state welding of aeroengine materials*: Encyclopedia of Aerospace Engineering. Eds by R. Blockley, W. Shyy. DOI: <https://doi.org/10.1002/9780470686652.eae222>
8. Ajay, V., Babu, N.K., Ashfaq, M. et al. (2021) A review on rotary and linear friction welding of inconel alloys. *Transact. of the Indian Institute of Metals*, 74, 2583–2598. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12666-021-02345-z>
9. Li, W., Vairis, A., Preuss, M., Ma, T. (2016) Linear and rotary friction welding review. *Inter. Materials Reviews*, 61(2), 71–100. DOI: <https://doi.org/10.1080/09506608.2015.1109214>
10. Zyakhor, I.V., Zavertannyi, M.S., Chernobai, S.V. (2014) Linear friction welding of metallic materials (Review). *Avtomaticheskaya Svarka*, 12, 29–36 [in Russian].
11. Raab, U., Levin, S., Wagner, L., Heinze, C. (2015) Orbital friction welding as an alternative process for blisk manufacturing. *J. of Materials Processing Technology*, 215, 189–192. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.06.019>
12. Malyi, A.B., Butenko, Yu.V., Khorunov, V.F. (2005) Weldability of highly alloyed heat-strengthened nickel-based alloys (Review). *Avtomaticheskaya Svarka*, 5, 24–28 [in Russian].
13. Yushchenko, K.A., Savchenko, V.S., Cherviakov, N.O., Zvyagintseva, A.V. (2004) Formation of hot cracks during welding of cast heat-resistant nickel alloys. *Avtomaticheskaya Svarka*, 8, 35–40 [in Russian].
14. Pinchuk, N.I., Ryazantsev, N.K. (2004) Influence of primary structure of cast heat-resistant nickel alloys on hot cracking during welding. *Avtomaticheskaya Svarka*, 2, 20–27 [in Russian].
15. Preuss, M., Withers, P.J., Baxter, G.J. (2006) A comparison of inertia friction welds in three nickel base superalloys. *Mater. Sci. and Eng. A*, 437, 38–45. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.058>
16. Huang, Z.W., Li, H.Y., Preuss, M. et al. (2007) Inertia friction welding dissimilar nickel-based superalloys alloy 720Li to In718. *Metallurgical and Materials Transact. A*, 38, 1608–1619. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-007-9194-6>
17. Wang, F.F., Li, W.Y., Li, J.L., Vairis, A. (2014) Process parameter analysis of inertia friction welding nickel-based superalloy. *Inter. J. Adv. Manuf. Technol.*, 71, 1909–1918. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-013-5569-6>
18. Preuss, M., Pang, J.W.L., Withers, P.J., Baxter, G.J. (2002) Inertia welding nickel-based superalloy. Pt 1. Metallurgical characterization. *Metallurgical and Materials Transact. A*, 33A, 3212–3224. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0307-y>
19. Tra, T.H., Sakaguchi, M. (2016) High cycle fatigue behavior of the IN718/M247 hybrid element fabricated by friction welding at elevated temperatures. *J. of Science: Advanced Materials and Devices*, 1(4), 501–506. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jsamd.2016.08.009>
20. Taysom, B.S., Sorensen, C.D., Nelson, T.W. (2021) Strength in rotary friction welding of five dissimilar nickel-based superalloys. *Welding J*, 100, 9, 302S–308S. DOI: <https://doi.org/10.29391/2021.100.027>
21. Amegadzie, M.Y., Ola, O.T., Ojo, O.A. et al. (2012) On liquation and liquid phase oxidation during linear friction welding of nickel-base IN 738 and CMSX 486 superalloys. In: *Proc. of 12th Inter. Symp. on Superalloys (Superalloys 2012), Seven Springs Mountain Resort, PA*. 587–594. DOI: https://doi.org/10.7449/2012/Superalloys_2012_587_594
22. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Zyakhor, I.V., Velikoivanenko, E.A., Rozyuka, G.F. (2009) Estimation of thermodeformational conditions of formation of joints of heat-resistant alloy EI-698VD in friction welding. *Avtomaticheskaya Svarka*, 7, 8–13 [in Russian].
23. Zyakhor, I.V., Zavertannyi, M.S., Levchuk, A.M. (2020). Peculiarities of formation of joints of dissimilar high-temperature nickel-base alloys in friction welding. *Avtomatychne Zvaryuvannya*, 8, 38–44. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.08.06> [in Ukrainian].
24. Zyakhor, I.V. (2001) Advanced equipment for friction welding. *Avtomaticheskaya Svarka*, 7, 48–52 [in Russian].
25. Zadorozhniuk, O.M., Kapyanchuk, L.M., Smiyan, O.D., Butkova, E.I. (2013) New possibilities for metallographic investigation of base metals and welded joints. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, 2, 36–40 [in Russian].

MICROSTRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF JOINTS OF CAST AND WROUGHT NICKEL SUPERALLOYS PRODUCED BY FRICTION WELDING

I.V. Zyakhor, A.M. Levchuk

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

ABSTRACT

For domestic manufacturers of aviation gas turbine engines (GTEs), the development of efficient technologies for welding nickel superalloys remains an important challenge, particularly for friction welding of “disk–blade” (blisk-type) components. The paper presents the results of a study on the formation of dissimilar joints between cast alloy VZHL12U and wrought alloy EI698VD produced by friction welding. Experimental methods were used to investigate the influence of friction welding process parameters and post-weld heat treatment (HT) conditions on the joint microstructure and the morphology of strengthening phase particles, including carbides and the γ' -phase. The experiments were carried out on superalloy specimens with a diameter of 24 mm. A hybrid friction welding technology was applied with varying durations of rotation braking during the forging stage in the range of $t_{br} = 0.3–3.0$ s. It was established that an increase in t_{br} significantly affects structural and phase transformations in the thermomechanically affected zone (TMAZ) of the joints. In particular, at $t_{br} = 3.0$ s, dissolution of both secondary dispersed γ' -phase particles and thermally stable primary

eutectic γ' -phase on the side of the cast alloy VZhL12U occurs during the forging stage. A heat treatment mode was determined that ensures restoration of the γ' -phase particle morphology on the side of the EI698VD alloy and eliminates regions of reduced microhardness within the joint zone. The phenomenon of an anomalous increase in the size of dispersed γ' -phase particles in the TMAZ of the VZhL12U alloy after a three-stage HT (according to the specifications for EI698VD alloy) was also observed. 25 Ref., 2 Tabl., 13 Fig.

KEYWORDS: nickel superalloys, friction welding, joints, microstructure, heat treatment, γ' -phase, carbides, microhardness

ORCID

I.В. Зяхор — <https://orcid.org/0000-0001-7780-0688>, А.М. Левчук — <https://orcid.org/0000-0002-0361-7394>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

I.В. Зяхор

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: zyakhor2@ukr.net

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

I.В. Зяхор, А.М. Левчук (2026) Мікроструктура і фазовий склад з'єднань ливарного і кованого жароміцних нікелевих сплавів при зварюванні тертям. *Сучасна електрометалургія*, 01, 53–63. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.01.07>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 02.04.2026

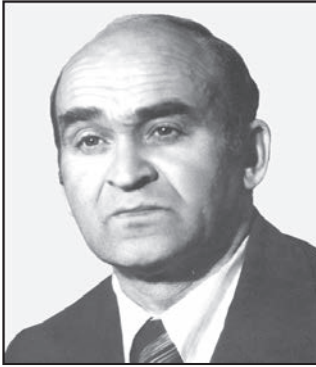
Отримано у переглянутому вигляді 06.04.2026

Затверджено до друку 31.03.2026

Оприлюднено 14.04.2026



ПАМ'ЯТІ О.Г. БОГАЧЕНКА



5 січня 2026 р. пішов у засвіти Олексій Георгійович Богаченко, справжній Патоновець і Людина з великої літери. Олексій Георгійович ніколи не боявся приймати виклики долі, сміливо змінювати свій життєвий шлях. Він народився в Казахстані 21 квітня 1940 р. В 1963 р. Олексій Георгійович закінчив Київський інститут інженерів цивільної авіації і отримав диплом інженера-механіка з технічної експлуатації літаків та двигунів. Після 2-х років роботи на кафедрі аеродинаміки цього інституту Олексій Георгійович в 1965 р. пішов звідти і на 60 наступних років пов'язав своє подальше життя з Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона. Під керівництвом академіка Б.І. Медовара він багато років працював у відділі фізико-ме-

талургійних проблем електрошлакових технологій на різних інженерних посадах, а згодом керував цим відділом протягом 9 років.

На початку 2000-х Олексій Георгійович перейшов працювати головним науковим співробітником у відділ зварювальних матеріалів. Роботи, які він очолював, а саме розробка нових економнолегованих сталей для виробництва ефективного литого бурового інструменту та створення композитних графітованих електродів для промислових електродугових сталеплавильних печей були визначені як перспективний напрям електрометалургії.

Олексій Георгійович був талановитою людиною і відмінним організатором. Причому він вмів організувати не тільки других, а і, в першу чергу, самого себе. Не маючи профільної металургійної освіти, він за 6 років роботи в інституті вже в 1971 р. підготував і захистив кандидатську дисертацію, а в 1984 р. — докторську. Він є автором понад 400 наукових праць, серед яких монографії, авторські свідоцтва та патенти на винаходи в галузі електрошлакових технологій і спеціальної електрометалургії. Ним підготовлено чотири кандидати технічних наук.

Його основні наукові та технологічні дослідження присвячені проблемам отримання та перетворення великотоннажних листових злитків високоміцних легованих сталей ЕШП для виробництва товстолистового прокату, що використовується у суднобудівній та інших галузях промисловості. Ці роботи вплинули на розвиток найважливіших напрямів вітчизняного і світового ЕШП.

Олексія Георгійовича завжди відрізняли самовіддана праця та високий професіоналізм при вирішенні численних складних науково-технічних проблем. Він гідно представляв ІЕЗ ім. Є.О. Патона та нашу країну за кордоном при пусках різного обладнання, на міжнародних симпозиумах і конференціях. Багато виконаних ним наукових розробок широко застосовуються в промисловості, сприяють становленню військово-промислового потенціалу України і отримали високу державну оцінку. Він є кавалером ордена Трудового Червоного Прапора, лауреатом державних премій УРСР, СРСР, премії Ради Міністрів СРСР та премії ім. О.Ф. Трегубенко. В 2015 р. йому було присвоєно вчене звання професора, а в 2019 р. — почесне звання заслуженого діяча науки і техніки України.

Олексій Георгійович був сильною людиною і фізично, і морально. Вже в досить солідному віці, після операцій на серці він продовжував тренуватися зі штангою в спортивному залі ІЕЗ ім. Є.О. Патона. На початку війни, в лютому 2022 р., він охороняв наш інститут. Коли було треба їхати в Запоріжжя, під обстріли, він завжди був першим. Друзі та колеги пам'ятатимуть Олексія Георгійовича як добру, чуйну та щирю людину, здатну завжди прийти на допомогу, дбайливого батька та діда.

*Колектив ІЕЗ ім. Є.О. Патона,
Редакція журналу «Сучасна електрометалургія»*