

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ, м. Київ:

С.В. Ахонін (головний редактор),

В.О. Березос, Ф.К. Біктагіров, Ю.В. Костецький,

В.А. Костін, І.В. Кривцун, С.В. Римар,

А.І. Устїнов, В.О. Шаповалов;

М.М. Гасик, Аалто Університет, Еспоо, Фінляндія;

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

О.М. Івасішин, Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАНУ, м. Київ;

Ю.Г. Квасницька, ФТІМС НАНУ, м. Київ;

П.І. Лобода,

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

О.В. Овчинников, ЗНТУ, м. Запоріжжя;

С.В. Петров, Інститут газу НАНУ, м. Київ.

Виконавчий редактор — О.Т. Зельніченко,
Міжнародна Асоціація «Зварювання», м. Київ

Видавець

Міжнародна Асоціація «Зварювання»

Редакція

Д.М. Дяченко (відповід. секретар),

Л.М. Герасименко, Т.Ю. Снегірьова, А.А. Чайка

Адреса редакції

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ,

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

Тел.: (38044) 205 23 90

E-mail: patonpublishinghouse@gmail.com;

journal@paton.kiev.ua

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

Журнал входить до переліку затверджених Міністерством освіти і науки України видань для публікації праць здобувачів наукових ступенів за спеціальностями 132, 133, 136.

Наказ МОН України № 409 від 17.03.2020.

Рекомендовано до друку редакційною колегією журналу.

Журнал зареєстровано Національною радою України з питань телебачення і радіомовлення 11.09.2025, ідентифікатор друкованого медіа R30-06490, ідентифікатор он-лайн медіа R40-06487; реєстрант — ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

ISSN 3041-2382 print

ISSN 3041-2331 online

DOI: <http://dx.doi.org/10.37434/sem>

Передплата 2026

Передплатний індекс 70693

4 випуски на рік (видається щоквартально)

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

рекомендованою бандероллю.

Електронна версія: 1680 грн. за річний комплект.

ЗМІСТ*

Журналу «Сучасна електрометалургія» — 40 років 3

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

Ахонін С.В., Березос В.О., Єрохін О.Г., Северин А.Ю., Мітіна Т.О., Крижановський В.А. Структура і механічні властивості деформованих напівфабрикатів зі сплаву ВТ8, отриманого способом електронно-променевої плавки 4

Осокін В.О., Дідікін Г.Г., Горностай О.В., Грабін В.В., Борецький В.В. Особливості впливу відпалу композиційних матеріалів NaCl-Fe, отриманих способом EB-PVD 10

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

Костецький Ю.В., Петренко В.П., Педченко Є.О., Полішко Г.О., Зайцев В.А. Рециклінг нікелевих сплавів способом електрошлакового переплаву 17

Костецький Ю.В., Педченко Є.О., Петренко В.П., Полішко Г.О., Зайцев В.А., Трикозенко Д.І. Дослідження поведінки легувальних елементів під час електрошлакового переплаву високохромистої борвмісної сталі 26

ЗАГАЛЬНІ ПИТАННЯ МЕТАЛУРГІЇ

Шаповалов В.О., Жиров Д.М., Біктагіров Ф.К., Гнатушенко О.В., Барабаш В.В., Ігнатюк А.П. Огляд процесів одержання заліза шляхом електролізу 31

Біктагіров Ф.К., Злигорев К.В. Ліквіація в сталевому зливку та можливості її зниження 37

ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ СТАЛІ ТА ФЕРОСПЛАВІВ

Богаченко О.Г., Міщенко Д.Д., Гончаров І.О., Нейло І.О., Кійко С.Г., Логозинський І.М., Горбань К.М., Федьков О.Г. Дослідження процесів дифузії та їх впливу на питомий електричний опір графітованих гнотових електродів, застосовуваних в промислових дугових сталеплавильних печах 43

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. Структура і властивості зварних з'єднань титанового сплаву ПТ-3В, отриманих зварюванням у вузький зазор 49

ІНФОРМАЦІЯ

В.О. Шаповалову — 75! 57

Розвиток в ІЕЗ ім. Є.О. Патона електронно-променевих технологій для створення нових матеріалів та функціональних покриттів 58

Тринадцята конференція студентів, аспірантів, молодих учених та спеціалістів «Надтверді, композиційні матеріали та покриття: отримання, властивості, застосування» 62

*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 NASU, Kyiv:

S.V. Akhonin (Editor in Chief),

V.O. Berezos, F.K. Biktairov, Yu. V. Kostetskiy,
V.A. Kostin, I.V. Krivtsun, S.V. Rymar,

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

M.M. Gasik, Aalto University, Espoo, Finland;

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

O.M. Ivasishyn, G.V. Kurdyumov Institute
for Metal Physics of NASU, Kyiv;

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

P.I. Loboda, NTUU «Igor Sykorsky
Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv;

O.V. Ovchynnikov, Zaporizhzhia National Technical
University, Ukraine;

S.V. Petrov, The Gas Institute of NASU, Kyiv.

Executive Editor — O.T. Zelnichenko,
International Association «Welding», Kyiv, Ukraine.

Publisher

International Association «Welding»

Editors

D.M. Diachenko (execut. secretary),
L.M. Gerasymenko, T.Yu. Snegiryeva, A.A. Chaika

Address of Editorial Office

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU,
11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 205 23 90

E-mail: patonpublishinghouse@gmail.com;
journal@paton.kiev.ua

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

The Journal is included into 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 132, 133, 136.
Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing by the Editorial Board
of the Journal.

The Journal was registered by
the National Council of Ukraine
on Television and Radio Broadcasting on 11.09.2025,
carrier identifier of print media R30-06490,
carrier identifier of on-line media R40-06487;
registrant — E.O. Paton Electric Welding Institute
of NAS of Ukraine.

ISSN 3041-2382 print

ISSN 3041-2331 online

DOI: <http://dx.doi.org/10.37434/sem>

Subscription 2026

Subscription index 70693

4 issues per year (issued monthly),
back issues available.

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

96 Euros, subscriptions for the electronic version
(sending issues of Journal in pdf format
or providing access to IP addresses).

CONTENTS*

Special Electrometallurgy Journal is 40 3

ELECTRON BEAM PROCESSES

Akhonin S.V., Berezos V.O., Yerokhin O.G., Severin A.Yu., Mitina T.O., Kryzhanovskiy V.A. Structure and mechanical properties of deformed semifinished products made from VT8 alloy produced by electron beam melting 4

Osokin V.O., Didikin G.G., Gornostai O.V., Grabin V.V., Boretsky V.V. Features of the influence of annealing of NaCl–Fe composite materials produced by EB-PVD 10

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Kostetskiy Yu.V., Petrenko V.P., Pedchenko E.O., Polishko G.O., Zaitsev V.A. Recycling of nickel alloys by electroslag remelting 17

Kostetskiy Yu.V., Pedchenko E.O., Petrenko V.P., Polishko G.O., Zaitsev V.A., Trykozenko D.I. Investigation of the behavior of alloying elements during electroslag remelting of high-chromium boron-containing steel 26

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Shapovalov V.O., Zhyrov D.M., Biktairov F.K., Hnatushenko O.V., Barabash V.V., Ignatov A.P. Overview of the processes of producing iron by electrolysis 31

Biktairov F.K., Zlygoriev K.B. Segregation in a steel ingot and possibilities for its lowering 37

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

Bogachenko O.G., Mishchenko D.D., Goncharov I.O., Neilo I.O., Kiiiko S.G., Logozynskiy I.M., Gorban K.M., Fedkov A.G. Investigation of the processes of diffusion and their influence on electrical resistivity of graphitized wick electrodes applied in industrial steelmaking arc furnaces 43

MATERIALS SCIENCE

Akhonin S.V., Bilous V.Yu., Selin R.V. Structure and properties of welded joints of titanium alloy PT-3V produced by narrow-gap welding 49

INFORMATION

V.O. Shapovalov is 75! 57

Development of electron beam technologies for creation of new materials and functional coatings at PWI 58

13th Conference of Students, Post-Graduates, Young Scientists and Specialists on «Superhard Composite Materials and Coatings: Production, Properties and Application» 62

*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>

ЖУРНАЛУ «СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ» — 40 РОКІВ

Виповнилося 40 років з дня виходу в світ першого номера журналу «Сучасна електрометалургія». За минулі роки вийшло 160 випусків журналу, в якому було опубліковано понад 2560 науково-технічних статей, оглядів, інформаційних та рекламних матеріалів.

Журнал мав двох попередників. У 1968 р. з'явився збірник «Спеціальна електрометалургія», який був необхідний для висвітлення новітніх досягнень Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України в галузі розробки та вдосконалення способів отримання нових металевих матеріалів. Збірник видавався протягом 25 років (70 випусків), але був доступний вузькому колу фахівців.

З 1975 р. Інститут почав видавати республіканський міжвідомчий збірник наукових праць «Проблеми спеціальної електрометалургії» (21 випуск за період 1975–1984 рр.), згодом перетворений на міжнародний науково-теоретичний та виробничий журнал під тією ж назвою (1985–2002 рр.).

З метою більш широкого висвітлення досягнень у галузі металургійних процесів і розширення тематики журналу редакційна колегія прийняла рішення з 2003 р. видавати журнал «Проблеми спеціальної електрометалургії» під назвою «Сучасна електрометалургія» і ввести нові розділи. Це дозволило зробити кожен випуск тематично більш різноманітним, значно підняти рівень журналу, зробити його цікавим і справді міжнародним виданням.

Популярність журналу була досить високою, про що свідчить його видання англійською мовою видавництвом «Cambridge International Science Publishing» (Великобританія) під назвою «Advances in Special Electrometallurgy» (1985–2001 рр.), «Advances in Electrometallurgy» (2002–2014 рр.)

Незмінним головним редактором журналу «Сучасна електрометалургія» був його засновник академік Борис Євгенович Патон, який 12 грудня 2019 р. призначив головним редактором журналу академіка Сергія Володимировича Ахоніна. Заступниками головного редактора журналу у різні роки були відомі українські вчені академіки Б.І. Медовар та Г.М. Григоренко.

Протягом усіх років випуску журналу в центрі уваги завжди було висвітлення наукових і виробничих досягнень у галузі спеціальної електрометалургії сталі, сплавів різного призначення та кольорових металів, розробки і новацій, пов'язаних із застосуванням і розвитком електрошлакового, електронно-променевого і плазмово-дугового переплавів.

З року в рік редколегія розширяє коло висвітлюваних питань і проблем шляхом публікації матеріалів, що стосуються появи нових перспективних процесів і технологій електрометалургії, нових металевих матеріалів та їх службових характеристик. Зростає кількість публікацій статей дослідницького характеру, що обумовлено появою самостійного класу металевих матеріалів, які отримують шляхом випаровування металів у вакуумі з подальшою конденсацією, а також можливістю впливати на якісні характеристики металів і сплавів на раніше недоступному досить тонкому рівні (наноматеріали).

Традиційні напрямки в спеціальній електрометалургії, її процеси, технології, отримані матеріали та їх застосування були і залишаються пріоритетними для редколегії та редакції журналу.

Редколегія журналу дякує читачів і авторів за підтримку та має надію, що журнал буде корисним всім, хто працює в електрометалургії як в Україні, так і за її межами.

СТРУКТУРА І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДЕФОРМОВАНИХ НАПІВФАБРИКАТІВ ЗІ СПЛАВУ ВТ8, ОТРИМАНОВОГО СПОСОБОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ

С.В. Ахонін¹, В.О. Березос¹, О.Г. Єрохін¹, А.Ю. Северин¹, Т.О. Мітіна¹, В.А. Крижановський²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: titan.paton@gmail.com

²ТОВ «НВО Хвиля». 49094, м. Дніпро, вул. Набережна Перемоги, 44/1. E-mail: npovolna@ukr.net

Проведено комплексні роботи по дослідженню якості деформованих напівфабрикатів, отриманих зі зливка титанового сплаву ВТ8. За технологією електронно-променевого переплаву отримані зливки діаметром 400 мм, з яких виготовлялися напівфабрикати у вигляді гарячекованих прутків діаметром 200 мм та дисків діаметром 440×145 мм. Представлено результати досліджень структури і механічних властивостей одержаних напівфабрикатів. Показано, що метал отриманих зливок і деформованих напівфабрикатів відповідає вимогам стандартів. Бібліогр. 9, табл. 5, рис. 6.

Ключові слова: електронно-променева плавка, жароміцний титановий сплав, зливок, хімічний склад, структура, деформація, механічні властивості

Вступ. Сучасний розвиток наукомістких галузей промисловості, насамперед, авіаційної, аерокосмічної та енергетичної висуває підвищені вимоги до конструкційних матеріалів, що використовуються. Для цих умов важливими є такі характеристики, як висока питома міцність, термічна і корозійна стійкість, технологічність при обробці та стійкість до тривалого навантаження при підвищених температурах. Серед різноманіття легких конструкційних сплавів особливе місце посідають титанові сплави, що успішно поєднують перелічені вище якості [1].

Актуальність і мета проведених досліджень. Сплав ВТ8 відноситься до групи двофазних ($\alpha+\beta$) титанових сплавів мартенситного типу [2, 3] і є композицією титану з легуванням алюмінієм і молібденом. Сплав виготовляється у вигляді поковок, штампвок, прутків і плит та використовується для відповідальних конструкцій, які працюють при підвищених температурах і навантаженнях. У відпаленому стані ВТ8 може тривало (понад 6000 год) експлуатуватися при температурах до 500 °С. У термічно зміцненому стані (гартування з наступним старінням) сплав витримує роботу при температурах до 450 °С, а за короткочасного впливу до 100 год — при температурі 500 °С [3]. Він характеризується гарною зварюваністю, стійкістю до корозії та високими механічними властивостями при температурах до 450 °С. Завдяки збалансованому фазовому складу і можливості отримувати стабільну структуру при різних режимах деформа-

ції та термічної обробки сплав ВТ8 знайшов широке застосування в авіабудуванні, енергетичному машинобудуванні та виробництві трубопровідної арматури [4].

Ключовим фактором, що визначає якісні характеристики металу, є спосіб його виплавки. Висока хімічна активність титану при підвищених температурах унеможливорює його виробництво у звичайних умовах навколишнього середовища, де титан насичується газами (О, N, H), утворює хімічні сполуки і набуває крихкості. Тому промислове виробництво титанових сплавів здійснюється з використанням способів спеціальної електрометалургії: вакуумно-дугової плавки (ВДП), індукційної плавки у вакуумі (ІПВ), плазмової та електронно-променевої плавки (ЕПП) [5].

Найбільш поширеною практично залишається ВДП, яка дозволяє отримувати зливки великих розмірів задовільної якості. Однак ВДП має ряд недоліків: наявність зон ліквідації, нерівномірний розподіл легуючих елементів, пористість у центральних областях зливка. Всі ці фактори обумовлюють необхідність потрійного переплаву, що прописані в авіаційних стандартах. Ці обмеження є особливо критичними при виробництві відповідальних виробів, де мікродфекти можуть суттєво вплинути на експлуатаційні характеристики [6].

Електронно-променева плавка, навпаки, забезпечує більш високий рівень чистоти та структурної однорідності металу. При цьому способом використовується електронний пучок високої

С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, В.О. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>,

О.Г. Єрохін — <https://orcid.org/0000-0003-2105-5783>, А.Ю. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2363>,

Т.О. Мітіна — <https://orcid.org/0009-0005-3254-826X>, В.А. Крижановський — <https://orcid.org/0000-0002-0917-8687>

щільності енергії, сфокусований на поверхні металу, що знаходиться в умовах вакууму. Плавлення відбувається без контакту з вогнетривкими матеріалами, у результаті виключається забруднення розплаву. Завдяки можливості застосовувати проміжну ємність стає змога видалення щільних неметалевих включень за рахунок седиментації і повнішої гомогенізації розплаву [7].

Зливки, отримані способом ЕПП з проміжною ємністю, відрізняються спрямованою макроструктурою та мінімальним вмістом залишкових домішок. Це значно підвищує відтворюваність властивостей готових виробів, збільшує ресурс деталей та знижує ймовірність їх раптових відмов. Дослідження показують, що титанові сплави, отримані за цією технологією, демонструють поліпшену міцність втоми, особливо в умовах циклічного навантаження при підвищених температурах [8].

Таким чином, вибір способу плавки надає вирішальний вплив на якість кінцевого напівфабрикату. Електронно-променева плавка з проміжною ємністю останніми роками все частіше розглядається як найбільш перспективна технологія для отримання титанових сплавів, призначених для відповідальних сфер застосування.

Враховуючи потребу у підвищенні надійності конструкцій та конкурентоспроможності вітчизняних матеріалів на міжнародному ринку, дослідження особливостей технології ЕПП та властивостей сплаву ВТ8, отриманого цим способом, є актуальним та значущим.

Таким чином, мета даної роботи полягала в дослідженні структури і властивостей зливок зі сплаву ВТ8, отриманих способом ЕПП, і деформованих напівфабрикатів, виготовлених із них, для підтвердження відповідності якості матеріалу вимогам стандартів.

Обладнання та методики проведення досліджень. З метою вдосконалення технології виробництва зливок жароміцних сплавів титану в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України проведені роботи з виплавлення партії зливок сплаву ВТ8 діаметром 400 мм. Зливки отримували за технологією ЕПП з проміжною ємністю і порційною подачею рідкого металу у водоохолоджувальний кристалізатор.



Рис. 1. Партія зливок діаметром 400 мм титанового сплаву ВТ8, отриманих способом ЕПП

У якості шихтових матеріалів було використано титанову губку марки ТГ-120 та легуючі елементи у вигляді алюмінієвої стружки, молібденового штабіку і металічного кремнію.

З використанням раніше визначених і відпрацьованих режимів електронно-променевого нагріву зливка в кристалізаторі на електронно-променевій установці УЕ-5812 [9] проведені дослідні плавки з отримання зливок з титанового сплаву ВТ8. В ході експериментальних плавок, відповідно до оптимальних режимів плавки, підтримували постійними наступні технологічні параметри: швидкість плавки; час між заливкою порцій; висоту порцій, що одночасно заливаються в кристалізатор (див. технічні характеристики).

Технічні характеристики режимів електронно-променевої плавки зливка діаметром 400 мм сплаву ВТ8

| | |
|--|-----|
| Швидкість плавки, кг/год..... | 270 |
| Час між заливкою порцій, с..... | 60 |
| Висота порцій, що одночасно заливаються в кристалізатор, мм..... | 8 |
| Потужність першої гармати (центрального нагрів), кВт... .. | 50 |
| Потужність другої гармати (периферійний нагрів), кВт... .. | 70 |

В результаті дослідних плавок виготовлена партія зливок діаметром 400 мм сплаву ВТ8 (рис. 1).

Було визначено розподіл легуючих елементів і домішок у виплавлених зливках (табл. 1). Контроль хімічного складу виплавлених зливок проводився оптичним емісійним спектрометром «SPECTROPORT». Вміст газів визначали на га-

Таблиця 1. Розподіл легуючих елементів і домішок по довжині зливка діаметром 400 мм із титанового сплаву ВТ8, отриманого способом ЕПП, мас. %

| Місце відбору проб | Al | Mo | Fe | Si | C | O | N | H |
|--------------------|-----------|-----------|-------|-----------|-------|-------|-------|--------|
| Верх | 6,3 | 3,0 | 0,07 | 0,21 | 0,016 | 0,10 | 0,02 | 0,002 |
| Середина | 6,4 | 3,2 | 0,08 | 0,22 | —»— | —»— | —»— | —»— |
| Низ | 6,1 | —»— | —»— | 0,21 | 0,015 | 0,11 | —»— | —»— |
| ГОСТ 19807–91 | 5,8...7,0 | 2,8...3,8 | <0,30 | 0,2...0,4 | <0,10 | <0,15 | <0,05 | <0,015 |

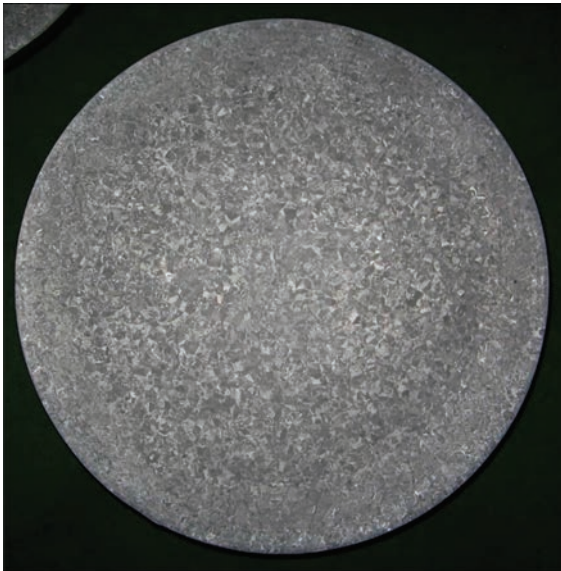


Рис. 2. Макроструктура зливка діаметром 400 мм титанового сплаву BT8 у поперечному перерізі

зових аналізаторах ТС-436, RH-2 фірми «LECO». Встановлено, що хімічний склад зливка відповідав марочному складу сплаву BT8.

Визначення неоднорідностей в металі проводили методом неруйнівного ультразвукового контролю з використанням дефектоскопа УД4-76. Ультразвуковий контроль зливків титанового сплаву BT8 показав, що дефекти у вигляді пор, раковин, неоднорідностей і неметалевих включень у металі зливка відсутні.

Макроструктуру зливка досліджували на темплеті, виготовленому в поперечному перерізі зливка (рис. 2).

Візуальний огляд показав, що макроструктура зливка не мала тріщин, пухкості, металевих і неметалевих включень та інших дефектів. Макроструктура середньої частини зливка діаметром 400 мм на поперечному темплеті щільна, однорідна, з відсутністю зон, що різняться. Істотної різниці у структурі центральної зони зливка та периферійної не спостерігалось. Величина макро-



Рис. 4. Ковані диски діаметром 440×145 мм титанового сплаву BT8

зерна, що визначалася за стандартною 10-бальною шкалою макроструктур, відповідала 8, 9 балам.

Зливки сплаву BT8, виплавлені способами ЕПП, підлягали куванню. Прутки діаметром 200 мм кували безпосередньо зі зливка діаметром 400 мм, отриманого способом ЕПП. Кування зливків сплаву BT8 здійснювали за промисловою технологією (табл. 2) і починали при температурі 1100 °С в β-області та закінчували при 900 °С в α+β-області. В результаті деформаційної обробки виготовлено прутки діаметром 200 мм.

Прутки в обточеному стані при візуальному огляді не мали на поверхні тріщин, розшарування, включень, ділянок ліквідаційного характеру або інших дефектів (рис. 3).

Також проводили роботи по виготовленню кованих дисків діаметром 440 мм із дослідних зливків. При цьому зливка діаметром 400 мм проковували на проміжний розмір, далі проводили його осадження і кування на заготовку у формі диска діаметром 440×145 мм (рис. 4).

З метою дослідження структури кованих заготовок із прутка діаметром 200 мм титанового сплаву BT8 виготовлено поперечний темплет товщиною 10 мм. Макроструктура темплету перевірена в двох контрольних зонах (рис. 5).

Візуальний огляд травлених макротемплетів показав, що дефекти металургійного та деформаці-



Рис. 3. Кований пруток діаметром 200 мм із титанового сплаву BT8

Таблиця 2. Температурний інтервал ковки жароміцного титанового сплаву BT8

| Сплав | Температура перетворення, °С | Температура ковки зливка, початку (не вище)/кінця (не нижче), °С | | Температура ковки заготовки, початку (не вище)/кінця (не нижче), °С | |
|-------|------------------------------|--|-----|---|-----|
| BT8 | 990 | 1100 | 900 | 1020 | 850 |

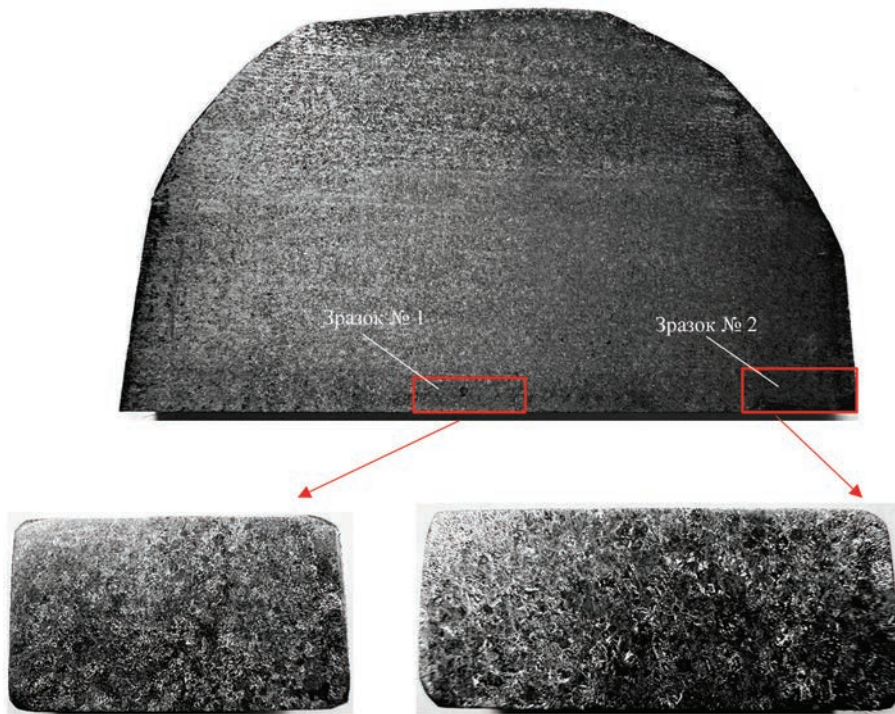


Рис. 5. Макроструктура кованого прутка діаметром 200 мм титанового сплаву VT8

йного походження в макроструктурі досліджених темплетів відсутні. Такий стан макроструктури узгоджується з вимогами авіаційного стандарту, згідно якому не допускаються тріщини, розшарування, пористості, плівки (плени), металеві і неметалеві включення, що виявляються неозброєним оком.

Макроструктура кованого прутка характеризувалася блискучим фоном травління та макрозернами з чіткими межами (див. рис. 5). Розмір макрозерен по стандартній 10-бальній шкалі макроструктур титанових сплавів можна віднести до 5, 6 балів.

Металографічне дослідження структури проводили за допомогою оптичного мікроскопа «NEOFOT-30». Мікроаналіз виконано на шліфах, виготовлених в поперечному перетині темплета, в різних зонах по його товщині.

Мікроструктури в різних зонах мають аналогічний характер: мікроструктура складається з

β -перетворених зерен, що мають пластинчасту внутрішньозеренну будову α - і β -фаз, по границям яких розташована оторочка із α -фази. Форма β -перетворених зерен поліедрична, розміри яких знаходяться в діапазоні 250...600 мкм, товщина пластинок α - β -фаз складала 1...4 мкм, довжина — 45...150 мкм. Згідно шкали допустимих мікроструктур деформованих напівфабрикатів із α + β -титанових сплавів окремі масиви α -фази є допустимими і зазвичай представляють собою α -фазу, що потрапила в площину шліфа.

В окремих ділянках мікроструктуру можна віднести до типу кошикового плетіння без α -оторочки по межах зерен, де пластинки α / β -фаз зібрані в пачки, що взаємно перетинаються.

Мікроструктури в різних зонах дослідженого темплета прутка діаметром 200 мм представлені на рис. 6.

Таблиця 3. Механічні властивості прутків діаметром 200 мм сплаву VT8 після кування

| Номер проби | Межа міцності, кгс/мм ² | Відносне видовження, ϵ , % | Відносне звуження, ψ , % | Ударна в'язкість, кгс/мм ² | Діаметр відбитку, мм |
|----------------|------------------------------------|-------------------------------------|-------------------------------|---------------------------------------|----------------------|
| 1 | 113,0 | 11,6 | 37,0 | 6,0 | 3,45 |
| 2 | →— | 13,6 | 36,0 | 6,3 | →— |
| ОСТ 1 90107-73 | 95...120 | ≥8,0 | ≥21,0 | ≥3,0 | 3,2...3,7 |

Таблиця 4. Механічні властивості диска діаметром 440 мм сплаву VT8 після кування

| Номер проби | Межа міцності, кгс/мм ² | Відносне видовження, ϵ , % | Відносне звуження, ψ , % | Ударна в'язкість, кгс/мм ² | Діаметр відбитку, мм | Твердість HB |
|--------------|------------------------------------|-------------------------------------|-------------------------------|---------------------------------------|----------------------|--------------|
| 1 | 114,5 | 12,0 | 27,5 | 5,7 | 3,40 | 321 |
| 2 | 111,0 | 10,0 | 26,0 | 6,0 | →— | 331 |
| ОСТ 90000-70 | 100...120 | ≥9,0 | ≥25,0 | ≥3,0 | 3,2...3,7 | — |

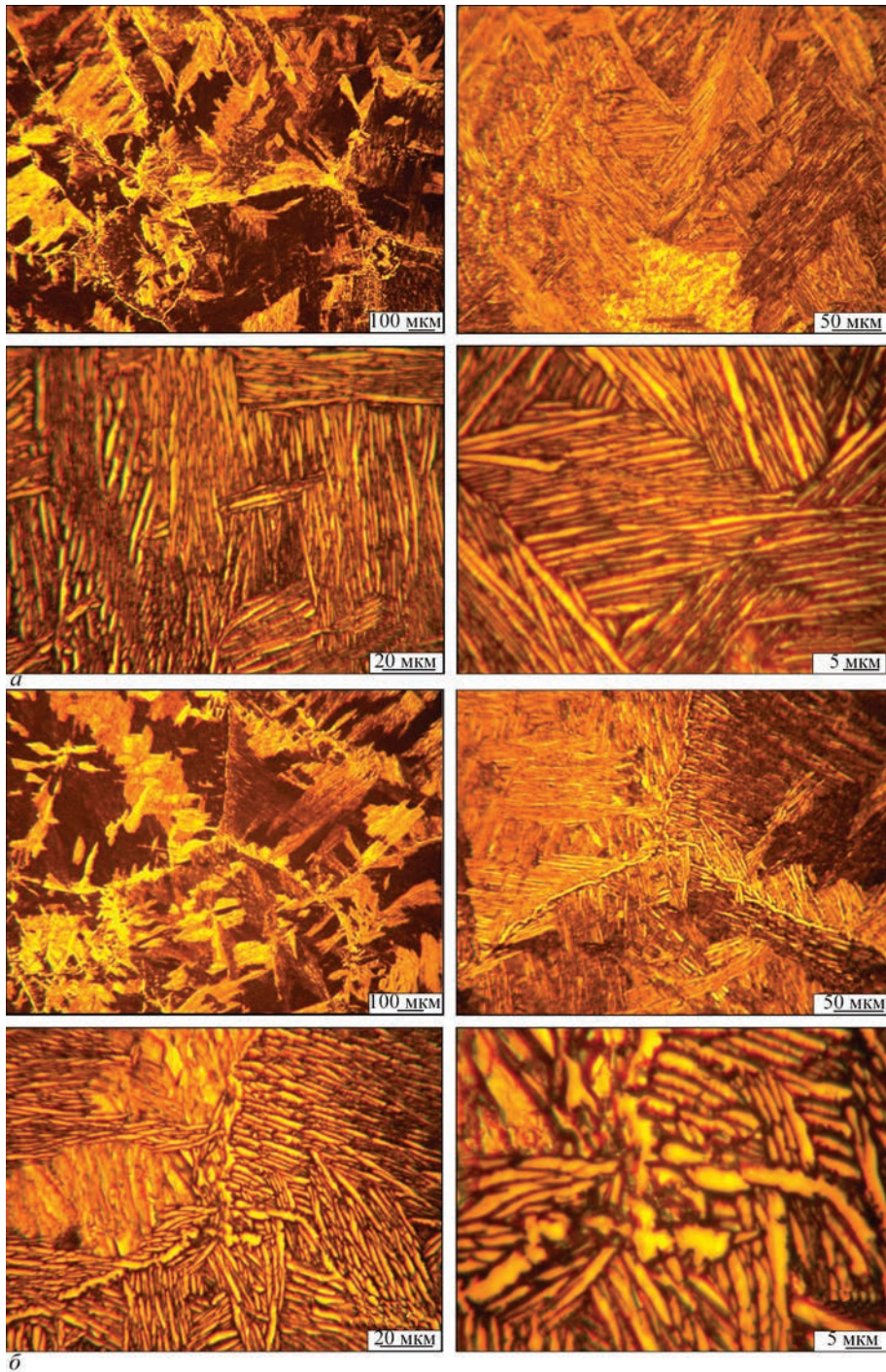


Рис. 6. Характерні мікроструктури зі сплаву ВТ8 в зоні № 1 (а) і зоні № 2 (б)

Таблиця 5. Результати випробувань на тривалу жароміцність сплаву ВТ8

| Температура випробувань, °С | Межа міцності, кгс/мм ² | Довготривала міцність | |
|-----------------------------|------------------------------------|-----------------------------------|-----------------------------|
| | | Навантаження, кгс/мм ² | Тривалість випробувань, год |
| 500 | 63 | 54 | 52,5 |
| →— | 60 | 52 | 50,0 |

Механічні випробування проводили на стандартних зразках, вирізаних із темплетів прутків діаметром 200 мм (табл. 3). Зразки для випробувань вирізали ближче до центральної зони за перетином прутка (на відстані 1/4 від центру),

які підлягали термообробці за стандартним режимом.

Крім того, проведені дослідження механічних властивостей диска діаметром 440×145 мм сплаву ВТ8 після кування (табл. 4).

Для контролю механічних властивостей при підвищеній температурі від партії відбирали прутки, із яких вирізали зразки для визначення тимчасового опору і тривалої міцності (табл. 5).

Висновки

1. Комплекс проведених досліджень показав, що хімічний склад зливків сплаву VT8, отриманих способом ЕПП, і механічні властивості напівфабрикатів у вигляді кованих прутків і дисків відповідають вимогам стандартів (ОСТ 1 90107–73, ОСТ 90000–70).

2. Електронно-променева плавка є ефективним способом одержання якісних зливків жароміцних сплавів титану із первинної шихти.

Список літератури/References

1. Froes, F.H. (2015) *Titanium: Physical metallurgy, processing, and applications*. ASM International.
2. Arzamasov, B.N., Brostrom, V.A., Buche, N.A. et al. (1990) *Structural materials: Refer. Book*. Ed. by B.N. Arzamasov. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
3. Maslenkov, S.V., Maslenkova, E.A. (1991) *Steels and alloys for high temperatures: Refer. Book*. Book 2. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
4. Lutjering, G., Williams, J. C. (2007) *Titanium*. Springer.
5. Leyens, C., Peters, M. (2003) *Titanium and titanium alloys: Fundamentals and applications*. Wiley-VCH.
6. Boyer, R., Welsch, G., Collings, E.W. (1994) *Materials properties handbook: Titanium alloys*. ASM International.
7. Gerdemann, S.J., White, J.C. (2002) Electron beam melting of titanium alloys. *J. of Materials Engineering and Performance*, 11(3), 303–309.
8. Semiatin, S.L., Bieler, T.R. (2001) The effect of α/β processing on the microstructure and texture of titanium alloys. *Metallurgical and Materials Transact. A*, 32(5), 1045–1057.
9. Trigub N.P., Zhuk G.V., Kornejchuk V.D. et al. (2007) Commercial electron beam installation UE-5812. *Advances in Electrometallurgy*, 1, 9–11.

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF DEFORMED SEMIFINISHED PRODUCTS MADE FROM VT8 ALLOY PRODUCED BY ELECTRON BEAM MELTING

S.V. Akhonin¹, V.O. Berezos¹, O.G. Yerokhin¹, A.Yu. Severin¹, T.O. Mitina¹, V.A. Kryzhanovskiy²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: titan.paton@gmail.com

²«NVO Khvyliya» Company. 44/1 Naberezhnaja Peremohi, 49094, Dnipro, Ukraine. E-mail: npovolna@ukr.net

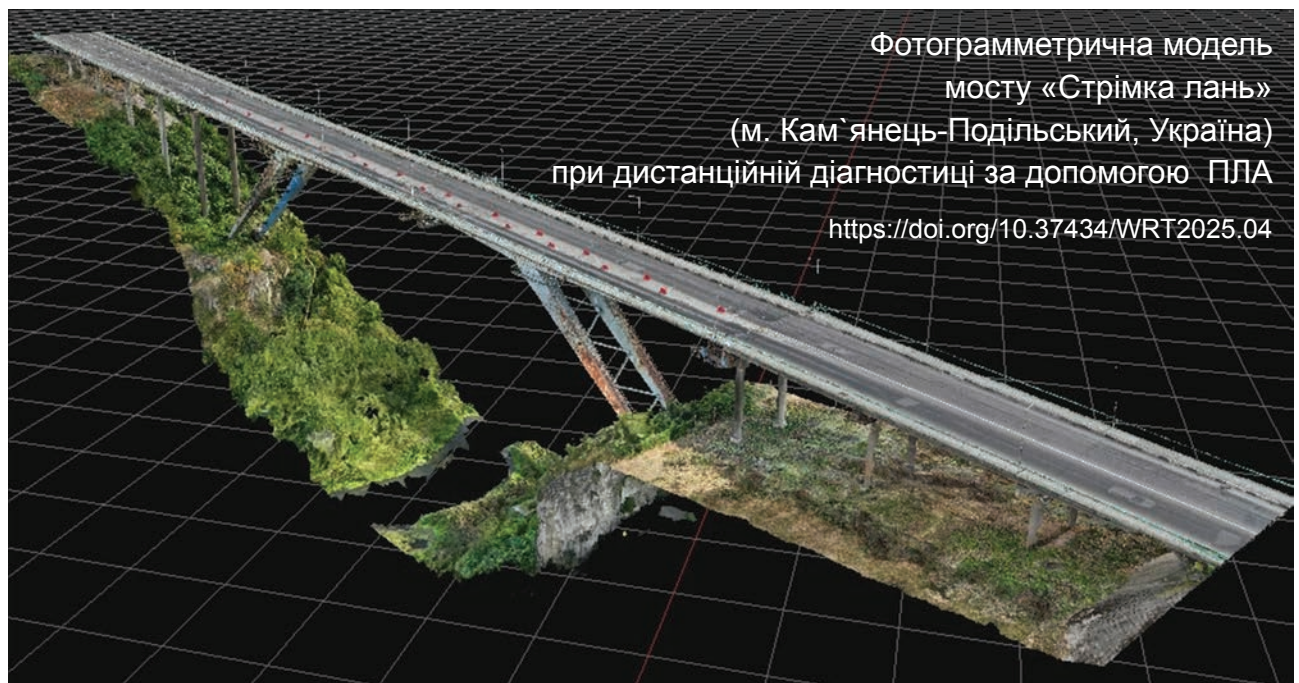
A comprehensive study was conducted on the quality of deformed semifinished products produced from VT8 titanium alloy ingot. Using electron beam remelting technology, ingots with a diameter of 400 mm were produced and subsequently used to manufacture semifinished products in the form of hot-rolled bars ($\varnothing 200$ mm) and discs ($\varnothing 440 \times 145$ mm). This paper presents the results of investigations into the structure and mechanical properties of the obtained semifinished products. It has been shown that the metal in both the produced ingots and the deformed semifinished products meets the requirements of the applicable standards. 9 Ref., 5 Tabl., 6 Fig.

Keywords: electron beam melting, heat-resistant titanium alloy, ingot, chemical composition, structure, deformation, mechanical properties

Отримано 10.07.2025

Отримано у переглянутому вигляді 28.07.2025

Прийнято 07.10.2025



ОСОБЛИВОСТІ ВПЛИВУ ВІДПАЛУ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ NaCl–Fe, ОТРИМАНИХ СПОСОБОМ EB-PVD

В.О. Осокін, Г.Г. Дідікін, О.В. Горностай, В.В. Грабін, В.В. Борецький

ІЕЗ ім. Е.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: valent2002@ukr.net

Способом електронно-променевого осадження з парової фази у вакуумі отримано мікрошарові композиційні матеріали, що містять нанорозмірні частинки оксидів заліза. Показано, що відпал у вакуумі і на повітрі при температурі 350 і 650 °С позитивно впливає на процеси фазоутворення та розмір частинок одержаних матеріалів. Структурні дослідження та фазовий аналіз після відпалу у вакуумі і на повітрі мікрошарових композиційних матеріалів NaCl–14 мас. % Fe при температурі 350 °С виявили процес росту кристалітів в шарах з середнім розміром 13 і 6 нм відповідно і окислення металеві складової шарів заліза до магнетиту Fe₃O₄. При подальшому нагріванні до 650 °С у вакуумі середній розмір кристалітів магнетиту Fe₃O₄ виріс до 34 нм, а при відпалі на повітрі відбувається доокислення магнетиту Fe₃O₄ в гематит α-Fe₂O₃ з середнім розміром кристалітів 46 нм. Дослідженнями DLS-методом середнього розміру та розподілу наночастинок оксидів заліза в колоїдних системах Fe₃O₄(Fe₂O₃)–H₂O при температурах 25, 40, 60 і 80 °С встановлено моноmodalний розподіл нанорозмірних частинок за розмірами з максимумом на кривій розподілу, значення якого залежить від температури вимірювання та стану зразка. Бібліогр. 4, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: спосіб EB-PVD, мікрошарові композитні матеріали NaCl–Fe, мікроструктура, фазовий склад, наночастинки, оксид заліза, відпал у вакуумі і на повітрі

Вступ. Фізичне осадження з парової фази (EB-PVD) — процес, в якому матеріали, попередньо переведені в газоподібний стан за допомогою електронно-променевого випаровування у вакуумі з подальшою конденсацією парового потоку на підкладку, слід розглядати як один з методів сучасної нанотехнології і здатен конкурувати з відомими методами синтезу наночастинок (НЧ). Отримання мікрошаруватих композиційних матеріалів (МШКМ) NaCl–Fe способом EB-PVD на підкладці, що обертається, виявило, що залізо перебуває у вигляді НЧ оксидів заліза — магнетиту Fe₃O₄ у матриці NaCl [1]. Результати термічного розкладу оксидів заліза при високотемпературному відпалі на повітрі конденсатів композиції Fe–NaCl, отриманих на нерухомій підкладці визначили, що змінюючи температуру, середовище і тривалість відпалу, можна створювати різні фазові комбінації НЧ оксидів заліза [2].

Мета роботи — дослідження впливу термообробки на структуру і склад МШКМ NaCl–Fe на підкладці, що обертається, для одержання НЧ оксидів заліза методом термічного відпалу в вакуумі і на повітрі.

Техніка експерименту. Вважалося, що спільне випаровування компонентів Fe і NaCl з окремих джерел повинно приводити до утворення пористого матеріалу NaCl з НЧ оксидів заліза. В дійсності

двійні системи солі та заліза, які мають відмінності пружності парів, утворюють МШКМ NaCl–Fe на підкладці, що обертається, і залежать від параметрів технологічного процесу їх одержання. Технологічна схема отримання МШКМ NaCl–Fe з периферичним відносно осі обертання підкладки розташуванням тиглів для випаровування вихідних матеріалів одержала декілька змін: відстань від тиглів до підкладки рівнялась $L = 300$ мм, температура підкладки $T_n \sim 50$ °С, а швидкість обертання підкладки дорівнювала $V_n = 35$ об·хв⁻¹ (рис. 1) [3]. За вказаною технологічною схемою були отримані МШКМ NaCl–14 мас. % Fe товщиною 230 ± 10 мкм.

Матеріали і методика досліджень. Дослідження проводили на відокремлених від підкладки зразках МШКМ. Схема відбору зразків на підкладці діаметром 400 мм, що обертається, представлена на рис. 2. Зразкам 1, 2, 3, 4 відповідають ділянки, що різняться за радіусом від краю підкладки.

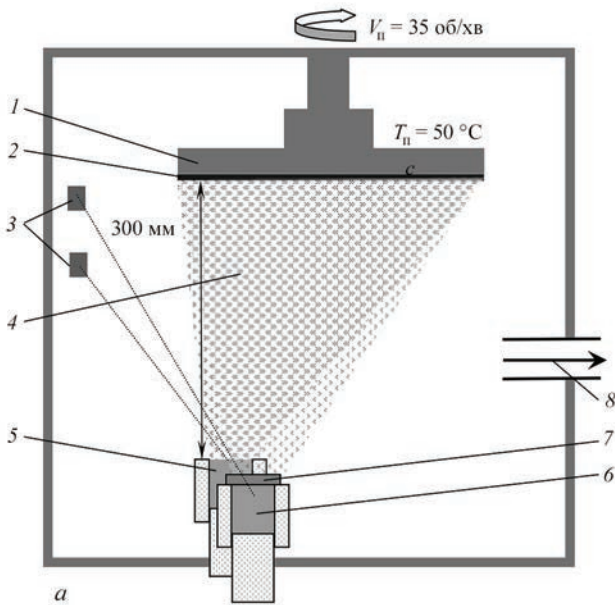
Мікроструктуру зразків вивчали на поперечних (у напрямку конденсації) відколах за допомогою растрової електронної мікроскопії CamScan 4D.

Для визначення елементного складу відколів МШКМ використовували мікроаналізатор рентгеноспектральний (приставка EDX до мікроскопа CamScan 4D). Для обробки результатів застосову-

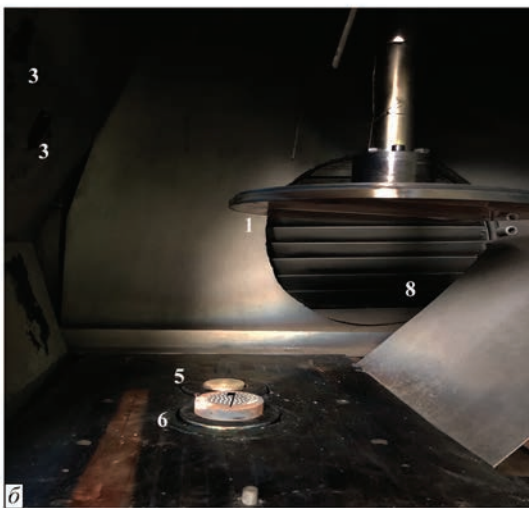
В.О.Осокін — <https://orcid.org/0000-0002-0632-7739>, Г.Г.Дідікін — <https://orcid.org/0000-0002-9268-5072>,

О.В. Горностай — <https://orcid.org/0000-0003-4961-7397>, В.В. Грабін — <https://orcid.org/0009-0008-1437-7243>,

В.В. Борецький — <https://orcid.org/0009-0009-2417-7306>



а



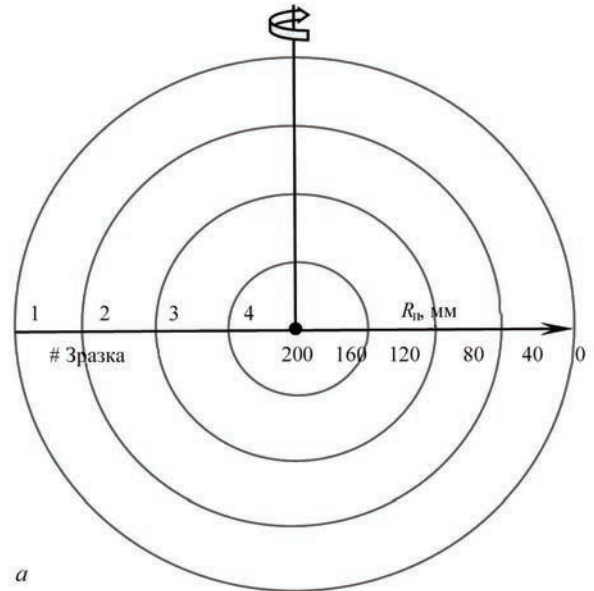
б

Рис. 1. Технологічна схема (а) та електронно-променева установка УЕ-150 (б) для отримання МШКМ NaCl–14 мас. % Fe методом EB-PVD: 1 — підкладка; 2 — МШКМ NaCl–Fe; 3 — електронно-променеві нагрівачі; 4 — пара; 5 — Fe; 6 — NaCl; 7 — реактор; 8 — вакуумний насос

вали програму INCA-200 Energy, похибка вимірювань становила $\pm 0,3\%$.

Рентгенофазовий аналіз (РФА) проводили на дифрактометрі ДРОН-УМ1 у відфільтрованому CoK_α випромінюванні при геометрії зйомки по Бреґ–Брентано в кутовому інтервалі $10...85^\circ$. Результати записані у цифровому форматі 2θ — I , с^{-1} . Середній розмір кристалітів оцінювали за рівнянням Шеррера.

Визначення розміру наночастинок оксидів заліза DLS-методом в колоїдних системах (КС). Для приготування КС $\text{H}_2\text{O}-\text{Fe}_3\text{O}_4$ та $\text{H}_2\text{O}-\text{Fe}_2\text{O}_3$ використовували зразки МШКМ NaCl–14 мас. % Fe — вихідний і після відпалу на повітрі за температури 350 і 650 °C. Попередньо зразки подрібнювали в ступці. Порцію подрібненого порошку поміщали



а

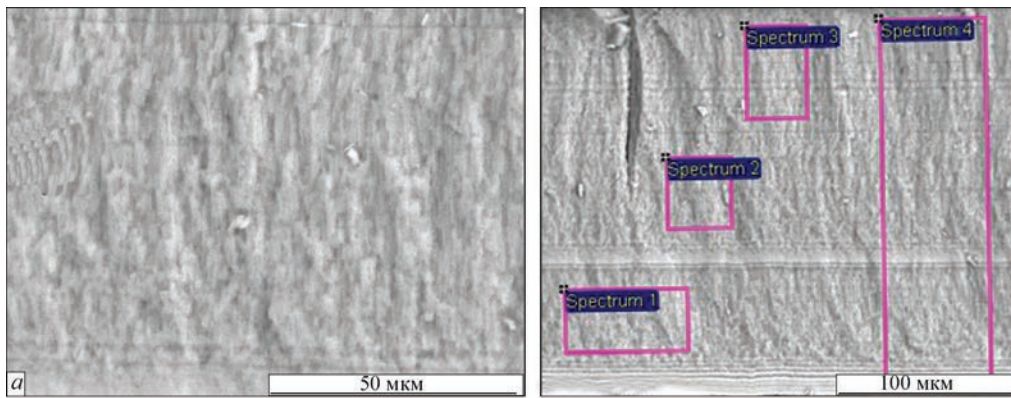


б

Рис. 2. Схема відбору зразків КМ Fe–NaCl на підкладці, що обертається, (а) і зразки МШКМ NaCl–14 мас. % Fe вагою по 2 г в корундових тиглях після відпалу (б)

в скляну посудину, додавали дистильованої води, отриману суміш перемішували і давали відстоятися. Після осадження частинок на дно склянки, до отримання прозорого стовпа рідини над осадою зливали чисту рідину, залишивши сирий осад. Виконували 4-х кратне промивання. У результаті на дні склянки залишалася магнітна складова — наночастинок оксиду заліза, інколи з НЧ чистого заліза. Отриманий осад висушували і склад його аналізували на приладі «Philips Analytical X-Ray». Як правило, у відмитому матеріалі NaCl не виявлялися. Відмитий від солі осад використовували для отримання КС $\text{H}_2\text{O}-\text{Fe}_3\text{O}_4$ та $\text{H}_2\text{O}-\text{Fe}_2\text{O}_3$.

Результати досліджень. Структурні дослідження та фазовий аналіз. Вихідна структура МШКМ NaCl–14 мас. % Fe (рис. 3, а) характеризується розмитою границею стовпчастих кристалітів, орієнтованих в напрямку, перпендикулярному поверхні підкладки. Стовпчасті кристаліти складаються з пористих шарів солі і заліза, що чергуються. Слабо виражені пористі шари NaCl і Fe пересікаються з границями кристалітів і орієн-



| Спектр | Елементний склад, мас. % | | | |
|--------|--------------------------|-------|-------|-------|
| | Na | Cl | Fe | O |
| 1 | 29,50 | 41,90 | 12,30 | 15,78 |
| 2 | 27,99 | 40,58 | 15,17 | 16,26 |
| 3 | 30,39 | 43,50 | 10,87 | 15,24 |
| 4 | 29,20 | 40,27 | 14,25 | 16,28 |

б

Рис. 3. Мікроструктура поперечного відколу (а) та елементний склад (б) МШКМ NaCl–14 мас. % Fe

товані паралельно поверхні підкладки. В області перетину пористих шарів з границями стовпчастих кристалітів відбувається руйнування металевих шарів на частинки в сольові матриці. В МШКМ NaCl–14 мас. % Fe вміст металевої фази РФА фіксується ~ 1 мас. %. Очевидно, що розмір отриманих частинок фаз оксидів заліза перебуває за межами чутливості використаного методу. Слід відмітити, що зразки виявилися рентгеноаморфними, що утруднювало фазовий аналіз.

Розподіл елементного складу поперечного відколу МШКМ NaCl–14 мас. % Fe показав відносну рівну величину елементів Na, Cl, O по товщині композиційного матеріалу. Середній відсоток заліза (спектр 4, рис. 3) дорівнює 14,25 %, кисню — 16,28 %. Відомо, що висока адсорбційна здатність до кисню властива наночастинкам малих розмірів [4]. Величина відношення атомарної частки кисню до атомарної частки заліза знижується зі збіль-

шенням температури відпалу і концентрації заліза в композитах системи NaCl–Fe (рис. 4).

Рентгеноструктурні дослідження фазового складу МШКМ NaCl–14 мас. % Fe проводили методом порошкової рентгенівської дифракції після відпалу в вакуумі та на повітрі при 350 і 650 °С. Отримані дані наведені в табл. 1. Приклади рентгенівських спектрів зразків відповідно таблиці наведено на рис. 5.

Оскільки при вакуумному відпалі (експерименти проводили в вакуумі $5 \cdot 10^{-3}$ Па) видаляється газоподібна волога і кисень за рахунок температури нагріву зразків, прискорюється процес утворення магнетиту Fe_3O_4 . Встановлено, що в залежності від температури відпалу 350 і 650 °С проходить процес рекристалізації зерна з середнім розміром приросту кристалітів з 13 до 34 нм, при цьому збільшується вміст кристалічної фази Fe_3O_4 з 6 до 22 мас. %. Інших фаз в досліджуваних зразках не виявлено.

Структурні дослідження після відпалу на повітрі МШКМ NaCl–14 мас. % Fe при 350 °С показали процес росту кристалітів і окислення металевої складової шарів заліза магнетиту Fe_3O_4 розміром до 6 нм, а шари NaCl, які мають внутрішню пористу структуру, складаються з кристалітів розміром 32 нм. При подальшому нагріванні при 650 °С за рахунок фізично адсорбованого кисню відбувається окислення магнетиту Fe_3O_4 в гематит $\alpha-Fe_2O_3$.

Певний вклад вносять рекристалізація більшого зерна і спікання зразків між собою. Це підтверджується тим, що після вилучення з печі зразки мали вигляд спечених і були червоного

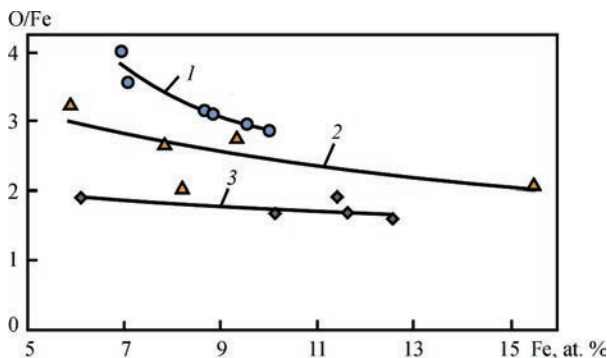
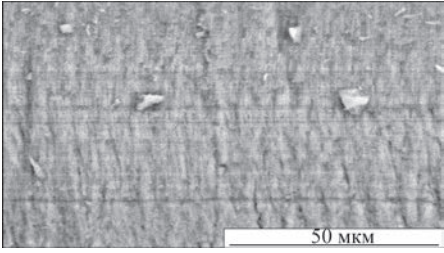
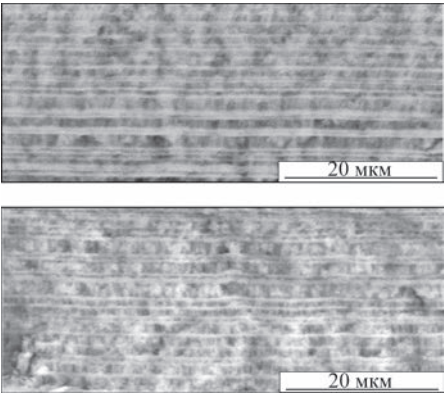
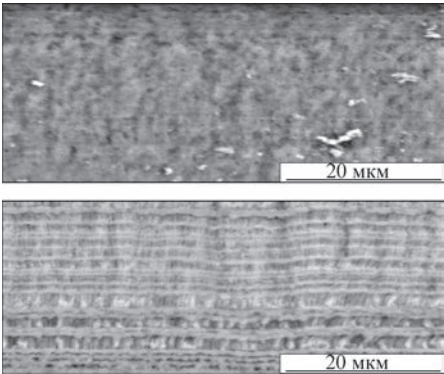


Рис. 4. Залежність відношення ат. % O/ат. % Fe від температури відпалу на повітрі і концентрації заліза в конденсації NaCl–Fe: 1 — вихідний; 2 — 350 °С, 30 хв; 3 — 650 °С, 30 хв

Таблиця 1. Структура та фазовий склад МШКМ NaCl–14 мас. % Fe: вихідний (а), після відпалу при температурі 350 (б) та 650 °С (в)

| Структура | Фазовий склад | Середній розмір кристалітів, нм | Вміст кристалічної фази, мас % |
|---|---|---------------------------------|--------------------------------|
|  | Вихідний | | |
| | NaCl JCPDS#75-306 Слиди Fe ₃ O ₄ JCPDS#88-315 | 29 – | 99 1 |
| <i>a</i> | | | |
|  | Вакуум | | |
| | NaCl JCPDS#75-306 Fe ₃ O ₄ JCPDS#88-315 | 33 13 | 94 6 |
| | Повітря | | |
| | NaCl JCPDS#75-306 Fe ₃ O ₄ JCPDS#88-315 | 32 6 | 96 4 |
| <i>б</i> | | | |
|  | Вакуум | | |
| | NaCl JCPDS#75-306 Fe ₃ O ₄ JCPDS#88-315 | 37 34 | 78 22 |
| | Повітря | | |
| | NaCl JCPDS#75-306 α -Fe ₂ O ₃ JCPDS#79-1741 | 46 –»– | 80 20 |
| <i>в</i> | | | |

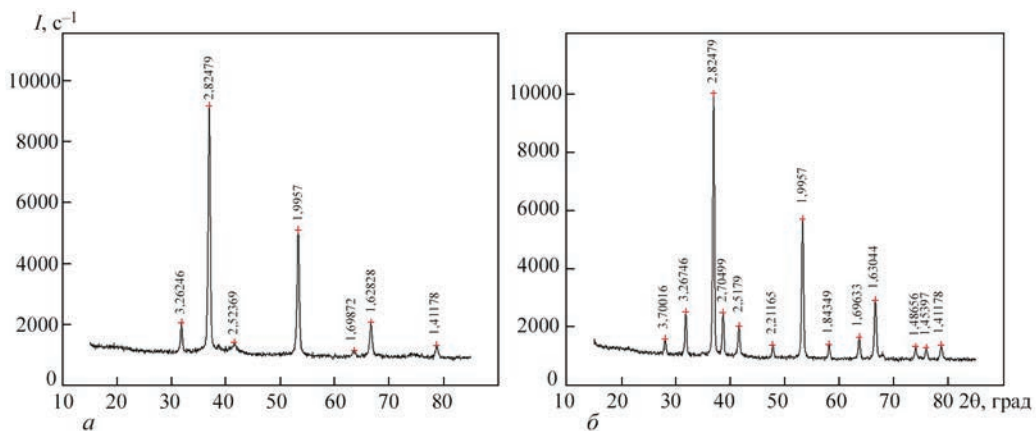


Рис. 5. Рентгенівські спектри зразків МШКМ NaCl–14 мас. % Fe, одержаних після відпалу на повітрі: а — 350; б — зразки червоного кольору, 650 °С

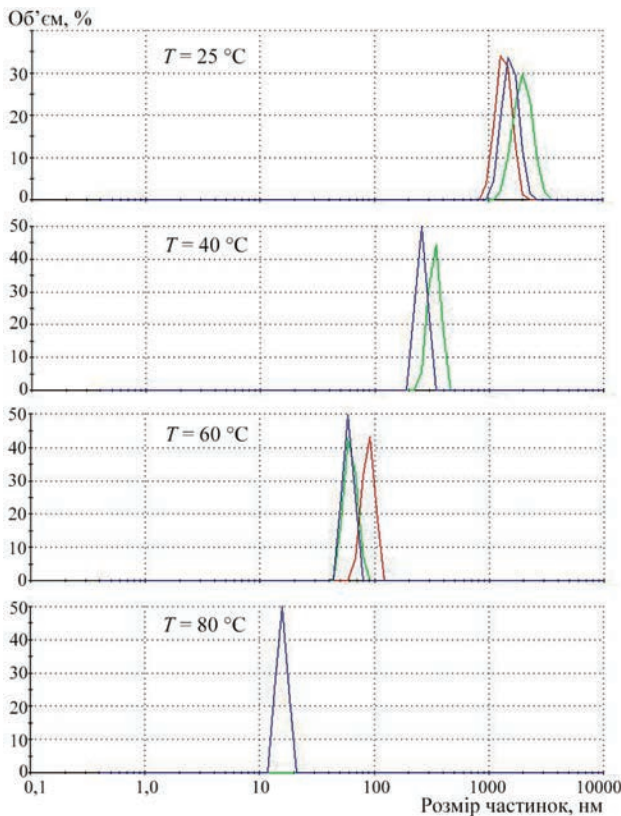


Рис. 6. Розподіл частинок Fe_3O_4 за розмірами в колоїдній системі $H_2O-Fe_3O_4$ при вказаних температурах вимірювань

кольору (рис. 2, б). В результаті відпалу на повітрі отриманих МШКМ $NaCl-14$ мас. % Fe спостерігається фазовий перехід металевих шарів заліза $Fe \rightarrow Fe_3O_4 \rightarrow \alpha-Fe_2O_3$, який відбувається з процесами рекристалізації і росту зерна $NaCl$, що підтверджується результатами РФА.

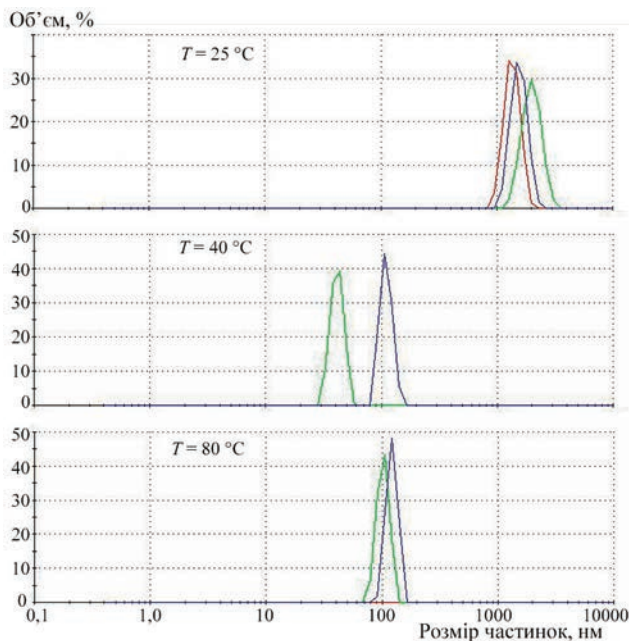


Рис. 7. Розподіл частинок Fe_3O_4 (350 °C, 30 хв) за розміром в колоїдній системі $H_2O-Fe_3O_4$ при вказаних температурах вимірювань

Розмір частинок оксидів заліза в колоїдних системах (КС). На рис. 6–8 і в табл. 2 приведені результати розподілу НЧ оксидів заліза в досліджуваних зразках КС $Fe_3O_4(Fe_2O_3)-H_2O$ в процесі вимірювання при температурах 25, 40, 60 і 80 °C з метою збільшення ступенів диспергування частинок в досліджуваних зразках КС (нагрівання зразків виконували у кварцовому кюветі). Для контролю результатів вимірів на кожному зразку виконували не менше трьох вимірювань. У DLS-методі основні параметри, що характеризують розподіл частинок за розмірами, це середній гідродинамічний діаметр частинок ($Z-Ave$) і індекс полідисперсності (PdI) — безрозмірна величина, що характеризує ширину розподілу (цей параметр чутливий до присутності в пробі агрегатів). Для монодисперсних зразків параметр PdI не перевищує 0,1.

Всі зразки мали мономодальний розподіл частинок по розмірам з максимумом на кривій розподілу (характеристичне середнє значення розміру частинок), що лежить в певному діапазоні в залежності від температури вимірювання і стану зразка — вихідний чи після т/о (рис. 6–8, табл. 2). Велике значення ширини розподілу ($PdI \geq 0,252$) свідчить про присутність в дисперсії агломератів частинок різного розміру. Максимальна частка частинок представлена фракціями $d 15 + d 58...90$ нм (вихідний зразок), $d 42 + d 103...131$ нм (відпал при 350 °C) та $d 24...37 + d 156...210$ нм (відпал при 650 °C). Найбільш дрібні частинки мали розмір близько 12...20 нм. Представлені на рис. 6–8 і в

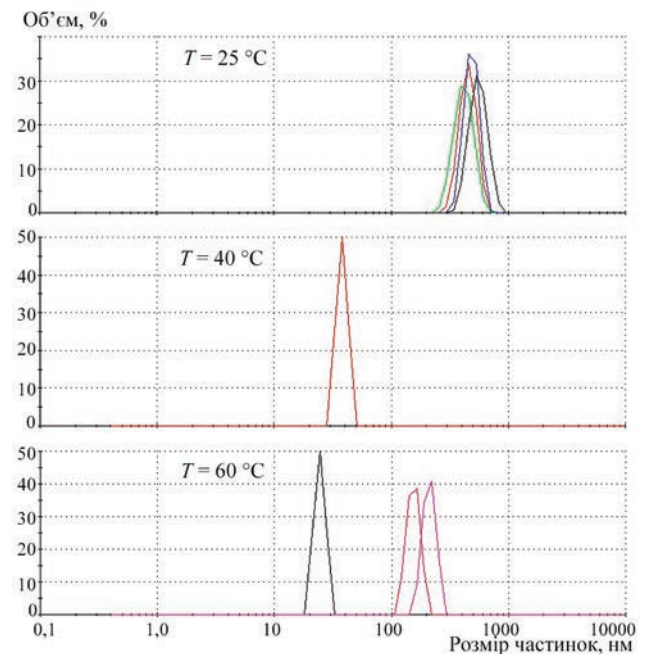


Рис. 8. Розподіл частинок Fe_2O_3 (650 °C, 30 хв) за розміром в колоїдній системі $H_2O-Fe_3O_4$ при вказаних температурах вимірювань

Таблиця 2. Діапазон розмірів та середній розмір частинок Fe_3O_4 та Fe_2O_3 в $KC H_2O-Fe_{3(2)}O_{4(3)}$

| Стан зразка | Температура вимірювань, °C | | | |
|------------------------|--|--|--|------------------------------|
| | 25 | 40 | 60 | 80 |
| | Діапазон розмірів і середній розмір частинок, нм | | | |
| Вихідний | 825...3580 1327, 1519, 1926 | 190...459 255, 329,8 | 44...122 88,8, 62,4, 58,7 | 11,7...21,0 15,7 |
| 350 °C, 30 хв, повітря | 825...2669 1364, 1581, 1739 | 28,2...58,8 41,9 78,8...164,2 110,1 | – | 68,1...164,2 102,7, 131,4 |
| 650 °C, 30 хв, повітря | 220...999,6 443,3, 456,4, 401,0, 480,1, 544,0 | 28...50 37,8 | 105,7...295,3 155,6, 210,1 18,2...32,7 24,4 | – |

Таблиця 3. Оціночні показники якості диспергування порошків $Fe-NaCl$ в $KC H_2O-Fe_{3(2)}O_{4(3)}$

| Стан зразка | Температура вимірювань, °C | | | | | | | |
|------------------------|----------------------------|-------|-------|-----|-------|-------|---------------------|-------|
| | 25 | | 40 | | 60 | | 80 | |
| | Z-Ave | PdI | Z-Ave | PdI | Z-Ave | PdI | Z-Ave | PdI |
| Вихідний | 2219 | 0,508 | 3469 | 1,0 | 4768 | 1,0 | 1,976e ^d | 0,681 |
| | 2700 | 0,378 | 3035 | →– | 5083 | →– | | |
| | 2712 | 0,219 | 3682 | →– | 5027 | →– | | |
| 350 °C, 30 хв, повітря | 2632 | 0,108 | 5074 | 1,0 | – | – | 3418 | 1,000 |
| | 2241 | 0,413 | 4233 | →– | | | 2354 | →– |
| | 3294 | 0,286 | | – | | | | – |
| 650 °C, 30 хв, повітря | 1031 | 0,711 | | | 6907 | 1,000 | – | – |
| | 1206 | 0,905 | | | 3690 | →– | | |
| | 1039 | 0,784 | | | 2313 | 0,879 | | |
| | 2014 | 0,922 | 5220 | 1,0 | | | | |
| | 1496 | 0,841 | | | | | | |
| | 1017 | 0,584 | | | | | | |

табл. 2, 3 результати показують, що нагрівання досліджуваних зразків призводить до диспергування порошків. Для дисперсій зразків при температурах KC від 25 до 80 °C параметри Z-Ave і PdI мали високі значення і розкид, що характеризує зразки як полідисперсні з присутністю агрегатів.

Висновки

1. Експериментально способом EB-PVD були отримані МШКМ $NaCl-14$ мас. % Fe товщиною 230 ± 10 мкм.

2. Встановлено, що при вакуумному відпалі 350 і 650 °C проходить процес рекристалізації зерна на кристалічній фазі Fe_3O_4 .

3. Внаслідок відпалу на повітрі 350 і 650 °C відбувається окислення магнетиту Fe_3O_4 в гематит

$\alpha-Fe_2O_3$. Спостерігається фазовий перехід металевих частинок заліза $Fe \rightarrow Fe_3O_4 \rightarrow \alpha-Fe_2O_3$. Спікання і окислення частинок до $\alpha-Fe_2O_3$ відбувається при 650 °C.

4. Встановлено полідисперсність досліджуваних зразків з присутністю агрегатів наночастинок різного розміру.

5. Максимальна частка частинок представлена фракціями $d 15 + d 58...90$ нм (вихідний зразок), $d 42 + d 103...131$ нм (відпал при 350 °C) і $d 24...37 + d 156...210$ нм (відпал при 650 °C). Найбільш дрібні частинки мали розмір близько 12...20 нм.

Список літератури/References

1. Osokin, V.O., Stel'makh, Ya.A., Kurapov, Yu.A. et al. (2020) Features of oxidation and annealing of iron nanoparticles, ob-

- tained by the EB-PVD method on a rotating substrate. *J. of Nano- and Electronic Physics*, 12(4), 04001-1–04001-8. DOI: [https://doi.org/10.21272/jnep.12\(4\)2020.04008](https://doi.org/10.21272/jnep.12(4)2020.04008)
2. Litvin, S.E., Kurapov, Yu.A., Vazhnichaya, E.M. et al. (2020) EB-PVD synthesis of iron oxide nanoparticles and their biological activity. *Suchasna Elektrometalyrhuya*, 3, 54–61. <https://doi.org/10.37434/sem2020.03.08>
 3. Kurapov, Yu.A., Osokin, V.O., Didikin, G.G. et al. (2021) Producing Fe-based nanoparticles in Na–Cl matrix by the method of EB-PVD on a rotating substrate. *The Paton welding J.*, 2, 41–48. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.12.07>
 4. Klabunde, K., Sergeev, G.V. (2013) *Nanochemistry*. Elsevier, 2nd Ed. <https://www.elsevier.com/books/nanochemistry/klabunde/978-0-444-59397-9>

FEATURES OF THE INFLUENCE OF ANNEALING
OF NaCl–Fe COMPOSITE MATERIALS PRODUCED BY EB-PVD

V.O. Osokin, G.G. Didikin, O.V. Gornostai, V.V. Grabin, V.V. Boretsky
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: valent2002@ukr.net

Microlayer composite materials (MLCMs) containing nanosized particles (NPs) of iron oxides were produced by electron beam vapor deposition (EB-PVD) in a vacuum. It is shown that annealing in vacuum and in air at 350 and 650 °C has a positive effect on the phase formation processes and particle size of the produced materials. Structural studies and phase analysis after vacuum and air annealing of NaCl–14 wt.% Fe MLCM at 350 °C revealed the process of crystallite growth in the layers with an average crystallite size of 13 nm and 6 nm, respectively, and of oxidation of the metal component of iron layers to Fe₃O₄ magnetite. Upon further heating to 650 °C in a vacuum, the average crystallite size of Fe₃O₄ magnetite increased to 34 nm, and during annealing in air, Fe₃O₄ magnetite was further oxidized to α-Fe₂O₃ hematite with an average crystallite size of 46 nm. The DLS study of the average size and distribution of iron oxide nanoparticles in colloidal systems Fe₃O₄(Fe₂O₃)–H₂O at temperatures of 25, 40, 60, and 80 °C revealed a monomodal distribution of the LFs by size with a maximum on the distribution curve, the value of which depends on the measurement temperature and the state of the sample. 4 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

Keywords: EB-PVD method, NaCl–Fe microlayer composite materials, microstructure, phase composition, nanoparticles iron oxide, annealing in vacuum and air

Отримано 05.08.2025

Отримано у переглянутому вигляді 17.09.2025

Прийнято 05.11.2025



РЕЦИКЛІНГ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ СПОСОБОМ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ

Ю.В. Костецький, В.П. Петренко, Є.О. Педченко, Г.О. Полішко, В.А. Зайцев

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

Розглянуто результати експериментів з рециклінгу нікелевих сплавів способом електрошлакового переплаву з використанням струмопровідного кристалізатора. Дослідження проведено на установці Р-951, де визначено раціональні режими переплаву електродів змінного перетину з відходів нікелевих сплавів. У результаті проведених досліджень підтверджено ефективність рециклінгу технологічних відходів нікелевого сплаву ЕП648 способом електрошлакового переплаву із застосуванням струмопровідного кристалізатора. Встановлено оптимальні режими переплаву витратних електродів змінного перетину, що забезпечують стабільність процесу за раціонального розподілу потужності між електродом і кристалізатором. Хімічний склад отриманих зливків відповідав нормативним вимогам до сплаву ЕП648, а виготовлені з них вироби успішно пройшли контроль якості. Розроблена одностадійна технологія рециклінгу дозволяє безпосередньо повертати відходи нікелевого сплаву у виробничий цикл та має високий практичний потенціал для застосування в промисловості. Результати дослідження можуть бути використані для вдосконалення існуючих методів рециклінгу металевих відходів та розробки нових підходів до переробки нікелевих сплавів. Бібліогр. 23, табл. 6, рис. 7.

Ключові слова: рециклінг, нікелевий сплав, електрошлаковий перелав, двоконтурна технологія, струмопровідний кристалізатор, зливки

Вступ. Концепція циркулярної економіки стимулює металургійну промисловість до повторного та більш повного використання техногенних відходів із метою досягнення нульових відходів [1, 2]. Це підвищує конкурентоспроможність виробництва та сприяє екологічній сталості завдяки зниженню споживання первинної сировини. Переробка відходів легованої сталі та нікелевих сплавів в Європі є важливою складовою зеленої металургії, оскільки ефективне повернення легованого брухту в цикл виробництва суттєво скорочує енергетичні й ресурсні витрати [3, 4].

Серед конструкційних матеріалів сталь і нікелеві сплави мають значний потенціал для багаторазового перероблення та повторного використання [5]. Переплаву легованого брухту зазвичай здійснюють у електродугових або індукційних печах [6, 7]. Під час плавки важливим завданням є мінімізація втрат цінних компонентів сплаву, що складно забезпечити в умовах електродугової плавки [8]. Індукційні печі забезпечують краще їх засвоєння і менші загальні втрати металу з окисленням [7, 9]. Водночас в умовах індукційної плавки немає можливості реалізувати рафінувальні можливості шлаків, а відтак ефективно рафінувати металевий розплав від небажаних домішок та неметалевих включень. Додатковою проблемою традиційних способів переробки легованих відходів є складність отримання якісних зливків з ви-

соким рівнем фізичної і хімічної однорідності, а також втрати металу від обрізування зливків та з ливниками.

Покращити якість литого металу можна шляхом застосування технології електрошлакового переплаву (ЕШП) [7, 10–12]. Процес ЕШП забезпечує ефективне очищення металу від великих неметалевих включень, гомогенізацію хімічного складу по всьому об'єму зливка, покращення мікро- та макроструктури металу, а також отримання щільних зливків без внутрішніх пор та усадкових порожнин. При цьому хімічний склад металу залишається практично незмінним. Технологію ЕШП широко використовують у промисловості для отримання якісних зливків відповідального призначення з високолегованих сталей та нікелевих сплавів [10].

Однак безпосередня інтеграція технології електрошлакового переплаву у традиційний ланцюжок рециклінгу відходів легованих сталей і сплавів супроводжується додатковими витратами, що обмежує доцільність його застосування. Для мінімізації виробничих витрат запропоновано одноступінчасті процеси переробки на базі електрошлакової технології, які передбачають використання невитратних електродів та тигельної електрошлакової плавки [13, 14]. У першому варіанті дрібний скрап засипають у проміжок між стінкою кристалізатора і невитратним електродом. За певних умов можливе використання

Ю.В. Костецький — <http://orcid.org/0000-0003-0742-0684>, В.П. Петренко — <http://orcid.org/0000-0003-2440-1901>,
Є.О. Педченко — <http://orcid.org/0000-0002-8824-4389>, Г.О. Полішко — <http://orcid.org/0000-0001-7543-280X>,
В.А. Зайцев — <http://orcid.org/0000-0003-2498-8191>

витратного електрода того самого хімічного складу, що й скрап. Проте такий процес має очевидні обмеження щодо розмірів фрагментів скрапу. Тигельна електрошлакова плавка забезпечує більшу гнучкість у вимогах до розмірів скрапу що переплавляється, однак накопичений у плавильному тиглі метал усе одно потрібно зливати у виливниці, що не дозволяє досягти якості зливка на рівні стандартного ЕШП.

Основним обмеженням для використання канонічної технології ЕШП у задачах рециклінгу є вимога застосування витратного електрода з незмінними геометричними параметрами уздовж його довжини [15]. Це пов'язано з необхідністю забезпечення стабільності процесу. Зазвичай для цього використовують спеціально виготовлені литі або деформовані електроди. Очевидно, що реалізація одностадійного процесу рециклінгу на основі класичного ЕШП є вкрай складною.

Розроблена в ІЕЗ ім. Е.О. Патона НАН України двоконтурна схема електрошлакового переплаву (ЕШП ДС) із застосуванням струмопідвідного кристалізатора [16, 17] спрощує вимоги до геометрії електрода та розширює можливості процесу для вирішення завдань рециклінгу. У цій схемі, на відміну від канонічної, електричний струм подається одночасно двома контурами — витратним електродом-піддоном та струмопідвідним кристалізатором-піддоном (рис. 1). Відповідно шлакова ванна одночасно контактує з двома електродами: витратним, який переплавляють, та неплавким, який є частиною кристалізатора. Температурний режим периферії шлакової ванни визначається неплавким електродом, що дає змогу незалежно

регулювати тепловкладення в шлакову й металеву ванни, а також швидкість наплавлення зливка. Таке керування тепловим балансом практично неможливе у традиційному ЕШП. Технологія ЕШП ДС успішно застосовується для отримання зливоків зі складнолегованих марок сталей, нікелевих суперсплавів та титану [18].

Дослідження показали, що під час ЕШП із застосуванням струмопідвідного кристалізатора розподіл потужності між контурами живлення можливий у широкому діапазоні співвідношень [16]. Використання відповідної системи автоматичного керування процесом дає змогу здійснювати переплав електродів змінної геометрії зі стабільною швидкістю переплаву [19–21]. Це дозволяє спростити вимоги й підготовку витратних електродів до переплаву і реалізувати процес рециклінгу за одностаійною схемою з отриманням високоякісного зливка безпосередньо електрошлаковим переплавом металовідходів.

У даній роботі представлені результати експериментальних досліджень з рециклінгу технологічних відходів нікелевого сплаву ЕП648 за одностаійною схемою із застосуванням технології ЕШП ДС з отриманням після переплаву зливка, придатного для безпосереднього використання у виробничому циклі.

Обладнання, матеріали та методика досліджень. Експериментальні дослідження з електрошлакового переплаву відходів нікелевого сплаву з отриманням зливоків круглого перерізу діаметром 180 мм проводили у лабораторії електрошлакових технологій Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України на печі Р-951 із застосуванням струмопідвідного кристалізатора за схемою витяжки зливка вниз. Піч оснащена двома незалежними джерелами електроживлення потужністю по 720 кВА кожне (трансформатори ТШП-10000/1 (А-622)), модернізованими для плавного регулювання вихідної напруги. Встановлена на печі система автоматичного керування забезпечує ведення процесу електрошлакового переплаву в автоматичному режимі як із рідким, так і з твердим стартом.

Електрошлаковий переплав дослідного металу здійснювали у короткому струмопідвідному кристалізаторі з діаметром формуючої секції 180 мм (рис. 2, а). Кристалізатор мав секційну конструкцію (рис. 1): верхня секція виконує функцію струмопідвідного (невитратного) електрода, нижня — забезпечує якісне формування поверхні зливка, а розділювальна секція слугує ізолятором, що запобігає пробією між струмопідвідною та формуючою частинами.

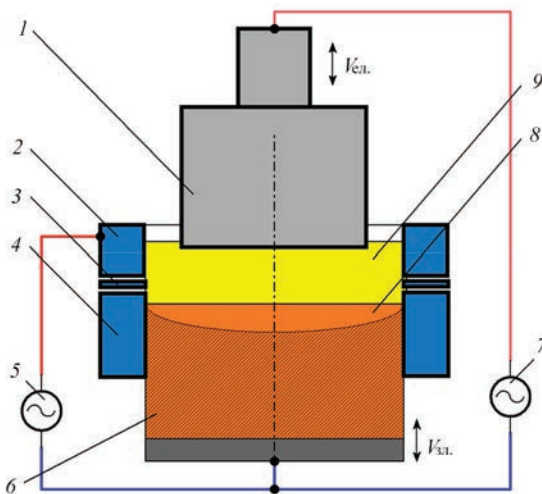


Рис. 1. Схематичне зображення ЕШП у струмопідвідному кристалізаторі за двоконтурною схемою живлення: 1 — витратний електрод; 2 — струмопідвідна секція кристалізатора; 3 — розділювальна секція кристалізатора; 4 — формуюча секція кристалізатора; 5, 7 — джерела живлення; 6 — зливков; 8 — металева ванна; 9 — шлакова ванна

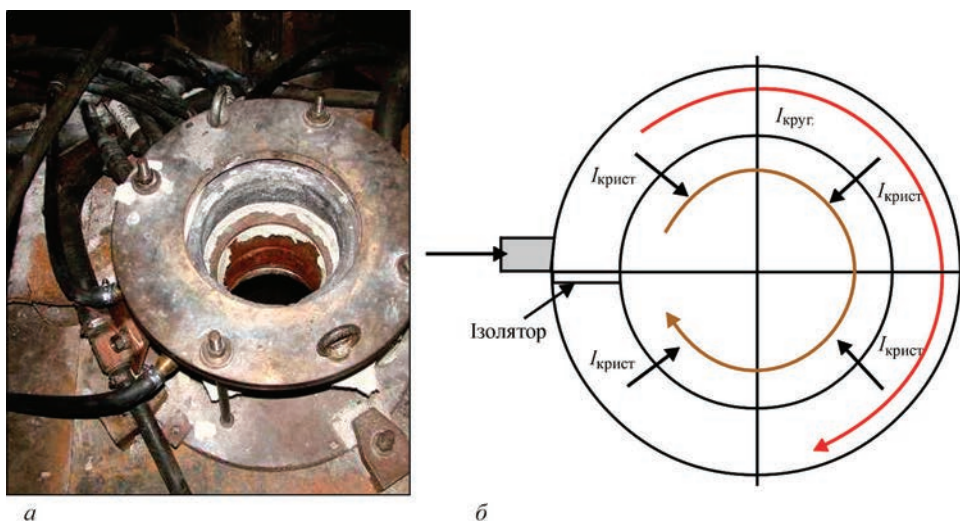


Рис. 2. Загальний вигляд кристалізатора (а) та схема розподілу електричного струму у струмоведучій секції і напрямку обертання шлакової ванни (б)

Конструктивною особливістю струмопідвідної секції є поперечний проріз, заповнений ізоляційним матеріалом, який перетворює її на незамкнене коло (рис. 2, б) [22]. Така конструкція при протіканні основного струму плавки від струмопідвідної секції до зливка зумовлює виникнення кругового електричного струму $I_{\text{круг}}$ у незамкненому кільці та відповідного магнітного поля, спрямованого вздовж вертикальної вісі кристалізатора (згідно з правилом правої руки). Струм $I_{\text{крист}}$, що протікає від струмопідвідної секції до рідкої металеві ванни, створює магнітне поле, орієнтоване перпендикулярно до поля кругового струму. Взаємодія електричного та магнітного полів зумовлює виникнення сили Ампера, яка спричиняє обертальний рух шлакової ванни. Це, у свою чергу, інтенсифікує теплообмін у ній.

Витратні електроди для електрошлакового переплаву формували з технологічних відходів нікелевого сплаву ЕП648 двох типів: циліндричної обрізі діаметром 70 мм та довжиною 160...210 мм, забракованої через усадкові дефекти, та кованих кілець діаметром 510 і 370 мм.

Нормативний хімічний склад сплаву ЕП648 представлено в табл. 1. Результати вибіркового входного контролю хімічного складу відходів представлено в табл. 2. Зразки відбирали з кожної партії входної шихти. Хімічний склад визначали методом спектрального аналізу.

Складені електроди для ЕШП формували шляхом зварювання окремих фрагментів відходів. Для цього застосовували зварювальний дріт з нікелевого сплаву ENiCrMo-3, хімічний склад якого наближений до складу сплаву, що переплавлявся. Витрату зварювального матеріалу обмежували до мінімуму, щоб зменшити вплив на хімічний склад металу та водночас забезпечити достатню міцність з'єднань з урахуванням умов переплаву.

Оскільки конструкція складених електродів не забезпечує пропускання значного струму, переплав здійснювали за схемою з квазіпасивним електродом. У цій схемі основна частина потужності підводиться через контур струмопідвідного кристалізатора.

Розрахункову продуктивність процесу $Q_{\text{пер}}$ визначали за емпіричним співвідношенням [23], кг/год:

Таблиця 1. Нормативний хімічний склад нікелевого сплаву ЕП648 за ТУ 14-1-4103-86, %

| Al | Ti | Cr | Fe | Ni | Nb | Mo | W |
|-----------|-----------|---------|----|--------|-----------|-----------|-----------|
| 0,5...1,1 | 0,5...1,1 | 32...35 | ≤4 | Основа | 0,5...1,1 | 2,3...3,3 | 4,3...5,3 |

Таблиця 2. Результати вибіркового входного контролю хімічного складу відходів сплаву ЕП648, %

| Проба | Al | Ti | Cr | Fe | Ni | Nb | Mo | W |
|---------|------|------|-------|------|-------|------|------|------|
| 1 | 0,61 | 1,14 | 35,37 | 0,75 | 53,53 | 1,21 | 2,37 | 5,02 |
| 2 | 0,96 | 1,22 | 36,46 | ->- | 51,82 | 0,83 | 2,26 | 5,7 |
| 3 | 0,76 | 0,97 | 34,23 | 0,76 | 55,02 | 1,19 | 2,94 | 4,13 |
| Середнє | 0,78 | 1,11 | 35,35 | 0,75 | 53,46 | 1,08 | 2,52 | 4,95 |

Таблиця 3. Хімічний склад флюсу АНФ-29 за ТУ У 20.5-00186520-126-2018, %

| SiO ₂ | Al ₂ O ₃ | CaF ₂ | CaO | MgO | Fe ₂ O ₃ |
|------------------|--------------------------------|------------------|---------|-------|--------------------------------|
| 10...15 | 13...17 | 37...45 | 24...30 | 2...6 | <0,5 |

$$Q_{\text{пер}} = kD_{\text{кр}}^2$$

де $D_{\text{кр}}$ — діаметр кристалізатора, мм; k — емпіричний коефіцієнт, кг/(мм·год).

Згідно з промисловим досвідом під час переплаву сталей значення коефіцієнта k обирають у діапазоні 0,4...0,8. Більші значення характерні для низьколегованих сталей, менші — для високолегованих. У випадку нікелевих сплавів, які відрізняються меншою теплоємністю порівняно зі сталями та ширшим інтервалом ліквідус–солідус, процес переплаву слід здійснювати з мінімально можливою продуктивністю. Тож доцільно орієнтуватися на $k = 0,4$. Відповідно, для кристалізатора з формуючою секцією діаметром 180 мм рекомендована продуктивність становить близько 72 кг/год.

Типові шлаки для ЕШП нікелевих сплавів формують на основі системи CaF₂–CaO–Al₂O₃ з можливим введенням додаткових оксидів, зокрема SiO₂, MgO і TiO₂, залежно від складу сплаву. Оксид титану додають для контролю співвідношення Al/Ti у металі та компенсації можливих втрат Ti. Оксиди кремнію та магнію вводять для регулювання фізико-хімічних властивостей шлаку, зокрема температури плавлення та в'язкості. При цьому кремнезем суттєво впливає на окиснювальний потенціал

шлаку, а отже, і на ступінь окиснення алюмінію та титану в металі під час переплаву. Тому його концентрацію необхідно суворо контролювати в межах технологічного процесу. Негативний вплив SiO₂ зменшують шляхом зниження його активності за рахунок підвищення основності шлаку.

У цьому дослідженні переплав виконували під флюсом, що складався з АНФ-29 (табл. 3) із додаванням чистого CaF₂ у співвідношенні 10:1.

Для забезпечення стабільності хімічного складу нікелевого сплаву шлак попередніх плавок використовували на наступних. Вважалось, що хімічний склад шлаку в ході переплаву змінюється в напрямку рівноважного складу. Шлак на другу плавку брали з першої. Для компенсації втрат шлаку на утворення гарнісажу до нього додавали чистий CaF₂ в кількості 500 г. Шлак третьої плавки формували зі шлаку другої плавки з додаванням 400 г фториду кальцію.

Під час переплаву для зменшення окисного впливу атмосферного повітря крізь кільцевий розподільник у плавильний простір подавали аргон із витратою 15 л/хв. Протягом усього процесу шлакову ванну постійно розкислювали введенням присадок металевого алюмінію у вигляді крупки зі середньою витратою 3 г/хв.

Результати досліджень та їх обговорення. Під час першого експерименту (плавка 1) було здійснено переплав одного витратного електрода, сформованого з циліндричних обрізків нікелевого сплаву (рис. 3, а). Циліндричні фрагменти з'єднали зварюванням із використанням зварювальних електродів діаметром 4 мм у кількості 7 шт. (0,5 % від маси нікелевого сплаву 97 кг).

Плавку розпочали рідким стартом. Загальна витрата шлаку становила 6 кг. Потужність, підведену до витратного електрода, підтримували в межах 40...50 кВА, тоді як до струмопідвідної секції кристалізатора подавали 150 кВА. Таким чином, основна частка енергії вносилася через контур кристалізатора, що забезпечувало стабільність процесу. У результаті переплаву отримано циліндричний зливоч довжиною 490 мм (рис. 4, б). Середня продуктивність процесу склала 80 кг/год.

З головної частини отриманого зливка було відібрано зразок для визначення хімічного складу. Результати хімічного аналізу показали, що склад металу зливка відповідає нормативному складу сплаву ЕП648 (табл. 4). Абсолютна відсоткова втрата високоактивних елементів Al та Ti склала 0,11 і 0,15 % відповідно.

Дослідний зливоч було передано на виробництво, де з нього шляхом кування виготовили кільця двох типорозмірів (рис. 4). Виготовлені кільця



Рис. 3. Процес електрошлакового переплаву витратного електрода (а) та зовнішній вигляд отриманого зливка (б)

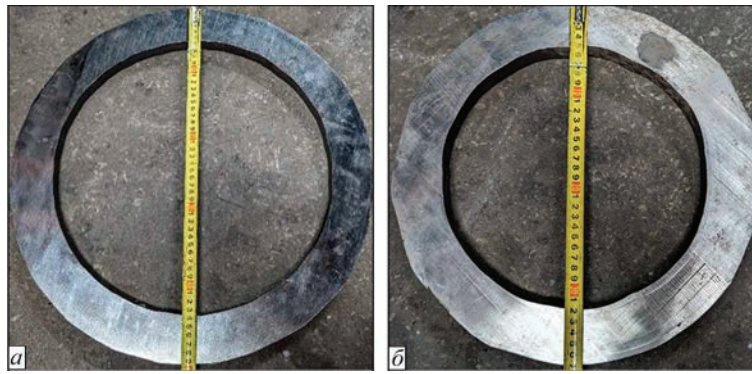


Рис. 4. Відковані кільця зі зливка ЕШП діаметром 510 (а) і 370 мм (б)

Таблиця 4. Хімічний склад металу зливка ЕШП першої плавки, мас. %

| Al | Ti | Cr | Fe | Ni | Nb | Mo | W |
|------|------|-------|------|-------|------|------|------|
| 0,67 | 0,96 | 33,66 | 0,58 | 52,87 | 1,04 | 2,30 | 4,96 |

піддали контролю відповідно до діючих виробничих протоколів металографічного та ультразвукового контролю. Було визначено, що якість металу, отриманого шляхом рециклінгу, відповідає вимогам для сплаву ЕП648-Ш згідно з ГОСТ 22838–77.

Залишки кілець, що проходили контроль якості та не були спрямовані у подальше виробництво загальною масою 27 кг, використали для повторного рециклінгу. Шляхом зварювання їх об'єднали у один витратний електрод для подальшого електрошлакового переплаву. Із залишку циліндричної обрізі було виготовлено чотири витратні електроди. Один з них мав спрощену конструкцію

у вигляді довгого циліндра, а решта електродів складалась з циліндричних фрагментів, зібраних пакетом по три на кожному рівні. Загальний вигляд дослідних електродів, підготовлених до переплаву, наведено на рис. 5, а.

На другому етапі досліджень було здійснено дві плавки (2 і 3) за результатами яких отримали зливки довжиною 1,1 та 1,25 м відповідно (рис. 5, в).

Під час плавки 2 було послідовно переплавлено три електроди різної конструкції, зовнішній вигляд яких показано на рис. 5, а. Електрод 1 складався з фрагментів циліндричної обрізі, послідовно з'єднаних зварюванням у циліндричний



Рис. 5. Загальний вигляд електродів, підготовлених до плавки 2 (а); процес електрошлакового переплаву електрода, сформованого із залишків кілець (б); зливки, отримані після переплаву дослідних електродів, довжиною 1100 мм (плавка 2) та 1250 мм (плавка 3) (в)

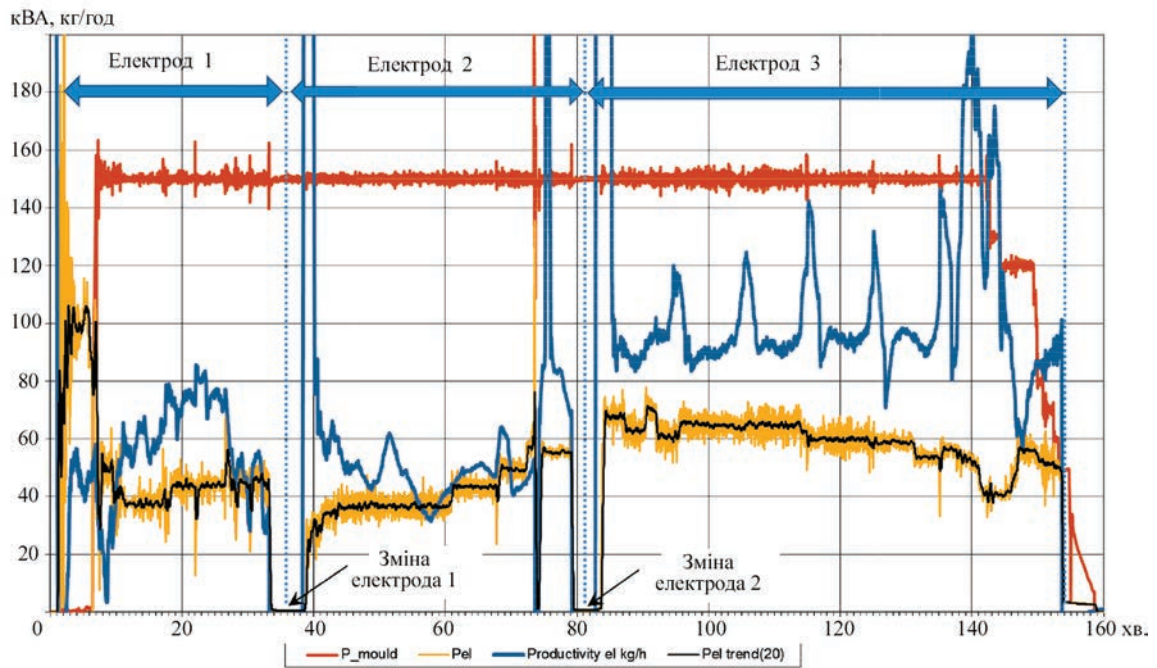


Рис. 6. Графік параметрів перебігу плавки 2: P_mould — потужність, підведена до струмопідвідної секції кристалізатора; Pel — потужність, підведена до електрода; Productivity el kg/h — продуктивність по електроду в кг/год; Pel trend(20) — тренд потужності електрода з лінійною фільтрацією по 20 значенням

електрод. Електрод 2 був зібраний з фрагментів кованих кілець. А електрод 3 сформували з циліндричної обрізі, згрупованої по три фрагменти на кожному рівні, щоб збільшити коефіцієнт заповнення кристалізатора. Різноманітність конструкцій витратних електродів у межах цієї плавки дала змогу оцінити особливості їх переплаву та визначити оптимальні підходи до формування електродів із відходів нікелевого сплаву.

На рис. 5, б представлено процес електрошлакового переплаву електрода 2, сформованого з фрагментів кованих кілець. Така конструкція електрода дала змогу перевірити ефективність залучення у рециклінг відходів складної форми та оцінити можливість їх переплаву без втрати якості металу.

На рис. 6 наведено графіки зміни параметрів, що ілюструють особливості перебігу плавки. Зокре-

ма, добре простежується зміна режимів переплаву залежно від етапу плавки та конструкції електрода (табл. 5). Завдяки збільшенню коефіцієнта заповнення під час переплаву електрода 3 вдалося досягти більшої продуктивності порівняно з електродом 1, також зібраним із циліндричної обрізі (табл. 5). При цьому на графіку чітко видно стрибки продуктивності, зумовлені переходами від однієї групи циліндричних фрагментів, з'єднаних зварюванням, до наступної, за відносної стабільності підведеної потужності. У процесі переплаву електрода 2 (рис. 5, б), сформованого з фрагментів кілець, також спостерігалися коливання продуктивності, проте без вираженої ритмічності, що пояснюється особливостями його конструкції. Водночас слід зазначити, що внаслідок теплової інерційності процесу та стабільності електричного режиму короточасні зміни продуктивності

Таблиця 5. Хронометраж зміни режимів під час дослідної плавки 2 (відповідно до рис. 6)

| Проміжок часу, хв | Режим процесу |
|-------------------|--|
| 0...6 | Стартовий режим. Електрична потужність прикладена до електрода |
| 7...34 | Переплав електрода 1. Двоконтурний режим. Розподіл потужності електрод/кристалізатор — приблизно 50/150 кВА. Продуктивність 70...80 кг/г |
| 35...39 | Зміна електрода |
| 40...79 | Переплав електрода 2. Двоконтурний режим. Розподіл потужності електрод/кристалізатор — приблизно 40...50/150 кВА. Продуктивність 50...70 кг/г |
| 80...84 | Зміна електрода |
| 85...154 | Переплав електрода 3. Двоконтурний режим. Співвідношенням потужності електрод/кристалізатор — приблизно 50...70/150 кВА. Продуктивність 100...110 кг/г |

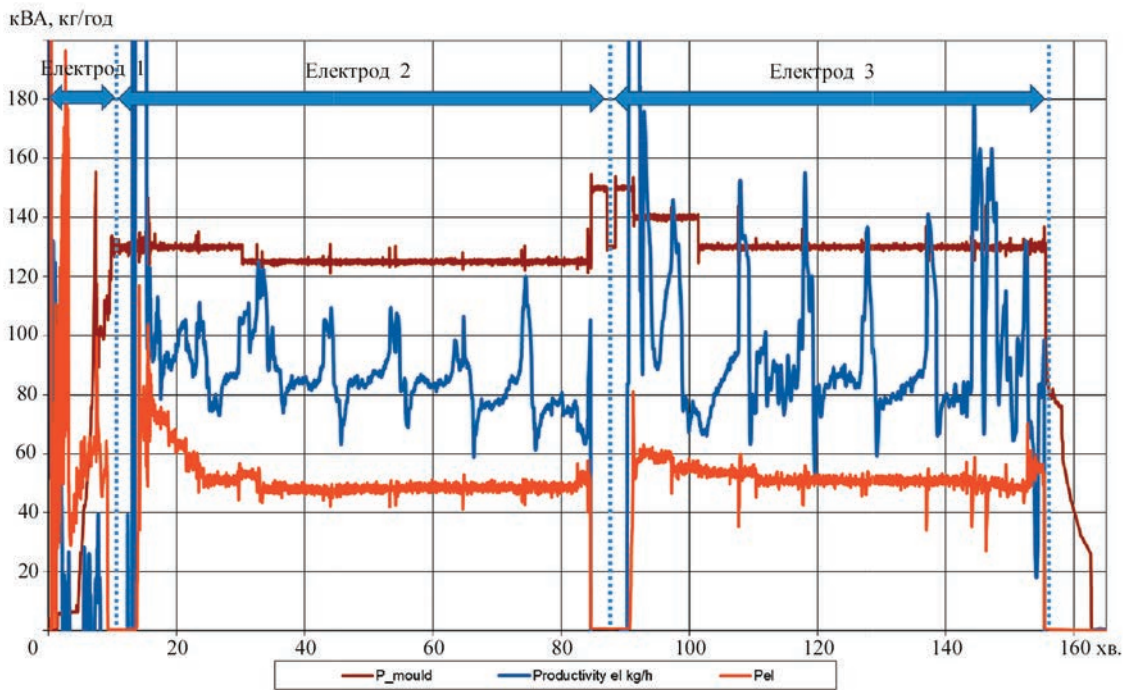


Рис. 7. Графік параметрів перебігу дослідної плавки 3: P_mould — потужність, підведена до струмопідвідної секції кристалізатора; Pel — потужність, підведена до електрода; Productivity el kg/h — продуктивність по електроду в кг/год

Таблиця 6. Хімічний склад металу дослідних зливків, мас. %

| Зразок | Al | Ti | Cr | Fe | Ni | Nb | Mo | W |
|--------|------|------|-------|------|--------|------|-----|-----|
| 1-1 | 0,65 | 1,01 | 33,5 | 0,47 | основа | 0,75 | 3,3 | 4,9 |
| 1-2 | 0,62 | 1,08 | 34,05 | 0,41 | →→ | 0,68 | 3,1 | 4,4 |
| 2-1 | 0,55 | 0,93 | 33,6 | 0,5 | →→ | 0,58 | 3,0 | 4,6 |
| 2-2 | 0,52 | 1,09 | 34,7 | 0,45 | →→ | 0,66 | 3,3 | 4,7 |

ті не вплинули на якість зливка. Це підтверджується виглядом поверхні дослідних зливків (рис. 5, в).

Отже, конструкція електрода безпосередньо впливає на стабільність процесу та рівень продуктивності електрошлакового переплаву. Водночас використання технології ЕШП ДС із струмопідвідним кристалізатором дозволяє значною мірою компенсувати дестабілізуючий вплив як непередбачених змін коефіцієнта заповнення в процесі переплаву, так і неоднорідностей електрода, забезпечуючи рівномірний і контрольований перебіг процесу.

Під час дослідної плавки 3 послідовно переплавили два електрода, конструкція яких повторювала третій електрод з другої плавки (рис. 5, а). Режими переплаву визначали на основі результатів попередньої плавки. Плавку починали сухим стартом із застосуванням графітового електрода для формування ванни рідкого шлаку в кристалізаторі, після чого увімкнули контур струмопідвідного кристалізатора і замінили графітовий електрод на витратний. Далі плавку проводили з підтриманням стабільного електричного режиму (рис. 7). Аналіз

графіка продуктивності показав чітку кореляцію зі структурою складеного електрода: короткочасні стрибки продуктивності виникали у моменти переходу між окремими зварними фрагментами.

З головної та донної частин отриманих зливків відібрано зразки для визначення їх хімічного складу методом рентгено-спектрального аналізу. Результати представлені в табл. 6: зразки 1-1 і 2-1 відповідають донній частині зливків, а 1-2 і 2-2 — головної.

Аналіз хімічного складу металу отриманих дослідних зливків (табл. 3) підтвердив повну відповідність вимогам до нікелевого сплаву ЕП648 згідно з ТУ 14-1-4103-86 (табл. 1). Дослідні зливки було передано у виробництво, де з них способом кування виготовили кільця. Готові вироби пройшли контроль якості та були допущені до подальшого використання за призначенням.

Таким чином, розроблена і випробувана в ході дослідження одностадійна технологія рециклінгу технологічних відходів нікелевого сплаву ЕП648 на основі процесу ЕШП забезпечує отримання

зливка, придатного для безпосереднього використання у виробничому циклі.

Висновки

Проведені експериментальні дослідження підтвердили можливість здійснення рециклінгу нікелевих сплавів за одностадійною схемою на основі технології ЕШП із застосуванням струмопровідного кристалізатора. Технологія ЕШП ДС із використанням струмопровідного кристалізатора дозволяє компенсувати дестабілізуючі фактори, пов'язані з неоднорідністю та змінною геометрією витратних електродів, а загальні енергетичні та технологічні характеристики процесу залишаються прийнятними для промислового застосування.

На установці ЕШП Р-951 детально досліджено особливості переплаву витратних електродів змінного перетину, сформованих із технологічних відходів нікелевого сплаву ЕП648 двох типів. Визначено раціональні параметри процесу, зокрема, оптимальний розподіл потужності між витратним електродом і струмопровідним кристалізатором на рівні 1/3, що забезпечує стабільність переплаву. Продуктивність переплаву у цих умовах становила близько 80 кг/год.

Аналіз хімічного складу металу отриманих зливок показав їх повну відповідність нормативним вимогам до сплаву ЕП648, що свідчить про ефективність розробленого підходу щодо збереження легувальних елементів навіть при використанні складених електродів. Визначено, що отримані шляхом рециклінгу зливки ЕШП придатні для безпосереднього використання у виробничому циклі.

Таким чином, випробувана технологія забезпечує повернення технологічних відходів нікелевого сплаву ЕП648 у виробничий цикл, що відкриває перспективи зниження собівартості продукції за рахунок більш раціонального використання дорогоцінних легуваних сплавів. Подальші дослідження доцільно спрямувати на вивчення впливу різних схем складання електродів на стабільність процесу та на розширення технології на інші марки нікелевих і високолегованих сплавів.

Список літератури/References

1. Branca, T., Colla, V., Algermissen, D. et al. (2020) Reuse and recycling of by-products in the steel sector: Recent achievements paving the way to circular economy and industrial symbiosis in Europe. *Metals*, 10(345). DOI: <https://doi.org/10.3390/met10030345>
2. Domenech, T., Bahn-Walkowiak, B. (2019) Transition towards a resource efficient circular economy in Europe: Policy lessons from the EU and the member states. *Ecological Economics*, 155, 7–19. Elsevier, Amsterdam. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ecolecon.2017.11.001>
3. Xie, J., Xia, Z., Tian, X., Liu, Y. (2023) Nexus and synergy between the low-carbon economy and circular economy: A systematic and critical review. *Environmental Impact Assessment Review*, 100, 107077. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.eiar.2023.107077>
4. Feng, H., Chen, L., Liu, X., Xie, Z. (2017) Construction design for an iron and steel production process based on the objectives of steel yield and useful energy. *Inter. J. of Heat and Mass Transfer*, 111, 1192–1205. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2017.04.096>
5. Watari, T., McLellan, B. (2024) Decarbonizing the global steel industry in a resource-constrained future — A systems perspective. *Philosophical Transact. of the Royal Society A*, 382(2284), 20230233. DOI: <https://doi.org/10.1098/rsta.2023.0233>
6. Diener, D.L., Tillman, A.M. (2016) Scrapping steel components for recycling — Isn't that good enough? Seeking improvements in automotive component end-of-life. *Resources, Conservation and Recycling*, 110, 48–60. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2016.03.001>
7. Wu, L., Liu, K., Mei, H. et al. (2022) Thermodynamics analysis and pilot study of reusing medium and high alloy steel scrap using induction melting and electroslag remelting process. *Metals*, 12(6), 944. DOI: <https://doi.org/10.3390/met12060944>
8. Varvara, D.A.I., Tintelecan, M., Aciu, C. et al. (2019) An assessment of the substance losses from charge composition used to the steelmaking — Key factor for sustainable steel manufacturing. *Procedia Manufacturing*, 32, 15–21. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2019.02.177>
9. Gandhewar, V.R., Bansod, S.V., Borade, A.B. (2011) Induction furnace — A review. *Inter. J. of Eng. and Techn.*, 3(4), 277–284.
10. Arh, B., Podgornik, B., Burja, J. (2016) Electroslag remelting: a process overview. *Materials and Technology*, 50(6), 971–978. DOI: <https://doi.org/10.17222/mit.2016.108>
11. Mitchell, A. (2008) Electroslag technology for aerospace alloys. *Advances in Electrometallurgy*, 4, 31–36 [in Russian].
12. Walek, J., Odehnalová, A., Kocich, R. (2024) Analysis of thermophysical properties of electroslag remelting and evaluation of metallographic cleanliness of steel. *Materials*, 17(18), 4613. DOI 10.3390/ma17184613
13. Biktagirov, F.K., Veretilnyk, O.V., Shapovalov, V.O. et al. (2021) Comparative indices of different methods of processing shavings of high-alloyed steels and alloys. *Suchasna Elektrometalurhiya*, 4, 11–15 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2021.04.01>
14. Kuskov, Yu.M., Ryabtsev, I.A., Kuzmenko, O.G., Lentyugov, I.P. (2020) *Electroslag technologies of surfacing and recycling of metal and metal-containing waste*. Kyiv, Interservice.
15. Mitchell, A. (2021) Electrode manufacture for the remelting processes. *Ironmaking & Steelmaking*, 48(5), 505–513, DOI: <https://doi.org/10.1080/03019233.2020.1855690>
16. Tsykulenko, A.K., Lantsmann, I.A., Medovar, L.B. et al. (2000) Two-circuit method of electroslag remelting consumable electrodes. *Advances in Special Electrometallurgy*, 3, 141–144.
17. Dong, Y., Jiang, Z., Cao, H. et al. (2016) Study of single-power, two-circuit ESR process with current-carrying mold. Development of the technique and its physical simulation. *Metallurgical and Materials Transact. B*, 47(6), 3575–3581. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11663-016-0813-8>
18. Medovar, L., Stovpchenko, G., Jianjun, G. (2024) State of the art of electroslag refining and challenges in the control of ingot cleanness. In: *Proc. of 12th Inter. Conf. on Molten*

- Slags, Fluxes and Salts MOLTEN 2024*. Brisbane, AusIMM, ID: P-04120-D5P7M3.
19. Medovar, L., Fedorovsky, B., Petrenko, V. (2005) ESR with two power sources and process control. In: *Proc. of Inter. Symp. on Liquid Metal Processing and Casting, Santa-Fe, New Mexico*, 131–135.
 20. Pedchenko, Ye., Medovar, L., Kostetsky, Yu. (2022) Electroslag remelting as a method of recycling non-compact high-speed steel tools. In: *Proc. of 31st Inter. Conf. on Metallurgy and Materials*. Brno, TANGER Ltd, 142–148. DOI: <https://doi.org/10.37904/METAL.2022.4455>
 21. Pedchenko, Ye.O., Petrenko, V.L., Kostetskyi, Yu.V. et al. (2025) Electroslag remelting of variable cross-section electrodes using a two-circuit scheme. In: *Proc. of the VII Inter. Conf. on Welding and Related Technologies WRT 2024*. Yaremche, CRC Press, 25–28. DOI: <https://doi.org/10.1201/9781003518518-5>
 22. Kuskov, Yu.M., Solovyov, V.G. (2018) Experimental study of slag and metal bath rotation during electroslag process in current-feeding mould. *Avtomaticheskaya Svarka*, 7, 41–43 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2018.07.07>
 23. Reitz J., Wietbrock B., Richter S. et al. (2011) Enhanced homogenization strategy by electroslag remelting of high-manganese TRIP and TWIP steels. *Advanced Eng. Materials*, 13(5), 395–399. DOI: <https://doi.org/10.1002/adem.201000322>

RECYCLING OF NICKEL ALLOYS BY ELECTROSLAG REMELTING

Yu.V. Kostetskyi, V.P. Petrenko, E.O. Pedchenko, G.O. Polishko, V.A. Zaitsev
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: y.kostetsky@paton.kiev.ua

The paper presents the results of experiments on recycling of nickel alloys through electroslag remelting (ESR) using a current supplying mould. The research was conducted in the P-951 furnace, where rational modes of remelting electrodes of a variable cross-section from nickel alloy waste were determined. The study confirmed the effectiveness of recycling technological waste of EP648 nickel alloy by electroslag remelting using a current-supplying mould. Optimal modes of remelting variable cross-section consumable electrodes were established to ensure process stability through rational power distribution between the electrode and the current-supplying mould. The chemical composition of the produced ingots met the regulatory requirements for the EP648 alloy, and the products made from these ingots successfully passed quality control. The developed single-stage recycling technology allows nickel alloy waste to be returned directly to the production cycle, demonstrating high practical potential for industrial application. The research results can be used to improve the existing metal waste recycling methods and to develop new approaches to processing nickel alloys waste. 23 Ref., 6 Tabl., 7 Fig.

Keywords: recycling, nickel alloy, electroslag remelting, dual-circuit ESR technology, current-supplying mould, ingot

Отримано 15.09.2025

Отримано у переглянутому вигляді 14.10.2025

Прийнято 12.11.2025

НОВА КНИГА



Ахонін С.В., Березос В.О., Брехін О.Г. Отримання високоміцних титанових сплавів методом електронно-променевої плавки. — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2025. — 128 с.

У монографії розглянуто особливості виробництва зливків складнолегованих сплавів титану методом електронно-променевої плавки. Досліджено механізми та закономірності поведінки легуючих елементів під час отримання зливків складнолегованих високоміцних сплавів титану методом електронно-променевої плавки з використанням проміжної ємності. З урахуванням виявлених залежностей на прикладі титанового сплаву ВТ9 запропоновано оптимальні технологічні режими отримання зливків складнолегованих сплавів титану методом електронно-променевої плавки, які забезпечують високий рівень якісних і техніко-економічних показників. Наведено характеристики хімічного складу, стану поверхні, макро- та мікроструктури зливків промислових і нових вітчизняних складнолегованих сплавів титану. Розглянуто питання деформаційної обробки отриманих сплавів і наведено механічні характеристики напівфабрикатів зі зливків, отриманих методом електронно-променевої плавки.

Для наукових та інженерно-технічних працівників, а також для студентів металургійних спеціальностей.

Бібліогр. 178, табл. 23, рис. 91.

ДОСЛІДЖЕННЯ ПОВЕДІНКИ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ПІД ЧАС ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ ВИСОКОХРОМИСТОЇ БОРВМІСНОЇ СТАЛІ

Ю.В. Костецький, Є.О. Педченко, В.П. Петренко, Г.О. Полішко, В.А. Зайцев, Д.І. Трикозенко

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

Представлено результати дослідження у лабораторних умовах поведінки легувальних елементів у високохромистій борвмісній сталі під час електрошлакового переплаву із використанням безкремністих флюсів. Вивчено вплив складу шлаку та окисного потенціалу атмосфери на втрати елементів. Захист плавильного простору аргоном в процесі електрошлакового переплаву дозволив суттєво знизити втрати металом бору та інших активних елементів. Показано, що переплав із застосуванням безкремністого флюсу 33 % CaF_2 – 33 % CaO – 33 % Al_2O_3 – 1 % V_2O_5 у поєднанні із захистом плавильного простору аргоном забезпечує стабільність вмісту в металі нікелю, молібдену, кобальту та ніобію, але супроводжується втратами марганцю, хрому, кремнію та бору. Додавання 1 % оксиду бору до шлаку зменшило втрати бору металом удвічі. Встановлено, що нестабільний електричний режим переплаву призводить до зростання втрат елементів, схильних до окиснення. Отримані результати можуть бути використані для оптимізації складу шлаків і режимів переплаву з метою мінімізації втрат легувальних елементів у борвмісних сталях під час електрошлакового переплаву. Бібліогр. 13, табл. 2, рис. 3.

Ключові слова: електрошлаковий переплав, борвмісна сталь, безкремністий флюс, окиснення домішок, хімічний склад металу

Вступ. Додавання невеликих кількостей бору до складу жароміцних корозійностійких високолегованих сталей розглядається як ефективний підхід до підвищення їх механічних властивостей [1, 2]. Бор у малих концентраціях стабілізує карбіди та сповільнює ріст зерна, що сприяє збереженню дрібнозернистої структури і підвищенню тривалості міцності [3]. Водночас у процесі виробництва необхідно забезпечувати утримання бору у вузькому цільовому діапазоні, оскільки відхилення від оптимального вмісту може зумовити деградацію механічних та експлуатаційних характеристик сталі.

Бор у сталях є елементом, схильним до ліквідації, оскільки має дуже малу розчинність у фериті та аустеніті й низький коефіцієнт розподілу між твердою та рідкою фазами ($k < 0,05$) [1, 4]. У процесі кристалізації він концентрується у залишковому розплаві, що призводить до локального збагачення й утворення боридних фаз у кінцевих ділянках затвердіння. Це може спричинити зниження пластичності та в'язкості. Тому в жароміцних і конструкційних сталях вміст бору зазвичай обмежують (0,005...0,02 %) та компенсують ліквідацію легуванням елементами, які зв'язують бор у стабільні сполуки.

Електрошлаковий переплав є провідним методом отримання високоякісних сталевих злитків, який майже повністю усуває прояви грубої макросегрегації та усадкових дефектів у великих сталевих злитках, забезпечує кращу мікроструктуру металу, меншу кількість, розміри та більш рівномірне розподілення неметалевих включень, ніж у литих

злитках [5, 6]. Однак в процесі переплаву легованих сталей виникають певні труднощі з точки зору забезпечення цільового хімічного складу злитка. Під час електрошлакового переплаву можливе окиснення компонентів сплаву з високою спорідненістю до кисню — Al, B, Si, Nb та Mn. Ці особливості слід враховувати при виборі шлакової системи для електрошлакового переплаву. Хімічний склад шлаку визначає характер і напрямок протікання фізико-хімічних процесів та характеристики неметалевих включень. Фізичні властивості шлаку також впливають на формування поверхні злитка. Отже, рідкий шлак відіграє провідну роль у формуванні металургійних властивостей злитка, отриманого в процесі електрошлакового переплаву [5].

Вплив хімічного складу шлаків та його властивостей на якість злитків ЕШП був предметом чисельних досліджень [6–10]. Для переплаву хромо-молібденових сталей зазвичай використовують шлаки системи CaF_2 – CaO – Al_2O_3 – SiO_2 (– MgO) [11].

Одним з ефективних способів зменшення втрат хімічно активних елементів, розчинених в металі, під час електрошлакового переплаву є додавання до складу шлаку певної кількості сполук, що беруть участь у відповідних окислювально-відновних реакціях. Основна ідея полягає у підтриманні під час плавки рівноваги між окисно-відновними реакціями у системі метал–шлак. За таких умов концентрація хімічно активних елементів в металі злитка залишається стабільною.

Ю.В. Костецький — <https://orcid.org/0000-0003-0742-0684>, Є.О. Педченко — <https://orcid.org/0000-0002-8824-4389>,

В.П. Петренко — <https://orcid.org/0000-0003-2440-1901>, Г.О. Полішко — <https://orcid.org/0000-0001-7543-280X>,

В.А. Зайцев — <https://orcid.org/0000-0003-2498-8191>, Д.І. Трикозенко — <https://orcid.org/0009-0008-7858-7581>

Однак забезпечення рівноваги окисно-відновних реакцій у системі шлак–метал під час переплаву борвмісних легованих сталей є складним завданням. Зокрема, оксид кремнію шлаку здатен реагувати з розчиненим у металі бором за реакцією [12]:



Відповідно до рівняння хімічної реакції (1) для рівноважної концентрації бору в металі можна записати таке співвідношення:

$$\ln[\% \text{B}] = \frac{1}{4} \times \left(\ln \frac{a^2_{(\text{B}_2\text{O}_3)}}{a^3_{(\text{SiO}_2)}} + 3 \ln[\% \text{Si}] + 3 \ln f_{\text{Si}} - 4 \ln f_{\text{B}} + \frac{\Delta G^\circ}{RT} \right), \quad (2)$$

де a_i — активність компонента i в шлаковій фазі; f_i — коефіцієнт активності компонента i в металевій фазі по відношенню до стандартного стану 1 мас. %; ΔG° — стандартна зміна енергії Гіббса реакції (1), Дж/моль; T — абсолютна температура, К.

Зі співвідношення (2) випливає, що відношення активностей B_2O_3 і SiO_2 у шлаку регулює розподіл бору між металом і шлаком. Додавання певної кількості оксиду бору до складу шлаку може запобігти його втраті металом. Зі співвідношення (2) наочно випливає, що зменшення активності оксиду кремнію в шлаку сприяє підвищенню рівноважної концентрації бору в металі. Відповідно, шлак із високою основністю та низькою активністю SiO_2 є вигідним з точки зору зменшення втрат бору металом під час переплаву. Як показують результати досліджень, підвищена основність шлаку також сприяє зменшенню втрат Mn та Nb через окиснення [8, 12]. Надмірна концентрація оксиду кремнію в шлаку сприяє зростанню окисненості в системі метал–шлак внаслідок розвитку реакції окиснення алюмінію металу:



Таким чином, для зменшення втрат бору у хімічному складі шлаку необхідно мінімізувати вміст SiO_2 та додавати B_2O_3 .

Метою дослідження було експериментальне визначення втрати бору та інших легувальних елементів внаслідок окиснення під час електрошлакового переплаву високохромистої борвмісної сталі із застосуванням безкремністих флюсів.

Методика досліджень. Дослідні плавки проводили на лабораторній установці електрошлакового переплаву типу УШ-114, яка дозволяє виплавляти дрібні злитки з дотриманням вимог сучасної технології. Джерелом живлення установки слугував однофазний зварювальний трансформатор ТШС-3000-1 зі ступінчатим регулюванням вторинної напруги.

Під час дослідних плавок на установці УШ-114 здійснювали електрошлаковий переплав литих електродів діаметром 40 мм та довжиною близько 700 мм, виготовлених із високохромистої сталі експериментального складу, отриманої індукційною плавкою. Вивчали вплив умов переплаву на втрати легувальних елементів внаслідок окиснення під час переплаву. Для цього проводили серію плавок із використанням безкремністих флюсів двох типів: флюсу на основі чистого CaF_2 , який моделював флюс типу АНФ-1, та комплексного флюсу складу 33 % CaF_2 — 33 % CaO — 33 % Al_2O_3 (із додаванням 1 % B_2O_3).

Флюс АНФ-1, який не менше ніж на 90 % складається з CaF_2 , традиційно застосовують для електрошлакового переплаву високолегованих сталей з підвищеним вмістом Cr, Ni та інших легуючих компонентів (аустенітні та жароміцні марки) [5]. Через відсутність активних оксидів (крім незначної частки CaO) флюс АНФ-1 характеризується низькою кисневою активністю. В умовах даного дослідження вміст домішок оксидів було мінімізовано завдяки використанню чистого фториду кальцію.

Флюси системи CaF_2 – CaO – Al_2O_3 із практично рівним вмістом основних оксидів також застосовують під час електрошлакового переплаву жароміцних легованих сталей (Cr–Ni, Cr–Mo) та нікелевих сплавів типу Інконель, оскільки він ефективно запобігає втратам Al і Ti та забезпечує стабільний тепловий режим [8].

Електрошлаковий переплав дослідного металу проводили за прямою схемою у нерухомий кристалізатор з внутрішнім діаметром 50 мм при коефіцієнті заповнення 0,64 (рис. 1). Усі плавки починали твердим стартом. Для зменшення окисного впливу атмосфери в плавильний простір (у зазор між електродом і кристалізатором) крізь кільцевий розподільник подавали аргон.

Після завершення плавок здійснювали візуальну оцінку якості поверхні отриманих злитків. Зразки для хімічного аналізу відбирали з центральної частини злитка на відстані близько 10 мм від його верхньої торцевої поверхні. Хімічний склад визначали методом спектрального аналізу шляхом порівняння отриманих показників із відповідним еталоном.

Результати досліджень та їх обговорення. На першому етапі дослідження було проведено дві лабораторні плавки під флюсом з чистого CaF_2 за різних умов. Плавку 1 виконували без подавання аргону, тоді як плавку 2 — із захистом плавильного простору аргонном. Витрата флюсу на кожній плавці становила 0,25 кг.

Також було здійснено три дослідні плавки з флюсом 33 % CaF_2 — 33 % CaO — 33 % Al_2O_3 (плавки 3–5). На плавках 4 і 5 до складу флюсу до-

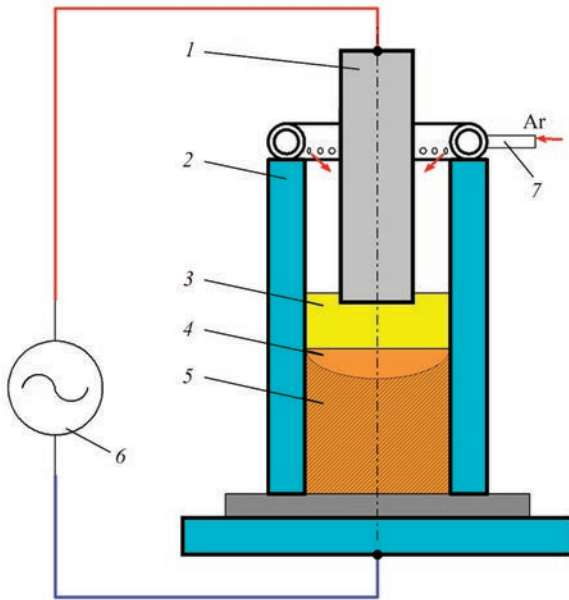


Рис. 1. Схема здійснення електрошлакового переплаву під час експериментів: 1 — електрод; 2 — кристалізатор; 3 — шлакова ванна; 4 — металева ванна; 5 — зливоч; 6 — джерело живлення; 7 — подача аргону

давали 1 % оксиду бору (B_2O_3). Витрата флюсу на плавках 3 і 4 складала 0,2 кг, на плавці 5 — 0,14 кг.

На рис. 2 представлено зовнішній вигляд злитків, отриманих після електрошлакового переплаву під зазначеними флюсами.

У табл. 1 представлені результати хімічного аналізу металу дослідних злитків першої серії плавоч. На рис. 3 показано відносні зміни вмісту елементів у металі порівняно з їх початковими концентраціями, що розраховані за даними табл. 1.

Дані плавоч 1 і 2 наочно демонструють вплив захисту плавильного простору аргонем на окисні втрати легувальних елементів під час переплаву. Переплав дослідного металу під флюсом на основі CaF_2 із подачею аргону супроводжувався зменшенням відносних втрат марганцю на 40 %, а бору — практично повністю. Вміст кремнію на обох плавках залишався незмінним, тоді як втрати молібдену та хрому були однаковими. Певною мірою нелогічними виглядають дані щодо відносних втрат ніобію та нікелю: на другій плавці вони дещо зросли, проте загалом не перевищили 10 %. На нашу думку, це зумовлено недосконалістю застосованої методики захисту плавильного простору від окисного впливу атмосферного повітря.



Рис. 2. Зовнішній вигляд злитків ЕШП, отриманих під флюсом з CaF_2 (а) та флюсом 33 % CaF_2 — 33 % CaO — 33 % Al_2O_3 (б)

Варто зазначити, що за зниженого окисного впливу атмосферного повітря та відсутності Al_2O_3 й SiO_2 у шлаку втрат бору під флюсом CaF_2 не зафіксовано навіть без додавання B_2O_3 до шлаку (плавка 2). Водночас якість поверхні злитків, отриманих під таким флюсом, виявилася вкрай незадовільною (рис. 2, а). Фторидкальцієвий шлак характеризується досить високою електропровідністю (близько $5,5 \text{ (Ом}\cdot\text{см)}^{-1}$ при $1650 \text{ }^\circ\text{C}$), що ускладнює нагрівання шлакової ванни до високої температури. Окрім того, для нього характерний малий інтервал кристалізації та температура плавлення близько $1400 \text{ }^\circ\text{C}$.

Звичайно робити однозначні висновки щодо поведінки легувальних елементів у системі метал–фторидний флюс на основі лише двох плавоч є не коректним. Проте отримані результати демонструють певні тенденції й свідчать про доцільність подальших досліджень у цьому напрямі.

У цій роботі основну увагу приділено вивченню особливостей зміни хімічного складу металу під час електрошлакового переплаву із застосуванням безкремністого флюсу складу 33 % CaF_2 — 33 % CaO — 33 % Al_2O_3 . На рис. 3, б наведено дані щодо відносної зміни вмісту елементів у металі після електрошлакового переплаву дослідного металу під цим флюсом без додавання (плавка 3) та з додаванням 1 % оксиду бору B_2O_3 (плавки 4, 5) до його складу. За таких умов найбільш суттєві зміни вмісту спостері-

Таблиця 1. Результати хімічного аналізу металу електроду та злитків першої серії плавоч, мас. %

| Плавка | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | Co | Nb | B | S |
|----------|------|------|------|------|------|-------|------|------|-------|-------|
| Електрод | 0,16 | 0,42 | 0,42 | 12,0 | 0,40 | 0,057 | 1,00 | 0,72 | 0,05 | 0,017 |
| 1 | 0,17 | → | 0,37 | 11,8 | → | 0,056 | → | 0,70 | 0,04 | → |
| 2 | 0,16 | → | 0,39 | → | 0,39 | → | → | 0,68 | 0,05 | 0,015 |
| 3 | 0,17 | 0,37 | 0,40 | 12,0 | → | 0,055 | → | 0,63 | 0,022 | 0,011 |
| 4 | → | 0,32 | 0,42 | 11,3 | 0,34 | 0,050 | 0,94 | 0,57 | 0,034 | 0,013 |
| 5 | 0,16 | 0,38 | 0,40 | 11,7 | 0,40 | 0,055 | 1,00 | 0,64 | 0,036 | 0,015 |

гаються для бору. Додавання оксиду бору в шлак до 1 % майже в два рази зменшило втрати бору металом під час переплаву, хоча повністю їх і не усунуло.

Водночас результати плавки 4 помітно відрізняються від показників плавки 3 і 5 за вмістом кремнію, хрому, нікелю, молібдену та кобальту, що, найбільш ймовірно, зумовлено нестабільним електричним режимом переплаву за підвищеної потужності, який мав місце під час цієї плавки. Тому її результати можуть використовуватись для аналізу лише обмежено. Варто зазначити, що умови плавки 3 та 5 відрізнялися не тільки наявністю оксиду бору у складі шлаку, а й витратою флюсу (0,20 та 0,14 кг відповідно). Зменшення витрати флюсу на 30 % обумовило лише незначне зменшення відносних втрат деяких домішок в межах 2...3 %.

Наступні шість дослідних плавки (табл. 2) виконані з використанням флюсу складу 33 % CaF₂ — 33 % CaO — 33 % Al₂O₃ — 1 % V₂O₅ за схемою, коли шлак попередньої плавки застосовували в наступній із додаванням свіжого флюсу лише для компенсації втрат. При цьому загальна витрата флюсу на плавку залишалася сталою й становила 0,15 кг. Плавка 2.4 з цієї серії через технічні обставини відбувалась за нестабільного електричного режиму.

Результати хімічного аналізу металу дослідних злитків наведено в табл. 2. Отримані дані свідчать, що характер зміни хімічного складу металу після переплаву відносно складу електродного металу для всіх дослідних плавки є приблизно однаковим з урахуванням точності методики визначення. При цьому вміст нікелю, кобальту та ніобію практично не зазнає змін.

Примітно, що у попередній серії плавки (плавки 3–5) втрата ніобію під флюсом такого самого складу була помітною. У той час, як у другій серії плавки, його вміст у металі злитків близький до вихідного (0,68...0,73 %). Концентрація молібдену, як і в першій серії плавки, зменшується не суттєво (з 0,059 до 0,056...0,058 %). Концентрація кремнію в металі після переплаву зменшується до 0,37...0,41 % внаслідок його окиснення киснем атмосфери.

Найбільші втрати спостерігаються для марганцю, хрому та бору. Вміст марганцю зменшується приблизно на 11 %, а хрому — на 6 %, що зумовлено їхньою високою схильністю до окиснення шлаком з підвищеною основністю. Порівняно з іншими

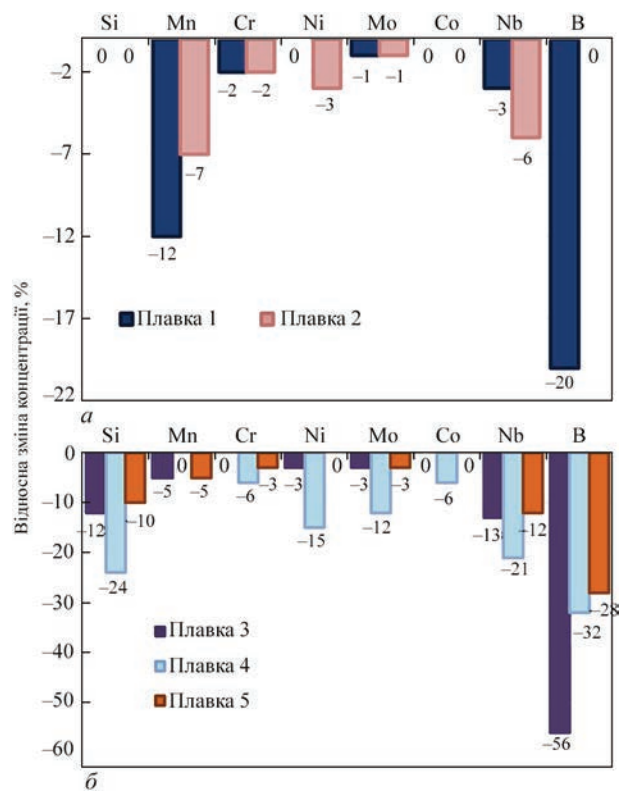


Рис. 3. Зміни концентрації елементів в металі відносно початкової після переплаву під флюсом з CaF₂ (а) і флюсом CaO–Al₂O₃ (б), розраховані за даними табл. 1

домішками відносні втрати бору є найбільшими й сягають близько 15 %. Однак це значно менше, ніж у плавках першої серії. Бор активно реагує з киснем і компонентами шлаку, переходячи у нього у вигляді оксидних та боратних сполук [13].

Після переплаву також зафіксовано зниження вмісту сірки в металі. При цьому на першій плавці цієї серії із повністю свіжим флюсом ступінь десульфурації була найбільшою і становила 31 %. Для решти плавки цей показник не перевищував 6 %, що зумовлено повторним використанням флюсу від попередньої плавки, вже частково насиченого сіркою. Водночас концентрація фосфору залишається практично незмінною, оскільки відновні умови переплаву не сприяють його видаленню.

Для плавки 2.4 (табл. 2), проведеної за умов нестабільного електричного режиму, зафіксовано більші, порівняно з іншими плавками серії, втрати Nb і В, що свідчить про інтенсифікацію окисних процесів у разі порушення стабільності переплаву.

Таблиця 2. Результати хімічного аналізу металу електродів та злитків другої серії плавки

| Плавка | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | Co | Nb | B | S | P |
|----------|------|------|------|------|------|-------|------|------|-------|-------|-------|
| Електрод | 0,16 | 0,42 | 0,41 | 12,7 | 0,42 | 0,059 | 0,65 | 0,71 | 0,11 | 0,016 | 0,022 |
| 2.1 | —» | 0,41 | 0,37 | 11,9 | 0,41 | 0,058 | 0,64 | —» | 0,098 | 0,011 | 0,021 |
| 2.2 | —» | 0,37 | —» | 12,0 | —» | —» | 0,66 | —» | 0,093 | 0,015 | 0,022 |
| 2.3 | 0,18 | —» | —» | 12,1 | 0,42 | —» | —» | 0,73 | 0,092 | 0,015 | 0,021 |
| 2.4 | 0,16 | 0,39 | 0,36 | 11,9 | 0,41 | 0,056 | 0,69 | 0,68 | 0,087 | —» | 0,022 |
| 2.5 | —» | 0,41 | 0,37 | 11,8 | —» | 0,057 | 0,65 | 0,72 | 0,095 | —» | —» |
| 2.6 | —» | 0,40 | 0,35 | 11,9 | 0,40 | 0,056 | 0,66 | 0,70 | 0,091 | 0,016 | —» |

Висновки

1. Проведені лабораторні дослідження електрошлакового переплаву високохромистої борвмісної сталі показали, що застосування безкремністого флюсу складу 33 % CaF₂ — 33 % CaO — 33 % Al₂O₃ — 1% B₂O₃ у поєднанні із захистом плавильного простору аргонном забезпечує відносну стабільність вмісту нікелю, молібдену, кобальту та ніобію в металі. Водночас спостерігаються втрати марганцю, хрому, кремнію та бору. Додавання 1 % оксиду бору до складу шлаку зменшує втрати бору металом удвічі, хоча повністю їх не усуває.

2. Проведення переплаву під флюсом із чистого CaF₂ із захистом аргонном практично усуває втрати бору та кремнію, а втрати інших легувальних елементів не перевищують 7 %. Проте якість поверхні отриманих злитків у цьому випадку є незадовільною.

3. Нестабільний електричний режим під час переплаву призводить до зростання втрат елементів, схильних до окиснення, зокрема бору та ніобію.

4. Отримані результати свідчать про доцільність подальших досліджень щодо оптимізації складу шлаків та режимів переплаву для мінімізації втрат легувальних елементів, особливо бору, під час електрошлакового переплаву борвмісних сталей.

Список літератури/References

- Sharma, M., Ortlepp, I., Bleck, W. (2019) Boron in heat-treatable steels: A review. *Steel Research Inter.*, 90(11), 1900133. DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.201900133>
- Dudova, N. (2022) 9–12 % Cr heat-resistant martensitic steels with increased boron and decreased nitrogen contents. *Metals*, 12(7), 1119. DOI: <https://doi.org/10.3390/met12071119>
- Abe, F. (2011) Effect of boron on microstructure and creep strength of advanced ferritic power plant steels. *Process Eng.*, 10, 94–99. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.pro-eng.2011.04.018>
- Zhang, D., Wang, X., Li, Y. (2023) Influence of boron segregation on the hot ductility of T23 steel CGHAZ. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, 28(9), 875–884. DOI: <https://doi.org/10.1080/13621718.2023.2245588>
- Lutyi, I.Yu., Latash, Yu.V. (1982) *Electroslag melting and refining of metal*. Ed. by B.E. Paton. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
- Medovar, B.I., Tsykulenko, A.K., Shevtsov, V.L. et al. (1986) *Metallurgy of electroslag process*. Ed. by B.E. Paton. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
- Li, S.J., Cheng, G.G., Yang, L. et al. (2017) Thermodynamic model to design the equilibrium slag compositions during electroslag remelting process: Description and verification. *ISIJ Inter.*, 57, 713–722. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-655>
- Duan, S.C., Park, J.H. (2022) Comparison of oxidation behavior of various reactive elements in alloys during electroslag remelting (ESR) process: An overview. *ISIJ Inter.*, 62(8), 1561–1572. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-655>
- Medina, S.F., Cores, A. (1993) Thermodynamic aspects in the manufacturing of microalloyed steels by the electroslag remelting process. *ISIJ Inter.*, 33(12), 1244–1251. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.33.1244>
- Mitchell, A. (1981) The chemistry of ESR slags. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 20(1), 101–112. DOI: <https://doi.org/10.1179/cmqr.1981.20.1.101>
- Peng, L., Jiang, Z., Geng, X. (2019) Design of ESR slag for remelting 9CrMoCoB steel under simple protective Ar gas. *Metals*, 9, 1300, 1–13. DOI: <https://doi.org/10.3390/met9121300>
- Duan, S.C., Lee, M.J., Kim, D.S., Park, J.H. (2022) Oxidation behavior of boron in 9CrMoCoB steel by CaF₂-CaO-Al₂O₃-SiO₂-B₂O₃ electroslag remelting (ESR) type slag. *J. of Materials Research and Technology*, 17, 574–585. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.033>
- Kuskov, Yu.M., Ryabtsev, I.A., Kuzmenko, O.G., Lentyugov, I.P. (2020) *Electroslag technologies of surfacing and recycling of metal and metal-containing waste*: Monograph. Ed. by I.A. Ryabtsev. Kyiv, Interservice [in Russian].

INVESTIGATION OF THE BEHAVIOR OF ALLOYING ELEMENTS DURING ELECTROSLAG REMELTING OF HIGH-CHROMIUM BORON-CONTAINING STEEL

Yu.V. Kostetskyi, E.O. Pedchenko, V.P. Petrenko, G.O. Polishko, V.A. Zaitsev, D.I. Trykozenko
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: y.kostetsky@paton.kiev.ua

The paper presents the results of laboratory studies on the behavior of alloying elements in a high-chromium boron steel during electroslag remelting with silicon-free fluxes. The influence of slag composition and atmospheric oxidation potential on element loss was examined. Protecting the melting space with argon during electroslag remelting allowed significantly reducing boron and other active element losses. Remelting with a silicon-free flux containing 33 % CaF₂, 33 % CaO, 33 % Al₂O₃, and 1 % B₂O₃, combined with argon protection of the melting space, was shown to stabilize the content of nickel, molybdenum, cobalt, and niobium in the metal. However, this process results in losses of manganese, chromium, silicon, and boron. Adding 1 % boron oxide to the slag reduced boron losses in the metal by half. An unstable electrical mode of remelting was found to increase the loss of elements prone to oxidation. These results can be used to optimize the slag composition and the remelting modes to minimize the loss of alloying elements in boron-containing steels during electroslag remelting. 13 Ref., 2 Tabl., 3 Fig.

Keywords: electroslag remelting, boron-containing steel, silicon-free flux, oxidation of impurities, chemical composition of metal

Отримано 15.09.2025

Отримано у переглянутому вигляді 14.10.2025

Прийнято 17.11.2025

ОГЛЯД ПРОЦЕСІВ ОДЕРЖАННЯ ЗАЛІЗА ШЛЯХОМ ЕЛЕКТРОЛІЗУ

В.О. Шаповалов, Д.М. Жиров, Ф.К. Біктагіров, О.В. Гнатушенко, В.В. Барабаш, А.П. Ігнатов

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: biktagirfk@ukr.net

У зв'язку з нагальною потребою декарбонізації металургійного виробництва особливого значення набуває розроблення безвуглецевих технологій відновлення заліза. Зазначено, що використання водню у якості відновника з тих чи інших причин, у тому числі пов'язаних з вартістю та питаннями безпеки, на даний час для отримання заліза з рудної сировини практично не застосовується. Роботи у даному напрямку знаходяться на стадії досліджень. Більш привабливими в цьому відношенні є електролітичні методи вилучення заліза з його оксидів, що перебувають на різних стадіях наукових досліджень та технологічного впровадження. Розглянуто особливості основних процесів електролітичного відновлення заліза з рудної сировини, зокрема високотемпературні технології Molten Oxide Electrolysis та ULCOLYSIS, а також низькотемпературні процеси ULCOWIN і SIDERWIN. У перших як електроліт використовується оксидний розплав з оксидів кремнію, алюмінію та магнію при температурі 1550...1600 °С, у нього подається оксид заліза і при проходженні струму відбувається виділення на катоді заліза, а на аноді — кисню. Проведеними дослідженнями встановлені основні технологічні параметри такого процесу, як склад оксидного розплаву, сила струму і напруга, оптимальний вміст оксиду заліза. Незважаючи на труднощі з вибором матеріалів стійких при високих температурах для реактора та електродів, технологія з лабораторних досліджень пройшла у стадію дослідно-промислового виробництва. Низькотемпературний електроліз оксиду заліза проводиться при температурі 100...110 °С у лужному середовищі. Ця технологія має нижчу продуктивність порівняно з високотемпературною, але її перевагою є менші витрати електроенергії, а також капітальні та експлуатаційні витрати. У теперішній час проводяться інтенсивні роботи по вдосконаленню процесу з перспективою будівництва заводу для виробництва заліза шляхом низькотемпературного електролізу. Бібліогр. 18, табл. 1, рис. 4.

Ключові слова: викиди CO₂, водень, зелені технології, електроліз заліза, Molten Oxide Electrolysis, ULCOWIN, ULCOLYSIS, SIDERWIN

Вступ. Виробництво чавуну та сталі є одним із найбільших джерел глобальних викидів вуглекислого газу, на яке припадає близько 7 % усіх антропогенних викидів CO₂. Основною причиною цього є використання вуглецю як відновника заліза з оксидів [1]. Сьогодні доменне виробництво залишається домінуючим способом одержання сталі з залізорудної сировини. Залізо відновлюється у доменній печі з утворенням чавуну, який далі переробляється в сталь, переважно у кисневому конверторі. Через технологічні особливості цих процесів суттєве зниження викидів CO₂ в їх умовах є практично неможливим.

Значне скорочення викидів CO₂ у чорній металургії можливе лише за умови використання відновника, що не містить вуглецю. Найперспективнішим з огляду на доступність, екологічність, вартість та ефективність відновлення заліза є водень.

Існує кілька основних способів одержання водню, кожен з яких має свої переваги, недоліки й перспективи застосування. Ці методи відрізняються за джерелами сировини, енергетичними витратами, рівнем викидів вуглекислого газу та рівнем зрілості технології.

Найпоширенішим на сьогодні є метод отримання водню шляхом парової конверсії метану або так званій сірий водень [2]. Він полягає в тому, що метан із природного газу реагує з водяною парою при високій температурі, утворюючи водень та вуглекислий газ. Цей процес є економічно вигідним і добре відпрацьованим у промисловості, але має суттєвий недолік — супроводжується великими викидами CO₂, що робить його неприйнятним з екологічної точки зору.

Варіантом цієї технології є синій водень [3] — той же паровий риформінг метану, але з уловлюванням та зберіганням вуглекислого газу. Це дозволяє знизити викиди, проте не усунути їх повністю. Крім того, синій водень залежить від інфраструктури для транспортування та зберігання CO₂, що підвищує загальну вартість процесу.

Найекологічнішим способом вважається так званій зелений водень [4], що одержується шляхом електролізу води, тобто розщеплення молекул H₂O під дією електричного струму. Якщо електроенергія при цьому надходить із відновлюваних джерел, таких як вітер або сонце, то процес не має жодних викидів парникових газів. Проте основним недоліком зеленого водню є його висока

В.О. Шаповалов — <https://orcid.org/0000-0003-1339-3088>, Д.М. Жиров — <http://orcid.org/0000-0002-9435-8075>,
Ф.К. Біктагіров — <https://orcid.org/0000-0001-7843-4261>, О.В. Гнатушенко — <https://orcid.org/0000-0002-0328-0875>,
В.В. Барабаш — <https://orcid.org/0000-0001-8138-3565>, А.П. Ігнатов — <https://orcid.org/0009-0004-4738-8476>

собівартість, зумовлена дорогими електролізерами та вартістю електроенергії.

Ще один перспективний метод — піроліз метану [5]. У цьому випадку метан розщеплюється термічно без участі кисню, що дозволяє уникнути утворення CO_2 . Натомість утворюється водень і твердий вуглець, який можна зберігати або використовувати як сировину. Цей метод потенційно може бути ефективним і екологічним, але він ще перебуває на ранній стадії впровадження, і його масштабування потребує додаткових розробок.

Водень також можна отримувати з вугілля [6] або біомаси [7] шляхом газифікації, внаслідок якої утворюється синтез-газ (суміш H_2 і CO), з якого потім можна виділити водень. Такий метод дозволяє використовувати доступну сировину, однак супроводжується високими викидами CO_2 і вимагає складного очищення отриманого газу.

Таким чином, кожен спосіб має свої переваги і недоліки. Методи, які дозволяють повністю уникнути викидів CO_2 , є найбільш дорогими. Через це відбувається пошук екологічно чистих технологічних схем одержання заліза з рудної сировини без використання водню. У цьому відношенні такими можуть бути електролітичні методи вилучення заліза з його оксидів.

Аналіз методів електролітичного одержання заліза з залізорудної сировини. Виробництво заліза шляхом електролізу є перспективним напрямом, який дозволяє значно знизити викиди CO_2 порівняно з традиційними методами, які базуються на використанні вуглецю. Існує кілька підходів до електролітичного виробництва заліза, які перебувають на різних стадіях досліджень та впроваджень.

Однією з найбільш перспективних і близьких до промислового впровадження є технологія Molten Oxide Electrolysis (МОЕ), яка розробляється у Масачусетському технологічному інституті [8–11]. Вона ґрунтується на електрохімічному розкладанні оксидів заліза в розплавленому електроліті при температурі близько 1550°C . У цьому процесі залізна руда розчиняється в оксидному шлаку (SiO_2 –

Al_2O_3 – MgO – CaO) і під дією електричного струму відновлюється на катоді до рідкого металевого заліза, тоді як на аноді виділяється кисень. Розплавлені оксидні системи, які можуть виконувати роль електроліту, мають низку переваг. Вони забезпечують високу концентрацію іонів Fe^{2+} , яка значно перевищує показники у традиційних водних або соляних електролітах. Втім висока температура висуває надзвичайні вимоги до вибору матеріалів як для реактора, так і для електродів.

Було проведено дослідження з метою визначення оптимальної концентрації оксиду заліза у силікатному шлаку, яка забезпечує найкращу продуктивність [11]. Використовувався розплав з оксидів кремнію, алюмінію та магнію з відношенням базових компонентів SiO_2 — 66 %, Al_2O_3 — 20 % та MgO — 14 %, який має температуру плавлення близько 1400°C . До нього додавали до 10 % Fe_3O_4 та встановили, що зі зростанням концентрації оксидів заліза в розплаві підвищується питома електропровідність електроліту, що сприяє зниженню омичного опору і підвищенню ефективності процесу (рис. 1). При вмісті оксидів заліза до 7,5 % є перепони, пов'язані з масопереносом іонів Fe^{2+} до катода, що обмежує густину струму. Натомість, за концентрації понад 7,5 %, швидкість обмежується електродною кінетикою, а не масопереносом, що дозволяє досягти більш стабільного і потужного процесу (рис. 2). Тобто для промислового отримання рідкого заліза методом електролізу із розплавлених оксидів бажано підтримувати концентрацію оксидів заліза понад 7,5 %. Це дозволяє уникнути масопереносних обмежень, досягти густини струму до $1,4 \text{ A/cm}^2$ і зберегти анодну ефективність. У діапазоні напруг $1,0 \dots 1,5 \text{ В}$ процес відбувається ефективно. Нижня межа відповідає розкладанню оксиду заліза, тоді як вища межа визначена розкладанням SiO_2 , що є небажаним.

Проблемою залишається вибір інертного аноду — матеріалу, який міг би стабільно працювати при високих температурах, не вступаючи в хімічну реакцію з киснем. Графіт, який традиційно використовується при електролізі алюмінію, тут є неприйнятним, бо призводить до утворення CO_2 , що суперечить меті процесу. Перспективними вважаються оксидні аноди або сплави на основі іридію чи хрому. Іридієвий анод поводить себе як інертний, тобто не розчиняється у розплаві, не вступає у небажані хімічні реакції та зберігає свою механічну цілісність навіть за екстремальних умов. Виявлено, що поверхня анода частково окислюється з утворенням оксидів, які при високій температурі далі розкладаються, звільняючи кисень і залишаю-

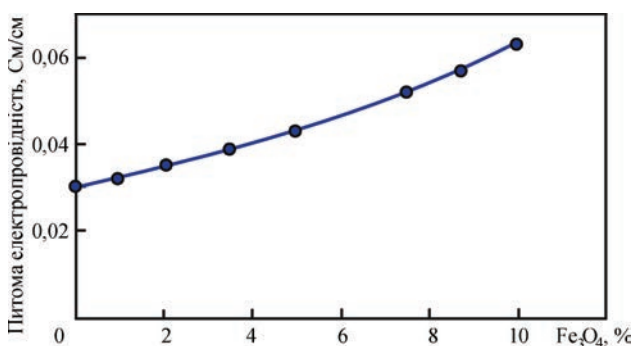


Рис. 1. Залежність питомої електропровідності шлакового розплаву від вмісту оксиду заліза

чи металічний іридій недоторканим. Цей механізм автори назвали оксид-опосередкованим інертним анодом (oxide-mediated inert anode), що дозволяє підтримувати постійне електрохімічне виділення кисню без деградації анода.

Теоретично мінімальна потреба в електроенергії становить приблизно 2600 кВт·год на тону заліза, але з урахуванням практичних теплових і електрохімічних втрат очікувана потреба в електроенергії складає близько 3700 кВт·год/т.

Комерційна реалізація технології наразі просувається компанією «Boston Metal». У березні 2025 р. вона успішно ввела в експлуатацію промислову електролітичну комірку з інертним анодом, підтвердивши масштабованість процесу для виробництва зеленої сталі [12].

Технологія високотемпературного електролізу ULCOLYSIS (Ultra-Low CO₂ Steelmaking via Molten Oxide Electrolysis) — частина європейської ініціативи ULCOS (Ultra-Low CO₂ Steelmaking), яка спрямована на одержання рідкого заліза без використання викопного палива [13] і є подібною до МОЕ. У рамках проекту IERO (Iron production by electrochemical reduction of its oxide for high CO₂ mitigation) було досліджено можливість безпосереднього електрохімічного відновлення заліза з його оксидів у розплавленому шлаковому середовищі при температурі близько 1600 °С.

Шлаковий розплав, до складу якого входять SiO₂, Al₂O₃ та MgO приблизно у тому же відношенні, що наводилося раніше, виконує функцію електроліту. Він забезпечує достатню текучість, стабільність та сприяє перенесенню іонів заліза в напрямку катода.

Особлива увага в дослідженні приділялась матеріалам аноду. Було розроблено керамічні аноди на основі шпінелей, зокрема Fe_{2,6}Ti_{0,2}Mg_{0,2}O₄ або Fe_{2,6}Al_{0,2}Mg_{0,2}O₄, які виявили високу термостійкість, електропровідність та стабільність за екстремально високих температур. Під час процесу на аноді виділяється кисень, але вуглекислий газ не утворюється, що забезпечує екологічну чистоту процесу.

У межах лабораторних випробувань було підтверджено можливість отримання рідкої сталі з високою ефективністю. Витрати електроенергії становили приблизно 4028 кВт·год на тону сталі, що є прийнятним показником для такого рівня процесу. Загальні викиди CO₂, розраховані для цього процесу, становили всього 73 кг/т сталі, що майже в 27 разів менше, ніж у традиційній доменній технології (1945 кг/т).

Було змодельовано термобаланс пілотної електролітичної комірки з діаметром 30 см, який довів життєздатність масштабування технології за умови вирішення ряду технічних викликів, зокрема, під-

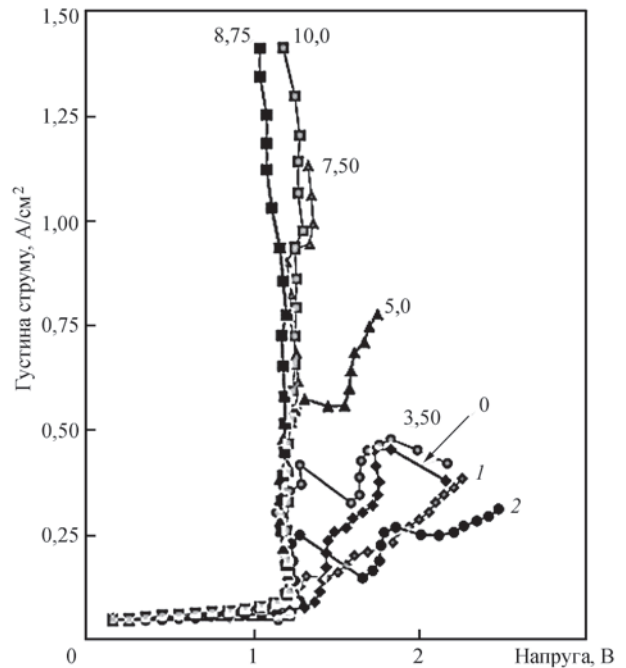


Рис. 2. Залежність густини струму від напруги. Числа біля кривих — концентрації оксиду заліза у шлаковому розплаві вищезгаданого довшовічного вогнетривів (розглядаються глинозем, кварц, а також гарнісаж, утворений шлаковим розплавом), ефективного виведення продуктів реакції, а також економічної оптимізації обладнання.

Виходячи з описів технологій МОЕ та ULCOLYSIS, принципова технологічна схема одержання заліза зі шлакового розплаву методом електролізу виглядає наступним чином (рис. 3).

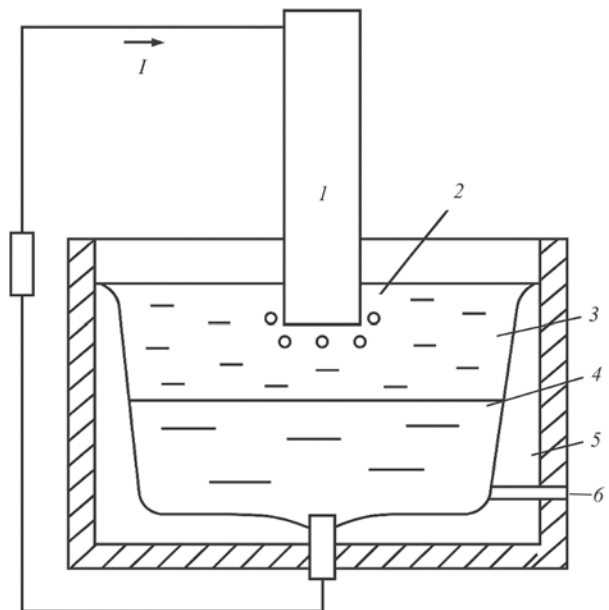


Рис. 3. Технологічна схема одержання заліза зі шлакового розплаву методом електролізу: 1 — інертний анод; 2 — кисень; 3 — електроліт (оксидний розплав); 4 — розплав заліза (катод); 5 — шлаковий гарнісаж; 6 — лютка

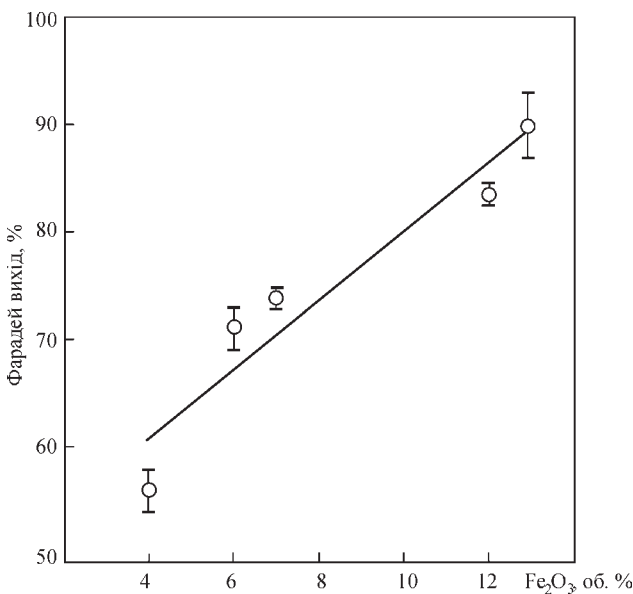


Рис. 4. Вплив об'ємної концентрації оксиду заліза на Фарадей вихід для електролітної комірки з паралельними пластинами

Анод (1), на якому виділяється кисень (2), є інертним, а у якості катода фактично виступає розплав одержаного заліза (4). Електролітом (3) є оксидний розплав з вмістом оксиду заліза не менше, ніж 7,5 %. На стінах камери утворюється шлаковий гарнісаж (5), який утримує розплав електроліту та забезпечує теплоізоляцію. Одержане залізо зливається у виливниці через лютку (6).

Іншим принциповим напрямком є виробництво заліза при низьких температурах (близько 110 °C) шляхом електролізу у лужному середовищі. Встановлено [14], що горизонтальна конфігурація електролітної комірки з паралельними пластинами є найперспективнішою. Фарадей вихід такого процесу зростає при збільшенні концентрації оксиду заліза (рис. 4), проте зазначається, що на ефективність також впливає ряд інших чинників і процес потребує подальших досліджень.

Проект ULCOWIN (Ultra-Low CO₂ Steelmaking via ElectroWining) [13] — інша частина (наряду з ULCOLYSIS) європейської ініціативи ULCOS, спрямованої на зменшення викидів CO₂ у сталеливарній промисловості, досліджує можливість виробництва заліза при низьких температурах (~100...110 °C) за допомогою електролізу у лужному середовищі. Процес відбувається у водному розчині NaOH з вмістом до 40 % гематиту. Фарадей вихід у процесі сягає 97 %, щільності струму — 0,3 А/см².

Анод виготовляється з нікелю, причому оптимізація анодного каталізу досягається додаванням оксидів кобальту або шляхом електрохімічного осадження CO₃O₄ у матрицю з нікелю. Серед ключових інженерних рішень процесу ULCOWIN — компактна конструкція електролітичної комірки з

відстанню між електродами лише 10 мм, що мінімізує омичні втрати, і спеціально розроблені системи збору осадженого заліза без розбирання комірки. У лабораторних умовах були отримані чисті залізні пластини масою понад 3,6 кг і вмістом Fe понад 99 %. У рамках проекту також проведено моделювання масштабування процесу.

Подібною до ULCOWIN є технологія SIDERWIN [15–17] — перспективна технологія електрохімічного виробництва заліза з оксидів без використання вуглецю, яка розроблена в рамках європейського проекту за програмою Horizon 2020.

Процес SIDERWIN базується на низькотемпературному електролізі: залізна руда, зазвичай у вигляді гематиту (Fe₂O₃), попередньо подрібнюється до дрібнодисперсного стану та додається у лужний електроліт (водний розчин NaOH або KOH) з утворенням суспензії. У такому середовищі відбувається електрохімічне відновлення заліза на катоді при температурі близько 110 °C. Під час цього процесу катодом виступає металева пластинка, на якій осаджується залізо у твердому вигляді, а на аноді, виготовленому зі стійких до корозії матеріалів, наприклад нікелю, відбувається виділення кисню як єдиного побічного продукту.

Однією з головних переваг цієї технології є її екологічна чистота. Вона не передбачає спалювання викопного палива, а отже, не супроводжується утворенням парникових газів. Ще однією істотною перевагою є енергоефективність — процес відбувається за низької температури, що знижує як капітальні, так і експлуатаційні витрати. До того ж, електроенергію для електролізу можна отримувати з відновлюваних джерел, таких як сонячна чи вітрова енергія, що робить процес повністю вуглецево-нейтральним. Отримане залізо має високу ступінь чистоти, що робить його придатним для подальшого використання у виробництві сталі.

Проект SIDERWIN стартував у 2017 р. за участі провідних європейських наукових і промислових партнерів, зокрема компанії «ArcelorMittal», французького дослідницького центру CEA, нідерландського університету TU Delft та інших. У межах проекту було побудовано пілотну установку, проведено серію випробувань з одержанням металевого заліза, розроблено математичні моделі, а також здійснено оцінку енергетичної ефективності, собівартості та потенціалу масштабування технології. До 2023 р. SIDERWIN продемонстрував технічну здійсненність процесу, довівши, що електроліз оксиду заліза може бути реальною альтернативою доменному виробництву сталі з погляду сталого розвитку та кліматичної безпеки. Повідомляється про плани ArcelorMittal будівниц-

Порівняння основних технологій електролітичного одержання заліза

| Параметр | MOE | ULCOLYSIS | ULCOWIN | SIDERWIN |
|-------------------------------|--------------------------------|------------------------------------|--|--|
| Температура процесу, °C | 1550 | 1600 | 100...110 | 110 |
| Тип електроліту | Розплавлений оксидний шлак | Розплавлений оксидний шлак | Лужна суспензія Fe ₂ O ₃ | Лужна суспензія Fe ₂ O ₃ |
| Тип аноду | Іридій або оксидний анод | Керамічний анод на основі шпінелей | Нікелевий з Co ₃ O ₄ | Нікель або інші стійкі метали |
| Споживання енергії, кВт·год/т | 3700 | 4028 | – | – |
| Переваги | Відносно висока продуктивність | Відносно висока продуктивність | Низька температура процесу | Низька температура процесу |
| Недоліки | Стійкість аноду і футерівки | Стійкість аноду і футерівки | Обмежена продуктивність | Обмежена продуктивність |

тва заводу з виробництва заліза шляхом низькотемпературного електролізу.

В цілому технології одержання заліза шляхом електролізу у лужному середовищі виглядають привабливо завдяки низькій температурі процесів, а так і меншими, в порівнянні з технологіями одержання заліза з розплавів, витратами енергії. Проте залишаються питання щодо продуктивності та масштабованості таких технологій.

У таблиці наведено порівняння описаних технологій. Високотемпературні процеси є більш продуктивними, але потребують розв'язання питань стійкості анодів і вогнетривких матеріалів. Низькотемпературні процеси потенційно споживають менше енергії, але мають довести свою продуктивність.

Ще одним можливим напрямком одержання заліза шляхом електролізу є електроліз розплавлених сульфідів [18]. Його перевагами є значно менша необхідна витрата енергії на одержання заліза шляхом електролізу сульфідів у порівнянні з електролізом оксидів, можливість використання сульфідної сировини. Але в процесі електролізу утворюються леткі й токсичні продукти, такі як сірка або її сполуки, що потребує ретельного очищення газів. Ця розробка знаходиться на лабораторній стадії та потребує вирішення багатьох питань.

Висновки

1. Електролітичне виробництво заліза є перспективним напрямком для декарбонізації металургійної промисловості, особливо в умовах переходу до відновлювальних джерел енергії.

2. Розвиваються два напрями електролітичного виробництва заліза з оксидів — високотемпературний при 1550...1600 °C з оксидного розплаву і низькотемпературний при 100...110 °C з лужної суспензії.

3. Визначено, що для забезпечення найкращої продуктивності процесу при високотемпературному електролізі вміст оксиду заліза в оксидному розплаві має бути більш 7,5 %. При низькотемпературному

електролізі зі збільшенням об'ємної концентрації оксиду заліза в електроліті збільшується Фарадей вихід, який при вмісті 14 % Fe₂O₃ становить більш 90 %, а при 40 % Fe₂O₃ досягає 97 %.

4. Впровадження технологій електролітичного виробництва заліза залежить від доступності відновлюваної електроенергії та подальших досліджень для масштабування процесів до промислового рівня.

Список літератури/References

1. Souza Filho, I.R., Springer, H., Ma, Y. et al. (2022) Green steel at its crossroads: Hybrid hydrogen-based reduction of iron ores. *J. of Cleaner Production*, **340**, 130805. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2022.130805>
2. Szablowski, L., Wojcik, M., Dybinski, O. (2025) Review of steam methane reforming as a method of hydrogen production. *Energy*, **316**, 134540. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.energy.2025.134540>
3. Massarweh, O., Al-khuzaei, M., Al-Shafi, M. et al. (2023) Blue hydrogen production from natural gas reservoirs: A review of application and feasibility. *J. of CO₂ Utilization*, **70**, 102438. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jcou.2023.102438>
4. Akyüz, E.S., Telli, E., Farsak, M. (2024) Hydrogen generation electrolyzers: Paving the way for sustainable energy. *Inter. J. of Hydrogen Energy*, **81**, 1338–1362. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2024.07.175>
5. Boretti, D.A. (2024) Advances in sustainable turquoise hydrogen production via methane pyrolysis in molten metals. *Cleaner Chemical Engineering*, **11**, 100139. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.clce.2024.100139>
6. Midilli, A., Kucuk, H., Topal, M.E. et al. (2021) A comprehensive review on hydrogen production from coal gasification: Challenges and Opportunities. *Inter. J. of Hydrogen Energy*, **46**, 25385–25412. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.05.088>
7. Alptekin, F.M., Celiktaş, M.S. (2022) Review on catalytic biomass gasification for hydrogen production as a sustainable energy form and social, technological, economic, environmental, and political analysis of catalysts. *ACS Omega*, **7**, 24918–24941. DOI: <https://doi.org/10.1021/acsomega.2c01538>
8. Allanore, A. (2014) Features and challenges of molten oxide electrolytes for metal extraction. *J. of The Electrochemical Soc.*, **162**(1), E13–E22. DOI: <https://doi.org/10.1149/2.0451501jes>

9. Wang, D., Gmitter, A.J., Sadoway, D.R. (2011) Production of oxygen gas and liquid metal by electrochemical decomposition of molten iron oxide. *J. of the Electrochemical Soc.*, 158(6), E51–E54. DOI: <https://doi.org/10.1149/1.3560477>
10. Wiencke, J., Lavelaine, H., Panteix, P.-J. et al. (2018) Electrolysis of iron in a molten oxide electrolyte. *J. of Applied Electrochemistry*, 48(1), 115–126. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10800-017-1143-5>
11. Wiencke, J., Lavelaine, H., Panteix, P.-J. et al. (2019) The impact of iron oxide concentration on the performance of molten oxide electrolytes for the production of liquid iron metal. *Metallurgical and Materials Transact. B*, 51(1), 365–376. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11663-019-01737-3>
12. Boston Metal celebrates historic commissioning run of MOE green steel cell (2025) *Boston Metal*. <https://www.bostonmetal.com/news/boston-metal-celebrates-historic-commissioning-run-of-moe-green-steel-cell/>
13. Olsen, K., Van der Laan, S., Lavelaine de Maubeuge, H. et al. (2016) European Commission, Directorate-General for Research and Innovation. *Iron production by electrochemical reduction of its oxide for high CO₂ mitigation (IERO)*. Final Report. Publ. Office. DOI: <https://data.europa.eu/doi/10.2777/084034>
14. Allanore, A., Lavelaine, H., Birat, J.P. et al. (2010) Experimental investigation of cell design for the electrolysis of iron oxide suspensions in alkaline electrolyte. *J. of Applied Electrochemistry*, 40(11), 1957–1966. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10800-010-0172-0>
15. European Commission (2022) *SIDERWIN — Development of new methodologies for industrial CO₂-free steel production by electrolysis in aqueous media*. *Horizon Europe*. Project ID: 768788. DOI: <https://doi.org/10.3030/768788>
16. Koutsoupa, S., Koutalidi, S., Balomenos, E., Panias, D. (2021) *SIDERWIN — A new route for iron production*. In: *Proc. of Inter. Conf. on Raw Materials and Circular Economy*, 5, 58. DOI: <https://doi.org/10.3390/materproc2021005058>
17. ArcelorMittal (2023) *Arcelormittal and john cockerill announce plans to develop world's first industrial-scale low-temperature iron electrolysis plant*. <https://corporate.arcelormittal.com/media/press-releases/arcelormittal-and-john-cockerill-announce-plans-to-develop-world-s-first-industrial-scale-low-temperature-iron-electrolysis-plant>
18. Suryarao, K.P., Daehn, K.E., Allanore, A. (2024) Iron production by molten sulfide electrolysis. *ECS Meeting Abstracts*, MA2024-01(55), 2914. DOI: <https://doi.org/10.1149/MA2024-01552914mtgabs>

OVERVIEW OF THE PROCESSES OF PRODUCING IRON BY ELECTROLYSIS

V.O. Shapovalov, D.M. Zhyrov, F.K. Biktagirov, O.V. Hnatushenko, V.V. Barabash, A.P. Ignatov
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: biktagirfk@ukr.net

Due to the urgent need for decarbonization of metallurgical production, the development of carbon-free technologies for iron reduction has gained particular importance. It was noted that hydrogen as a reducing agent is currently practically not applied for extracting iron from ore materials for various reasons, including cost and safety concerns. Research in this area is still at the investigative stage. Electrolytic methods for extracting iron from its oxides appear more promising in this regard, with several approaches currently at different stages of scientific investigation and technological implementation. The paper discusses the specific features of the main processes of electrolytic reduction of iron from ore materials, particularly high-temperature technologies such as Molten Oxide Electrolysis and ULCOLYSIS, as well as low-temperature processes like ULCOWIN and SIDERWIN. In the high-temperature methods, the electrolyte is an oxide melt composed of silicon, aluminum, and magnesium oxides at 1550–1600 °C. Iron oxide is added into this melt, and when electric current is applied, iron is deposited on the cathode, while oxygen is released at the anode. Research has established the key technological parameters for this process: composition of the molten oxide, electric current intensity and voltage, and optimal iron oxide content. Despite challenges in selecting materials that are stable at high temperatures for reactor and electrodes, this technology has progressed from laboratory research to the pilot production stage. Low-temperature electrolysis of iron oxide is carried out at 100–110 °C in an alkaline medium. Although this process has lower productivity compared to the high-temperature methods, its advantages include lower electricity consumption as well as reduced capital and operational costs. Intensive efforts are currently underway to improve the process, with plans to construct a plant for iron production through low-temperature electrolysis. 18 Ref., 1 Tabl., 4 Fig.

Keywords: CO₂ emissions, hydrogen, green technologies, iron electrolysis, Molten Oxide Electrolysis, ULCOWIN, ULCOLYSIS, SIDERWIN

Отримано 16.07.2025

Отримано у переглянутому вигляді 30.07.2025

Прийнято 08.10.2025

СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ

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>

ЛІКВАЦІЯ В СТАЛЕВОМУ ЗЛИВКУ ТА МОЖЛИВОСТІ ЇЇ ЗНИЖЕННЯ

Ф.К. Біктагіров, К.В. Злигорев

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: biktagirfk@ukr.net

Розглянуто проблему хімічної макронеоднорідності у сталевих зливках, причиною утворення якої є перерозподіл (ліквація) розчинених у залізі елементів між твердою та рідкою фазами в процесі твердіння металу. Відзначено, що найбільш схильними до ліквації є вуглець, сірка та фосфор, накопичення яких призводить до утворення загальної та локальних форм хімічної макронеоднорідності. Розглянуто основні гіпотези щодо механізму формування осьових (V-подібних) та позацентрових (А-подібних) дефектів хімічної неоднорідності та роль двофазної зони в їх розвитку. Підвищений вміст ліквуючих домішок у дефектних зонах створює небезпеку передчасного виходу з ладу або навіть руйнування виробу, виготовленого зі зливка. Наведені результати дослідження валка зі сталі 70ХЗГНМФ підтверджують, що у 48-тонному зливку, з якого валок був виготовлений, спостерігається позитивна ліквація з перевищенням допустимого вмісту вуглецю в окремих зонах. Також відзначено прояв V-подібних та А-подібних дефектів, де вміст сірки підвищено у 2...5 разів. Розглянуто традиційні та сучасні технологічні заходи боротьби з макросегрегацією: зниження домішок, багатокочовше розливання (Multi-pouring), а також імпульсну магніто-осциляцію з гарячим верхом (НРМО) і електрошлаковий підігрів та перемішування (ЕШПП). Показано, що примусова конвекція розплаву в середині зливка сприяє зменшенню протяжності двофазної зони, вирівнюванню складу та потенційному зниженню хімічної макронеоднорідності. Автори підкреслюють, що застосування методів зовнішнього впливу, зокрема методу ЕШПП, дозволяє не лише усунути усадкові дефекти, а й підвищити хімічну однорідність сталі та свідчить про перспективність його використання для підвищення якості сталевих злиwkів. Бібліогр. 22, табл. 2, рис. 4.

Ключові слова: сталевий зливко, ліквація, хімічна макронеоднорідність, дефекти, зовнішній вплив, підігрів і перемішування металу

Вступ. Переважна кількість сталевий металопродукції виробляється шляхом виплавки рідкого металу та подальшого його твердіння у тій чи іншій формі для отримання твердої заготовки. Зокрема, шляхом розливання металу у виливниці для отримання злиwkів масою у десятки й сотні тонн, необхідних для виготовлення великогабаритних виробів, переважно для потреб енергетичного та важкого машинобудування. Кристалізація таких великих мас металу з переходом його з рідкого стану в твердий супроводжується складними й різноманітними теплофізичними, фізико-хімічними, гідродинамічними та гравітаційними процесами, які визначають внутрішню будову отриманих злиwkів і, зрештою, їхню якість.

Обговорення проблеми. Підвищення вимог до надійності та довговічності таких виробів, як судини високого тиску, обичайки корпусів атомних електростанцій, прокатні валки та низка інших, зумовлює необхідність отримання злиwkів із мінімальним розвитком різноманітних внутрішніх неоднорідностей і дефектів. Серед них одним із найважче усунених дефектів є хімічна макронеоднорідність. Вона проявляється у вигляді відмінності вмісту легуючих і домішкових елементів як у зливка загалом, так і в окремих його зонах, як це показано на рис. 1.

Причиною хімічної неоднорідності або ліквації у сталевих зливках є відмінність у розчинності елементів у твердій і рідкій фазах та нерівноважні умови кристалізації [1–3]. Зв'язок між концентрацією елементів у твердій (C_s) та рідкій фазах (C_l) визначається залежністю:



Рис. 1. Схема розташування в сталевому зливку локальної хімічної неоднорідності: 1 — позакцентрова (А-подібна); 2 — осьова (V-подібна); 3 — негативна ліквація

Ф.К. Біктагіров — <https://orcid.org/0000-0001-7843-4261>, К.В. Злигорев — <https://orcid.org/0009-0003-6829-7795>

Таблиця 1. Коефіцієнти ліквациї елементів, розчинених у залізі [4]

| Елемент | δ-залізо | γ-залізо | Елемент | δ-залізо | γ-залізо |
|-----------|----------|----------|----------|----------|----------|
| Алюміній | 0,08 | – | Мідь | 0,44 | 0,12 |
| Бор | 0,95 | 0,96 | Молибден | 0,20 | 0,40 |
| Ванадій | 0,10 | – | Нікель | –»– | 0,05 |
| Водень | 0,44 | 0,12 | Сірка | 0,98 | 0,98 |
| Вольфрам | 0,05 | 0,50 | Вуглець | 0,87 | 0,64 |
| Кобальт | 0,10 | 0,05 | Титан | 0,86 | 0,93 |
| Кремній | 0,34 | 0,50 | Фосфор | 0,87 | 0,94 |
| Марганець | 0,16 | 0,05 | Хром | 0,05 | 0,15 |

$$C_s = K \cdot C_L,$$

де K — коефіцієнт розподілу.

Величина $1-K$, що називається коефіцієнтом ліквациї, характеризує схильність елементів до ліквациї. Значення коефіцієнта ліквациї розчинних у залізі елементів наведені в табл. 1.

Серед елементів, що зазвичай присутні в середньолегованій конструкційній сталі, найбільшою схильністю до ліквациї володіють сірка, фосфор і вуглець. Значно меншим є коефіцієнт ліквациї, а отже і схильність до ліквациї у кремнії, молибдені та вольфрамі. Інші елементи ліквують ще в меншій мірі.

У процесі затвердіння сталевого зливка відбувається накопичення збагаченої лікватами рідини перед зростаючими гілками дендритів із поступовим збільшенням вмісту розчинених у залізі елементів у напрямку від периферії до центру та знизу до верхньої його частини. Це призводить до формування загальної хімічної неоднорідності в межах усього зливка. Вона може бути досить знач-

ною, про що свідчать наведені в табл. 2 результати дослідження хімічного складу валка холодної прокатки, виготовленого на Новокраматорському машинобудівному заводі (НКМЗ, м. Краматорськ) із зливка масою 48 тонн сталі 70ХЗГНМФ. Зразки для дослідження відбирали з шийки валка, що відповідає верхній частині зливка (рис. 2).

З наведених даних видно, що вміст вуглецю збільшується в напрямку від поверхні валка до його осьової частини, що є проявом загальної позитивної ліквациї. Також відзначається високий вміст вуглецю в цій частині валка, який перевищує верхню допустиму межу (0,75 %) для сталі 70ХЗГНМФ. Найвищий вміст вуглецю (понад 1,0 %) спостерігається на відстані приблизно 1/3...1/2 радіуса від поверхні валка та в його осьових зонах (рис. 3). У тих же ділянках у металі зафіксовано більш високий, порівняно з плавковим складом, вміст практично всіх елементів. Ймовірно, це відповідає тим місцям, де у вихідному злив-

Таблиця 2. Хімічний склад металу від поверхневої до осьової зони шийки валка, %

| Відстань від поверхні шийки, мм | C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Mo | Cu | V |
|---------------------------------|-------------|-----------|-----------|---------|---------|-----------|-------------|-------------|-----------|-----------|
| 10 | 0,83 | 0,5 | 1,03 | 0,013 | 0,005 | 2,93 | 0,46 | 0,57 | 0,18 | 0,14 |
| 20 | 0,75 | 0,48 | 0,97 | –»– | 0,008 | 2,69 | 0,47 | 0,48 | 0,17 | 0,12 |
| 40 | 0,82 | 0,53 | 1,01 | 0,014 | 0,004 | 2,90 | 0,49 | 0,55 | 0,18 | 0,14 |
| 60 | 1,02 | –»– | 1,07 | 0,017 | 0,011 | 3,04 | 0,47 | 0,62 | –»– | 0,15 |
| 80 | 1,13 | 0,5 | 1,15 | 0,023 | 0,053 | 2,97 | 0,43 | –»– | –»– | 0,18 |
| 100 | 0,98 | 0,51 | 1,04 | 0,015 | 0,010 | 2,96 | 0,46 | 0,60 | –»– | 0,15 |
| 120 | 0,95 | 0,52 | 1,05 | –»– | 0,011 | 3,04 | –»– | 0,64 | –»– | –»– |
| 140 | 0,96 | –»– | 1,08 | 0,018 | 0,018 | 3,18 | 0,45 | 0,72 | –»– | –»– |
| 160 | 0,89 | 0,5 | 1,01 | 0,014 | 0,010 | 2,85 | 0,46 | 0,54 | –»– | 0,14 |
| 180 | 0,84 | –»– | 0,97 | 0,011 | 0,005 | 2,82 | –»– | 0,52 | –»– | 0,13 |
| 200 | 0,83 | 0,48 | 0,98 | 0,012 | –»– | 2,88 | 0,44 | 0,55 | –»– | –»– |
| 220 | 1,0 | 0,5 | 1,06 | 0,019 | 0,017 | 3,10 | 0,43 | 0,68 | –»– | 0,16 |
| 240 | 1,05 | 0,47 | 1,09 | 0,021 | 0,020 | 3,23 | 0,41 | 0,76 | 0,17 | 0,18 |
| Ковшова проба | 0,71 | 0,45 | 0,96 | 0,012 | 0,004 | 2,76 | 0,45 | 0,50 | – | 0,12 |
| Марочний склад 70ХЗГНМФ | 0,65...0,75 | 0,4...0,6 | 0,9...1,3 | ≤ 0,015 | ≤ 0,015 | 2,7...3,3 | 0,35...0,50 | 0,50...0,70 | 0,1...0,3 | 0,1...0,3 |

ку були ділянки із позаосьовими (А-подібними) та осьовими (V-подібними) неоднорідностями.

Вивченню природи утворення цих локальних видів хімічної неоднорідності присвячено велику кількість досліджень. Особливості розташування та виду V-подібних неоднорідностей свідчать, що їх розвиток пов'язаний із усадковими переміщеннями збагаченої домішками рідкої сталі під час затвердіння осьової верхньої зони зливка в умовах розгалуженої двофазної зони з утворенням тут пережимів, порожнин і мікротріщин [5, 6]. Для запобігання такій неоднорідності необхідно створювати умови для вільного надходження маточного розплаву до зон, що твердіють. Наприклад, шляхом поліпшення роботи прибутку, збільшення конусності зливків, подачі додаткового тепла до головної частини зливка.

Що стосується позаосьової неоднорідності то дослідники висували багато різних гіпотез її утворення, серед яких найбільше визнання отримали дві, що пояснюють механізм такого своєрідного розташування розглядуваного дефекту. Згідно з теорією, обґрунтованою в роботі [7] і згодом розвиненою іншими дослідниками [8, 9], шнури позаосьової неоднорідності в розгалуженій двофазній області, в умовах ускладненого живлення усадкових порожнин рідким металом із серцевини зливка, заповнюються шляхом стікання збагаченої домішками рідини з верхніх міжосьових просторів дендритів. Почавшись у будь-якому місці, процес стікання викликає безперервний ланцюг таких послідовних переміщень металу з утворенням витягнутих у вертикальному напрямку, з нахилом у бік руху фронту затвердіння шнурів позацентральної ліквіації.

Пізніше теорія, більш обґрунтовано пояснююча особливості утворення та розташування у зливку позацентральної ліквіації, була викладена в роботах [10, 11]. Автори вважають, що появу А-подібної неоднорідності пов'язано з спливанням під дією гравітаційних або термогравітаційних сил збагаченої розчиненими речовинами та менш щільної рідини з міждендритних просторів. Під час руху такої рідини у двофазній зоні до верхньої частини зливка її температура підвищується, але склад залишається практично незмінним завдяки повільній дифузії маси. Ця більш гаряча рідина потім спричиняє уповільнення росту або підплавлення твердого матеріалу навколо себе, створюючи стійкі канали, збагачені розчиненими речовинами. При цьому було виявлено, що А-ліквіація починає утворюватися в міжфазній зоні, коли частка твердої фази становить від 0,3 до 0,35, і зберігається до тих пір, поки частка твердої фази не досягне 0,7.

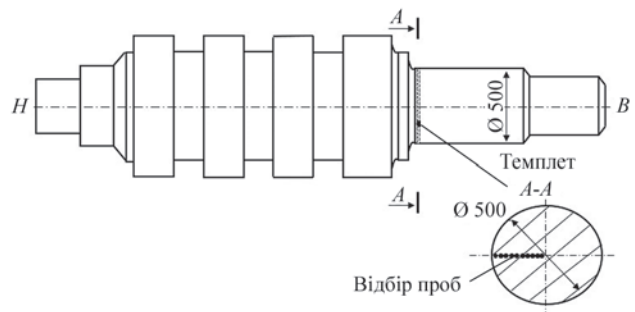


Рис. 2. Схема валка зі 48-тонного зливка сталі 70ХЗГНМФ і місце відбору темплету для досліджень

Попри різні пояснення причин утворення позацентральної ліквіації однозначно встановлено залежність ступеня її розвитку від протяжності двофазної зони та швидкості кристалізації [11, 12]. При цьому зі зменшенням першого показника та збільшенням другого зазначена неоднорідність знижується. Тому за інших рівних умов зливки зі сталей із широким інтервалом кристалізації сильніше уражаються позацентральною ліквіацією.

Ділянки зливка, де проявляються позаосьова та осьова ліквіації, мають підвищені пористість і концентрацію ліквіуючих елементів, головним чином вуглецю, сірки та фосфору. Наприклад, за даними [7], вміст сірки може бути вдвічі і більше вищим порівняно з вихідним, а при дослідженні 225-тонного зливка було визначено, що максимальна ліквіація в деяких його ділянках складає, %: за вуглецем — 300, фосфором — 380, а за сіркою — 500 [13].

Надмірно високий вміст сірки, у 3...10 разів вищий порівняно з ковшовою пробою, у деяких зразках на відстані 1/2...1/3 від поверхні та в центральній частині шийки дослідженого валка (рис. 4), явно свідчить про ураження зливка, з якого виготовлявся валок, ліквіаційними дефектами А-подібного та V-подібного характеру. Тому метал у цих ділянках буде механічно ослаблений, що може бути причиною передчасного виходу з ладу або навіть руйнування виробу, виготовленого зі зливка.

Окрім позитивної у зливках часто спостерігається і негативна ліквіація. Ділянки з пониженим вмістом легуючих залізо елементів знаходяться в донній осьовій частині, так званому конусі осадження. Він утворюється на початкових етапах формування

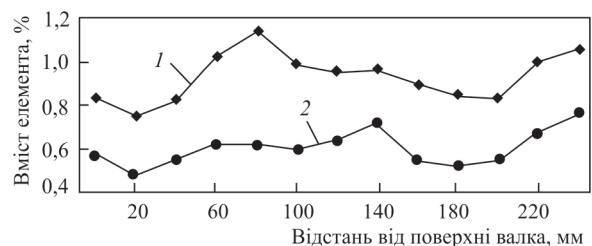


Рис. 3. Розподіл вуглецю (1), молібдену (2) за перерізом шийки валка

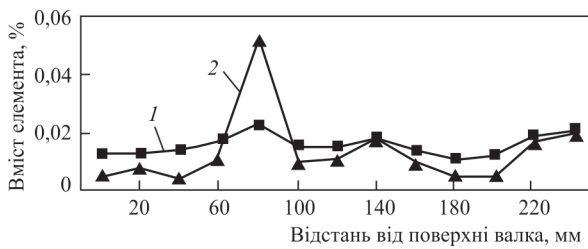


Рис. 4. Розподіл сірки (1), фосфору (2) за перерізом шийки валка

зливка внаслідок осідання під дією сили тяжіння, а також низхідними потоками кристалів, гетерогенно зароджених у рідкій фазі або з якихось причин відокремлених від зростаючих дендритів. Ці кристали збіднені розчиненими домішками, що і визначає їх нижчий вміст у конусі осадження.

Численні дослідження проявів ліквідації при отриманні сталевих зливок шляхом розливання рідкого металу у виливниці дозволили прояснити багато процесів і явищ, що призводять до утворення в них дефектів хімічної неоднорідності. Наприклад, з'ясувалося, що зниження вмісту кремнію в металі призводить до ослаблення розвитку позацентральної ліквідації. Це пов'язано з тим, що у низькокремнієвій сталі формується більш щільний каркас дендритів і зменшується текучість сталі. Тому ускладнюється витікання міждендритної рідини, спливання якої призводить до утворення А-ліквідації.

До заходів боротьби з хімічною неоднорідністю у зливках належить і загальне зниження вмісту небажаних домішок у виплавленій сталі, передусім сірки та фосфору, а також водню шляхом вакуумування металу. Для зменшення загальної хімічної неоднорідності за вуглецем при виробництві великих зливок застосовують метод послідовного заливання у виливницю сталі з кількох ковшів із зменшенням концентрації вуглецю за ходом заповнення виливниці — процес *Multi-pouring* (MP) [14].

Хоча технологія MP добре відома і давно застосовується на підприємствах, що спеціалізуються на виробництві ковальських зливок, її можливості щодо вирівнювання вмісту вуглецю в об'ємі зливка обмежені часом розливки, коли відбувається інтенсивне перемішування металу. Надалі процеси перерозподілу розчинених у залізі елементів між рідкою та твердою фазами протікають відповідно до умов формування конкретних зливок. Тому, особливо при отриманні зливок із високовуглецевих сталей із широким інтервалом кристалізації, ступінь їхньої загальної хімічної неоднорідності за вуглецем може бути досить великою, не кажучи вже про скупчення цього елемента, як і інших, у місцях розташування А- та V-подібних ліквідацій.

Аналіз шляхів підвищення якості литих виробів, виконаний у роботі [15], показав, що для цього можуть бути застосовані методи зовнішнього впливу, які дозволяють безпосередньо впливати на процеси кристалізації — модифікування, вібраційна обробка, перемішування металу, підведення тепла та металу у прибуток. Що стосується великих сталевих зливок, найбільш ефективними серед них є перемішування рідкої серцевини зливка, що кристалізується, та підведення додаткового тепла і металу у прибуток. Дослідження, виконані в ІЕЗ ім. Є.О. Патона з використанням запропонованого методу електрошлакового підігріву та перемішування металу продуванням його незатверділою серцевини аргоном [16], показали, що при такому комбінованому зовнішньому впливі створюються умови для суттєвого зменшення протяжності двофазної зони та забезпечення безперешкодного надходження рідкого розплаву з головної частини зливка до зон, що твердять [16, 17]. Внаслідок цього у сталевих зливках, отриманих із застосуванням нагріву та перемішування металу, не лише відсутні грубі дефекти усадкового походження у вигляді закритої усадкової раковини та усадкових порожнин, а й значно зменшується осьова пористість та пухкість металу [18]. Беручи до уваги таке підвищення фізичної однорідності, можна очікувати подібного ефекту і щодо хімічної однорідності зливок, оскільки процеси усадки та ліквідації тісно взаємопов'язані.

Приблизно за таким же шляхом пішли й у роботах [19–21], виконаних за участю співробітників Шанхайського університету (КНР), які для мінімізації усадкової раковини, несучільності (пор, тріщин) та макросегрегації у сталевому зливку випробували метод імпульсної магніто-осциляції з гарячою верхньою частиною (*Hot-top Pulsed Magneto-Oscillation*, НРМО). Суть методу полягає в розміщенні на рівні прибуткової частини зливка спеціального індуктора, електромагнітне поле якого змушує циркулювати рідку сталь поблизу прибутку. Це призводить до того, що зерна кристалів, що зародилися в розплаві, а також відокремлені від стінок прибутку або виливниці, переміщуються вниз і осідають у середині зливка. Це явище відоме як осадження, дощ кристалів, дрібнить затверділу структуру, підвищує гомогенізацію розчинених речовин і зменшує сегрегацію. Джоулеве тепло, яке генерується в процесі НРМО, забезпечує збереження металу в головній частині зливка в переґрітому стані та живлення нижніх ділянок розплавом, що виключає утворення усадкових дефектів у вигляді центральної пористості та тріщин. Крім того, перемішування металевого розпла-

ву під дією магнітного поля сприяє спливанню неметалічних включень та очищенню металу від них.

Експериментальні дослідження (спочатку зі зливками масою 200 кг, а потім 18 тонн) показали, що застосування НРМО призводить до формування очікуваної затверділої структури у зливках зі зменшенням розміру рівноосного зерна на 56...83 %, зменшенням кількості включень на 41 % і нормальної сегрегації вуглецю на 50...75 % порівняно з контрольними зливками [22].

Дія методу НРМО, так само як і методу електрошлакового підігріву та перемішування [17, 19], базується на створенні примусової конвекції металеві ванни всередині твердіючого зливка. Відмінність полягає в джерелах, що створюють нагрів і перемішування. На нашу думку метод ІЕЗ, який назвемо методом ЕШПП (електрошлаковий підігрів і перемішування), має більші можливості для організації перемішування не лише верхньої, але й нижньої частин зливка, а також для більш глибокого очищення металу від неметалічних включень завдяки його рафінуванню шлаком. Більше того, використання замість електрошлакового нагріву електрошлакової підпитки з використанням витратного металевого електрода з пониженим, порівняно з відлитим металом, вмістом вуглецю повинно дозволити вирівняти вміст цього елемента по висоті та перерізу зливка.

Метод ЕШПП дозволяє зменшити розміри двофазної зони, у якій зароджується такий небезпечний дефект хімічної неоднорідності як А-подібна ліквіація, та знизити розвиток усадкових дефектів із супутнім утворенням дефектів у вигляді V-подібної неоднорідності. Крім того, він створює умови для додавання у головну частину зливка металу з пониженим вмістом сильно ліквіуючих елементів, зокрема вуглецю. Усе це в сукупності повинно позитивно позначитися на хімічній однорідності сталевих зливок та в кінцевому підсумку має підняти їхню якість на новий рівень.

Висновки

1. У сталевих зливках одним із найбільш небезпечних дефектів є хімічна макронеоднорідність, яка знижує якість і надійність готової металопродукції.

2. Найбільш схильними до ліквіації елементами у середньолегованих конструкційних сталях є вуглець, сірка та фосфор, накопичення яких у центральних та позаосьових зонах зливка призводить до формування А- та V-подібних ліквіаційних дефектів.

3. Ступінь проявів хімічна неоднорідність істотно залежить від складу сталі та умов кристалізації, особливо від протяжності двофазної зони, де зароджуються дефекти ліквіаційного походження.

4. У валку, виготовленого із 48-тонного зливка сталі 70ХЗГНМФ, загальна позитивна ліквіація приводить к істотному перевищенню цього елемента в металі, а в окремих зонах вміст сірки в 2...4 рази більше, ніж у вихідній сталі.

5. Перспективними шляхами боротьби з макросегрегацією в сталевих зливках є застосування технологій зовнішнього впливу, зокрема, методу електрошлакового підігріву і перемішування їх рідкої серцевини в процесі твердіння металу.

Список літератури/References

- Ageev, N.V. (1947) *The nature of chemical bonds in metallic alloys*. Moscow, Leningrad: Publishing House of the Academy of Sciences of the USSR [in Russian].
- Weingart, U. (1967) *Introduction to the physics of metal crystallization*. Moscow, Mir [in Russian].
- Flemings M.C. (1974) *Solidification processing materials*. In: *Science and engineering series*. New York.
- Saratovkin, D.D. (1957) *Dendritic crystallization*. Moscow, Metallurgizdat [in Russian].
- Gulyaev, B.B. (1950) *Solidification and heterogeneity of steel*. Moscow, Metallurgizdat [in Russian].
- Efimov, V.A. (1976) *Steel casting and crystallization*. Moscow, Metallurgy [in Russian].
- Tageev, V.M. (1952) *Heterogeneity of the structure of steel ingots*. In: *Steel ingot*. Moscow, Metallurgizdat, 40–66 [in Russian].
- Tageev, V.M., Smironov, Yu.D. (1958) *Study of the formation of off-axis heterogeneity in steel ingots and castings*. In: *Solidification of Metals*. Moscow, Mashgiz, 352–372 [in Russian].
- Smirnov, Yu.D. (1969) *On the mechanism of the formation of off-axis heterogeneity in steel ingots*. *Problems of the Steel Ingot*, **3**, 49–53 [in Russian].
- Suzuki, K., Taniguchi, K., Watanabe, J. (1979) *Control of macro-segregation in large forging ingots by vacuum carbon deoxidation*. In: *Proc. of the Sixth Inter. Conf. on Vacuum Metallurgy, San Diego, California*.
- Suzuki K., Taniguchi K. (1981) *The mechanism of reducing «A» in steel ingot*. *Transact. Iron and Steel Inst., Jap.*, **4**, 235–342.
- Efimov, V.A. (1969) *State and prospects of research in the field of improving steel casting and the quality of steel ingots*. In: *Problems of the steel ingot*. Moscow, Metallurgizdat, 3–24 [in Russian].
- Dickenson, H.S. (1965) *Segregation in large steel ingots*. *Iron and Steel Institute*, **1**, 177–196.
- Wutao, T., Xiong, Z., Houfa, S., Baicheng, L. (2014) *Numerical simulation on multiple pouring process for a 292 t steel ingot*. *Research and Development*, **11**(1), 52–58.
- Barabash, V.V., Biktagirov, F.K. (2024) *Application of external influence in the production of steel ingots*. *Suchasna Elektrometalurhiya*, **1**, 40–48 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2024.01.05>
- Shapovalov, V., Biktagirov, F., Gnatushenko A. et al. (2020) *Method for preparing steel ingot*. Pat. Chine ZL2018 1 1041752.7, 02.06.2020.
- Barabash, V.V., Biktagirov, F.K., Shapovalov, V.O. et al. (2024) *New method for improving physical homogeneity of steel ingots*. In: *Proc. of the VII Inter. Conf. on Welding and Related Technologies, WRT 2024, 7–10 October, Yaremche, Ukraine*. DOI: <https://doi.org/10.1201/9781003518518>

18. Barabash, V.V., Biktahirov, F.K., Shapovalov, V.O., Hnatushenko, O.V. (2004) The influence of metal heating and stirring on the conditions of steel ingot solidification. In: *Proc. of the 18th Inter. Conf. on Scientific on Science and Education, Hajduszobozlo, Hungary, 04–11 January*.
19. Biktahirov, F.K., Barabash, V.V. (2025) Influence of electroslag heating and stirring of metal on the physical homogeneity of experimental 40Kh steel ingots. *Casting Processes*, 2(160), 10–19 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2025.02.010>
20. Li, H.C., Liu, Y.X., Zhang, Y.H. et al. (2018.) Effects of hot top pulsed magneto-oscillation on solidification structure of steel ingot. *China Foundry*, 15, 110–116. DOI: 10.1007/s41230-018-7198-z
21. Zhang, F., Zhong, H.G., Yang, Y.Q. et al. (2022) Improving ingot homogeneity by modified hot-top pulsed magneto-oscillation. *J. Iron Steel Res. Int.*, 29, 1939–1950.
22. Zhong, H., Huang, J., Han, K. et al. (2024) Homogenization technology for heavy ingots: Hot-top pulsed magneto-oscillation. *Metallurgical and Materials Transact.*, 55, 1083–1097. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11663-024-03019-z>

SEGREGATION IN A STEEL INGOT AND POSSIBILITIES FOR ITS LOWERING

F.K. Biktahirov, K.B. Zlygoriev

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

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: biktahirov@ukr.net

The problem of chemical macroheterogeneity in steel ingots is considered, which is caused by redistribution (segregation) of elements dissolved in iron, between the solid and liquid phases during metal solidification. It is determined that carbon, sulphur and phosphorus are the most prone to segregation. Their accumulation leads to formation of the general and local forms of chemical macroheterogeneity. Two main hypotheses are considered as to the mechanism of formation of the axial (V-shaped) and off-center (A-shaped) defects of chemical heterogeneity and the role of the two-phase zone of their development. Increased content of healing additives in the defective zones creates a risk of premature failure or even breaking up of the product made from the ingot. Results of studying a roll from 70Kh3GNMF steel are given, which confirm that positive segregation is observed in a 48 ton ingot from which the roll was made, with exceeding the admissible carbon content in individual zones. Also noted is the manifestation of V-shaped and A-shaped defects, where sulphur content is 2...5 times higher. Traditional and modern technological means of preventing the macrosegregation are considered: reduction of impurities, multipouring, as well as hot-top pulsed magnetic oscillation (HPMO) and electroslag heating and stirring (ESHS). It is shown that forced convection of the melt inside the ingot promotes reducing the extent of the two-phase zone, homogenizing of the composition and potential lowering of chemical macroheterogeneity. The authors emphasize that application of the methods of external influence, in particular, ESHS method, allows not only eliminating the shrinkage defects, but also enhancing the chemical homogeneity of steel, and it is indicative of the good prospects for its application to improve the quality of the steel ingots. 22 Ref., 2 Tabl., 4 Fig.

Keywords: steel ingot, segregation, chemical macroheterogeneity, defects, external influence, metal heating and stirring

Отримано 01.10.2025

Отримано у переглянутому вигляді 11.12.2025

Прийнято 22.12.2025

ЕЛЕКТРОШЛАКОВІ ТЕХНОЛОГІЇ ІЕЗ ім. Є.О. ПАТОНА НАН УКРАЇНИ СЬОГОДНІ



Електрошлакові технології широко застосовуються для отримання високоякісних зливків і виливок із широкою номенклатурою сталей і сплавів у процесі виготовлення деталей відповідального призначення для авіаційної, енергетичної, хімічної та інших високотехнологічних галузей, де необхідно використовувати матеріали з унікальними експлуатаційними властивостями.



Застосування електрошлакових процесів також створює ефективні можливості для рециклінгу металевих відходів у контексті розвитку циркулярної економіки та технологій «зеленої» металургії.



Фахівці ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України стояли біля витоків створення процесу електрошлакового переплаву. В інституті накопичено значний багаторічний досвід розроблення та вдосконалення широкого спектру технологій електрошлакового переплаву, а також проектування та модернізації обладнання для їхньої реалізації у промисловості. Роботи виконуються для замовників із різних країн світу, що підтверджує високий рівень компетентності інституту в цій галузі.

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ДИФУЗІЇ ТА ЇХ ВПЛИВУ НА ПИТОМИЙ ЕЛЕКТРИЧНИЙ ОПІР ГРАФІТОВАНИХ ГНОВОВИХ ЕЛЕКТРОДІВ, ЗАСТОСОВУВАНИХ В ПРОМИСЛОВИХ ДУГОВИХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНИХ ПЕЧАХ

О.Г. Богаченко¹, Д.Д. Міщенко¹, І.О. Гончаров¹, І.О. Нейло¹,
С.Г. Кійко², І.М. Логозинський², К.М. Горбань², О.Г. Федьков²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: stemet@ukr.net

²ПрАТ «Дніпроспецсталь». 69000, м. Запоріжжя, вул. Південне Шоце, 81. E-mail: info@dss.com.ua

Зазначено, що при застосуванні композитних (гнотових) графітованих електродів на промислових дугових сталеплавильних печах в системі гніт–електрод відбуваються процеси дифузії, які визначають властивості графітованого гнотового електрода і власне самого гноту, а також параметри електричної дуги. Проведено дослідження процесів дифузії і їх впливу на питомий електричний опір тіла графітованого гнотового електрода марки ЕГ з вихідним діаметром 350 мм, який пройшов повний цикл нагріву на печі ДСП ПС-12 з наступним охолодженням до температури навколишнього середовища і витримкою $1,2 \cdot 10^5$ год. Встановлено, що в системі гніт–електрод має місце активна дифузія всіх основних компонентів гноту (К, Ва, Сu, Cr, Ti) в тіло електрода. При цьому, чим більше у зразку міді, барію, титану і інших компонентів гноту, тим менший його питомий електричний опір і навпаки. Завдяки дифузії компонентів гноту в системі гніт–електрод питомий електричний опір гнотового електрода на 35...40 % нижче, ніж питомий електричний опір вихідного монолітного електрода. Бібліогр. 8, табл. 3, рис. 5.

Ключові слова: дугові сталеплавильні печі, графітований гнотовий електрод, дифузія, питомий електричний опір

Вступ. У роботах [1–4] було показано, що застосування композитних (гнотових) графітованих електродів на дугових сталеплавильних печах постійного і змінного струму значно поліпшує, практично, всі техніко-економічні показники роботи цих печей. Взаємозв'язок основних технологічних параметрів, техніко-економічних показників плавки та вплив на них гнотових електродів показано на рис. 1. Гнотові електроди мають, перш за все, високу стабільність електричної дуги. Вони забезпечують зниження витрат електродів, в середньому до 18 %, зниження витрати електроенергії до 30 %, збільшення продуктивності печі до 25 %, зниження вмісту азоту в сталі до 19 %. Гнотові електроди також забезпечують зниження рівня шуму працюючої печі на 8...10 % і викиду пилу і газів до 15 %. У цих роботах показано, також, що ефективність застосування гнотових електродів однаково висока як у печах постійного (ДСП ПС), так і в печах змінного струму (ДСП). Вона не залежить від ємності печі, її конструкції, від розмірів графітованих електродів і визначається видом і якістю шихти, електричним режимом, складом гнотів, якістю вихідних графітованих електродів та ін. Основна ідея застосування гнотових графітованих електродів в дугових сталеплавильних

печах полягає в тому, щоб створити в прикатодній області графітованого електрода сприятливі термодинамічні умови для іонізації газів у стовпці дуги. Для цього до складу гноту вводять матеріали, що мають високу термічну стійкість (як правило, на основі графіту), матеріали, що регулюють електропровідність гноту (наприклад, мідь і циркон) та компоненти, що містять елементи з низькою роботою виходу електронів (наприклад, елементи I та II групи таблиці Менделєєва) та ін.

Особливістю виробництва та експлуатації гнотових електродів є те, що після набивання його гнотовою сумішшю він не піддається будь-якій термічній обробці, тобто електрод встановлюється на піч із сирим гнотом. Крім цього, гніт і електрод не ізольовані один від одного. Тому всі процеси (коксування сполучного, випаровування летючих та вологи, формування структури і властивостей, всі складні фізико-хімічні процеси) проходять при нагріванні електрода від температури оточуючого середовища до температур робочого торця електрода, порядку 3900...4000 °С. І тут дуже важливе значення мають процеси дифузії в системі гніт–електрод, що істотно впливають на формування енергетичних і механічних властивостей всього гнотового електрода та параметрів потужнострумкової електричної дуги.

© О.Г. Богаченко — <https://orcid.org/0000-0002-3306-6626>, Д.Д. Міщенко — <https://orcid.org/0000-0003-3612-1819>,

І.О. Гончаров — <https://orcid.org/0000-0003-2915-0435>, І.О. Нейло — <https://orcid.org/0009-0003-4771-3630>,

С.Г. Кійко — <https://orcid.org/0000-0002-1161-5866>

© О.Г. Богаченко, Д.Д. Міщенко, І.О. Гончаров, І.О. Нейло, С.Г. Кійко, І.М. Логозинський, К.М. Горбань, О.Г. Федьков, 2025

Таблиця 1. Деякі властивості нафтового коксу

| Переважаюча структура | Пікнометрична щільність, кг/м ³ | Коефіцієнт лінійного термічного розширення*, 10 ⁻⁶ /°C | Ступінь анізотропії | Масова частка, % | | |
|-----------------------|--|---|---------------------|------------------|-----------|---------------|
| | | | | Золи | Сірки | Ванадію |
| Ізотропна | 2000...2080 | 14...20 | 1,3 | 0,2...0,3 | 0,3...1,7 | 0,007...0,009 |
| Мозаїчна | 2080...2120 | 4...5 | 1,75 | 0,15...0,25 | 0,5...1,7 | 0,003...0,004 |
| Голчаста | 2130...2150 | 3,0...0,5 | 2,0 | 0,005...0,150 | 0,2...0,8 | <0,001 |

*У напрямку кращої орієнтації вуглецевих шарів в інтервалі від 20 до 400 °C.

ного струму ємністю 150...200 т, які мають джерела живлення, в яких 1 кВА встановленої потужності, орієнтовно, дорівнює 1 кг використаної шихти. Такі печі забезпечуються графітованими електродами з великими та граничними діаметрами 650...750 мм і навіть 810 мм, які здатні витримувати струмове навантаження 100...130 кА при щільності струму до 30...35 А/см². Природно, що до таких електродів висуваються дуже високі вимоги. Вони повинні витримувати вказані потужнострумове навантаження, їх питомий електричний опір (ПЕО) має бути на рівні 5...7 мкОм·м. Вони повинні мати високу механічну міцність, високу стійкість проти утворення тріщин, сколів і руйнувань та ін., що забезпечує їх високу експлуатаційну надійність. Для виготовлення таких електродів використовують дорогий нафтовий голковий кокс і унікальне технологічне обладнання. Деякі властивості нафтового голкового коксу представлено в табл. 1.

В даний час виробники електродів використовують багато технологічних прийомів, що підвищують якість таких електродів, зокрема, зниження рівня окиснення бічної поверхні електрода. Наприклад, електролітичні осадження міді на поверхню електрода. Показано [5], що зі збільшенням глибини осадженої міді в тіло електрода до 700 мк його ПЕО знижується від 13 до 0,4 мкОм·м. Застосування міді дозволяє знизити питому витрату електроенергії в ніпельному з'єднанні та в контакті електрод–електродоутримувач на 12...20 %. Відомі способи захисту бічної поверхні електрода просоченням водним розчином поліфосфату натрію з концентрацією 18...20 % і малеїнової кислоти при 90...100 °C. Ефективно застосовують також нітритно-борофосфатну композицію. Розчин наносять зануренням пульверизатором чи пензлем. До недоліків слід віднести складність як у приготуванні складу, так і нанесення покриття на поверхню електрода. Це призводить до втрати продуктивності печі. Відомі також способи, що передбачають нанесення покриття з максимально можливим вмістом карбідоутворюючих металів [6]. Загальним для всіх зазначених способів є те,

що захисні матеріали наносяться ззовні електрода та захисні шари мають невелику товщину, що обчислюється кількома міліметрами. При вході такого електрода в пічний простір має місце швидке його нагрівання та активна взаємодія з високотемпературними пічними газами. Тому захисний шар швидко окиснюється, сублимує і ефект попередньої обробки електрода знижується. Середньостатистичні показники по стійкості електродів на печах ДСП старої конструкції та сучасних надпотужних ДСП за видами витрат наведені у табл. 2. Зараз промислові електроди за якісними показниками поділяють на чотири групи, у міру збільшення якісних показників: ЕГ, ЕГС, ЕГП, ЕГСП (RP, HP, SHP, UHP за міжнародною класифікацією).

З табл. 2 видно, що застосування нафтового голкового коксу і різного виду обробки зовнішньої поверхні електродів на сучасних ДСП дають відчутний ефект зі зниження швидкості окислення бічної поверхні великогабаритних електродів і основною статтею витрат таких електродів є торцевий знос.

Завдяки цим матеріалам та технологіям виробництва вдалося збільшити щільність струму у великогабаритних електродах (діаметром 500...750 мм) до 35,7...33,3 А/см², що забезпечило стійку роботу надпотужних ДСП з масою садки 150...180 т, печей-ковшів, вакууматорів та ін. Одночасне вдосконалення технології виплавки сталі та виробництва високоякісних електродів сприяли стабільному зниженню питомої витрати електродів. Так, в Японії ще в кінці 90-х років минулого століття цей показник знизився до 2,5...3,0 кг на одну тонну сталі. В умовах вітчизняних металургійних заводів цей показник

Таблиця 2. Середньостатистична витрата графітованих електродів за видами витрат на дугових печах старої конструкції і надпотужних ДСП

| Вид витрат | Розмір витрат, % | |
|----------------|-----------------------------------|-------------------|
| | В ДСП старої конструкції, до 50 т | В надпотужних ДСП |
| Бічна поверхня | 55...75 | 40 |
| Ерозія торців | 15...50 | 50 |
| Тріщини, сколи | 10...20 | 10 |

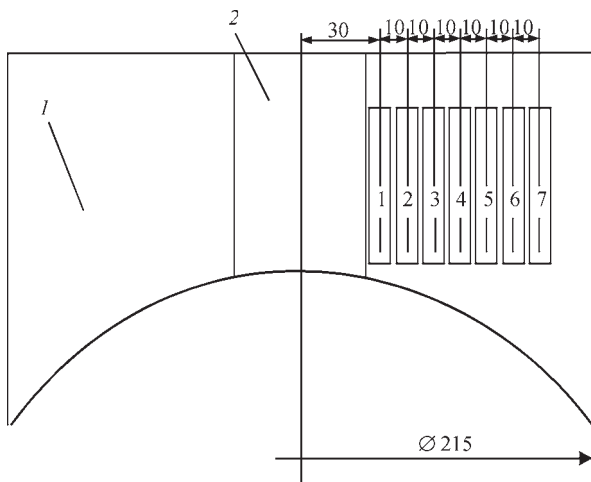


Рис. 2. Схема відбору зразків з недогарку промислового електрода з вихідним діаметром 350 мм на печі ДСП ПС-12: 1 — електрод; 2 — гніт

досі тримається на рівні 6...7 кг/т. Тому зниження питомої витрати електродів є однією із найважливіших задач сталеплавильників.

Дослідження та обговорення результатів.

Принципово нові можливості у частині покращення якості графітованих електродів відкривають сталеплавильникам гнотові електроди. Гнотовий графітований електрод отримують шляхом формування (свердління) в монолітному (звичайному) електроді одного або декількох вертикальних отворів, які набиваються попередньо приготовленою сумішшю відповідних компонентів. До складу суміші входять тугоплавкі та електропровідні компоненти, елементи I та II груп таблиці Менделєєва та ін. (рис. 1), що забезпечує принципово нові геометричні та енергетичні показники потужнострумової дуги, що має місце при плавці в дуговій сталеплавильній печі. Важливо те, як зазначалося, що надалі гнотовий електрод в сирому вигляді встановлюють на піч, і в процесі його нагріву в системі гніт–електрод проходять різні фізико-хімічні активні дифузійні процеси. Деякі дослідження процесів дифузії і їх впливу на питомий електричний опір графітованих гнотових електродів було метою даної ро-

боти. Це було вперше показано в роботі [7]. Для більш детального дослідження процесів дифузії і їх впливу на ПЕО тіла електрода було відібрано сім вертикальних зразків (рис. 2) від недогарка електрода марки ЕГ з вихідним діаметром 350 мм, який пройшов повний цикл нагріву на печі ДСП ПС-12 з наступним охолодженням до температури навколишнього середовища і витримкою $1,2 \cdot 10^5$ год. На плавці застосовували гніт складу F_0 . Його вихідний хімічний склад і склад після нагріву та охолодження наведено в табл. 3.

Результати досліджень представлені на рис. 3 і 4. Із цих рисунків випливає наступне: в системі гніт–електрод має місце активна дифузія всіх основних компонентів гноту (К, Ва, Сu, Сг, Тi, O_2) в тіло електрода; компоненти гноту розподілені досить рівномірно по всьому перерізу електрода; в системі гніт–електрод не відбувається повної дифузії компонентів, мабуть цьому перешкоджає границя розділу між гнотом і тілом електрода; питомий електроопір зразків (див. стовпчики на рис. 3) дуже чутливий до хімічного складу зразка. При цьому, чим більше у зразку міді, барію, титану і інших компонентів гноту, тим менший його питомий електроопір і навпаки (наприклад, зразки 4 і 3 (рис. 3) і зразок 4 (рис. 4)).

Про високу ефективність дифузії компонентів гноту в тіло електрода говорить також те, що питомий електричний опір гнотового електрода зразків на 35...40 % нижче, ніж у тіла монолітного електрода (рис. 4).

У зазначеному діапазоні температур компоненти гноту утворюють прості і складні оксиди, нітриди, бориди, карбіди. При цьому утворюються міжшарові сполуки (МШС), зокрема KC_8 , KC_{24} , KC_{36} , BaC_6 , CaC_3 та ін., які мають електропровідність вище, ніж графіт по осі *a* (вздовж вуглецевих шарів) у 10 разів, по осі *c* (перпендикулярно до вуглецевих шарів) у 200 разів [8]. Ці сполуки за високих температур мають, як правило, нестехіометричний склад і, отже, яскраво виражені властивості напівп-

Таблиця 3. Вихідний хімічний склад гноту F_0 та його склад після нагріву і охолодження до температури навколишнього середовища і витримки $1,2 \cdot 10^5$ год

| Компонент | C | Багатоцільова вуглецева паста (МУП) | Cu | $K_2Cr_2O_7$ | $Ba_3(PO_4)_2$ | Ti |
|---|------|-------------------------------------|-----------|----------------------------|----------------|-----------|
| Вихідний вміст компонентів в гноті, % | 28,2 | 37,5 | 15,6 | 6,2 К–2,06 Cr–2,74 | 3,2 Ba–2,2 | 9,4 |
| Вміст* компонентів в гноті після нагріву і охолодження, % | – | – | 4,16/1,13 | К–0,21/0,37 Cr–0,28/0,4 | Ba–1,48/1,26 | 1,04/1,16 |

*У чисельнику — по осі гнота; у знаменнику — на краю гнота.

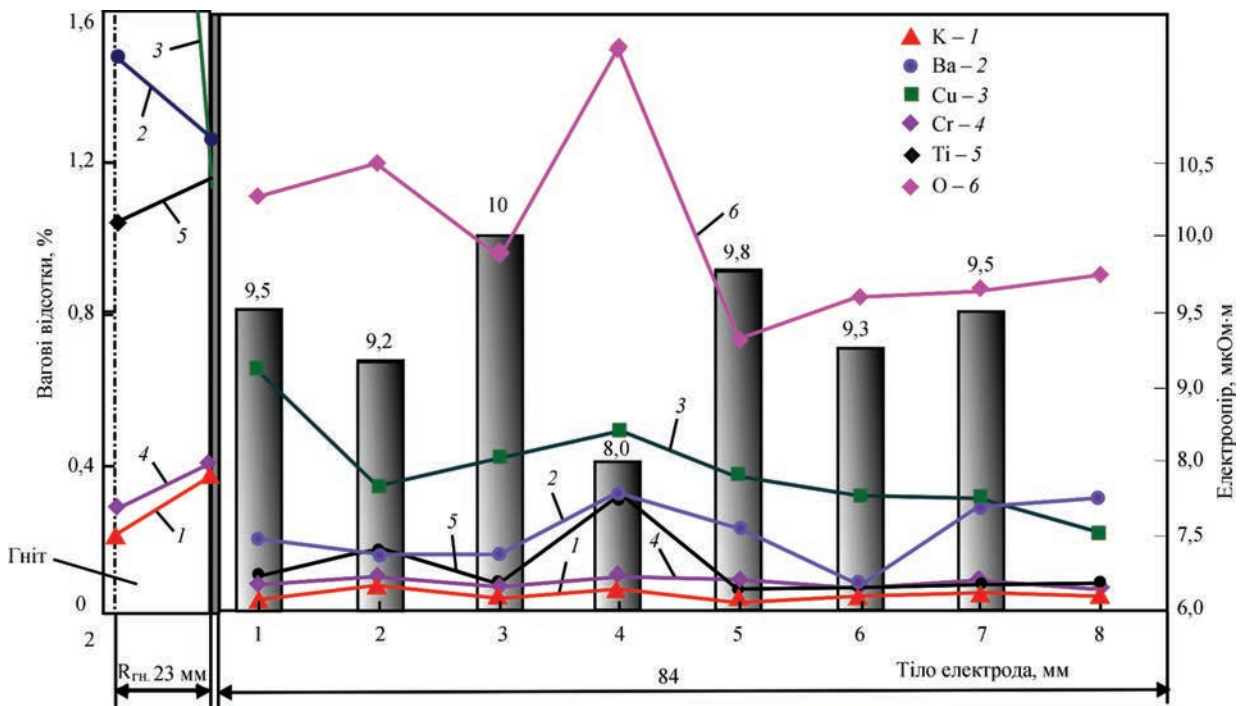


Рис. 3. Хімічний склад і ПЕО гнотових зразків, відібраних від недогарка електрода з вихідним діаметром 350 мм

ровідників, знижуючи питомий електроопір всього тіла електрода. Важливо зазначити, що навіть після значної витримки ($1,2 \cdot 10^5$ год) склад компонентів в гноті залишився більш високим, ніж у тілі електрода. Іншими словами, впродовж всієї плавки гніт є донором своїх компонентів К, Ва, Сг, Ті для тіла електрода. З тієї ж причини електропровідність гноту вище, ніж тіла електрода.

Про значне зниження ПЕО тіла електрода свідчить також і зовнішній вигляд гнотового електрода, що працює на печі (рис. 5). З рис. 5 видно, що нижня частина електрода на висоті порядку

600 мм від торця має циліндричну форму, а не конічну, характерну для монолітного електрода.

Отже, компоненти гноту внаслідок дифузії забезпечують істотне зниження ПЕО електрода. Крім того, процеси дифузії не припиняються протягом усього часу роботи електрода на печі. До складу гноту можна ввести й інші (крім зазначених у статті) компоненти, що мають практичне значення. Це може бути циркон ($2SiO_2, ZrO_2$), CaO та ін., що утворюють у тілі електрода термічно міцні карбіди Ca, Si, Zr, Hf.

Як зазначалося в роботі [4] зниження витрат графітованих гнотових електродів марки ЕГ при виплавці конструкційних сталей в 50-тонній ДСП складало близько 16 %. При утилізації відходів швидкорізальних та нержавіючих сталей на 6-тонній ДСП з електродами ЕГ цей показник становив, у середньому, 18 %. В першу чергу, зниження витрати гнотових електродів можна пояснити, як зазначалось

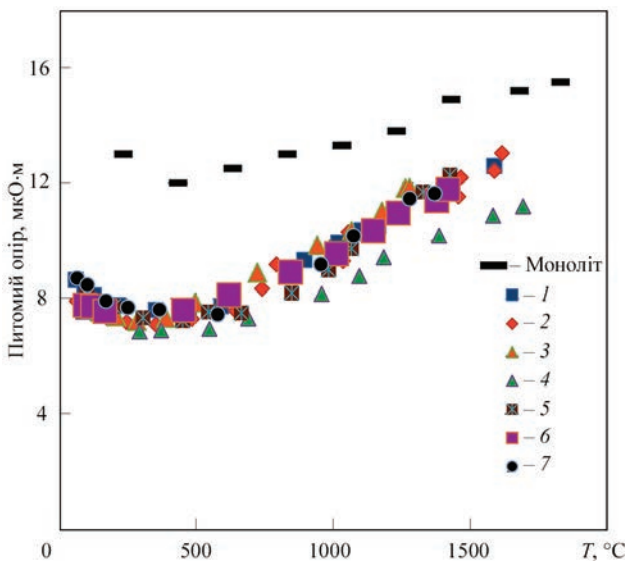


Рис. 4. Температурна залежність ПЕО зразків гнотового (після дифузії) і монолітного електродів



Рис. 5. Загальний вигляд нижньої частини гнотового електрода з вихідним діаметром 350 мм

вище, зниженням бічного окиснення електродів за рахунок безперервних (дифузійних) процесів поліпшення властивості тіла електрода та гноту.

Висновки

1. Велике значення у формуванні властивостей графітованого гнотового електрода і власне самого гноту, а також параметрів дуги мають процеси дифузії в системі гніт–електрод.

2. Проведено дослідження процесів дифузії і їх впливу на питомий електричний опір (ПЕО) тіла графітованого гнотового електрода марки ЕГ з вихідним діаметром 350 мм, який пройшов повний цикл нагріву на печі ДСП ПС-12 з наступним охолодженням до температури навколишнього середовища і витримкою $1,2 \cdot 10^5$ год. Встановлено, що в системі гніт–електрод має місце активна дифузія всіх основних компонентів гноту (К, Ва, Сu, Сr, Тi, O_2) в тіло електрода; компоненти гноту розподілені досить рівномірно по всьому перерізу електрода; в системі гніт–електрод не відбувається повної дифузії компонентів, мабуть цьому перешкоджає границя розділу між гнотом і тілом електрода; питомий електричний опір зразків дуже чутливий до хімічного складу зразка. При цьому, чим більше у зразку міді, барію, титану і інших компонентів гноту, тим менший його ПЕО і навпаки.

3. В результаті активної дифузії компонентів гноту в системі гніт–електрод ПЕО тіла гнотового електрода на 35...40 % нижче ПЕО тіла монолітного електрода.

Список літератури/References

1. 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>
2. Paton, B.E., Bogachenko, O.G., Kyiko, 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. 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>
4. Bogachenko, O.G., Mishchenko, D.D., Goncharov, I.O. et al. (2024) Composite (cored) graphitized electrodes for industrial DC and AC steel-melting furnaces. *Suchasna Elektrometalurhiya*, **2**, 35–45 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2024.02.06>
5. Vodennikov, S.A. (2009) *Scientific-technological fundamentals of formation of composite coatings from ion melts for predictable provision of functional properties of porous materials*: Syn. of Thesis for Dr. of Techn. Sci. Degree. Zaporizhzhia, ZhNTU [in Ukrainian].
6. Grudnitskiy, O.M., Iskhakov, R.A.-R., Korobov, V.K. (2011) Ways of reduction of specific consumption of graphitized electrodes in electric arc furnaces. *Litio i Metallurgiya*, **1**, 100–101 [in Russian].
7. Makhnenko, O.V., Kostenevich, O.S., Saprykina, G.Yu. et al. (2024) Mathematical modeling of the processes of component diffusion in a wick-graphite electrode system in industrial DC arc steel melting furnace of DSP PS-12 type. *Suchasna Elektrometalurhiya*, **4**, 24–28 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2024.04.04>
8. Fialkov, A.S. (1997) *Carbon. Interlayer compounds and composites on its base*. Moscow, Aspekt Press [in Russian].

INVESTIGATION OF THE PROCESSES OF DIFFUSION AND THEIR INFLUENCE ON ELECTRICAL RESISTIVITY OF GRAPHITIZED WICK ELECTRODES APPLIED IN INDUSTRIAL STEELMAKING ARC FURNACES

O.G. Bogachenko¹, D.D. Mishchenko¹, I.O. Goncharov¹, I.O. Neilo¹,

S.G. Kiiko², I.M. Logozinskiy², K.M. Gorban², A.G. Fedkov²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: stemet@ukr.net

²PJSC «Electrometallurgical Plant «Dniprospeystal».

81 Pivdenne Highway, 69008, Zaporizhzhya, Ukraine. E-mail: info@dss.com.ua

It is noted that during application of composite (wick) electrodes in industrial steelmaking arc furnaces, diffusion processes run in the wick-electrode system, which determine the properties of the graphitized wick electrode and of the wick proper, as well as the electric arc parameters. An investigation was performed of the diffusion processes and their influence on the electrical resistivity of the body of graphitized wick electrode of EG grade with the initial diameter of 350 mm, which has passed the full cycle of heating in DSP PS-12 furnace with subsequent cooling to ambient temperature and holding for $1.2 \cdot 10^5$ h. It was found that active diffusion of all the main components of the wick (K, Ba, Cu, Cr, Ti) into the electrode body occurs in the wick-electrode system. The higher the content of copper, barium, titanium and other wick components in the specimen, the lower is its electrical resistivity, and vice versa. Diffusion of the wick components in the wick-electrode system results in 35...40 % lower electrical resistivity of the wick electrode than that of the initial monolithic electrode. 8 Ref., 3 Tabl., 5 Fig.

Keywords: steelmaking arc furnaces, graphitized wick electrode, diffusion, electrical resistivity

Отримано 30.07.2025

Отримано у переглянутому вигляді 25.09.2025

Прийнято 12.11.2025

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ПТ-3В, ОТРИМАНИХ ЗВАРЮВАННЯМ У ВУЗЬКИЙ ЗАЗОР

С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: titan.paton@gmail.com

Аргонодугове зварювання у вузький зазор — ефективний та економічний спосіб виконання з'єднань титанових сплавів великої товщини. Особливістю розробленої технології є постійний хімічний склад металу зварного шва, причому частка основного металу в металі шва становить 89...91 %. В даній роботі розглядається вплив присадного матеріалу на структуру та властивості зварних з'єднань титанового сплаву ПТ-3В, виконаних зварюванням у вузький зазор вольфрамовим електродом з магнітокерованою дугою. Присадні дроти 2В та СПТ2 при зварюванні у вузький зазор титанового сплаву ПТ-3В забезпечують якісне формування вогнутої поверхні зварного валика, міцність зварних з'єднань, виконаних з присадним дротом 2В, знаходиться на рівні 643 МПа, що становить 86 % від міцності основного металу. Застосування присадного дроту СПТ2 для зварювання у вузький зазор титанового сплаву ПТ-3В дозволило отримати структуру металу шва схожу з структурою основного металу та забезпечити рівномірність зварного з'єднання основному металу в стані після зварювання. Бібліогр. 13, табл. 7, рис. 8.

Ключові слова: титан, титановий сплав, псевдо- α -сплави, аргонодугове зварювання, зварювання у вузький зазор, керуюче магнітне поле, присадний дріт, мікроструктура, механічні властивості

Вступ. Аргонодугове зварювання у вузький зазор — ефективний та економічний спосіб виконання з'єднань титанових сплавів великої товщини [1, 2]. Для зварних з'єднань титанових сплавів особливо важливі зниження витрат присадного дроту, а також проста форма кромки деталей, що зварюються [3, 4]. В ІЕЗ ім. Є.О. Патона розроблений метод зварювання у вузький зазор (ЗВЗ) вольфрамовим електродом магнітокерованою дугою [5]. Цей спосіб зварювання має такі переваги як мала ширина одержуваного шва і малий об'єм присадного металу, що наплавляється [6, 7]. Особливістю розробленої технології є проста форма кромки під зварювання [8]. Крім того, зварювання за розробленою технологією виконується на постійних режимах. Метал зварного шва має постійний хімічний склад [9, 10], а частка основного металу в металі шва становить 89...91 %.

Для виконання зварних з'єднань сплаву ПТ-3В як ручним, так і автоматичним дуговим зварюванням рекомендується застосування присадних матеріалів марок ВТ1-00св та 2В згідно з ТУУ05416923.041–98 або ГОСТ27265–87. Присадний матеріал ВТ1-00св є нелегованим титановим дротом і має межу міцності $\sigma_b = 295...470$ МПа. Оскільки зварювання вольфрамовим електродом у вузький зазор магнітокерованою дугою відрізняється великою часткою участі присадного металу у формуванні металу шва, тому властивості металу зварних з'єднань, виконаних

ЗВЗ, визначаються головним чином властивостями матеріалу присадного дроту [11] і для забезпечення високої міцності металу швів і зварного з'єднання необхідно застосування присадного дроту марки 2В (система Ti–Al–V). Однак метал присадного дроту марки 2В менш легований, порівняно з основним металом титанового сплаву ПТ-3В, тому міцність металу швів і зварного з'єднання сплаву ПТ-3В поступається міцності основного металу. Для досягнення рівномірності зварних з'єднань в разі виконання їх методом ЗВЗ доцільно було б застосування присадного дроту хімічного складу аналогічного сплаву ПТ-3В. Нажаль в ТУУ05416923.041–98 або ГОСТ27265–87 такий присадний дріт відсутній, тому доцільно дослідити можливість застосування для ЗВЗ присадних дротів іншого складу.

Таким чином, доцільно провести дослідження з метою визначення впливу хімічного складу різних присадних дротів на властивості зварних з'єднань титанового сплаву марки ПТ-3В, виконаних ЗВЗ магнітокерованою дугою.

Мета роботи. Дослідити вплив присадного матеріалу на структуру та властивості зварних з'єднань титанового сплаву ПТ-3В, виконаних зварюванням у вузький зазор вольфрамовим електродом з керуючим магнітним полем.

Матеріали і методи дослідження. Для досягнення поставленої мети виконувалося багатошарове ЗВЗ магнітокерованою дугою зразків тов-

С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, В.Ю. Білоус — <http://orcid.org/0000-0002-0082-8030>,

Р.В. Селін — <http://orcid.org/0000-0002-2990-1131>

Таблиця 1. Хімічний склад титанового сплаву ПТ-3В (ГОСТ19807–91), мас. %

| Основні компоненти | | | Домішки, не більше | | | | | | | |
|--------------------|-----------|-----------|--------------------|------|------|-----|----------------|----------------|----------------|--------------------|
| Ti | Al | V | Zr | Si | Fe | C | O ₂ | N ₂ | H ₂ | Сума інших домішок |
| Основа | 3,5...5,0 | 1,2...2,5 | 0,3 | 0,12 | 0,25 | 0,1 | 0,15 | 0,04 | 0,015 | 0,30 |

Таблиця 2. Механічні властивості листів титанового сплаву ПТ-3В (ГОСТ 19807–91)

| Товщина листа, мм | Тимчасовий опір (σ_b), МПа | Відносне подовження (δ), % | Поперечне звуження (φ), % | | Ударна в'язкість (KCU), кДж/м ² |
|-------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|--|--|
| | | | не менше | | |
| 12...19 | 638...834 | 11 | 25 | | 687 |
| 20...60 | 638...814 | 10 | 15 | | →→ |

Таблиця 3. Хімічний склад зварювальних дротів 2В і СПТ2 (ГОСТ27265–87), мас. %

| Марка | Основні компоненти | | | | Домішки, не більше | | | | | | |
|-------|--------------------|-----------|-----------|-----------|--------------------|------|------|----------------|----------------|----------------|--------------------|
| | Ti | Al | V | Zr | Si | Fe | C | O ₂ | N ₂ | H ₂ | Сума інших домішок |
| 2В | Основа | 1,5...2,5 | 1,0...2,0 | – | 0,10 | 0,20 | 0,07 | 0,12 | 0,04 | 0,003 | 0,30 |
| СПТ2 | →→ | 3,0...5,5 | 2,5...3,5 | 1,0...2,0 | →→ | 0,15 | 0,05 | →→ | →→ | →→ | →→ |

щиною 45 мм, виготовлених з титанового сплаву ПТ-3В (система Ti–Al–V), ГОСТ 19807–91. Хімічний склад титанового сплаву ПТ-3В наведено в табл. 1, а механічні властивості для металу товщиною 12...60 мм — в табл. 2. Довжина дослідних зразків для зварювання становила 600 мм.

Механічні властивості зварних з'єднань визначали при нормальній температурі на зразках, які вирізали з основного металу і металу шва. Випробування на статичний розтяг проводили на циліндричних зразках МИ-12, а для визначення ударної в'язкості (KCU) використовували зразки з гострим надрізом — МИ50.

Для зварювання титанового сплаву ПТ-3В рекомендовано застосування присадних дротів з технічного титану марки ВТ1-00св або легованого присадного дроту марки 2В (система Ti–Al–V) (табл. 3). Механічні властивості присадного дроту марки 2В наведено в табл. 4. Для досягнення рівномірності зварних з'єднань в якості присадного матеріалу було застосовано присадний дріт марки СПТ2 (система Ti–Al–V–Zr) (табл. 3). Титановий сплав ПТ-3В і присадні зварювальні дроти марки

Таблиця 4. Механічні властивості зварювальних дротів 2В і СПТ2 (ГОСТ27265–87)

| Марка | Діаметр дроту, мм | Тимчасовий опір (σ_b), МПа | Відносне подовження (δ), %, не менше |
|-------|-------------------|-------------------------------------|---|
| 2В | Від 1,6 до 7,0 | 490...635 | 20,0 |
| СПТ2 | →→ | 645...845 | 13,0 |

СПТ2 та 2В відносяться до групи псевдо- α -сплавів. Хімічний склад присадного дроту СПТ2 та титанового сплаву ПТ-3В схожі. Слід відзначити, що особливістю присадного дроту СПТ2 є наявність у хімічному складі легуючого елемента цирконію. Цирконій при легуванні титанових сплавів не виступає ні α -стабілізатором, ні β -стабілізатором.

Складання деталей під зварювання проводили із застосуванням підкладки, яку вручну приварюють зі зворотного боку деталей, що збираються. Ця підкладка є нижньою стінкою розкриття при виконанні першого проходу [12, 13]. Зварювання зразків титанового сплаву ПТ-3В товщиною 45 мм у вузький зазор вольфрамовим електродом магнітокерованою дугою виконували на режимі, наведеному в табл. 5. Макрошліфи зварних з'єднань наведено на рис. 1.

Макроструктура швів, виконаних ЗВЗ з застосуванням присадних марок 2В та СПТ2 аналогічні. Висота шару, що наплавляється за один прохід становить 5 мм, ширина шва для першого і послідовних проходів становить 11,2...11,6 мм. Згідно таких геометричних параметрів макроструктури

Таблиця 5. Режим зварювання у вузький зазор вольфрамовим електродом із зовнішнім керуючим магнітним полем титанового сплаву ПТ-3В

| Швидкість зварювання ($V_{зв}$), м/час | Напруга на дузі, В | Струм зварювання ($I_{зв}$), А | Швидкість подачі присадного дроту, м/г | Витрата захисного газу, л/хв |
|--|--------------------|----------------------------------|--|------------------------------|
| 8 | 12...13 | 420...440 | 55...65 | 30 |

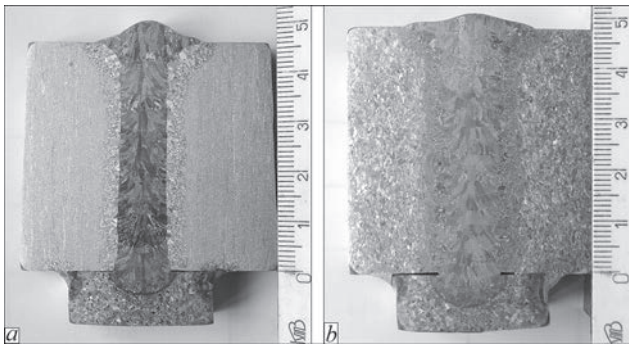


Рис. 1. Поперечні макрошліфи зварних з'єднань титанового сплаву ПТ-3В товщиною 45 мм, виконаного ЗВЗ: *a* — з присадним дротом СПТ2; *б* — з присадним дротом 2В

зварних швів частка участі присадного матеріалу в металі шва становить 89...91 %.

Застосовані присадні дроти при обраних параметрах режиму ЗВЗ титанового сплаву ПТ-3В забезпечують якісне формування вогнутої поверхні зварного валика. В металі швів відсутні пори та несплавлення.

При ЗВЗ в метал шва потрапляє не більше 11 % основного металу. Встановлення хімічного складу основного металу та металу зварних швів, виконаних ЗВЗ із застосуванням присадних дротів 2В та СПТ2, дозволило зробити висновок, що найменше всього легуючих елементів міститься в металі шва, виконаного з застосуванням присадного дроту 2В (табл. 6). В разі використання присадного дроту марки СПТ2 вміст алюмінію в металі шва менше порівняно з основним металом.

Дослідження мікроструктури зварних з'єднань титанового сплаву ПТ-3В, виконаних ЗВЗ. Мікроструктура основного металу сплаву ПТ-3В представлена на рис. 2. Структура основного металу складається з рівноосних первинних β -зерен різного розміру, обрамлених стрічкою суцільної або переривчастої α -фази (рис. 2, *a*) товщиною до 15 мкм. Внутрішньозеренна структура складається з пластинчастої α -фази товщиною до 1,5 мкм, структура пластинчастої α -фази ламелярна з дрібними паралельними межами (рис. 2, *б*). В проміжках між α -пластинами можлива присутність невеликої кількості β -фази, яка не завжди виявляється при дослідженні на оптичному мікроскопі.

Таким чином, основний метал містить переважно α -фазу з залишковою β -фазою, стабілізованою

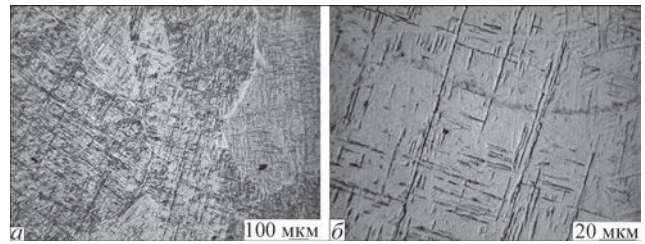


Рис. 2. Мікроструктура основного металу титанового сплаву ПТ-3В: *a* — $\times 50$; *б* — $\times 100$

ванадієм. Відносно висока щільність пластинчастих структур, що перетинаються, вказує на хорошу пластичність і деформаційну здатність сплаву.

Мікроструктура металу шва сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ з застосуванням присадного дроту марки СПТ2, в його середній частині показана на рис. 3. Метал шва складається з рівноосних первинних β -зерен, утворення яких відбувалося при температурах β -області (рис. 3, *a*, *б*). Границі первинних зерен обрамлені суцільною або переривчастою α -оторочкою товщиною до 15 мкм. Мікроструктура в обсязі первинних зерен пластинчастого типу. Пластини α -фази зібрані в колонії, в межах однієї колонії α -пластини паралельні (рис. 3, *в*, *г*).

Мікроструктура металу шва у його верхній частині, де розташовано підсилення шва, сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ із застосуванням присадного дроту марки СПТ2, не відрізняється від мікроструктури решти шва (рис. 4, *a*, *б*). Мікроструктура металу шва також складається з рівноосних первинних β -зерен. Мікроструктура в обсязі первинних зерен пластинчастого типу, пластини α -фази зібрані в колонії, а в межах однієї колонії α -пластини паралельні.

Мікроструктура металу шва сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ з застосуванням присадного дроту марки 2В, в його середній частині показана на рис. 5. В металі шва утворюються рівноосні та витягнуті первинні зерна різних розмірів, в яких розташовані тонкі пакети пластинчастої α -фази, границі зерен чітко виражені. Незважаючи на відмінності конфігурації та розміри первинних зерен, внутрішньозеренна мікроструктура металу шва, виконаного ЗВЗ дротом марки 2В пластинчастого типу, дуже схожа на мікроструктуру ОМ (рис. 5, *a*, *б*). В металі шва

Таблиця 6. Хімічний склад основного металу і металу зварних швів сплаву ПТ-3В, виконаних ЗВЗ із застосуванням присадних дротів 2В та СПТ2, мас. %

| Тип зразка | Ti | Al | V | Zr | Cr | Si | Mo | Fe |
|----------------------------|--------|------|------|------|------|------|------|------|
| Основний метал | Основа | 3,95 | 2,14 | 0,05 | 0,01 | 0,01 | — | 0,08 |
| Зварний шов, присадка СПТ2 | —>— | 3,87 | 3,0 | 1,5 | —>— | —>— | 0,07 | 0,04 |
| Зварний шов, присадка 2В | —>— | 2,58 | 1,70 | 0,03 | —>— | —>— | — | —>— |

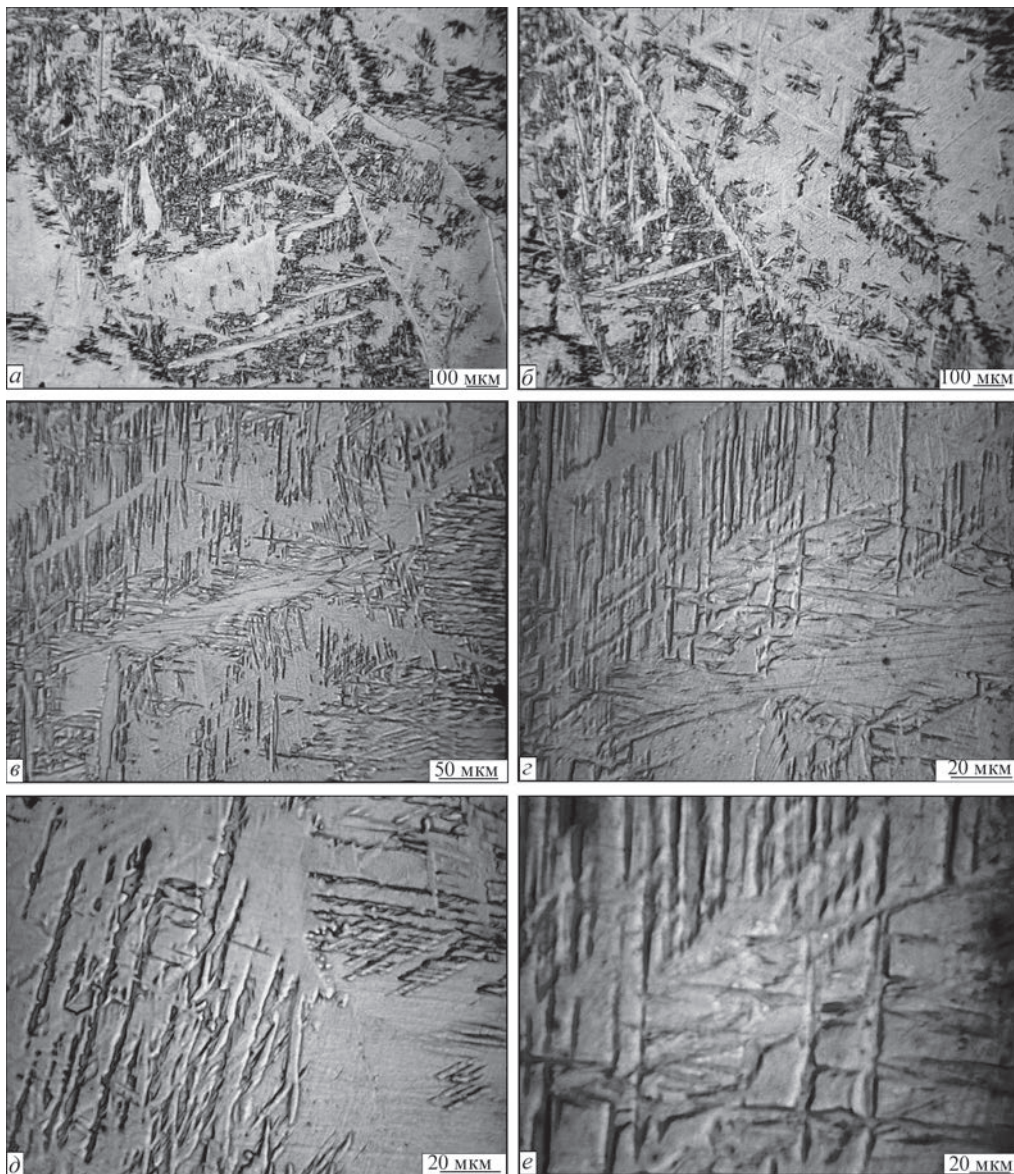


Рис. 3. Мікроструктура металу шва титанового сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ з застосуванням присадного дроту марки СПТ2 також присутні α -пластини з різними напрямками зростання, що вказують на складну орієнтацію та неоднорідність формування α -фази. В деяких зонах спостерігаються дрібнодисперсні α -структури, які могли виникнути внаслідок додаткового переохолодження.

Мікроструктура металу в зоні сплавлення зварного з'єднання сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ з застосуванням присадного дроту марки СПТ2, наведена на рис. 6. В зоні сплавлення спостерігається утворення дрібних первинних зерен (рис. 6, а), у той час як внутрішньозеренна структура подібна до

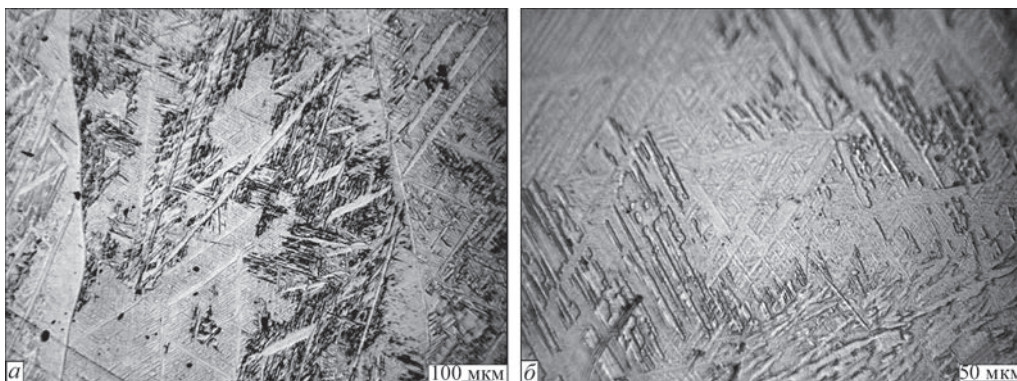


Рис. 4. Мікроструктура металу верхньої частини шва титанового сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ з застосуванням присадного дроту марки СПТ2

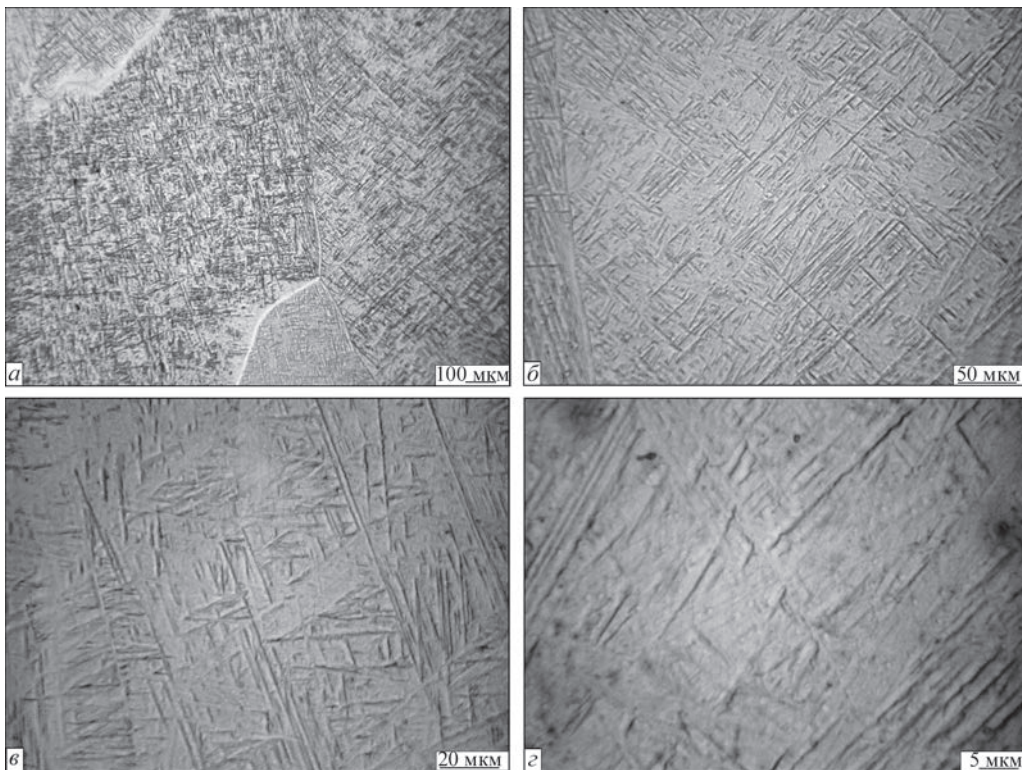


Рис. 5. Мікроструктура металу шва титанового сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ із застосуванням присадного дроту марки 2В структури ОМ. Мікроструктура дрібних первинних зерен пластинчаста, складається з α -фази, виділеної у вигляді ламелів, які можуть бути як паралельні, так і перетинатися в середині колишніх β -зерен, що типово для псевдо- α -структур (рис. 6, б). Така морфологія вказує на досить високу швидкість охолодження цієї ділянки при зварюванні.

Мікроструктура металу в зоні сплавлення сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ із застосуванням присадного дроту марки 2В, наведена на рис. 7. В зоні сплавлення спостерігається утворення дрібних первинних зерен (рис. 7, а), у той час як внутрішньозеренна структура подібна до структури ОМ (рис. 7, б).

Мікроструктура металу ЗТВ, виконаного із застосуванням дротів марок СПТ2 та 2В, відразу за зоною сплавлення, а саме ділянка великого зерна

сплаву ПТ-3В однакова та представлена на рис. 8. Метал цієї зони складається з рівноосних первинних зерен (рис. 8, а) з мікроструктурою, схожою з внутрішньою структурою в обсязі зерна металу шва (рис. 8, б, в). В структурі присутні укрупнені зерна та подовжені α -пластини, орієнтовані переважно паралельно градієнту тепла (рис. 8, б). Помітна перерозподілена α -структура у вигляді слабо впорядкованих пакетів, що перекриваються. Місцями простежуються межі первинних β -зерен, частково перетворених на α -фазу.

На рис. 8, г можна спостерігати розміщення дисперсних частинок другої фази, найімовірніше β -фази, вздовж границь α -пластин. Розміри таких частинок становлять 0,5 мкм і менше (рис. 8, г). Мікроструктура металу ЗТВ поблизу ОМ (рис. 8, д, е) також дуже подібна з іншими ділянками звар-

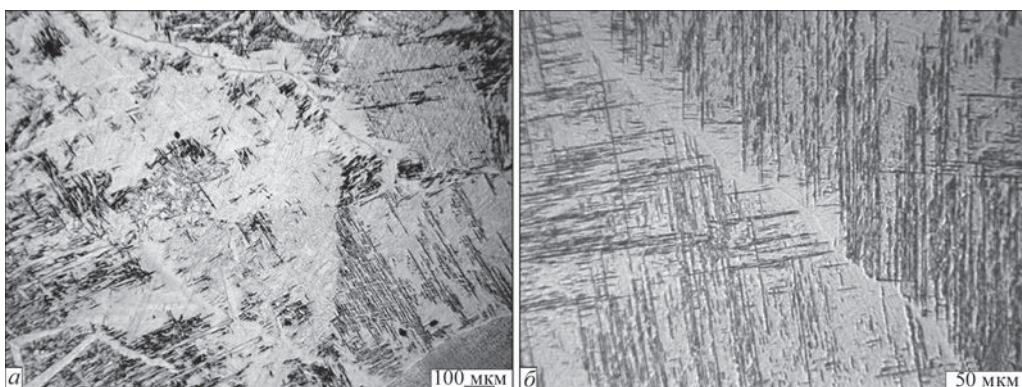


Рис. 6. Мікроструктура металу зони сплавлення титанового сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ із застосуванням присадного дроту марки СПТ2

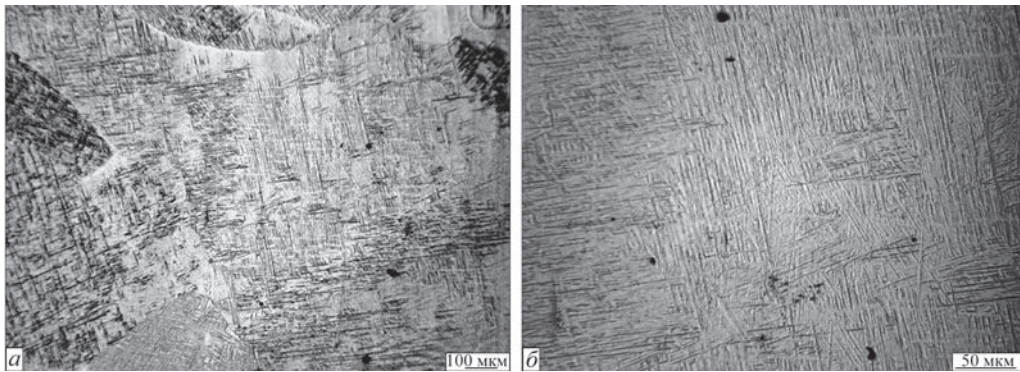


Рис. 7. Мікроструктура металу зони сплавлення титанового сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ із застосуванням присадного дроту марки 2В

ного з'єднання сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ із застосуванням присадного дроту марки 2В.

Таким чином, мікроструктури металу зварних швів сплаву ПТ-3В, виконаних ЗВЗ з присадними дротами СПТ2 та 2В, схожі. Подібність мікроструктур різних ділянок зварних з'єднань сплаву

ПТ-3В може бути підтвердженням близькості їх фазового складу. Це забезпечує ряд переваг застосованих присадних матеріалів, які відносяться до класу псевдо- α -сплавів. А саме, сплави практично не сприймають зміцнювальну термічну обробку, мартенситна α' -фаза, що утворюється при охо-

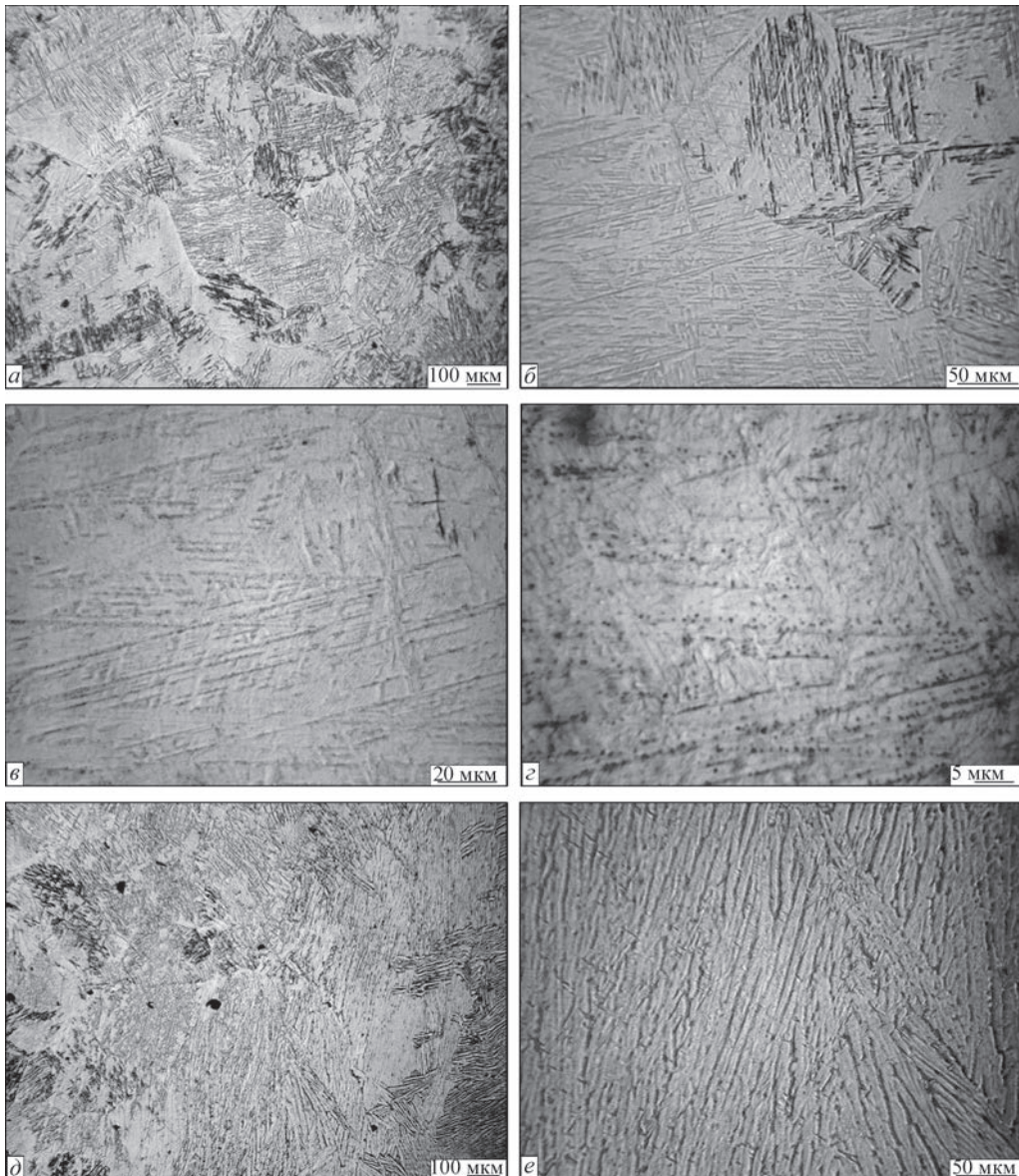


Рис. 8. Мікроструктура металу ЗТВ сплаву ПТ-3В, виконаного ЗВЗ

Таблиця 7. Механічні властивості основного металу та зварних з'єднань товщиною 45 мм з титанового сплаву ПТ-3В, виконані ЗВЗ*

| Зразок | σ_b | σ_{02} | $\delta, \%$ | $\psi, \%$ | $KCV, \text{ Дж/см}^2$ | |
|---|------------|---------------|--------------|------------|------------------------|-----|
| | МПа | | | | Шов | ЗТВ |
| Основний метал ПТ-3В, $\delta = 45$ мм | 747 | 678 | 12,7 | 30,8 | 95,3 | |
| Зварне з'єднання, присадка 2В | 643 | 604 | —»— | 41,2 | 107 | 78 |
| Метал шва, присадка 2В | 609 | 506 | 18,3 | 47,4 | 107 | |
| Зварне з'єднання, присадка СПТ2 | 759 | 691 | 12,1 | 30,1 | 79 | 77 |
| Метал шва, присадка СПТ2 | 818 | 716 | 11,8 | 36,9 | 79 | |
| Метал шва, присадка 2В після відпалу 780 °С | 799 | 750 | 10,7 | 45,1 | 89,2 | |

*Наведено середні значення із трьох результатів.

лодженні з температур вище критичної, за фізико-механічними властивостями близька до α -фази. Крім того, кількість β -фази у сплавів цього класу настільки мала, що її евтектоїдний розпад, якщо він і має місце, не може призвести до помітного погіршення фізико-механічних властивостей. Завдяки цьому застосований присадний метал марок 2В і СПТ2 відрізняються гарною зварюваністю, властивою псевдо- α -сплавам, та високою термічною стабільністю.

Обговорення результатів. Встановлення механічних властивостей зварних з'єднань титанового псевдо- α -сплаву ПТ-3В, виконаних ЗВЗ з присадними дротами СПТ2 та 2В, дозволило зробити висновок, що найнижчі значення міцності в стані після зварювання мають з'єднання, виконані з присадним дротом 2В, та складають 643 МПа (табл. 7), що становить 86 % від міцності основного металу.

Найбільші значення міцності в стані після зварювання мають зварні з'єднання, виконані ЗВЗ з присадним дротом СПТ2, та становлять 759 МПа (табл. 7). Значення міцності з'єднань, виконаних з застосуванням присадного дрота СПТ2, знаходяться на рівні міцності основного металу (табл. 7). Причому слід відзначити, що міцність металу шва дещо вища та становить 818 МПа або 109 % порівняно з міцністю основного металу. Руйнування зразків МИ-12 для встановлення міцності зварних з'єднань відбувалося по шву в разі використання присадного дрота 2В та по основному металу в разі використання присадного дрота СПТ2. Таким чином, метал зварного шва з'єднань, виконаних з застосуванням присадного дрота СПТ2 в стані після зварювання, має дещо більшу міцність на 9 % порівняно з основним металом.

Значення показників ударної в'язкості зразків з гострим надрізом зварних з'єднань, виконаних з присадним дротом 2В, перевищують значення показників ударної в'язкості для основного металу, що пов'язано з меншим вмістом легуючих елементів в металі шва, який складається на

90 % з присадного металу зварювального дроту марки 2В. Значення показників ударної в'язкості зварних з'єднань (з'єднання виконані із застосуванням присадного дрота СПТ2) знаходяться на рівні 83 % від основного металу та відповідають значенням ударної в'язкості ЗТВ зварного з'єднання. Проведені дослідження дозволили зробити висновок, що застосування присадного дрота СПТ2 для зварювання у вузький зазор титанового сплаву ПТ-3В дозволило отримати структуру металу шва схожу з структурою основного металу та забезпечити рівномірність зварного з'єднання основному металу. Для порівняння працездатності зварних з'єднань, виконаних ЗВЗ з присадними дротами СПТ2 та 2В, потрібно проведення досліджень з малоциклової втомної міцності.

Слід зазначити, що при використанні присадного дрота марки 2В міцність зварних з'єднань менше міцності основного металу сплаву ПТ-3В, проте при дуговому зварюванні титанових сплавів легування металу шва також здійснюється переходом елементів з основного металу в шов. Це дозволяє застосовувати менш легований, в порівнянні з основним металом, присадний дріт. Висока працездатність зварних з'єднань титанових сплавів значної товщини в цьому разі може бути забезпечена за рахунок високої пластичності та ударної в'язкості металу шва.

Для підвищення міцності зварних з'єднань сплаву ПТ-3В при використанні присадного дрота марки 2В можливе застосування відпалу. Так відпал при 780 °С з подальшим охолодженням у печі дозволяє підняти міцність металу шва до 799 МПа при значеннях ударної в'язкості $KCV = 89 \text{ см}^2$ (див. табл. 7). Однак не завжди можливе практичне застосування відпалу для зварних з'єднань титанових сплавів значної товщини.

Таким чином, застосування присадного дрота СПТ2 для зварювання у вузький зазор титанового сплаву ПТ-3В магнітокерованою дугою дозволило забезпечити рівномірність зварного з'єднання основному металу в стані після зварювання.

Висновки

1. Присадні дроти 2В і СПТ2 при зварюванні у вузький зазор магнітокерованою дугою титанового сплаву ПТ-3В забезпечують якісне формування вогнутої поверхні зварного валика, міцність зварних з'єднань, виконаних з присадним дротом 2В, знаходиться на рівні 643 МПа, що становить 86 % від міцності основного металу.

2. Мікроструктура металу зварних швів сплаву ПТ-3В, виконаних ЗВЗ з присадними дротами СПТ2 та 2В, схожа та складається з рівноосних та нерівноосних первинних β -зерен, мікроструктура в обсязі первинних зерен — α -фаза пластинчастого типу, подібність мікроструктури різних ділянок зварних з'єднань сплаву ПТ-3В може бути підтвердженням близькості їх фазового складу.

3. Застосування присадного дроту СПТ2 для зварювання у вузький зазор титанового сплаву ПТ-3В дозволило отримати структуру металу шва схожу з структурою основного металу та забезпечити рівномірність зварного з'єднання основному металу в стані після зварювання.

Список літератури/References

- Hori, K., Heneda, M. (1999) Narrow gap arc welding. *J. of the JWC*, **3**, 41–62.
- Jae-Ho Jun, Sung-Ryul Kim, Sang-Myung Cho (2016) A study on productivity improvement in narrow gap TIG welding. *J. of Welding and Joining*, **34** (1), 68–74. DOI: <https://doi.org/10.5781/JWJ.2016.34.1.68>
- Gaurav Dak, Navneet Khanna, Chandan Pandey (2023) Study on narrow gap welding of martensitic grade P92 and austenitic grade AISI 304L SS steel for ultra-supercritical power plant application. *Archiv. Civ. Mech. Eng.*, **23**(14), DOI: <https://doi.org/10.1007/s43452-022-00540-3>
- Fang, N., Guo, E., Huang, R. et al. (2021) Effect of welding heat input on microstructure and properties of TC4 titanium alloy ultra-narrow gap welded joint by laser welding with filler wire. *Materials Research Express*, **8**(1), 016511. DOI: <http://dx.doi.org/10.1088/2053-1591/abd4b3>
- Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Romanyuk, V.S. et al. (2010) Narrow-gap welding of up to 110 mm thick high-strength titanium alloys. *The Paton Welding J.*, **5**, 34–38. <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/as/2010/05/07>
- Dong, Z., Tian, Y., Zhang, L. et al. (2024) Research status of high efficiency deep penetration welding of medium-thick plate titanium alloy: A review. *Defence Technology*, **45**, March, 178–202. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dt.2024.08.004>
- Fang, D.S. (2017) *Study on the characteristics of three-wire indirect arc and its thick-wall narrow gap welding process under gas protection*: Ph.D. Thesis, Dalian University of Technology, Dalian, China.
- Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2023) Narrow-gap TIG welding of thick steel 20. *The Paton Welding J.*, **6**, 21–26. <https://doi.org/10.37434/as2023.06.04>
- Ding, L., Qin, B., Ge, K. et al. (2023) Microstructures and mechanical properties of thick Ti–6Al–3Nb–2Zr–1Mo joint by magnetron-controlled narrow gap TIG welding. *Metals and Materials Inter.*, **29**(8), 2304–2315. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s12540-02-01367-6>
- Wan, L., Huang, Y., Lv, S. et al. (2016). Narrow-gap tungsten inert gas welding of 78-mm-thick Ti–6Al–4V alloy. *Materials Sci. and Technology*, **32**(15), 1545–1552. DOI: <https://doi.org/10.1080/02670836.2015.1131941>
- Xinyu Bao Yonglin Ma, Shuqing Xing, Yongzhen Liu, Weiwei Shi (2022) Effects of pulsed magnetic field melt treatment on grain refinement of Al–Si–Mg–Cu–Ni alloy direct-chill casting billet. *Metals*, **12**(7), 1080. DOI: <https://doi.org/10.3390/met12071080>
- Belous, V.Yu., Akhonin, S.V. (2011) Formation of narrow-gap welded joints on titanium using the controlling magnetic field. *The Paton Welding J.*, **4**, 19–23. <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/as/2011/04/04>
- Yujun Hu, Hongjin Zhao, Xuede Yu et al. (2022) Research progress of magnetic field regulated mechanical property of solid metal materials, *Metals*, **12**, 1988. DOI: <https://doi.org/10.3390/met12111988>

STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF TITANIUM ALLOY PT-3V PRODUCED BY NARROW-GAP WELDING

S.V. Akhonin, V.Yu. Bilous, R.V. Selin

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

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: titan.paton@gmail.com

Narrow-gap argon arc welding is an effective and cost-efficient method of making thick titanium alloy joints. A feature of the developed technology is the constant chemical composition of the weld metal, the proportion of the base metal in the weld metal being 89...91 %. This work considers the influence of the filler material on the structure and properties of welded joints of the titanium alloy PT-3V, performed by tungsten electrode narrow-gap welding with a magnetically controlled arc. Filler wires 2 V and SPT2 in narrow-gap welding of the titanium alloy PT-3V ensure high-quality formation of the concave surface of the welded bead, the strength of welded joints produced with filler wire 2 V is at the level of 643 MPa, which is 86 % of the strength of the base metal. The use of filler wire SPT2 for narrow-gap welding of titanium alloy PT-3V made it possible to obtain a weld metal structure similar to the structure of the base metal and to ensure equal strength of the welded joint to the base metal in the as-welded state. 13 Ref., 7 Tabl., 8 Fig.

Keywords: titanium, titanium alloy, argon-arc welding, narrow-gap welding, control magnetic field, filler wire, microstructure, mechanical properties

Отримано 10.07.2025

Отримано у переглянутому вигляді 17.07.2025

Прийнято 07.10.2025

В.О. ШАПОВАЛОВУ — 75!



У листопаді 2025 р. виповнилося 75 років відомому вченому у галузі спеціальної електрометалургії та матеріалознавства доктору технічних наук, професору, члену-кореспонденту НАН України, Лауреату державної премії України у галузі науки і техніки (2013), Лауреату премії ім. Є.О. Патона (2017), Лауреату премії Кабінету Міністрів України (2019), Заслуженому діячу науки і техніки України (2021), Лауреату премії ім. М.М. Доброхотова (2025) Віктору Олександровичу Шаповалову.

Віктор Олександрович закінчив у 1972 р. Ворошилоградський машинобудівний інститут, в якому працював у науково-дослідному центрі. У 1978 р. вступив до аспірантури при ІЕЗ ім. Є.О. Патона, після закінчення якої працює в інституті, де пройшовши всі сходи наукового зростання — від молодшого наукового співробітника до завідувача відділу «Плазмово-шлакової металургії» та заступника директора Інституту. У 1984 р. Шаповалов В.О. успішно захистив дисертацію на здобуття наукового ступеня кандидата, у 2003 р. — доктора технічних наук у галузі металургії, у 2012 р. йому присвоєне звання професора, а в 2018 р. він був обраний членом-кореспондентом Національної академії наук України.

Професійна діяльність Віктора Шаповалова тісно пов'язана з новими металургійними технологіями на основі 3D друку плазмових та електрошлакових процесів. Одним з істотних його наукових досягнень є створення та удосконалення нового та унікального плазмово-індукційного способу вирощування супервеликих монокристалів тугоплавких металів (вольфрам та молібдену). Розроблені ним теоретичні і практичні засади, а також створене обладнання, аналогів якого немає в світі, дозволяє вирощувати профільовані монокристали тугоплавких металів надвеликих розмірів, що безперечно є визначним досягненням української науки. Під його керівництвом роботи в цьому важливому напрямку продовжуються: створюється обладнання, проводяться дослідження та експерименти по вирощуванню монокристалів тугоплавких металів круглого перетину діаметром до 80 мм, які неможливо отримати іншими відомими технологіями.

Наукові та організаторські здібності В.О. Шаповалова яскраво проявилися при вирішенні проблеми виробництва в Україні кремнію для сонячних панелей. У 2008–2009 рр. йому вдалося об'єднати колективи установ НАН України, вузів та промисловості, що дозволило розробити і реалізувати Цільову державну науково-технічну програму «Створення хіміко-металургійної галузі виробництва чистого кремнію протягом 2009-2012 рр.». Постановою Кабінету Міністрів України у 2008 р. Шаповалова В.О. було призначено керівником програми, де він курирував наукові напрямки щодо дослідження складу та процесів збагачення кварцової сировини, відновлення кремнію із силанів у плазмі, розроблення методик дослідження отриманих матеріалів та створення нормативно-технічної бази нової галузі. Виконані роботи та отримані досягнення були високо оцінені, колектив співробітників з його участю отримали у нагороду Державну премію України. За значний внесок у розвиток вітчизняної науки у 2018 р. Віктора Олександровича нагороджено Почесною грамотою Верховної Ради України. На зараз він є керівником, спільно з Національним фондом досліджень України, проєкту програми «Наука для зміцнення обороноздатності України» 2024–2025 рр.

Останнім часом Віктор Олександрович особливу увагу приділяє вирішенню актуальної проблеми щодо розробці теоретичних засад та новітніх промислових технологій підвищення якості крупних сталевих зливків, зокрема їх фізичної, хімічної та структурної однорідності. Результати його робіт представлені більш ніж у 270-ти наукових працях, у тому числі 3-х монографіях, 3-х підручниках і більш ніж 40-а патентах та авторських свідоцтвах.

Основну наукову діяльність Віктор Олександрович успішно поєднує з науково-освітньою. Він є заступником голови докторської ради Д 26.182.01 при ІЕЗ ім. Є.О. Патона. У 2010–2019 рр. він викладав курс «Позапічне оброблення металів» студентам НТУУ «КПІ імені Ігоря Сікорського». Він є гарантом програми «Металургія» за третім освітньо-науковим рівнем вищої освіти доктора філософії ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Постійно приділяє увагу роботі з молоддю в інституті та входить до складу комісії по роботі з науковою молоддю інституту. Під його керівництвом захищено 4 кандидатські та одна докторська дисертації.

Щиро вітаємо ювіляра, бажаємо міцного здоров'я, творчої наснаги та успіхів у всіх напрямках діяльності.

*Колектив ІЕЗ ім. Є.О. Патона
та редакція журналу «Сучасна електрометалургія»*

РОЗВИТОК В ІЕЗ ім. Є.О. ПАТОНА ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВИХ ТЕХНОЛОГІЙ ДЛЯ СТВОРЕННЯ НОВИХ МАТЕРІАЛІВ ТА ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ

З середини ХХ століття необхідність підвищення технічних характеристик (надійності, потужності, експлуатаційного ресурсу та ін.) авіаракетних двигунів, газових турбін, устаткування атомної енергетики стала каталізатором для створення нових матеріалів, захисних покриттів та технологій їх отримання. Б.Є. Патон ще з 1950-х років приділяв велику увагу дослідженням фізичних процесів взаємодії потоку прискорених електронів великої потужності з металами та сплавами з метою розробки нових технологій для зварювання та отримання нових матеріалів.

Починаючи з цього часу в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона (ІЕЗ) розпочалися розробки електронно-променевих технологій: зварювання (Г.В. Криштаб, В.Є. Локшин, Ю.М. Ланкін, В.І. Чалов, О.К. Назаренко), переплаву для рафінування металів та сплавів, випаровування (атомізації) з наступним фізичним осадженням парової фази у вакуумі (ЕВ-РВД — Electron Beam-Physical Vapor Deposition).

У 1961 р. в ІЕЗ створено відділ № 13 електронно-променевих парофазних технологій, який в період 1961–1994 рр. очолював Б.О. Мовчан. В 1962 р. введена в дію установка, призначена для випаровування та конденсації неорганічних речовин у вакуумі.

Великий вплив на подальший інтенсивний розвиток цих напрямків надала зустріч Б.Є. Патона з

головним конструктором ракетно-космічних систем С.П. Корольовим, що відбулася в кінці 1962 р., на якій обговорювались проблеми зварювання та створення нових конструкційних матеріалів та покриттів.

Використання електронно-променевої технології для випаровування металевих та неметалевих (оксиди, карбіди, бориди) речовин з наступною конденсацією парової фази у вакуумі відкрили можливості створення нових матеріалів та покриттів з унікальними властивостями, які неможливо отримати іншими методами. Парова фаза не має обмежень у взаємній розчинності компонентів, а парові потоки легко модулювати та розподілити в просторі по заданому закону. Тому випаровуванням та конденсацією можливо отримувати статистично гомогенні тверді розчини в широкому інтервалі концентрацій компонентів, дисперсні, мікрочарові та аморфні матеріали.

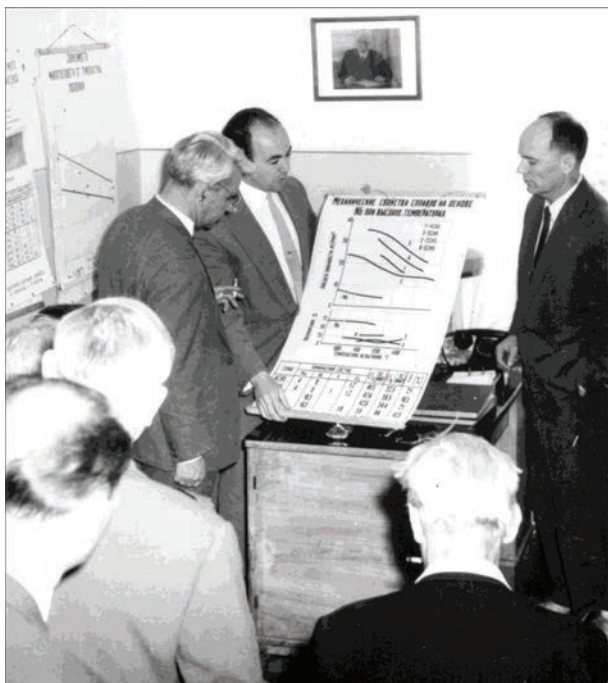
Протягом 1960–1970 рр. проведено систематичні дослідження структури та властивостей (міцність, пластичність, повзучість, мікротвердість, жаростійкість) одно- та двофазних матеріалів на основі заліза, нікелю, кобальту, міді, хрому, молібдену та ін., з добавками оксидів та карбідів інших металів, при кімнатній та високій температурі.

Б.О. Мовчаном та О.В. Демчишиним встановлено схематичну залежність структури конденсованого матеріалу від гомологічної температури його осадження, яка стала класичною та визнана у всьому світі.

У 1964 р. в ІЕЗ прибув президент АН СРСР М.В. Келдиш, який цікавився можливістю плакування ванадієм сталевих корпусів ядерних реакторів і паливних елементів. У реакторах, охолоджуваних рідкими металами, ванадій і його сплави практично не взаємодіють із ядерним паливом, а при температурах 1000...1200 К мають високу стійкість проти корозії в рідкометалевих теплоносіях.

Б.Є. Патон за пропозицією М.В. Келдиша організував при Президії АН СРСР Наукову раду з проблеми «Нові процеси отримання і обробки металевих матеріалів», яка об'єднала вчених академічних установ із фахівцями багатьох інших відомств і сприяла розвитку науки про матеріали. У 1964 р. Б.О. Мовчана було обрано членом-кореспондентом, а 1978 р. — академіком НАН України.

У 1971–1974 рр. досліджено процеси електронно-променевого напилення та властивості вакуумних конденсатів на основі заліза, тугоплавких оксидів, карбідів та боридів, розроблено жаростійкі покрит-



На фото ліворуч: М.В. Келдиш, Б.О. Мовчан, Б.Є. Патон (1964 р.)

тя, створено апаратуру та технологію нанесення покриттів та отримання композитних матеріалів (Б.Є. Патон, Б.О. Мовчан).

Паралельно з науковими дослідженнями та розробкою нових технологій у відділі № 13 проводили конструкторські розробки та виготовлення електронно-променевих установок, поліпшували їх висковольтні джерела живлення та системи керування електронним променем. Для цього до складу відділу було включено групу конструкторів (Ю.М. Кривошликов, П.А. Кучеренко), які тісно співпрацювали з науковими співробітниками (О.Л. Тихоновський, А.В. Демчишин). Технологія електронно-променевого рафінування металів та сплавів дозволила покращити їх властивості та почала впроваджуватись у виробництво. Вже у 1965 р. вступила в дію перша промислова установка В-270 для отримання рафінованих зливків ніобію та танталу діаметром 150 мм на Донецькому хіміко-металургійному заводі (м. Волноваха). В 1969 р. була прийнята в експлуатацію установка И-254 на металургійному заводі «Електросталь» (м. Електросталь) для отримання зливків жароміцних сплавів діаметром до 380 мм.

В 1974 р. колективу авторів була присвоєна державна премія УРСР в галузі науки і техніки за розробку та впровадження електронно-променевих технологій та обладнання для отримання чистих металів і сплавів (Б.О. Мовчан, О.Л. Тихоновський, В.О. Тимашов, Ю.М. Кривошликов).

Були сконструйовані та запатентовані прості та надійні в експлуатації плоскопроменеві електронні гармати (Б.О. Мовчан, В.О. Тимашов). Наступні модифікації цих електронно-променевих гармат відрізняються лише незначними змінами та успішно експлуатуються по цей час.

У 1979 р. розроблено електронно-променевий метод отримання мікрошарових композиційних матеріалів типу метал/метал або метал/окис з товщиною шару порядку 1 мкм, вивчено основні механічні властивості цих матеріалів та встановлено явище надпластичності (Б.Є. Патон, Б.О. Мовчан).

У 1978–1983 рр. розроблено наукові основи електронно-променевої технології одержання пористих металокерамічних матеріалів з широкою гамою фізико-механічних властивостей. Завершено дослідження фізичного механізму виявленого явища максимальної пластичності двофазних матеріалів за умови рівності середнього розміру зерна середній вільній відстані між частинками другої фази. Отримані результати дозволили створити нові конструкційні матеріали на основі металевих матриць (Б.Є. Патон, Б.О. Мовчан).

Розроблено композиційні теплозахисні покриття та електронно-променеву технологію їх осадження на ло-

патки турбін та інші вузли і деталі високотемпературної техніки, що дозволило збільшити їх надійність і підвищило ресурс експлуатації в 5...10 разів (Б.О. Мовчан, І.С. Малашенко). У 1979–1982 рр. вступили в дію 15 промислових багатокамерних установок типу УЕ-137 та УЕ-175 для нанесення металевих і керамічних покриттів на лопатки авіаційних газотурбінних двигунів та енергетичних установок на заводах Мінавіапрому, Мінсудпрому та Мінгазпрому (Москва, Самара, Пермь, Рибінськ, Литкаріно, Миколаїв, Камишин, Глазов, Вороніж). Було розроблено та передано замовникам відповідні технології нанесення захисних покриттів на вироби нової техніки. Слід зазначити, що завдяки тісній співпраці вчених відділу № 13 з двигунобудівними КБ ім. М. Кузнецова вперше у світі здійснено політ літака з авіаційним газотурбінним двигуном, який мав лопатки з теплозахисним керамічним покриттям.

Цикл цих робіт у 1984 р. був оцінений присудженням співробітникам відділу № 13 Ленінської премії за нові матеріали та покриття (Б.А. Мовчан, І.С. Малашенко). У 1983 році вийшла друком книга Б.А. Мовчана та І.С. Малашенка «Жаростійкі покриття, що осаджуються у вакуумі». Продовженням робіт зазначеного напрямку були дослідження І.С. Малашенко, М.І. Гречанюка, В.В. Грабіна, В.І. Топала, К.Ю. Яковчука, що дозволили підвищити надійність захисних покриттів та їх робочу температуру.

У Московському науково-виробничому об'єднанні «Астрофізика» успішно застосовувалася електронно-променева технологія нанесення покриттів на дзеркала силової металооптики.

У 1989 р. за цикл робіт «Структура і властивості неорганічних матеріалів, осаджених із парової фази у вакуумі» Б.А. Мовчану присуджено премію ім. Є.О. Патона АН УРСР.

У 1987–1992 рр. розроблялася та була запропонована до промислового застосування технологія намерзання заготовок з жаростійких матеріалів для подальшої термомеханічної обробки та виготовлення важконавантажених дисків роторів газових турбін (В.А. Панна).

У 1988–1992 рр. успішно розроблялася електронно-променева технологія легування зварювальних дротів рідкоземельними елементами (В.І. Ульянов, І.В. Гуляєв, А.Ф. Манулик, Є.В. Онопрієнко).

ІЕЗ спільно з такими провідними спеціалізованими організаціями України як Запорізький моторобудівний завод ім. П.І. Баранова (тепер АО «Мотор Січ»), «Запорізьке машинобудівне конструкторське бюро «Прогрес», Південний турбінний завод (тепер ДП «Науково-виробничий комплекс газотурбобудування «Зоря»–«Машпроект»»), Сумський машинобудівний завод ім. М.В. Фрунзе, Сумський завод важкого компресорного будування (тепер Публічне

Акціонерне Товариство «Сумське НВО») проводили дослідницькі та дослідно-промислові роботи зі створення ремонтних технологій з метою продовження ресурсу газотурбінних двигунів та технологій отримання суцільнозварних моноблоків газотурбінних установок (ГТУ) із перспективних матеріалів. Продовження ресурсу ГТУ передбачало багаторазове відновлення експлуатаційних характеристик соплових та робочих лопаток, елементів дисків, жарових камер, ущільнювальних елементів та інших високонавантажених деталей та вузлів, у тому числі із жароміцних нікелевих сплавів.

У 1988 р. здійснено комплекс фізико-хімічних досліджень біметалевих матеріалів системи сталь-нікель, на основі яких розроблено технологію електронно-променевого нанесення захисних нікелевих покриттів на низьковуглецеві сталеві стрічки для корпусів хімічних джерел струму (А.В. Демчишин).

У 1990 р. були сконструйовані та виготовлені для ВО «Катіон» (м. Хмельницький) дві електронно-променеві установки для отримання алюмінієвої катодної фольги з великою питомою площею (Б.О. Мовчан, М.І. Гречанюк, Г.М. Гордієнко, С.М. Рязанцев), що дозволило значно збільшити питому ємність і зменшити габарити серійно вироблених електролітичних конденсаторів.

У 1991 р. була розроблена електронно-променева технологія синтезу товстих (10...500 мкм) надпровідних плівок системи Y–Ba–Cu–O шляхом випаровування вихідної кераміки з одного джерела (Б.О. Мовчан, М.І. Гречанюк, В.В. Грабін, С.Є. Литвин).

У тому ж році розроблено методи високошвидкісного випаровування металів та багатокомпонентних сплавів, що дозволили у 2...10 разів підвищити швидкість їх випаровування (Б.А. Мовчан, М.І. Гречанюк, В.І. Топал, А.В. Корж, В.А. Осокін). Сучасні електронно-променеві випарники дозволяють виробляти до 10...25 кг металевої пари на годину та здійснювати конденсацію зі швидкістю 10...60 мкм/хв.

У 1992 р. М.І. Гречанюку присуджено Державну премію України в галузі науки і техніки за технологію виготовлення матеріалів для атомної енергетики. Розроблено технологію осадження алмазоподібних покриттів (Ю.Б. Чуйков).

У 1999–2003 рр. розроблена технологія електронно-променевого формування твердих градієнтних покриттів на сталевих підкладках на основі системи TiC–Cu шляхом сумісного випаровування з окремих джерел і осадження в вакуумі карбіду титану та міді. Висока мікротвердість верхніх шарів покриття (20...23 ГПа) обумовлена його композитною мікроструктурою, яка складається з твердої матриці на основі TiC і міді та локалізується на межах зерен. Висока адгезійна міцність покриття досягається

шляхом утворення поблизу підкладки пластичного шару з підвищеною концентрацією міді, в яких мікротвердість знижується до 6...13 ГПа.

Для прискореного впровадження в промисловість результатів наукових і технологічних досліджень на території ДП «Дослідного заводу спецелектрометалургії ІЕЗ» у 1983 р. було створено цех електронно-променевих технологій.

У 1993 р. на базі цього цеху було створено спільний Українсько-Американський дослідницький центр «Пратт і Уїтні-Патон», який виконував роботи з нанесення захисних покриттів на лопатки авіаційних двигунів літаків японських, американських та сингапурських авіаліній.

В 1995 р. за угодою Національної академії наук України та Пенсільванського Університету (США) створена лабораторія електронно-променевого випаровування і осадження в Пенсільванському Університеті.

На базі відділу № 13 ІЕЗ у 1994 р. створено Державне науково-дослідне та проектно-конструкторське підприємство «Міжнародний центр електронно-променевих технологій ІЕЗ ім. Є.О. Патона» (МЦ ЕПТ). Розширились дослідження фундаментальних та прикладних наукових процесів, що відбуваються при випаровуванні речовин електронним променем у вакуумі, розробок нових матеріалів та захисних покриттів, отримуваних за допомогою технологій електронно-променевого випаровування та конденсації, а також для створення та виготовлення нового електронно-променевого обладнання. Під науковим керівництвом Б.О. Мовчана та з 2003 р. К.Ю. Яковчука МЦ ЕПТ досяг міжнародного визнання як у галузі розробок та досліджень нових варіантів аморфних, нанокристалічних, дисперсно-зміцнених, шаруватих, пористих матеріалів та захисних покриттів, осаджуваних з парової фази у вакуумі, так і в реалізації розроблених технологічних процесів та експериментальних зразків електронно-променевого обладнання потужністю 120...250 кВт.

Серед замовників на виконання науково-дослідних робіт з електронно-променевої тематики слід відзначити такі відомі компанії, як «Дженерал Електрик», «Пратт і Уїтні», «Хромаллой» (США), «Роллс-Ройс» (Англія), «Ел Джі» (Південна Корея), науково-дослідні інститути та університети інших країн.

МЦ ЕПТ виготовив і поставив зарубіжним (КНР, США, Канада, Індія) та українським замовникам 23 лабораторних, дослідно-промислових та промислових електронно-променевих установок, провів навчання зарубіжних спеціалістів.

Ці установки експлуатуються для промислових та науково-дослідних цілей в таких компаніях, як «Дженерал Електрик», «Ханівелл», Пенсільван-

ський Університет (США), Аерокосмічний дослідний центр (м. Монреаль, Канада), Міжнародний дослідний центр порошкової металургії (м. Хайдарабад, Індія), Пекінський інститут аерокосмічних матеріалів, Пекінський університет астронавтики та аеронавтики, Пекінський інститут авіаційних технологій (КНР) та на багатьох китайських машинобудівних підприємствах. Ліцензії на методи нанесення металевих та керамічних захисних покриттів продано замовникам в США та КНР.

На початку 2000-х років у відділі парофазних неорганічних матеріалів були виготовлені конденсовані матеріали з квазікристалічною структурою (Б.О. Мовчан, А.І. Устинов). Унікальне поєднання властивостей таких матеріалів відкрило нові можливості при створенні на їх основі функціональних матеріалів різного призначення.

Оскільки квазікристалічні структури існують у вузькому концентраційному інтервалі сплавів на основі багатокомпонентних систем (область гомогенності не перевищує ± 1 ат. %), необхідно було розробити прецизійні методи його електронно-променевого випаровування.

У 2001 р. вперше було отримано товсті покриття з квазікристалічною структурою на основі системи Al–Cu–Fe (А.І. Устинов, В.І. Чаплюк, Т.В. Мельниченко, С.С. Поліщук) та розроблено високошвидкісний процес (до 30 мкм/хв) їхнього осадження. Виявилось, що шляхом зміни умов осадження покриттів їх структуру можна модифікувати, подрібнюючи, наприклад, зерна до нанорозмірного масштабу, створюючи гетерофазні структури на основі кристалічної та квазікристалічної фаз тощо. Це дозволило встановити взаємозв'язок між властивостями покриттів та характеристиками структури. Надалі на основі отриманих закономірностей були розроблені покриття, які істотно збільшували термін служби інструментів (прес-форм для виготовлення виробів з армованих вуглецем пластмас, штампів для виготовлення прецизійних деталей гарячим штампуванням), дозволяли уникнути холодного зварювання деталей вузлів тертя, що працюють в умовах вакууму і т.п. (Демченков С.О. спільно з європейськими партнерами у рамках програми РП7).

З середини 2000-х років почались розробки методів синтезу металоорганічних твердо- та рідкофазних композитів з наночастинками, отриманими електронно-променевим осадженням, з метою їх наступного використання в медицині та фармацевтиці. В цей період спільно з Інститутом експериментальної



Б.О. Мовчан з призом «Відзнака Р.Ф. Банша за новаторські роботи в галузі електронно-променевого осадження та за діяльність керівника та наставника на протязі 60 років на трьох континентах» від американського Advanced Surface Engineering Division (2016 р.)

патології, онкології та радіобіології ім. Р.Є. Кавецького НАН України (м. Київ), розроблений «Спосіб отримання стабілізованого розчину наночастинок магнетиту для адресної доставки протипухлинних препаратів, включно з використанням наночастинок магнетиту в полімерній оболонці».

Спільно з Львівським національним медичним університетом ім. Д. Галицького розроблена технологія виготовлення мазей, гелів, емульсій антимікробної та протизапальної дії для нанесення на шкіру.

У МЦ ЕПТ (2010–2020 рр.) досліджені структури та властивості розробленого варіанту градієнтного термобар'єрного покриття $\text{CoCrAlY/ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ для лопаток газотурбінних двигунів; виконано цикл досліджень з оптимізації структури та властивостей градієнтного твердого ерозійно-стійкого та демпфуючого покриття на основі карбіду бора та розроблено основи одностадійної електронно-променевої технології його осадження (Б.О. Мовчан, Ю.Е. Рудой, К.Ю. Яковчук, А.В. Микитчик).

Розробки ІЕЗ захищені патентами США, Європи, КНР та України.

О.М. Корнієнко

ТРИНАДЦЯТА КОНФЕРЕНЦІЯ СТУДЕНТІВ, АСПІРАНТІВ, МОЛОДИХ УЧЕНИХ ТА СПЕЦІАЛІСТІВ «НАДТВЕРДІ, КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ ТА ПОКРИТТЯ: ОТРИМАННЯ, ВЛАСТИВОСТІ, ЗАСТОСУВАННЯ»

Тринадцята міжнародна конференція студентів, аспірантів, молодих учених та спеціалістів «Надтверді, композиційні матеріали та покриття: отримання, властивості, застосування» відбулася у Києві 24 жовтня 2025 р. на базі Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України. Участь у ній взяли представники наукових установ України, Казахстану та Польщі. Цьогоріч організатори отримали 42 наукові доповіді, що перевищує показники попередніх років. Програма конференції охоплювала вісім основних напрямів: «Матеріалознавство та технології отримання надтвердих, композиційних матеріалів, конструкційної та інструментальної кераміки, твердих сплавів», «Нанотехнології, нано- та смарт матеріали», «Фазові рівноваги та фазові перетворення в умовах високих тисків (фази високого тиску)», «Фізика та техніка високих тисків», «Захисні покриття, плівки з надтвердих та інших матеріалів», «Інформаційні технології та моделювання технологічних процесів отримання високотвердих і високоміцних матеріалів», «Методологія досліджень властивостей матеріалів» та «Застосування надтвердих і керамічних матеріалів та твердих сплавів у промисловості».

Конференція проходила у змішаному форматі, онлайн за допомогою Google Meet та офлайн у Інституті надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України.

У межах конференції розглядалися теми лазерного наплавлення, структурно-фазових перетворень у надтвердих сплавах, технологій спікання надтвердих покриттів, продовження строку роботи надтвердих матеріалів, включаючи біосумісні матеріали, нанесення покриттів та адитивне виробництво. Обговорювалися властивості титан-цирконієвих і нікелевих сплавів, кубічного нітриду бору, високоентропійних сплавів, вплив термомеханічної обробки на їх мікроструктуру, а також технології плазмового напилення та електрошлакового переплаву. Серед інститутів, які представили свої результати, були: Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Український державний університет науки і технологій, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», а також університети Казахстану та Польщі.

Науковці Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України зосередили увагу на комплексному аналізі проблем, пов'язаних із підвищенням ефективності та надійності сучасних металургійних і зварювальних технологій з використанням надтвердих матеріалів. Одним з розглянутих питань були можливості використання надтвердих порошків для створення вітчизняних аналогів закордонних ріжучих деталей сільськогосподарської техніки. Було описано основні методи ріжучих кромок деталей сільськогосподарської техніки, показано потенціал використання лазерного наплавлення для ріжучих кромок, проведено експериментальне наплавлення і підтверджено актуальність процесу лазерного наплавлення порошків надтвердих металевих матеріалів для формування ріжучих кромок інструментів деталей сільськогосподарської техніки.

Інша група досліджень стосувалася питань вивчення впливу параметрів режиму мікроплазмового напилення (МПН) на формування резистивного покриття із діоксиду титану. Встановлено, що найбільш вагомими параметрами МПН, які впливають на процес формування щільності структури в покриттях із TiO_2 , є сила струму та дистанція напилення.

Також науковцями ІЕЗ було представлено результати досліджень фазового складу, мікроструктури та механічних властивостей литого високоентропійного сплаву $FeCoNiMnCrWB$, де було встановлено утворення боридних фаз WB , FeW_2B_2 та $(Cr,Fe)_{23}B_6$. Даний сплав характеризується високою твердістю (24,1 ГПа) і нанокристалічним станом, що робить його перспективним для роботи в умовах інтенсивних навантажень.

Загалом, конференція «Надтверді, композиційні матеріали та покриття: отримання, властивості, застосування» підтвердила свою роль як важливий науковий майданчик для молодих дослідників у галузі матеріалознавства та інженерії поверхні. Вона об'єднала фахівців з провідних українських і закордонних установ, які представили 42 доповіді, присвячені актуальним проблемам сучасних надтвердих матеріалів, технологій нанесення матеріалів, діагностики та варіантів подовження їх експлуатації. Отримані результати й обговорення показують високий рівень української науки та її інтеграцію у глобальний науковий простір.

М.В. Соколовський
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України