

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

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

С.В. Ахонін (головний редактор),

В.М. Коржик, Ю.В. Костецький,

А.І. Устінюк, В.О. Шаповалов;

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

Ю.Г. Квасницька, ФТМС НАНУ, м. Київ;

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

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

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

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

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

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

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

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

Засновник (реєстрант) —

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

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

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

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

Рекомендовано до друку редакційною колегією журналу.

Видавець

ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН»

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

Тел./факс: (38044) 205-23-90

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/sem

За зміст рекламних матеріалів
 видавець відповідальності не несе.

Індекс реклам:

АТ «ІНСТИТУТ ТИТАНУ» – I та II стор. обкладинки

ЗМІСТ*

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

*Березос В.О., Ахонін С.В., Єрохін О.Г., Ліпчанчук Є.І.,
 Іщук Ю.Т.* Розподіл потужності електронно-променевого
 нагріву у кристалізаторі при виплавці зливків-слябів
 методом ЕПП 3

*Горностаї О.В., Осокін В.О., Литвин С.Є.,
 Крушинська Л.А., Хохлов М.А., Хохлова Ю.А.* Технологічні
 аспекти випаровування магнію електронним променем
 у вакуумі 11

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

Протоковілов І.В., Порохонько В.Б., Петров Д.А.
 Експериментальні дослідження динаміки охолодження
 металевої ванни при електрошлаковому переплаві 19

ПЛАЗМОВО-ДУГОВА ТЕХНОЛОГІЯ

*Шаповалов В.О., Жиров Д.М., Могилащенко В.Г.,
 Біктагіров Ф.К., Бурнашев В.Р.* Перспективи
 застосування плазмових технологій при відновленні
 заліза воднем 24

ЗАГАЛЬНІ ПИТАННЯ МЕТАЛУРГІЇ

Дідікін Г.Г. Виробництво та рафінування металургійного
 кремнію до кремнію сонячної градації (Огляд) 32

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Костін В.А. Вплив методів статистичного аналізу
 на прогнозування мікроструктури та властивостей
 високоміцних низьколегованих сталей 42

Берднікова О.М., Ань Тяньчен. Структура та властивості
 металу лопаток парових турбін в умовах ремонтного
 відновлення лазерним наплавленням 52

ІНФОРМАЦІЯ

Участь фахівців ІЕЗ ім. Є.О. Патона у ліквідації наслідків
 аварії на ЧАЕС 61

XXIV Міжнародний Промисловий Форум 2026 64

*Статті з журналу «Сучасна електрометалургія» вибірково перевидуються
 англійською мовою в журналі «The Paton Welding Journal»
 (індексується в Scopus):
<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj>

EDITORIAL BOARD

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

S.V. Akhonin (Editor in Chief),

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Founder (registrant) —

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

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

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

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

Recommended for publishing Editorial Board of the Journal.

Publisher

«PATON PUBLISHING HOUSE» LLC

03150, Ukraine, Kyiv, 11 Kazymyr Malevych Str.

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

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/sem

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

CONTENTS*

ELECTRON BEAM PROCESSES

*Berezos V.O., Akhonin S.V., Yerokhin O.H., Lipchanchuk Ye.I.,
Ishchuk Yu. T.* Power distribution of electron beam heating in
the mold during EBCHM ingot-slab melting 3

*Gornostai O.V., Osokin V.O., Lytvyn S.Ye., Krushynska L.A.,
Khokhlov M.A., Khokhlova J.A.* Technological aspects of
electron beam evaporation of magnesium in vacuum 11

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Protokovilov I.V., Porokhonko V.B., Petrov D.A. Experimental
studies of the cooling dynamics of the metal pool during
electroslag remelting 19

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

*Shapovalov V.O., Zhyrov D.M., Mogylatenko V.G.,
Biktagirov F.K., Burnashev V.R.* Prospects for the
application of plasma technologies in hydrogen-based iron
reduction 24

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Didikin G.G. Production and refining of metallurgical silicon
to solar grade silicon (Review) 32

MATERIALS SCIENCE

Kostin V.A. Influence of statistical analysis methods
on prediction of the microstructure and properties of
high-strength low-alloy steels 42

Berdnikova O.M., An Tiancheng. Structure and properties
of steam turbine blade metal under the conditions of repair
restoration by laser cladding 52

INFORMATION

Participation of PWI specialists in the elimination of the
consequences of the Chernobyl accident 61

XXIV International Industrial Forum 2026 64

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

РОЗПОДІЛ ПОТУЖНОСТІ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО НАГРІВУ У КРИСТАЛІЗАТОРІ ПРИ ВИПЛАВЦІ ЗЛИВКІВ-СЛЯБІВ МЕТОДОМ ЕПП

В.О. Березос, С.В. Ахонін, О.Г. Єрохін, Є.І. Ліпчанчук, Ю.Т. Ішук

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

РЕФЕРАТ

Виплавка титанових слябів прямокутного перерізу методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю є високоефективною альтернативою традиційному вакуумно-дуговому перепау. Вона повністю виключає капіталомістку стадію гарячого ковальського переділу та підвищує коефіцієнт використання металу з 0,65 до 0,90. Проте прямокутна геометрія кристалізатора створює зону двовимірної відведення тепла у водоохолоджувані мідні стінки. За даними моделювання, локальний тепловий потік у кутових зонах в 1,4...1,7 рази вищий, ніж на плоских ділянках периметра. Термічне переохолодження меніска загрожує появою ливарних дефектів: заворотів скоринки гарнісажу, глибоких гофр та діагональних несплавлень. Для компенсації крайових ефектів проведено комплекс робіт з обґрунтування та оптимізації параметрів просторово-часового сканування периферійного електронного пучка при виплавці слябів сплаву Ti–6Al–4V. Показано, що введення технологічної затримки тривалістю 0,5 с у кутових координатах траєкторії є оптимальним компромісом. За потужності пучка 54 кВт питома пікова щільність становить 5,48 кВт/см². Цей режим забезпечує усереднену щільність потужності в кутку на рівні 0,82 кВт/см². Експериментальною перевіркою підтверджено формування рівних кутів слябів повністю вільних від дефектів ливарного походження, заворотів скоринки, несплавлень та гофр. Бібліогр. 16, табл. 2, рис. 13.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: електронно-променева плавка, проміжна ємність, сляб, титановий сплав, потужність, технологічні режими

ВСТУП

У традиційній металургії титану базовим методом є вакуумно-дугова плавка (ВДП). Проте технологія ВДП фізично здатна формувати зливки тільки круглого перерізу [1, 2].

Традиційно листові напівфабрикати з титану і його сплавів виробляють шляхом виплавки зливків круглого перерізу методом ВДП, їх перековку на квадрат та наступної прокатки в плиту або лист [3, 4].

В Україні відсутні печі ВДП, тому металургійна переробка титану базується на технології електронно-променевої плавки з проміжною ємністю (ЕПП) [5]. Технологія ЕПП має ряд переваг перед традиційною технологією ВДП, однією з яких є можливість одержувати зливки прямокутного перерізу [6, 7]. Виробництво титанових зливків-слябів прямокутного перерізу методом ЕПП має колосальні економічні та технологічні переваги порівняно з традиційним ВДП [8].

Для виготовлення листових напівфабрикатів з титанових сплавів доцільніше виплавляти зливки-сляби прямокутного перерізу, що дозволяє усунути енергозатратну стадію проміжного перековування зливка круглого перерізу для подальшої прокатки у плиту або лист [9]. Перехід до прямо-

кутних слябів за допомогою ЕПП докорінно змінює всю виробничу схему — від підготовки шихти до отримання готового листового прокату [10].

Оскільки дуговий перепад дає круглий зливков, для отримання плоского листа або плити його необхідно відправити на потужний ковальський прес або блюмінг. Заготовку багаторазово нагрівають у газових печах до температур понад 1000 °C і деформують (кують), перетворюючи круглий переріз на прямокутний. Це призводить до колосальних витрат енергії та утворення товстого шару окалини, який потім повністю обточують (рис. 1).

Електронно-променева технологія одержання зливків-слябів дозволяє формувати прямокутний зливков безпосередньо з рідкої фази у кристалізаторі [11]. Отриманий сляб після мінімального поверхневого обточування відразу готовий до завантаження у прокатний стан для отримання титанових плит та листів. Виключення ковальського переділу знижує собівартість кінцевого прокату на 20...30 %.

Через геометричну відповідність форми сляба формі кінцевого плоского прокату ЕПП забезпечує значне заощадження дорогого титану: при куванні круглого зливка у прямокутну заготовку неминує виникати великі відходи: обрізь, вигорання металу в печі за багаторазових нагрівів та глибоке обточування тріщин. Коефіцієнт використання металу (КВМ) у ланцюжку ВДП-кування

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

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

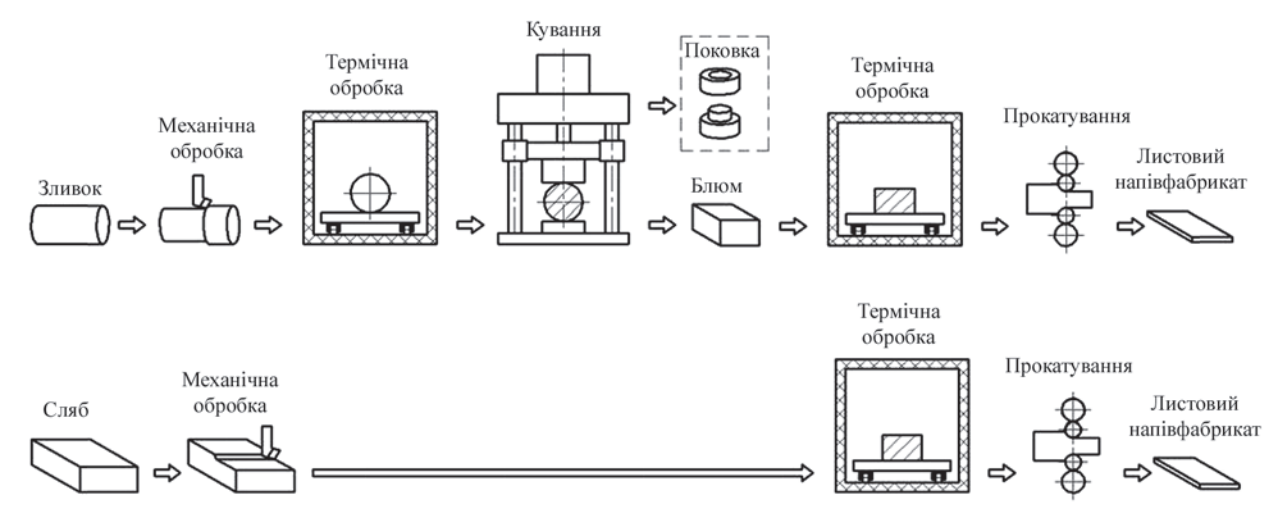


Рис. 1. Схема технологічних переходів для отримання листового прокату

рідко перевищує 0,65...0,70 [4]; при безпосередньому виплавленні сляба методом ЕПП відходиться до мінімуму. Якісний підігрів периферії забезпечує задовільну литу поверхню зливка, що потребує лише поверхневої механічної обробки на глибину 4...7 мм. КВМ зростає до 0,85...0,92.

Окрім того, за кристалізації великих круглих зливок ВДП, через великий об'єм рідкої ванни, виникає небезпечна зональна ліквіація легуючих елементів та домішок [12].

Технологія ЕПП дозволяє усунути ці негативні явища завдяки тому, що у кристалізаторі прямокутного перерізу глибина рідкої ванни є невеликою (охолодження через вузьку сторону відбувається дуже інтенсивно), а завдяки керованому розподілу енергії нагріву (периферійний прогрів + центральний растр) забезпечується плоский неглибокий фронт кристалізації [13]. Це повністю усуває макроліквіацію за легуючими елементами, забезпечуючи високу однорідність механічних властивостей по всьому перерізу майбутнього сляба.

Але зміна форми перерізу одержуваного зливка тягне за собою суттєві зміни в технологічних режимах ведення процесу плавки. Тому технологія ЕПП зливок-слябів сплавів титану потребує додаткових досліджень з точки зору особливостей

формування поверхні, структури та розподілу легуючих елементів по перерізу зливка-сляба.

Так під час виплавки зливок прямокутного перерізу постає складне теплофізичне завдання забезпечення рівномірного термічного поля по всьому периметру кристалізатора.

Геометрія прямокутного сляба накладає жорсткі обмеження на розподіл потужності, що вводиться. На відміну від круглих зливок, кутові зони прямокутного водоохолоджуваного кристалізатора піддаються двовимірному (двокоординатному) відведенню тепла в мідні стінки. Без спеціалізованого компенсуючого нагріву це неминує призводить до локального переохолодження розплаву в кутах, передчасного намерзання кірок, виникнення дефектів поверхні (гофр, несплавлення) та порушення макроструктури зливка.

Актуальність проблеми керування термічними градієнтами та розподілом потужності при ЕПП зливок прямокутного перерізу сплавів титану зумовлена суворими вимогами до якості та надійності матеріалів.

У класичній металургії круглих зливок відведення тепла у водоохолоджувану мідну стінку є радіально симетричним. Прямокутна геометрія сляба порушує цю симетрію.

Таблиця 1. Порівняльна таблиця технологій

Показник	Традиційний метод: ВДП + кування	Оптимізований метод: ЕПП (сляб)
Форма первинного зливка	Тільки кругла (циліндр)	Прямокутна (сляб)
Енерговитрати на деформацію	Високі (багаторазовий нагрів під прес)	Відсутні (пряма прокатка сляба)
Можливість використання стружки	Обмежена (потребує пресування в електрод)	До 100 % у сипкому вигляді
Коефіцієнт використання металу (КВМ)	0,65...0,70	0,85...0,92
Ризик появи тугоплавких включень (НДІ)	Високий (переходять з електроду в зливков)	Повністю відсутній (рафінування в проміжній ємності)

Двовимірний тепловідвід. На прямих ділянках тепло йде лінійно (в одному напрямку). У кутах розплав віддає тепло одночасно у дві перпендикулярні мідні стінки.

Дефіцит енергії. Без додаткового компенсуючого нагріву кутові зони охолоджуються у 1,4...1,7 рази швидше, ніж плоскі ділянки периметра.

Наслідки переохолодження. Це призводить до надмірного розростання твердого гарнісажу в кутах, деформації меніска рідкого металу, «завороту» скоринки та утворення глибоких гофр на поверхні зливка. У гірших випадках виникають несплавлення (непровари), які вимагають глибокої механічної обробки сляба, що переводить до 10...15 % дорогого титанового сплаву в стружку.

Тому оптимізація параметрів сканування електронного променя у кристалізаторі та вирішення проблеми кутового ефекту без перегріву розплаву дозволяє збільшити вихід придатного металу на 8...12 % за рахунок ідеальної геометрії та якості поверхні сляба та забезпечити сувору хімічну однорідність за легуючими (зокрема алюмінієм) по всьому перерізу.

В ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України були проведені роботи з обґрунтування оптимізованого режиму двопробеневого нагріву зливка-сляба перерізом 600×170 мм з технологічною затримкою периферійного пучка в кутах тривалістю 0,5 с.

ВИХІДНІ ДАНІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ПАРАМЕТРИ БУЛИ НАСТУПНІ

Переріз сляба — 600×170 мм; матеріал — титановий сплав ВТ6 ($\rho \approx 4430 \text{ кг/м}^3$); продуктивність — 250 кг/год; висота порції — 5 мм;

контур 1 (периферійний): струм променя $I = 2 \text{ А}$, прискорювальна напруга $U = 27 \text{ кВ}$; швидкість руху променя по прямих ділянках $v = 1 \text{ м/с}$; захід ефективного краю пучка на мідь 3 мм;

контур 2 (центральный): струм променя $I = 2 \text{ А}$, напруга $U = 27 \text{ кВ}$, рівномірна растрова розгортка по дзеркалу ванни;

діаметр плями пучка D : 40 мм (ефективний радіус нагріву $R_n = 20 \text{ мм}$; затримка в кутах кристалізатора t_3 : 0,5 с.

КІНЕМАТИКА ТА ЧАСОВИЙ ЦИКЛ СКАНУВАННЯ

Периметр кристалізатора становить:

$$L = 2 \times (600 + 170) = 1540 \text{ мм} = 1,54 \text{ м.}$$

За швидкості променя $v = 1,0 \text{ м/с}$ час чистого руху по контуру становить 1,54 с. Сумарний час затримки в 4-х кутах: $4 \times 0,5 \text{ с} = 2,0 \text{ с}$.

Повний період одного обходу периферійного пучка становить:

$$t_{\text{цикл}} = 1,54 + 2,0 = 3,54 \text{ с.}$$

За продуктивності плавки 250 кг/год швидкість вертикального витягування сляба становить 9,22 мм/хв (0,154 мм/с). Порція металу висотою 5 мм наплавляється за $\Delta t = 32,5 \text{ с}$. За час формування однієї порції периферійний промінь здійснює рівно 9,18 повних циклів обходу, що гарантує високу квазістаціонарність підведення тепла.

МАТЕМАТИЧНИЙ ОПИС ГАУССОВОГО РОЗПОДІЛУ ПОТУЖНОСТІ

Для одиночного електронного пучка локальна щільність теплового потоку $q(r)$ описується двовимірним законом Гауса. Середньоквадратичне відхилення σ розраховується з умови падіння потужності до $\approx 20 \%$ на межі ефективного радіуса $R_n = 2 \text{ см}$:

$$\sigma = \frac{R_n}{3} = 1,155 \text{ см.}$$

Приймаючи ефективний коефіцієнт корисної дії введення енергії електронів у титан $\eta \approx 0,85$, корисна теплова потужність кожного пучка становить:

$$P_{\text{эф}} = I \times U \times \eta = 2 \text{ А} \times 27 \text{ кВ} \times 0,85 = 45,9 \text{ кВт.}$$

Пікова щільність теплового потоку на осі нерухомого пучка:

$$q_{\text{max}} = \frac{P_{\text{эф}}}{2\pi\sigma^2} = \frac{45900}{2 \times 3,14 \times 1,155^2} = 5,48 \text{ кВт/см}^2.$$

Графік розподілу щільності теплового потоку для периферійного пучка потужністю 54 кВт (з урахуванням ефективного вводу енергії в метал 45,9 кВт) показано на рис. 2.

Шляхом інтегрування рухомого Гауссового джерела тепла та ділянок його фіксованої затримки отримано модифіковану карту усередненої за цикл щільності потужності (рис. 3). Локальний часовий розподіл показує, що в кутових зонах середня щільність теплового потоку становить

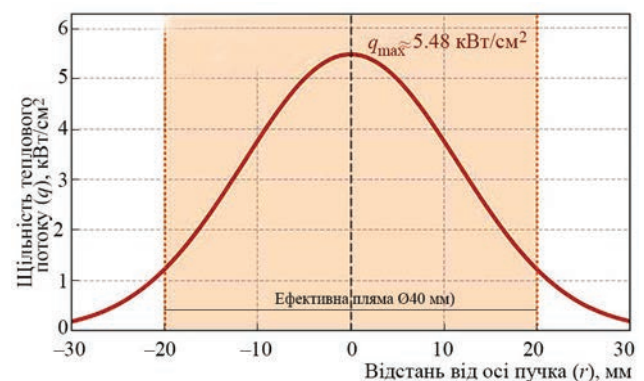


Рис. 2. Гаусів розподіл потужності периферійного пучка

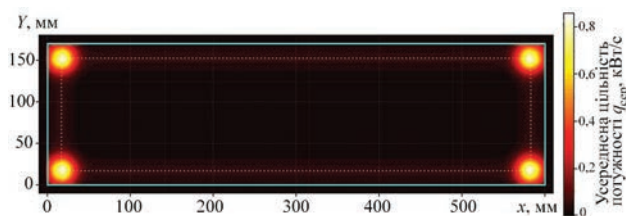


Рис. 3. Розподіл усередненої щільності потужності за цикл сканування, кВт/см²

0,82 кВт/см², тоді як на лінійних ділянках вона стабілізується на позначці 0,045 кВт/см², що забезпечує точкове фокусування енергії у зоні максимальних теплофізичних втрат прямокутного кристалізатора.

Оскільки пучок заходить краєм на мідну стінку кристалізатора на 3 мм координата центра пучка зміщена всередину ванни розплаву на відстань:

$$\delta_{\text{зм}} = R_{\text{н}} - 3 \text{ мм} = 17 \text{ мм від стінок.}$$

Даний режим є технологічно виправданим. Частковий захід пучка на водоохолоджуваний торець кристалізатора гарантує, що рідкий титан на самому меніску (стику з міддю) гарантовано розплавлений. Це виключає завороти скоринки гарнісажу та запобігає утворенню поверхневих дефектів (гофр, напливів) на слябі.

У момент півсекундної зупинки в кутовій точці кристалізатора тепловий потік на відстані 17 мм від центра (тобто точно на кромці мідної стінки) становить близько 2,5 % від пікового — порядку 0,14 кВт/см². Це забезпечує м'який прогрів мідної стінки без ризику її локального пропалювання.

РОЗРАХУНОК ІНТЕГРАЛЬНОГО БАЛАНСУ ТЕПЛА В КРИСТАЛІЗАТОРІ

Для кристалізатора ЕПП сумарний баланс теплової енергії формується з приходу енергії від двох незалежних електронно-променевих гармат та її подальшої витрати через канали теплопровідно-



Рис. 4. Інтегральний баланс витрат тепла у прямокутному кристалізаторі

сті, випромінювання та випаровування (тепло, що надходить із проміжної ємності з рідким металом не враховуємо).

Повна електрична потужність системи у цьому випадку:

$$P_{\Sigma} = P_1 + P_2 = 54,0 + 54,0 = 108,0 \text{ кВт.}$$

Ефективна теплова потужність, що вводиться в розплав (з урахуванням відбиття електронів $\eta = 0,85$):

$$P_{\text{еф.сумм}} = 91,8 \text{ кВт.}$$

У режимі із затримкою 0,5 с тепловий баланс периферійного променя розділяється математично на два етапи:

енергія затримки в кутах $E_{\text{кут}}$:

$$E_{\text{кут}} = 4 \text{ кути} \times 45,9 \text{ кВт} \times 0,5 \text{ с} = 91,8 \text{ кДж};$$

енергія лінійного сканування $E_{\text{рух}}$:

$$E_{\text{рух}} = 45,9 \text{ кВт} \times 1,54 \text{ с} = 70,69 \text{ кДж.}$$

Частка енергії, що цілеспрямовано виділяється в кутових зонах під час затримки 0,5 с, становить 56,5 % від загального балансу периферійного нагріву. Спираючись на данні раніше проведених досліджень [14] та додатково проведені розрахунки було одержано графік інтегрального балансу витрат тепла в кристалізаторі прямокутної форми (рис. 4).

Для проведення плавок зливків модельного сплаву титану Ti–6Al–4V використовувалася промислова електронно-променева установка УЕ-5812 (рис. 5) оснащена проміжною ємністю [15, 16].

Застосування проміжної ємності (рис. 6, 7) дозволяє не тільки провести очищення від шкідливих домішок і включень різної щільності, а й отримати зливки з однорідним хімічним складом і якісною структурою.

В процесі плавки застосовується кристалізатор прямокутного перерізу (рис. 8). А в якості шихто-



Рис. 5. Зовнішній вигляд промислової електронно-променевої установки УЕ-5812

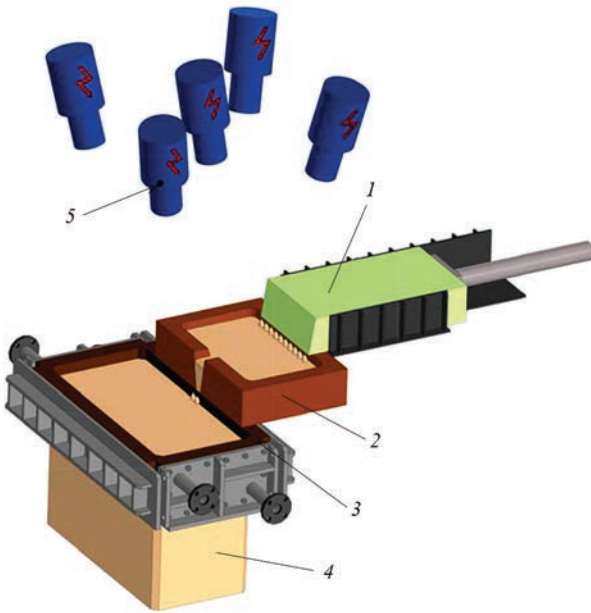


Рис. 6. Схема ЕПП з проміжною ємністю: 1 — витратна заготовка; 2 — проміжна ємність; 3 — кристалізатор; 4 — зливко-сляб; 5 — електронно-променеві гармати

вої заготовки — обрізь титану марки Ti-6Al-4V (рис. 9).

Чисельні значення технологічних параметрів плавки, що використовувалися при виплавці зливка-сляба сплаву титану Ti-6Al-4V наведено нижче:

Технологічний параметр, мм	170×600
Швидкість плавки, кг/год	250
Висота порцій, мм	5
Потужність в кристалізаторі, кВт	108
Потужність в проміжній ємності, кВт	390

Нагрівання розплаву металу згідно розрахунків проводилося двома електронними променями. Перший промінь потужністю 54 кВт проходить по всій поверхні ванни розплаву, другий промінь потужністю 54 кВт переміщується по периметру ванни із затримкою у кутах кристалізатора (рис. 10).

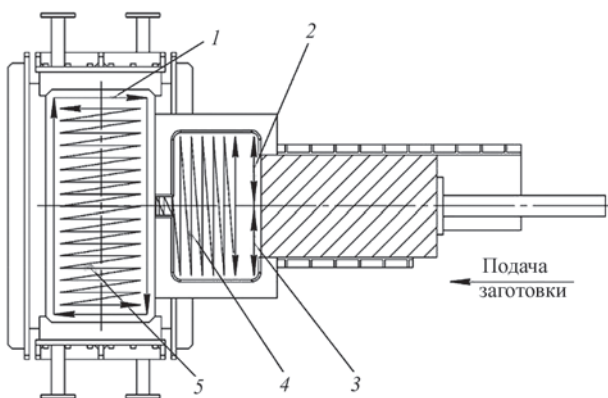


Рис. 7. Схема розташування та розгортки променів для плавки зливок сплавів титану: 1–5 траєкторії розгортки відповідних електронно-променевих гармат

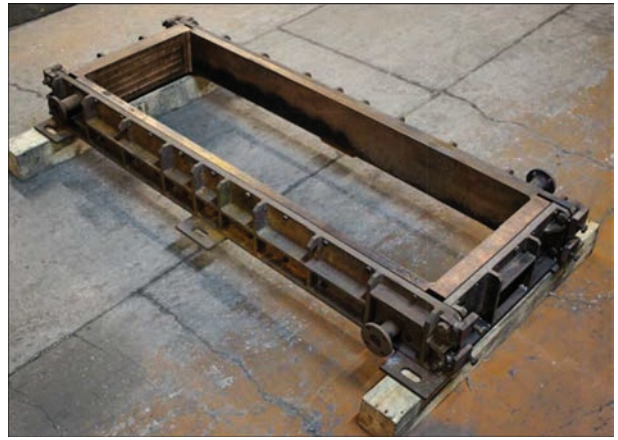


Рис. 8. Загальний вигляд кристалізатора прямокутного перерізу

В результаті дослідних плавок було отримано зливко-сляб перерізом 170 × 600 мм титанового сплаву Ti-6Al-4V (рис. 11). З метою визначення глибини залягання усадкової раковини усадку в кінці плавки не проводили.

Виготовлення повздовжнього темплету зі зливка-сляба перетином 170×600 мм сплаву титану Ti-6Al-4V показало, що усадкова раковина сконцентрована у головній частині зливка на глибині до 40 мм від поверхні (рис. 12). Даний факт свідчить про те, що при обраних режимах формується дрібна рідка ванна.

Макроструктура зливка-сляба перерізом 170×600 мм модельного сплаву титану Ti-6Al-4V, отриманого методом ЕПП, вивчалася на цьому ж повздовжньому темплеті. Виявлення структури проводилося травленням темплету в 15%-ому роз-



Рис. 9. Шихтова заготовка для виплавки зливка-слябу сплаву Ti-6Al-4V

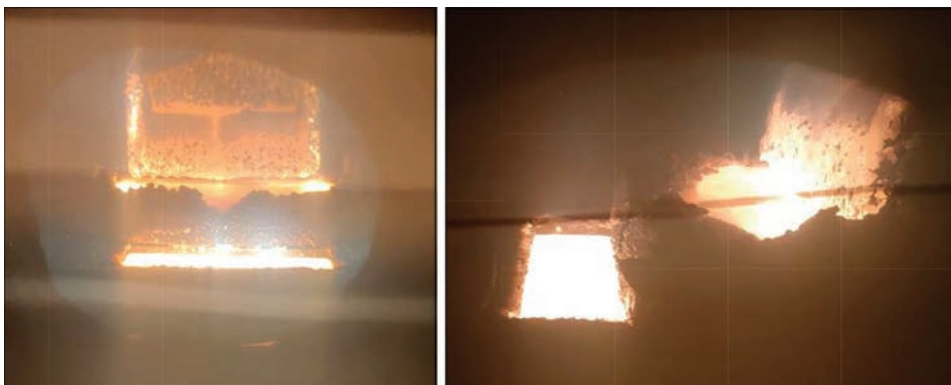


Рис. 10. Процес ЕПП зливка-сляба перерізом 170×600 мм титанового сплаву Ti-6Al-4V



Рис. 11. Зливко-сляб перерізом 170×600 мм сплаву титану Ti-6Al-4V

чині фтористої кислоти з додаванням 3%-ної азотної кислоти при кімнатній температурі.

Структура металу зливка (рис. 12) щільна, однорідна, з відсутністю зон, що по різному травляться по перерізу зливка. Істотної різниці в структурі центральної зони зливка і периферійної зони не спостерігається. Кристалічна будова металу однакова по всій довжині зливка і характеризується кристалами, формою близькими до рівноосних. Ділянки стовпчастої структури відсутні. Харак-

терною для зливків ВДП сегрегації легуючих елементів не виявлено.

Візуальний аналіз поверхні зливка-сляба перерізом 170 × 600 мм модельного сплаву титану Ti-6Al-4V, отриманого методом ЕПП, показали, що в процесі електронно-променевої плавки формуються рівні кутові зони, повністю вільні від дефектів ливарного походження (рис. 13).

У досліджених зразках не виявлено таких поширених для прямокутної геометрії дефектів, як завороти скоринки, несплавлення меніска розплаву з гарнісажем або глибокі гофри. Поверхня слябів у кутах характеризується високою щільністю та геометричною однорідністю.

Отримані результати експериментально підтверджують, що обрані теплофізичні параметри процесу, зокрема, траєкторія руху периферійного променя із заходженням на мідний торець на 3 мм та введення строго дозованої технологічної затримки в кутах тривалістю 0,5 с є оптимальними. Це свідчить про повну компенсацію двовимірного відведення тепла в мідну гільзу кристалізатора та правильність розрахованих технологічних режимів.

Для оцінки якості металу отриманих зливків-слябів проводилося дослідження хімічного складу зразків, відібраних по довжині та перетину. Результати аналізу хімічного складу металу отриманого зливка-сляба (табл. 3) показали, що розпо-

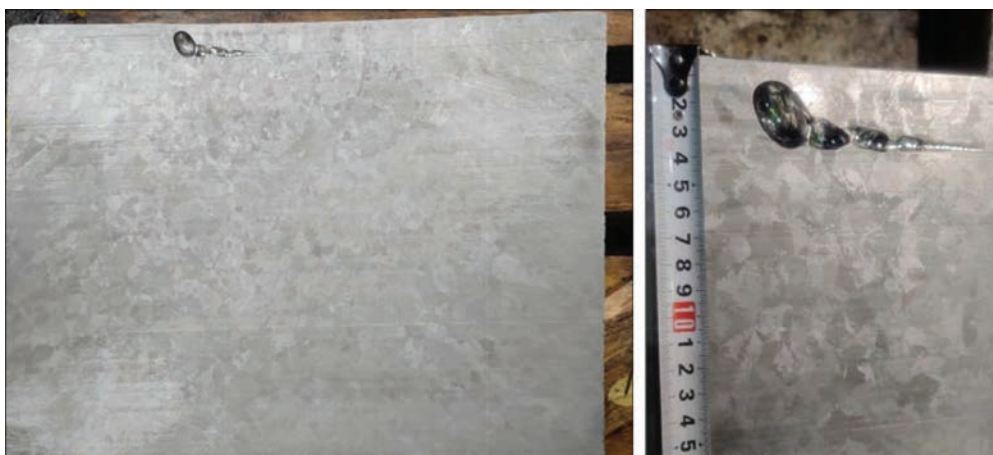


Рис. 12. Макротемплет зливка-сляба перетином 170×600 мм модельного сплаву титану Ti-6Al-4V, отриманого методом ЕПП

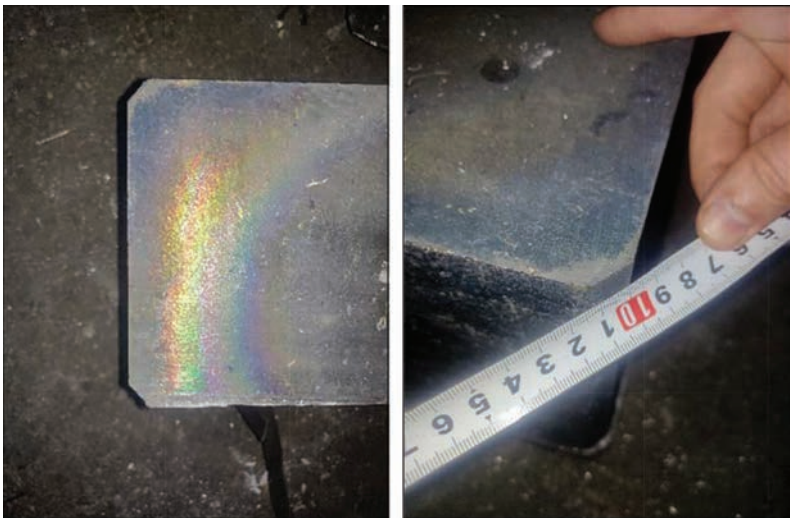


Рис. 13. Кутові зони отриманих зливків-слябів 170×600 мм

Таблиця 2. Розподіл легуючих елементів і домішок по довжині зливка-сляба титану марки Ti–6Al–4V, отриманого за розробленою технологією ЕПП

Частина зливка	Місце відбору проби*	Вміст, мас. %						
		Al	V	Fe	Si	Zr	O	N
Верхня	О	6,18	3,91	0,09	0,04	0,01		
	С	6,29	4,15	0,07	0,05	0,01	0,09	0,026
	П	6,25	4,25	0,09	0,04	0,01		
Середня	О	6,31	4,03	0,08	0,06	0,01		
	С	6,30	4,14	—»—	—»—	0,01	—»—	—»—
	П	6,36	4,18	0,06	0,04	0,01		
Нижня	О	6,43	4,19	0,09	0,05	0,01		
	С	6,62	3,87	0,08	0,06	0,01	0,11	0,024
	П	6,48	3,96	0,10	0,07	0,01		
ГОСТ 19807–91		5,3...6,8	3,5...5,3	<0,6	<0,1	<0,3	<0,2	<0,05

*О — поблизу осі зливка; С — поблизу середини радіусу; П — в периферійній зоні.

діл легуючих елементів рівномірний і відповідає марочному складу.

Таким чином, визначено технологічні режими одержання зливків-слябів перерізом 170×600 мм, які забезпечують необхідний хімічний склад та усувають дефекти ливарного походження поверхні.

Показано, що введення 0,5-секундної затримки периферійного пучка в кутах кристалізатора 170 × 600 мм є оптимальним технологічним компромісом. Режим забезпечує достатній приплив тепла для ліквідації кутової пастки двовимірного відведення тепла, але повністю запобігає перегріву дзеркала розплаву, що сприяє формуванню задовільної поверхні зливка-сляба.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Cui, Jiajun, Li, Baokuan, Liu, Zhongqiu et al. (2022) Comparative investigation on ingot evolution and product quality under different arc distributions during vacuum arc remelting process. *J. of Materials Research and Technology*, **18**. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.04.058>

2. Patel, A., Minisandram, R., Evans, D. (2004) Modeling of Vacuum Arc Remelting of Alloy 718 Ingots. In: *Proc. of the Inter. Symp. on Superalloys*. DOI: https://doi.org/10.7449/2004/Superalloys_2004_917_924

3. Lütjering, G., Williams, J.C. (2007) *Titanium*. 2nd Ed. Berlin, Heidelberg, Springer-Verlag.

4. (2015) *Titanium: Physical metallurgy, processing, and applications*. Ed. by F.H. Froes. Materials Park, ASM International.

5. Akhonin, S., Pikulin, O., Berezos, V. et al. (2022) Determining the structure and properties of heat resistant titanium alloys VT3-1 and VT9 obtained by electron beam melting. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **5(12–119)**, 6–12. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2022.265014>

6. Wang, Y., Xin, Y., Gao, L. et al. (2024) The analysis of the compositional uniformity of a Ti–Al alloy during electron beam cold hearth melting: A numerical study. *Metals*, **14**, 884. DOI: <https://doi.org/10.3390/met14080884>

7. Cao, W., Ma, C., Li, Y. et al. (2024) Numerical simulation study on solidification process of titanium slab ingot by electron beam cold hearth melting. *Materials Research Express*, **11(8)**, 086514. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ad71a3>

8. Nyakana, S., Fanning, J. (2007) *An overview of titanium alloys produced by electron-beam single-melting*. SAE Techni-

- cal Paper 2007-01-3884. DOI: <https://doi.org/10.4271/2007-01-3884>
9. Zhang, H.Z., Yi, J.H., Wang, J.S. et al. (2022) Effect of direct rolling process on microstructure and mechanical properties of the electron beam cold hearth melting Ti-6Al-4V alloy. *Metals*, **12**, 2018. DOI: <https://www.mdpi.com/2075-4701/12/12/2018>
 10. Zhang, Q., Hao, X.B., Li, B.B. et al. (2020) Microstructure and properties of TC4 alloy sheet by EB melting slab straight rolling. *Heat Treat. Met.*, **45**, 196–202.
 11. Chong, Ma, Wei, Cao, Benhua, Liu et al. (2024) Simulation prediction of CP-Ti slab ingot solidification structure based on the CAFE method. *Inter. Communications in Heat and Mass Transfer*, **159**. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.icheatmasstransfer.2024.108155>
 12. Mitchell, A., Kawakami, A., Cockcroft, S.L. (2007) Segregation in titanium alloy ingots. *J. High-Temp. Mater. Proces.*, **26(1)**, 59–77.
 13. Markovsky P.E., Akhonin, S.V., Berezos, V.O. et al. (2024) Layered titanium-based materials manufactured with cast and wrought: Production, composition, microstructure, and mechanical properties. *Prog. Phys. Met.*, **25(4)**, 736–764. DOI: <https://doi.org/10.15407/ufm.25.04.736>
 14. Akhonin, S.V., Gorislavets, Yu.M., Glukhenkiy, A.I. et al. (2019) Modeling hydrodynamic and thermal processes in the mould in cold-hearth electron beam melting. *Suchasna Elektrometallurgiya*, **4**, 9–17. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem2019.04.02>
 15. Akhonin, S.V., Berezos, V.O., Medvedev, M.I. et al. (2025) Mastering the technology of producing ingots from heat-resistant alloys KhN38VT and KhN60VT by the electron beam melting method. *The Paton Welding J.*, **1**, 21–27. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2025.01.04>
 16. Trigub, N.P., Zhuk, G.V., Kornejchuk, V.D. et al. (2007) Commercial electron beam installation UE-5812. *Advances in Electrometallurgy*, **1**, 9–11.

POWER DISTRIBUTION OF ELECTRON BEAM HEATING IN THE MOLD DURING EBCHM INGOT-SLAB MELTING

V.O. Berezos, S.V. Akhonin, O.H. Yerokhin, Ye.I. Lipchanchuk, Yu.T. Ishchuk

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

ABSTRACT

The production of rectangular titanium slabs via electron beam cold hearth melting is a highly efficient alternative to conventional vacuum arc remelting. It completely eliminates the capital-intensive stage of hot breakdown forging and increases the material utilization coefficient (yield) from 0.65 to 0.90. However, the rectangular geometry of the mold creates a zone of two-dimensional heat dissipation into the water-cooled copper walls. According to modeling data, the local heat flux in the corner zones is 1.4–1.7 times higher than on the flat sections of the perimeter. Thermal supercooling of the meniscus poses a risk of casting defects, such as skull foldovers, deep ripples, and diagonal lacks of fusion. To compensate for edge effects, a comprehensive study was conducted to substantiate and optimize the space-time scanning parameters of the peripheral electron beam during the melting of Ti-6Al-4V alloy slabs. It is demonstrated that introducing a 0.5 s technological delay of the peripheral beam in the corner coordinates of the trajectory represents an optimal compromise. At a beam power of 54 kW and a peak specific density of 5.48 kW/cm², this mode provides a cycle-averaged power density in the corner at 0.82 kW/cm². Experimental verification confirmed the formation of smooth slab corners, entirely free from casting defects, skull foldovers, lacks of fusion, and ripples. 16 Ref., 2 Tabl., 13 Fig.

KEYWORDS: beam melting, cold hearth, slab, titanium alloy, power, technological modes

ORCID

V.O. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>, С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, О.Г. Єрохін — <https://orcid.org/0000-0003-2105-5783>, Є.І. Ліпчанчук — <https://orcid.org/0009-0000-3221-2575>, Ю.Т. Іщук — <https://orcid.org/0009-0004-6679-6977>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛІА ЛІСТУВАННЯ

В.О. Березос

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

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.О. Березос, С.В. Ахонін, О.Г. Єрохін, Є.І. Ліпчанчук, Ю.Т. Іщук (2026) Розподіл потужності електронно-променевого нагріву у кристалізаторі при виплавці зливків-слябів методом ЕПП. *Сучасна електрометалургія*, **03**, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.03.01>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 02.07.2026

Отримано у переглянутому вигляді 09.07.2026

Затверджено до друку 14.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026

ТЕХНОЛОГІЧНІ АСПЕКТИ ВИПАРОВУВАННЯ МАГНІЮ ЕЛЕКТРОННИМ ПРОМЕНЕМ У ВАКУУМІ

О.В. Горностай, В.О. Осокін, С.Є. Литвин, Л.А. Крушинська, М.А. Хохлов, Ю.А. Хохлова

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

РЕФЕРАТ

Магнієві покриття розглядаються як перспективний клас біодеградованих функціональних шарів для модифікації поверхні матеріалів, що використовуються для отримання імплантатів завдяки здатності іонів магнію стимулювати процеси регенерації кісткової тканини та остеоінтеграції. В статті наведено результати досліджень особливостей формування магнієвих плівок (покриттів) товщиною 0,6...3,6 мкм методом електронно-променевого фізичного осадження з парової фази (ЕВ–PVD) у вакуумі. Метод ЕВ–PVD забезпечує високу чистоту плівок та точний контроль параметрів осадження. Метою роботи було встановлення впливу конструкції випарника та геометрії направленої парового потоку на структуру, морфологію й елементний склад магнієвих плівок, осаджених на поверхню кремнієвих і мідних підкладок шляхом випаровування із відкритого (лункового) та каналного вольфрамових випарників. Температура підкладок варіювалась від 40 до 98 °С, а час напilenня від 60 до 720 с. Встановлено, що застосування каналного випарника забезпечує більш стабільний процес випаровування та локалізоване осадження покриттів з вищою ефективністю використання матеріалу, що випаровується. Показано, що орієнтація підкладки відносно потоку магнієвої пари істотно впливає на морфологію сформованих плівок: на вертикальних підкладках утворюються більш дрібнозернисті структури з вузьким розподілом зерен за розмірами, тоді як на горизонтальних — більш крупнозерниста мікроструктура. Визначено, що зниження швидкості випаровування до $1,24 \text{ мг}\cdot\text{с}^{-1}$ у поєднанні з направленим паровим потоком сприяє формуванню магнієвих плівок з однорідною субмікронною мікроструктурою із середнім розміром зерна близько 0,3 мкм. Рентгенофазовий аналіз підтвердив утворення кристалічної магнієвої фази з переважною текстурою (002), що потенційно може позитивно впливати на корозійну поведінку покриттів. Бібліогр. 12, табл. 3, рис. 5.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: електронний промінь, парова фаза, магній, кремній, мідь, покриття

ВСТУП

Магній є природним компонентом кісткової тканини та характеризується високою біосумісністю, а його модуль пружності є ближчим до кістки людини порівняно з традиційними металевими імплантативними матеріалами. Завдяки біодеградації з вивільненням іонів Mg^{2+} здатен стимулювати процеси регенерації кісткової тканини та сприяти остеоінтеграції [1]. Разом з тим використання масивних магнієвих імплантатів обмежується їх низькими механічними характеристиками та схильністю до швидкої неконтрольованої корозії. Для підвищення міцності магній зазвичай легують, однак це може призводити до утворення інтерметалідних фаз, формування локальних гальванічних пар та підвищення швидкості корозії, а також потенційних ризиків, пов'язаних із біологічною дією окремих легуючих елементів. У зв'язку з цим перспективним підходом є використання магнію у вигляді поверхневих покриттів на традиційних імплантативних матеріалах, зокрема титанових сплавах. Такий підхід дозволяє поєднати високі механічні властивості та довготривалу стабільність металевої основи з біологічними перевагами магнію, а також частково зменшити ефект екранування напружень (stress shielding),

характерний для жорстких металевих імплантатів [1, 2]. Упродовж останніх років значний інтерес дослідників привертають тонкі магнієві плівки та магній-вмісні покриття, отримані методами фізичного осадження з парової фази (ЕВ–PVD) [3–9]. Однією з основних тем сучасних робіт є аналіз морфології та мікроструктури магнієвих плівок. У роботі [3], досліджено оптичні та структурні властивості Mg-плівок товщиною 100...1280 нм та показано, що тонкі плівки (~100 нм) характеризуються підвищеною пористістю, тоді як при збільшенні товщини формується стовпчаста структура.

МЕТА РОБОТИ

— дослідження особливостей формування тонких магнієвих плівок при електронно-променевому випаровуванні магнію з відкритого (лункового) та каналного вольфрамових випарників, а також встановлення впливу геометрії направленої парового потоку (ПП) на морфологію, структуру та елементний склад конденсатів.

ВИКОРИСТАНІ МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Випаровування магнію з подальшим осадженням отриманого парового потоку проводили на лабораторній електронно-променевій установці УЕ-142. Для відпрацювання методики осадження магнієвих плівок використовували модельні (тестові) підкладки з монокристалічного кремнію та мідної фольги.

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

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

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

Основні дослідження морфології, мікроструктури та елементного складу виконували на кремнієвих підкладках, які завдяки низькій шорсткості поверхні та стабільності геометричних розмірів є зручним об'єктом для оптичної, електронної мікроскопії рентгеноспектрального аналізу елементного складу та рентгенофазового аналізу. Мідну фольгу застосовували як допоміжний технологічний елемент для кріплення кремнієвих підкладок і візуального контролю локалізації парового потоку під час відпрацювання режимів осадження. Оскільки результати дослідження структури та складу магнієвих покриттів були отримані саме на кремнієвих підкладках, які були розміщені в горизонтальному (Г) і вертикальному (В) положеннях, тому у подальшому викладі наведено результати лише для них.

Схема розміщення вольфрамового випарника відносно тестових підкладок представлена на рис. 1. Паровий потік орієнтували каналом випарника на тестові підкладки. Випаровування магнію проводили в трьох порівняльних варіантах: нагрівом електронним променем вольфрамового лункового випарника з магнієм, розташованим у лунці Ø12 мм (варіант-I) і нагрівом каналного вольфрамового випарника [10] Ø12 мм з вихідним каналом Ø4,5 мм довжиною 10 мм з різною швидкістю випаровування (V_v) (варіантах-II та III). У варіанті-I магній нагрівався прямим електронним променем, у варіантах-II та III — магній нагрівався за рахунок радіаційного нагріву від корпусу випарника.

Температуру вольфрамового випарника та тестових підкладок вимірювали за допомогою хромель-алюмелевої термопари К-типу. Під час контролю температури випарника термопару розміщували між корпусом вольфрамового випарника

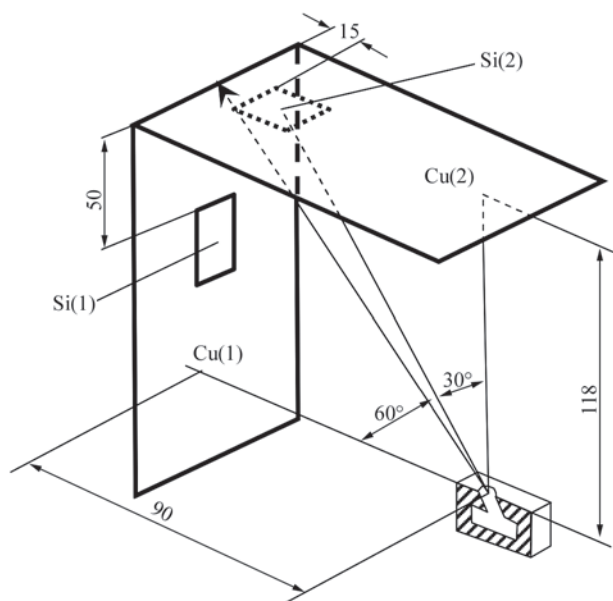


Рис. 1. Схема розміщення мідних та кремнієвих тестових підкладок відносно вольфрамового випарника: відповідно горизонтально розташованих Cu (2) та Si (2) та вертикально розташованих Cu (1) та Si (1)

ка та опорною плитою, що забезпечувало безперервний контроль температури корпусу випарника протягом усього процесу електронно-променевого випаровування. Температуру підкладок визначали шляхом розміщення термопари в центральній частині горизонтальної або вертикальної мідної тестової підкладки. Вимірювання температури проводили безперервно в режимі реального часу протягом усього процесу осадження покриттів.

В якості вихідних матеріалів для випаровування використовували магній чистотою не менше 99,85 %. Тестові підкладки були виготовлені з кремнію — монокристалічного 99,999 % (ГОСТ 19658–81) та мідної фольги М00 99,98 % (ГОСТ 859–2001). Кількість матеріалу, що випаровувався під час експерименту, контролювали порівнянням маси Mg між експериментами. Вимірювання маси використаних матеріалів проводили на лабораторних аналітичних вагах ANG 100C високого класу точності (ГОСТ 24104–88) з ціною поділки 0,0001 г (0,1 мг). Товщину покриття розраховували за величиною приросту маси з урахуванням площі осадження та густини магнію відповідно до співвідношення:

$$h = \Delta m / \rho S,$$

де h — товщина покриття; Δm — приріст маси підкладки після осадження; ρ — густина магнію 1,74 г/см³; S — площа покриття.

Дослідження морфології поверхні та елементного складу магнієвих плівок на тестових підкладках проводилися за допомогою скануючого електронного мікроскопу, CamScan 4D (Великобританія) з рентгенівською приставкою INCA-200 Energy. Зображення поверхні плівок Mg отримані також на оптичному мікроскопі (Polyvar Met). Рентгено-фазовий аналіз (РФА) проводили на дифрактометрі ДРОН-4-07 у відфільтрованому CuK_α випромінюванні при геометрії знімку по Бреггу–Брентано в кутовому інтервалі 10–90° з кроком 0,05 мкм і експозицією в точці 1 с.

Цифрові зображення поверхні магнієвих плівок, отримані методом оптичної мікроскопії, обробляли із застосуванням програмного забезпечення Image-Pro Plus. За результатами комп'ютерного аналізу визначали розміри кристалітів методом випадкових січних (хорд), розраховували середній хордовий розмір кристаліту та будували гістограми розподілу кристалітів за розмірами. Статистичну обробку експериментальних даних і побудову гістограм виконували із застосуванням пакету програмного забезпечення Statgraphics.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

В табл. 1–3 показані технологічні параметри випаровування магнію. При указаних технологічних параметрах проведених експериментів температура випарника T_w змінювалась в залежності від

варіантів випаровування і типу випарника. При випаровуванні магнію з вольфрамового лункового випарника Ø12 мм нагрітим прямим електронним променем $T_{\text{в}}$ зростала з 280 до 760 °С при тривалості процесу (t) від 60 до 300 с. Випарували 811,6 мг (варіант-I). Водночас нагрів електронним променем каналного вольфрамового випарника Ø12 мм з вихідним каналом Ø4,5 мм довжиною 10 мм приводив до зростання $T_{\text{в}}$ з 487 до 600 °С за $t = 300 \dots 680$ с, при випаровуванні 1075,4 мг (варіант-II) і з 340 до 535 °С за $t = 120 \dots 435$ с, та випаровуванні 537,6 мг магнію (варіант-III). Для порівняння впливу швидкості випаровування магнію на структуру та морфологію магнієвих покриттів температуру вольфрамового випарника змінювали в діапазоні 475...500...525 °С. У роботі отримано магнієві плівки товщиною від 0,6 до 3,6 мкм. Товщину покриттів визначали за приростом маси підкладок. Зі збільшенням тривалості осадження товщина магнієвих плівок закономірно зростала.

Морфологія поверхні і елементний склад магнієвих плівок (варіант-I), на сформованих на кремнієвих підкладках розміщених горизонталь-

но та вертикально мідних підкладках, представлені на рис. 2, а, б.

Процес випаровування магнію з відкритого вольфрамового лункового випарника Ø12 мм при електронно-променевому нагріві характеризувався нестабільністю та періодичним викидом крапель розплаву, що може бути пов'язано з локальним перегрівом металу та інтенсивним пароутворенням.

Аналіз елементного складу магнієвих плівок показав, що найменший вміст кисню спостерігається у покриттях, сформованих на горизонтально розташованих підкладках із використанням каналного випарника: 2,21...2,43 ат.%. Для вертикально розташованих підкладок вміст кисню був вищим і становив 4,46...15,42 ат.%, що може бути пов'язано з особливостями падіння парового потоку, менш рівномірним осадженням і формуванням більш відкритої морфології плівки. Для зразка, отриманого з лункового випарника на горизонтальній підкладці, вміст кисню становив 4,74 ат.%, що приблизно у 2 рази перевищує відповідні значення для горизонтальних підкладок, отриманих із застосуванням каналного випарника. Це вказує на доцільність використання каналного випарника

Таблиця 1. Технологічні параметри випаровування магнію з вольфрамового лункового випарника при швидкості випаровування $V_{\text{в}} = 2,71 \text{ мг} \cdot \text{с}^{-1}$

Варіант-I					
$t, \text{с}$	60	120	180	240	300
$T_{\text{в}}, ^\circ\text{C}$	280	550	607	620	760
$T_{\text{п}}, ^\circ\text{C}$	40	69	74	81	88
$P, 10^{-3} \text{ Па}$	1,80	5,86	6,08	5,62	1,64

Таблиця 2. Технологічні параметри випаровування магнію з каналного вольфрамового випарника при швидкості випаровування $V_{\text{в}} = 1,58 \text{ мг} \cdot \text{с}^{-1}$

Варіант-II								
$t, \text{с}$	300	360	420	480	540	600	660	680
$T_{\text{в}}, ^\circ\text{C}$	487	554	560	568	579	581	589	600
$T_{\text{п}}, ^\circ\text{C}$	64	75	81	84	88	92	96	98
$P, 10^{-4} \text{ Па}$	8,5	8,8	7,9	7,4	6,6	6,4	5,9	5,7

Таблиця 3. Технологічні параметри випаровування магнію з каналного вольфрамового випарника при швидкості випаровування $V_{\text{в}} = 1,24 \text{ мг} \cdot \text{с}^{-1}$

Варіант-III							
$t, \text{с}$	120	180	240	300	360	420	435
$T_{\text{в}}, ^\circ\text{C}$	340	360	400	460	495	525	535
$T_{\text{п}}, ^\circ\text{C}$	62	64	71	78	81	88	90
$P, 10^{-4} \text{ Па}$	7,4	7,2	6,1	5,6	5,7	5,5	5,3

Примітка: t — тривалість процесу; $T_{\text{в}}, ^\circ\text{C}$ — температура вольфрамового випарника Mg(W); $T_{\text{п}}, ^\circ\text{C}$ — температура підкладки; $P, 10^{-4} \text{ Па}$ — рівень вакууму.

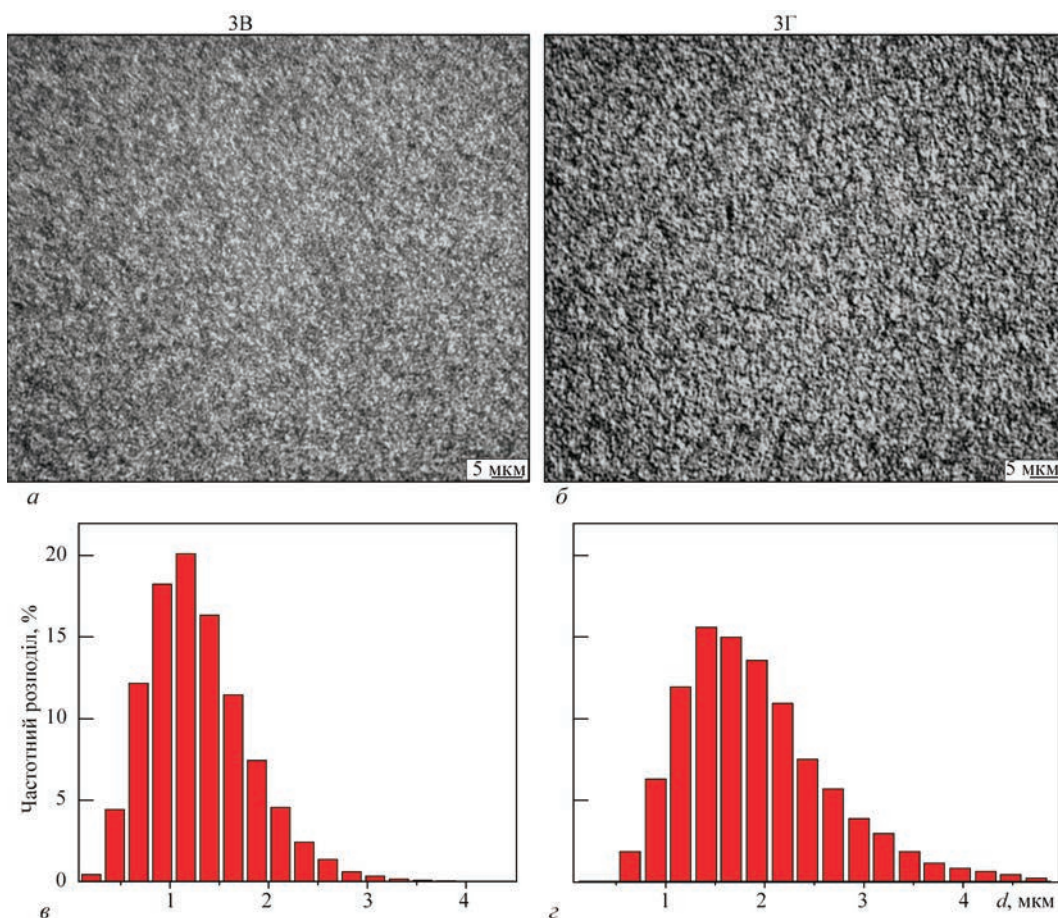


Рис. 2. Оптична мікроскопія поверхні плівки Mg, отриманої на кремнієвій підкладці при випаровуванні з лункового випарника зі $V_v = 2,71 \text{ мг} \cdot \text{с}^{-1}$ (варіант-1) та відповідно гістограми розподілу кристалітів за розмірами: *a*, *б* — вертикальне розміщення підкладки; *б*, *г* — горизонтальне розміщення підкладки

для формування більш однорідних магнієвих плівок із нижчим рівнем окиснення.

Розподіл розмірів кристалітів (рис. 2, *в*) має правосторонню асиметрію, характерну для процесів зародження та росту тонких плівок при вакуумній конденсації. Понад 56 % кристалітів зосереджено в інтервалі 0,44...1,16 мкм. Середній випадковий хордовий розмір зерна становить 1,15 мкм. Для плівки на горизонтальній підкладці 3Г (рис. 2, *б*) максимум розподілу кристалітів знаходиться в інтервалі 1,41...1,92 мкм. Розподіл також характеризується правосторонньою асиметрією та наявністю окремих кристалітів розміром до 5,7 мкм. Середній випадковий хордовий розмір зерна становить 1,97 мкм, що свідчить про формування більш крупнозернистої структури порівняно з плівкою на вертикальній підкладці.

Поверхня магнієвої плівки на вертикальній підкладці 4В (рис. 3, *а*) характеризується дрібнозернистою структурою. Розподіл розмірів кристалітів (рис. 3, *в*) має характер, близький до логнормального: більшість кристалітів знаходиться в діапазоні 0,2...2,0 мкм, тоді як окремі структурні елементи досягають 3,5...4,5 мкм. Середній випадковий хордовий розмір зерна становить 1,28 мкм. Для плівки на горизонтальній підкладці 4Г (рис. 3, *б*) понад 60 %

кристалітів зосереджено в інтервалі 1,5...3,0 мкм. Структура характеризується більшими розмірами кристалітів порівняно зі зразком 4В. Середній випадковий хордовий розмір зерна становить 3,54 мкм, що свідчить про формування більш крупнозернистої структури за даних умов осадження. Середній випадковий хордовий розмір зерна 3,54 мкм.

Середній розмір кристалітів магнію на кремнієвому зразку 5В (рис. 4, *а*, *в*), розрахований за методом випадкових січних на основі масштабної мікроструктури, становить 0,301 мкм (субмікронний діапазон). Такий дрібнозернистий розподіл характерний для матеріалів з високою однорідністю. Найбільш інтенсивна фракція лежить у межах 0,210...0,290 мкм (сумарно понад 33 % кристалітів) (рис. 4, *в*). Основна маса кристалітів (> 90 %) зосереджена в інтервалі від 0,130 до 0,490 мкм. Присутній незначний «хвіст» великих кристалітів до 0,850 мкм. Розподіл асиметричний, зсунутий у бік малих розмірів, що є класичним ознакою логнормального розподілу. Такий тип структури характерний для процесів вакуумної конденсації, де швидкість зародкоутворення переважає над швидкістю росту кристалів на початкових етапах осадження. Структура характеризується переважанням субмікронних

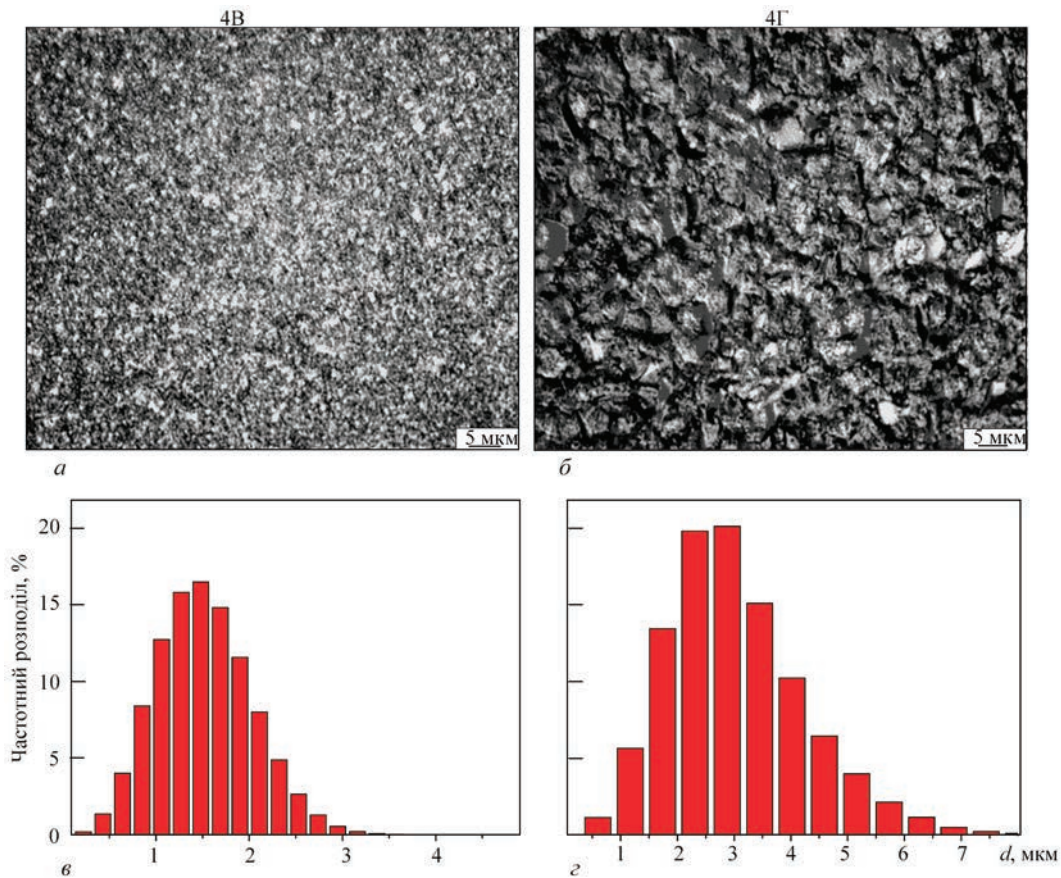


Рис. 3. Оптична мікроскопія поверхні плівки Mg, отриманої на кремнієвій підкладці при випаровуванні з каналного випарника зі $V_{\text{в}} = 1,58 \text{ мг} \cdot \text{с}^{-1}$ (варіант-II) та відповідно гістограми розподілу кристалітів за розмірами: а, в — вертикальне розміщення підкладки; б, г — горизонтальне розміщення підкладки

кристалітів і відносно вузьким розподілом без вираженої другої крупнозернистої фракції. Основна маса кристалітів (понад 80 %) на кремнієвому зразку 5Г (рис. 4, б, г) зосереджена в межах від 1,0 до 2,5 мкм, що свідчить про відносно вузький розподіл розмірів зерен і формування однорідної дрібнозернистої структури магнієвої плівки. Зерна мають переважно рівновісну, полігональну (округлу) форму. Чітко виражені міжкристалітні границі (світлі та темні контури), що свідчить про сформовану полікристалічну структуру плівки. Розподіл часток за площею рівномірний, без явних великих дефектів конгломерації чи протяжних тріщин. Сформувався суцільний шар, що складається з щільно упакованих полігональних зерен з середнім розміром 1,77 мкм.

Встановлено, що морфологія магнієвих плівок, отриманих методом електронно-променевого випаровування у вакуумі, суттєво залежать як від конструкції випарника, так і від орієнтації підкладки відносно парового потоку. Для всіх досліджених зразків характерний асиметричний розподіл розмірів кристалітів із переважанням дрібних зерен та наявністю незначної кількості крупніших структурних елементів, що є типовим для процесів вакуумної конденсації.

Порівняння середнього випадкового хордового розміру зерна показало, що на вертикальних підкладках формуються структури з більш вузьким розподілом зерен за розмірами, ніж на горизонтальних. Для плівок серії (I) середній розмір кристалітів становив 1,15 мкм на вертикальній підкладці та 1,97 мкм на горизонтальній; для серії (II) — відповідно 1,28 та 3,54 мкм; для серії (III) — 0,301 та 1,77 мкм. Таким чином, у всіх випадках вертикальне розташування підкладки приводило до зменшення середнього розміру кристалітів у 1,7–6 разів порівняно з горизонтальним розташуванням.

Отримані результати свідчать, що орієнтація підкладки відносно джерела випаровування істотно впливає на умови росту магнієвої плівки. Для вертикальних підкладок формуються більш дрібнозернисті структури, що, ймовірно, пов'язано зі зменшенням щільності потоку конденсованих атомів та нижчою температурою підкладки внаслідок особливостей її просторового розміщення відносно випарника. Горизонтальне розташування підкладки, навпаки, сприяє формуванню більш крупних кристалітів і структур з менш вузьким розподілом зерен за розмірами. Серед досліджених режимів найбільш дрібнозерниста структура була отримана для зразка 5B (рис. 4, а, в), де середній випадковий хордовий розмір зерна становив лише 0,301 мкм. Це

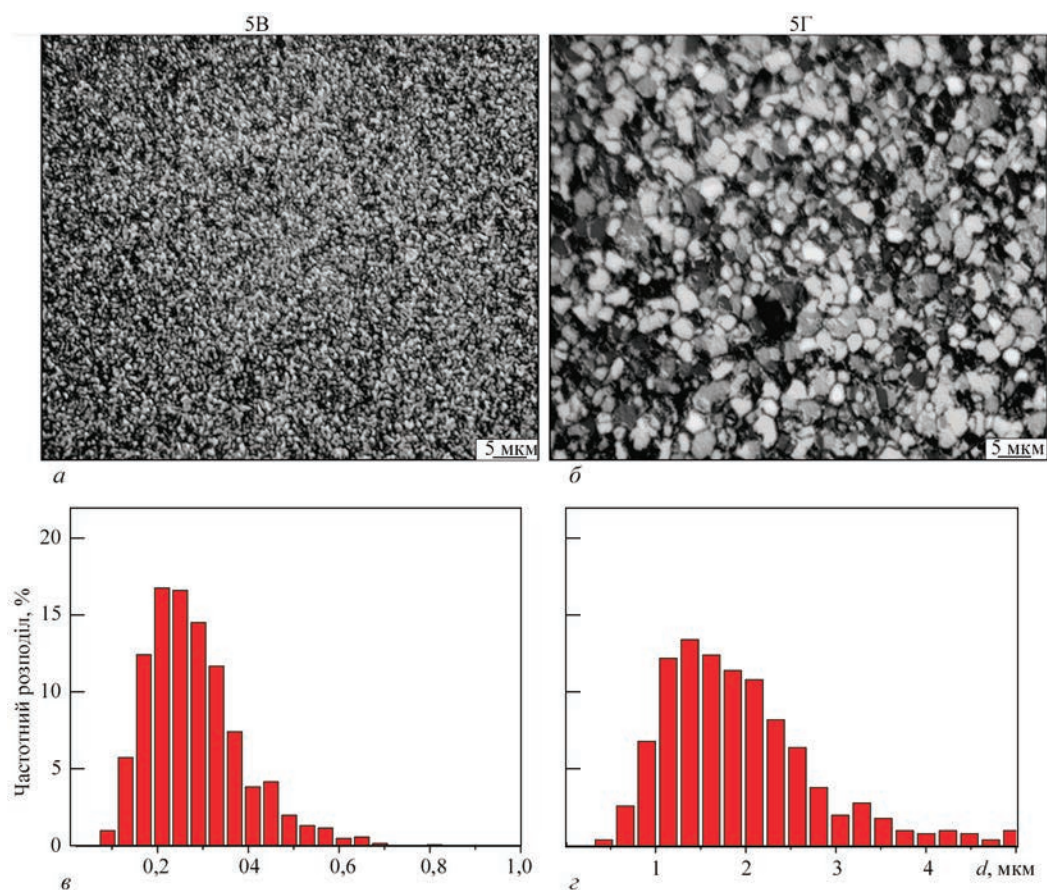


Рис. 4. Оптична мікроскопія поверхні плівки Mg, отриманої на кремнієвій підкладці при випаровуванні з каналного випарника зі $V_v = 1,24 \text{ мг} \cdot \text{с}^{-1}$ (варіант-III) та відповідні гістограми розподілу кристалітів за розмірами: а, б — вертикальне розміщення підкладки; б, з — горизонтальне розміщення підкладки

свідчить про можливість формування субмікронних магнієвих конденсатів шляхом оптимізації швидкості випаровування та геометрії осадження. Водночас найбільші кристаліти спостерігалися на горизонтальній підкладці 4Г, для якої середній розмір зерна досягав 3,54 мкм. Загалом проведені дослідження показали, що конструкція випарника з каналом для формування направленного парового потоку та вибір просторового розташування підкладки є ефективними інструментами керування структурним станом магнієвих плівок у процесі EB–PVD осадження.

Температура вольфрамового випарника визначає тиск насиченої пари магнію та інтенсивність парового потоку, що, у свою чергу, впливає на швидкість росту магнієвої плівки. Зі зростанням температури випарника збільшується потік атомів Mg до підкладки, однак мікроструктури плівки формується не лише швидкістю осадження, а й температурою підкладки, кутом падіння парового потоку, товщиною шару та залишковим тиском у камері. За низької рухливості адатомів можливе формування дрібнозернистої або пористої структури, тоді як підвищення температури підкладки сприяє поверхневій дифузії, укрупненню кристалітів і формуванню щільнішого шару. Отримані результати узгоджуються із загальними поло-

женнями структурно-зонних моделей росту вакуумних конденсатів. З урахуванням температури плавлення Mg ($T_m \approx 923 \text{ K}$) та температури підкладки 313...373 K, гомологічна температура осадження становила $T_s/T_m \approx 0,34 \dots 0,40$. Отримані умови осадження знаходяться у перехідній області між зонами 1 і 2 структурно-зонної моделі Мовчана–Демчишина [11]. Отримана дрібнозерниста морфологія магнієвих плівок узгоджується з обмеженою поверхневою дифузією адатомів за таких умов осадження.

Результати рентгенофазового аналізу зразків з плівками магнію, отриманих з мінімальною ($1,24 \text{ мг} \cdot \text{с}^{-1}$) рис. 5, б і максимально ($2,71 \text{ мг} \cdot \text{с}^{-1}$) рис. 5, а швидкістю випаровування підтвердив формування кристалічної магнієвої фази з гексагональною ґраткою. Для обох зразків характерна наявність інтенсивного рефлексу Mg(002), що свідчить про переважну орієнтацію кристалітів магнію вздовж базисної площини. У зразку 5Г співвідношення інтенсивностей рефлексів Mg(002) та Mg(101) вказує на більш виражену (002)-текстуру порівняно зі зразком 3Г. При цьому порівняння зразків 3Г та 5Г (рис. 5, б) показало, що використання нижчої швидкості випаровування магнію у поєднанні з формуванням направленного парового

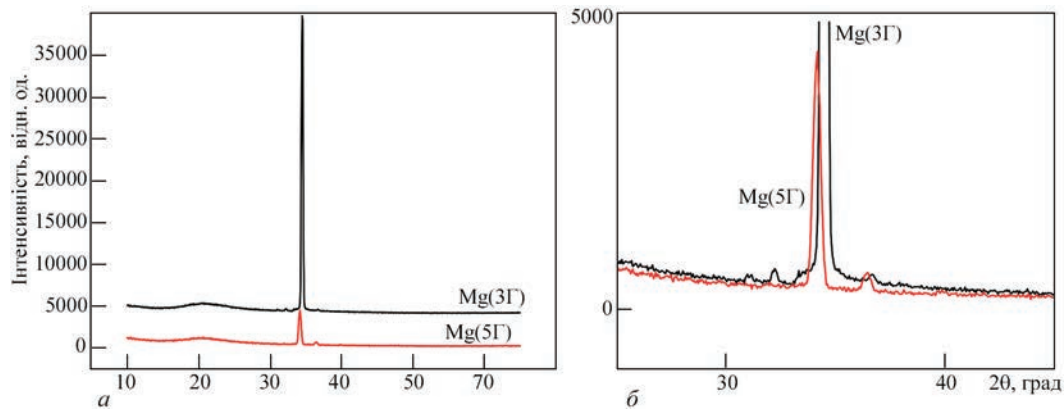


Рис. 5. Рентгенівська дифракція поверхні плівок Mg, отриманих на горизонтально розташованій кремнієвій підкладці з лункового випарника при $V_{\text{в}} = 2,71 \text{ мг} \cdot \text{с}^{-1}$ (варіант-I, 3Γ), з каналного вольфрамового випарника при $V_{\text{в}} = 1,24 \text{ мг} \cdot \text{с}^{-1}$ (варіант-III, 5Γ): а — загальний вигляд рентгенівського спектру; б — його збільшений варіант

потоків сприяє отриманню більш однорідної дрібнозернистої структури магнієвої плівки.

Отримані результати узгоджуються з загальними закономірностями вакуумної конденсації, згідно з якими зменшення швидкості осадження збільшує час поверхневої дифузії адатомів і може сприяти формуванню більш впорядкованої структури покриття. Виявлена переважна Mg(002)-орієнтація може мати значення для подальшого використання таких покриттів як функціональних Mg-вмісних шарів на титанових імплантатах. Оскільки корозійна поведінка магнію є кристалографічно залежною, переважна орієнтація базисних площин Mg паралельно поверхні підкладки може бути одним із факторів, що сприяють більш рівномірній та потенційно повільнішій корозії покриття [12].

Робота виконувалась за рахунок зовнішнього інструменту допомоги Європейського Союзу для виконання зобов'язань України у Рамковій програмі Європейського Союзу з наукових досліджень та інновацій «Горизонт 2020» згідно договору № PH/42-2024/0010 від 17.09.2024 р.

ВИСНОВКИ

1. Експериментально апробовано схему електронно-променевого випаровування магнію із застосуванням лункового та каналного вольфрамових випарників. За швидкості випаровування $1,24 \dots 2,71 \text{ мг} \cdot \text{с}^{-1}$, температури підкладок $40 \dots 98 \text{ }^\circ\text{C}$ та температури випарника $280 \dots 760 \text{ }^\circ\text{C}$ отримано магнієві плівки товщиною $0,6 \dots 3,6 \text{ мкм}$. Встановлено, що використання каналного випарника забезпечує формування направленного парового потоку без утворення крапельної фази, сприяє отриманню більш однорідних магнієвих плівок із нижчим вмістом кисню та є більш перспективним для формування функціональних магнієвих покриттів методом EB-PVD.

2. Встановлено, що орієнтація підкладки відносно направленного парового потоку є одним із технологічних параметрів, який визначає морфологію

магнієвих плівок. Вертикальне розташування підкладки забезпечує формування більш дрібнозернистої структури із середнім розміром зерна $0,30 \dots 1,28 \text{ мкм}$ з вузьким діапазоном розподілу зерен за розмірами, тоді як для горизонтальних підкладок цей показник становив $1,77 \dots 3,54 \text{ мкм}$. Зміна геометрії системи «випарник–підкладка» дозволяє керувати структурним станом магнієвих покриттів, зокрема їх морфологією та розподілом зерен за розмірами.

3. Рентгенофазовим аналізом підтверджено формування кристалічної магнієвої фази з переважною текстурною орієнтацією Mg(002). Показано, що застосування каналного випарника забезпечує більш виражену текстуру Mg(002) порівняно з лунковим випарником, що в поєднанні з результатами морфологічного аналізу свідчить про формування більш однорідної дрібнозернистої структури магнієвих плівок, що створює передумови для подальших досліджень їх корозійних і функціональних властивостей у складі біодеградуваних покриттів для медичних виробів.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

- Wang, S., Zhao, X., Hsu, Y. et al. (2023) Surface modification of titanium implants with Mg-containing coatings to promote osseointegration. *Acta Biomaterialia*, **169**, 19–44. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2023.07.048>
- Yu, Y., Jin, G., Xue, Y. et al. (2017) Multifunctions of dual Zn/Mg ion co-implanted titanium on osteogenesis, angiogenesis and bacteria inhibition for dental implants. *Acta Biomaterialia*, **49**, 590–603. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2016.11.067> (20260526004)
- Bueno-García, Á., Prieto, P., Ferrer, I.J. et al. (2025) Modelling the optical properties of magnesium thin films determined by ellipsometry and reflectometry. *Thin Solid Films*, **817**, 140658. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2025.140658>
- Abejón, D., Prieto, P., Kim, J.K. et al. (2024) Isothermal hydrogen absorption process of Pd-capped Mg films traced by ion beam techniques and optical methods. *J. of Magnesium and Alloys*, **12**(9), 3675–3684. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jma.2024.09.019>
- Fan, W., Li, S., Ren, W. et al. (2024) Synthesis of $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3\text{:Mg}$ thin films by electron beam evaporation and postannealing.

- J. of Magnesium and Alloys*, 17(19), 4931. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma17194931>
6. Zreiqat, H., Valenzuela, S., Nissan, B. et al. (2005) The effect of surface chemistry modification of titanium alloy on signalling pathways in human osteoblasts. *Biomaterials*, **26**, 7579–7586
 7. Kim, B.S., Kim, J.S., Park, Y.M. et al. (2013) Mg ion implantation on SLA-treated titanium surface. *Materials Science and Engineering C*, **33**, 1554–1560.
 8. Osokin, V.O., Didikin, G.G., Gornostai, O.V. et al. (2026) Features of the influence of annealing of NaCl-Fe composite materials produced by EB-PVD. *The Paton Welding J.*, **1**, 15–21. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2026.01.02>
 9. Khokhlov, M., Gornostai, O., Maksymchuk, I. et al. (2025) Magnesium-based alloys with functional silver and copper nanocoatings obtained by EB-PVD method for orthopedic applications. In: *Proc. of 15th Inter. Conf. on Nanomaterials: Applications & Properties (NAP)*, Bratislava, Slovakia, 2025, NRA13-1-NRA13-5. DOI: <https://doi.org/10.1109/NAP68437.2025.11216241>
 10. Movchan, B.A., Yakovchuk, K.Yu. (2012) *Device and method of electron beam evaporation and directed deposition of vapor flow on substrate in vacuum*. Pat. 98085, C23C 14/24, C23C 14/28, C23C 14/30; No. a2011 06568 [in Ukrainian].
 11. Movchan, B.A., Demchishin, A.V. (1969) Structure and properties of thick condensates of nickel, titanium, tungsten, aluminum oxides, and zirconium dioxide in vacuum. *Physics of Metals and Metallography*, **28**, 83–90.
 12. Gerashi, E., Alizadeh, R., Langdon, T.G. (2022) Effect of crystallographic texture and twinning on the corrosion behavior of Mg alloys: A review. *J. of Magnesium and Alloys*, **10**, 313–325. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.09.009>

TECHNOLOGICAL ASPECTS OF ELECTRON BEAM EVAPORATION OF MAGNESIUM IN VACUUM

O.V. Gornostai, V.O. Osokin, S.Ye. Lytvyn, L.A. Krushynska, M.A. Khokhlov, J.A. Khokhlova

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

ABSTRACT

Magnesium coatings are considered a promising class of biodegradable functional coatings for the surface modification of implant materials owing to the ability of magnesium ions to stimulate bone tissue regeneration and enhance osseointegration. This paper presents the results of investigations into the formation features of magnesium films (coatings) with a thickness of 0.6...3.6 μm deposited by electron beam physical vapor deposition (EB-PVD) under vacuum. The EB-PVD process provides high-purity films and precise control of deposition parameters. The aim of this study was to determine the influence of evaporator design and the geometry of the directed vapor flux on the structure, morphology, and elemental composition of magnesium films deposited onto silicon and copper substrates by evaporation from open (crucible-type) and channel-type tungsten evaporators. The substrate temperature varied from 40 to 98 °C, while the deposition time ranged from 60 to 720 s. The use of the channel-type evaporator was found to provide a more stable evaporation process and localized coating deposition with higher evaporation material utilization efficiency. It was demonstrated that the orientation of the substrate relative to the magnesium vapor flux significantly affects the morphology of the deposited films: vertically oriented substrates promote the formation of finer-grained structures with a narrower grain size distribution, whereas horizontally oriented substrates result in a coarser-grained microstructure. Reducing the evaporation rate to 1.24 mg s⁻¹, combined with a directed vapor flux, was shown to promote the formation of homogeneous magnesium films with a homogeneous submicron microstructure and an average grain size of approximately 0.3 μm. X-ray diffraction analysis confirmed the formation of a crystalline magnesium phase with a predominant (002) orientation, which may potentially improve the corrosion behavior of the coatings. 12 Ref., 3 Tabl., 5 Fig.

KEYWORDS: electron beam, vapor phase, magnesium, silicon, copper, coatings

ORCID

O.B. Горностай — <https://orcid.org/0000-0003-4961-7397>, В.О. Осокін — <https://orcid.org/0000-0002-0632-7739>, С.Є. Литвин — <https://orcid.org/0000-0001-6113-5038>, Л.А. Крушинська — <https://orcid.org/0009-0000-6050-9130>, М.А. Хохлов — <https://orcid.org/0000-0002-8180-3459>, Ю.А. Хохлова — <https://orcid.org/0000-0002-2145-973X>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛІСТУВАННЯ

О.В. Горностай

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

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

О.В. Горностай, В.О. Осокін, С.Є. Литвин, Л.А. Крушинська, М.А. Хохлов, Ю.А. Хохлова (2026) Технологічні аспекти випаровування магнію електронним променем у вакуумі. *Сучасна електрометалургія*, **03**, 11–18. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.03.02>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 22.06.2026

Отримано у переглянutoму вигляді 06.07.2026

Затверджено до друку 14.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ДИНАМІКИ ОХОЛОДЖЕННЯ МЕТАЛЕВОЇ ВАННИ ПРИ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ ПЕРЕПЛАВІ

І.В. Протоковілов, В.Б. Порохонько, Д.А. Петров

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

РЕФЕРАТ

Наведено результати експериментальних досліджень динаміки зміни температури і глибини рідкої металевої ванни при електрошлаковому переплаві в умовах зменшення або відключення електричної напруги на ванні. Дослідження проводили при виплавці зливків вуглецевої сталі в мідних водоохолоджуваних кристалізаторах діаметром 85, 125 і 220 мм. Були встановлені залежності глибини і температури ванни від часу охолодження для різних діаметрів зливків і різних режимів їх охолодження. Шляхом виготовлення поздовжніх темплетів були визначені профілі металевої ванни для зливків вказаних діаметрів. Отримані експериментальні дані можуть бути використані при верифікації результатів математичного моделювання і розробленні режимів електрошлакового переплаву сталей і сплавів. Бібліогр. 9, рис. 7.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: електрошлаковий переплав, металева ванна, температура, глибина

ВСТУП

Електрошлаковий переплав (ЕШП) є ефективним способом отримання високоякісних зливків з різних металів та сплавів [1, 2]. Однак зі збільшенням розмірів зливка і ступеня легування сплаву отримання бездефектних зливків з щільною однорідною структурою і рівномірним розподілом хімічних елементів стає дедалі більш складним завданням [3–5]. Вирішальним чинником, який зумовлює вказані складнощі, є зменшення інтенсивності тепловідведення, що в свою чергу, призводить до збільшення об'єму рідкої металевої ванни, яка є джерелом дефектів усадкового та ліквацийного походження. Це суттєво обмежує можливості ЕШП з виплавки зливків складнолегованих сталей та сплавів.

У зв'язку з цим проводяться дослідження спрямовані на розроблення технічних засобів і прийомів задля зменшення в процесі ЕШП об'єму рідкої металевої ванни і пригнічення усадкових та ліквацийних процесів [6, 7]. Одним з таких методів впливу на структуроутворення металу є ведення процесу ЕШП в імпульсному режимі з пошаровим формуванням зливка [8, 9]. Ключовими параметрами пошарового формування є об'єм окремих порцій (шарів) наплавленого металу та тривалість пауз плавлення, під час яких відбувається їх кристалізація. Визначення цих параметрів має ґрунтуватися на об'єктивних даних щодо динамічних характеристик теплових параметрів металевої ванни в процесі ЕШП зливків відповідних розмірів.

Таким чином, практичний інтерес представляє дослідження динаміки зміни температури і глибини

рідкої металевої ванни в процесі ЕШП при різних режимах її охолодження, що було метою цієї роботи.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТІВ

Динаміку зміни температури і глибини металевої ванни досліджували експериментальним шляхом при ЕШП зливків діаметром 85, 125 і 220 мм з вуглецевої сталі під флюсом АНФ-1 ($\text{CaF}_2 > 90\%$, $\text{Al}_2\text{O}_3 < 3\%$, $\text{CaO} < 5\%$, $\text{SiO}_2 < 2,5\%$). Використовували вуглецеву сталь з огляду на те, що отримані результати можна екстраполювати і на інші матеріали, враховуючи відповідні коефіцієнти температуропровідності конкретних матеріалів.

Експерименти проводили наступним чином. Після виплавки зливка висотою не менше ніж $1,5 \times d_{\text{зп}}$ відключали електричну напругу на ванні і витратний електрод виводили з шлакової ванни (піднімали вгору, щоб був вільний доступ до поверхні ванни). Водночас, в металеву ванну занурювали гребінку з вольфрам-ренієвих термопар ВР 5/20 у захисних чохлах з карбонітриду бору ВНС (рис. 1). Сигнали з термопар через перетворювач з гальванічною ізоляцією PSA-01 подавали на АЦП і далі на персональний комп'ютер.

Глибину металевої ванни визначали шляхом періодичного занурення у розплав вольфрамових стрижнів до їх контакту з дном металевої ванни. Такий спосіб дозволяв визначити глибину металевої ванни разом з двофазною зоною.

В інших експериментах напругу на ванні не відключали, а зменшували до певного рівня (5 і 10 В), при якому плавлення електрода припинялося. Подачу електрода у шлакову ванну при цьому припиняли. Це робилося для визначення впливу

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

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

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

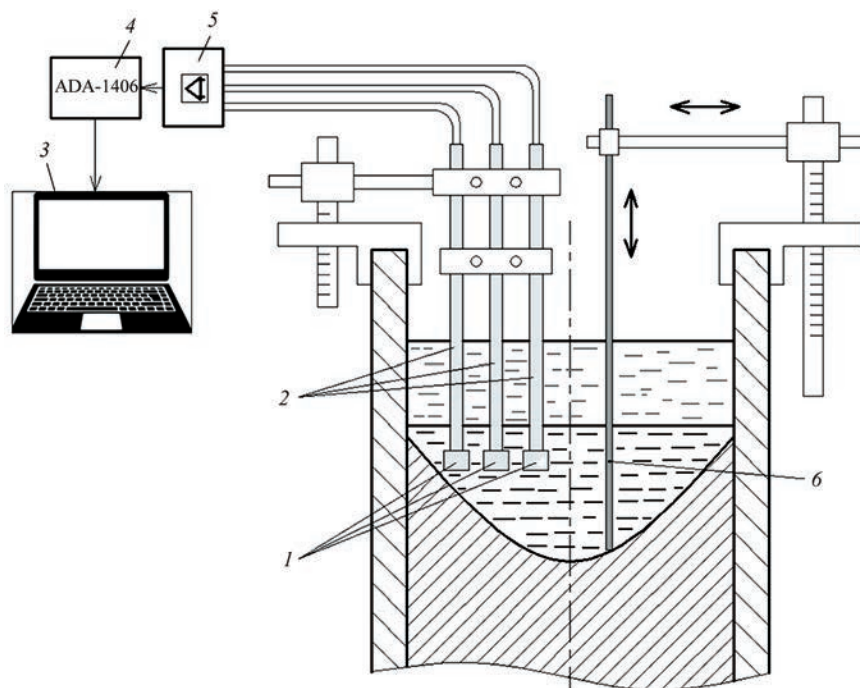


Рис. 1. Схема вимірювання температури і глибини металевої ванни: 1 — захисні чохла з карбонітриду бору; 2 — термопари в алуновій трубці; 3 — комп'ютер; 4 — аналого-цифровий перетворювач; 5 — перетворювач з гальванічною ізоляцією; 6 — вольфрамовий стрижень

підігріву шлакової ванни на динаміку зміни температури рідкої металевої ванни. В експериментах використовували витратні електроди змінного перерізу, які забезпечували вільний доступ до поверхні шлакової ванни без їх видалення з ванни. В цих експериментах, для усунення впливу електричної напруги на ванні на величину електрорушійної сили термопар, напругу періодично відключали на короткий термін (до 1 с) і саме в ці періоди фіксували значення температури.

Крім описаних вище досліджень також проводили експерименти з визначення профілю металевої ванни при ЕШП зливків діаметром 85, 125 і 220 мм. В цьому випадку, після виплавки зливка висотою $1,5 \times d_{\text{зл}}$, відключали напругу і на поверхню шлакової ванни подавали мідну крупку. Отри-

мані зливки різали вздовж осі, виготовляли поздовжні темплети, які травили в розчині 10 % HF + 25 % HNO₃ + 65 % H₂O. Це дозволяло проявляти форму металевої ванни (фронт кристалізації).

РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТІВ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Результати експериментальних досліджень представлені на рис. 2–7. На рис. 2 наведені графіки зміни глибини металевої ванни для зливків різних діаметрів після відключення напруги. Отримані дані свідчать, що термін повного твердіння металевої ванни при ЕШП зливків діаметром 85 мм складає біля 4 хв, діаметром 125 мм — 9 хв і діаметром 220 мм — 30...35 хв. При цьому, в перші періоди після відключення напруги твердіння ванни відбувається більш інтенсивно, ніж в заключні. Це пов'язане з умовами відведення тепла в стінку кристалізатора, коли в процесі твердіння ванни зменшується площа її контакту з водоохолоджуваною поверхнею кристалізатора, та утворюється зазор між стінкою кристалізатора і зливком. Так тривалість твердіння 50 % об'єму металевої ванни зливків вказаних діаметрів складає 1,8, 2,5 і 8 хв, а 70 % об'єму ванни — 2,6, 5,0 і 16 хв відповідно.

Вплив підігріву рідкого металу шляхом неповного відключення напруги на електроді на динаміку зміни глибини металевої ванни наведено на рис. 3. Отримані результати вказують про те, що у порівнянні з повним відключенням електричної напруги, підтримання напруги на електроді вели-

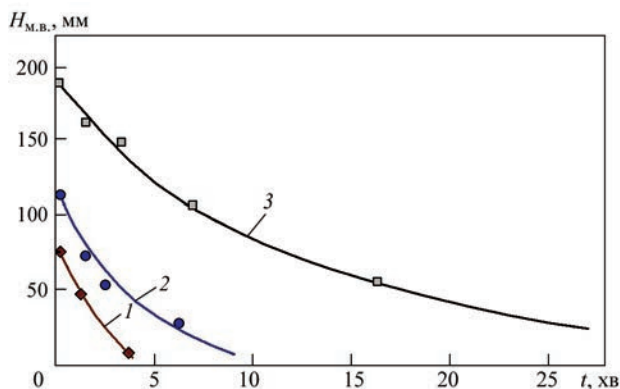


Рис. 2. Динаміка зміни глибини металевої ванни після відключення напруги при ЕШП зливків діаметром 85 мм (1), 125 мм (2), 220 мм (3)

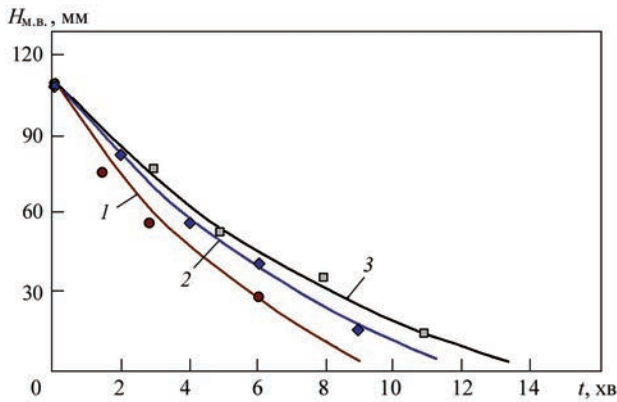


Рис. 3. Динаміка зміни глибини металевої ванни при ЕШП зливків діаметром 125 мм після відключення напруги (1), зниження напруги до 5 В (2), зниження напруги до 10 В (3): $U_{пл} = 38$ В; $I_{пл} = 5200$ А

чиною 5 В збільшує тривалість твердіння металевої ванни в середньому на 25...30 %, а величиною 10 В — на 45...50 %.

На рис. 4 наведені графіки зміни температури різних ділянок металевої ванни (а потім затверділого металу) при виплавці зливка діаметром 125 мм після відключення напруги. Результати вимірювань показали, що різниця температур в центральній (на відстані від осі $0,25 \times R_{зл}$) і периферійній (на відстані від осі $0,75 \times R_{зл}$) зонах металевої ванни відносно невелика і становить приблизно 50...70 °С. При цьому криві зміни температури різних ділянок ванни схожі і повторюють одна одну з певним інтервалом температур. Загалом, перші 2...3 хв після відключення напруги відбувається інтенсивне охолодження металу зі швидкістю в середньому 160...180 град/хв, потім швидкість охолодження значно уповільнюється (рис. 4).

Відносно невисоку різницю температур у ванні, отриману в експериментах (50...70 °С), можна пояснити невеликим розміром зливка, що виплавлялися (діаметром 125 мм). Очевидно, що при ЕШП зливків промислових розмірів (діаметром 500 мм і більше) різниця температур різних ділянок ванни (зливка) може бути помітно вищою.

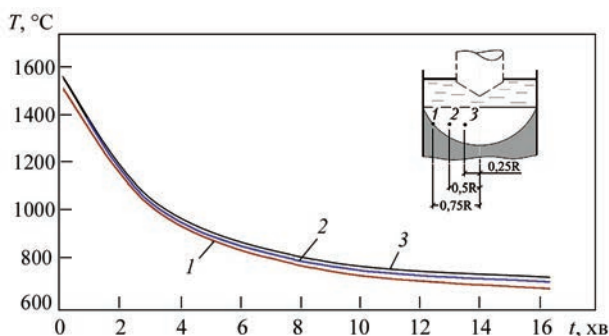


Рис. 4. Динаміка зміни температури металу при ЕШП зливка діаметром 125 мм після відключення напруги (1–3 місця вимірювання температури): $U_{пл} = 38$ В; $I_{пл} = 4800$ А

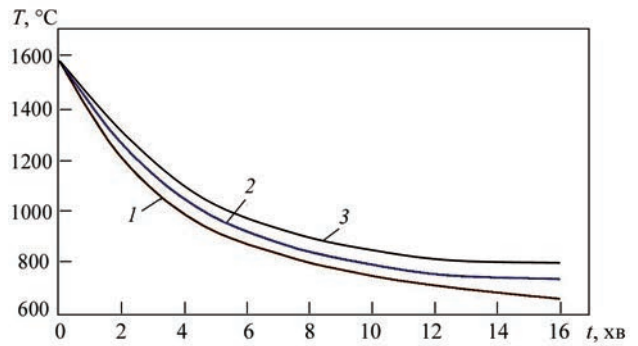


Рис. 5. Динаміка зміни температури металу при ЕШП зливків діаметром 125 мм після відключення напруги (1), зниження напруги до 5 В (2), зниження напруги до 10 В (3): $U_{пл} = 38$ В; $I_{пл} = 5200$ А (місце вимірювання температури — $0,5 \times R_{зл}$)

На рис. 5 представлені графіки зміни температури металу (на відстані від осі $0,5 \times R_{зл}$) у разі відключення напруги, а також при зниженні напруги на ванні до 5 і 10 В. З наведених графіків видно, що в останніх випадках швидкість охолодження металу помітно уповільнюється. Так, при повному відключенні напруги за перші 2 хв метал охолонув до 1220 °С, в той час як при інших двох випадках — до 1280 і 1340 °С відповідно. Також слід зауважити, що при зниженні напруги до 5 В температура металу протягом 12...14 хв зменшувалась, а потім стабілізувалася на рівні 730 °С. Тобто досягався тепловий баланс між кількістю тепла, що вводиться через підігрів шлакової ванни і відводиться в кристалізатор, електрод і атмосферу печі. При зменшенні напруги до 10 В температура ванни стабілізувалася на рівні 820 °С (рис. 5).

На рис. 6 наведені дані щодо динаміки зміни температури ванни (а потім затверділого металу) після відключення напруги при ЕШП зливків різних діаметрів. Вони показують, що тривалість охолодження зливка діаметром 85 мм до температури 500 °С становить біля 6 хв, діаметром 125 мм — 22 хв, діаметром 220 мм — 60 хв.

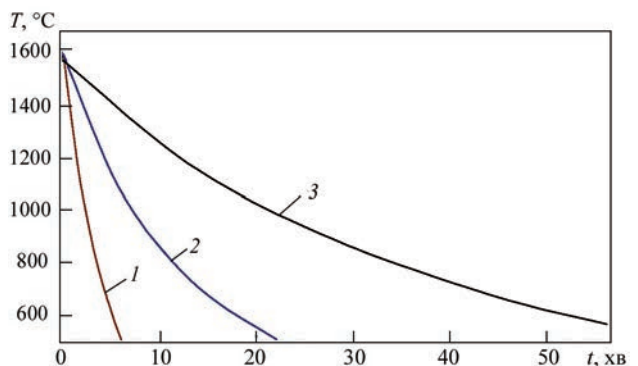


Рис. 6. Динаміка зміни температури ванни (металу) після відключення напруги при ЕШП зливків різних діаметрів: 1 — 85 мм; 2 — 125 мм; 3 — 220 мм (в усіх випадках місце вимірювання температури — $0,5 \times R_{зл}$)

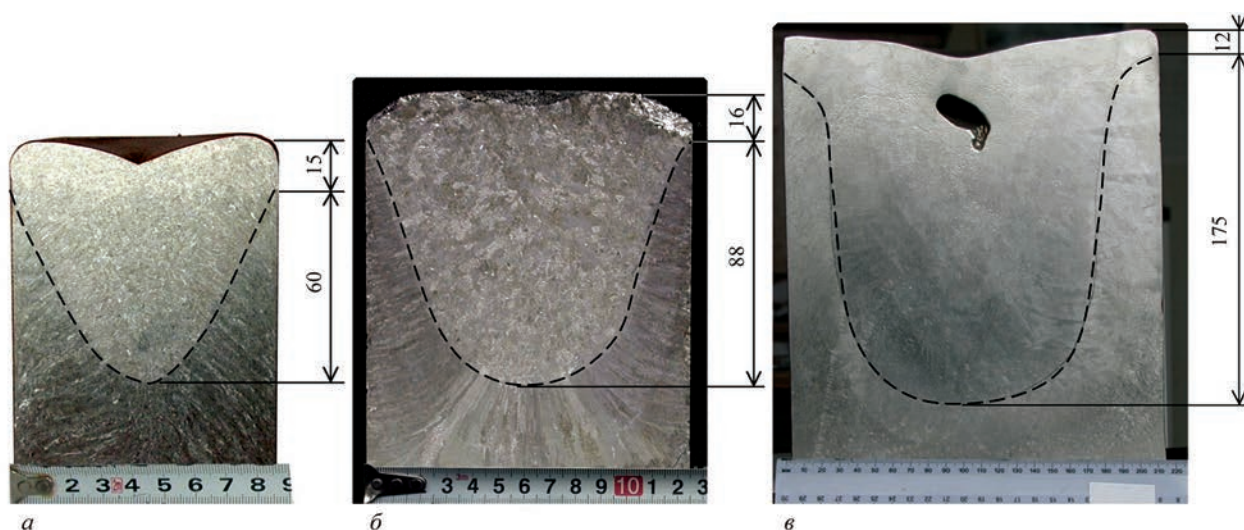


Рис. 7. Форма металевої ванни при ЕШП зливків діаметром 85 (а), 125 (б) і 220 мм (в)

Слід зауважити, що наведені вище експериментальні дані отримані в умовах охолодження зливків в водоохолоджуваних мідних глухондних кристалізаторах. Вони сильно залежать від конструкції конкретного кристалізатора і інтенсивності його водяного охолодження.

Результати експериментів з визначення форми металевої ванни при ЕШП зливків різних діаметрів наведені на рис. 7. В усіх випадках ванни мали циліндричні і конічні частини. Коефіцієнт форми ванни ($k_{ф.в.}$), який визначається відношенням глибини циліндричної частини до повної глибини ванни, в середньому становив 0,06...0,2. При цьому глибина металевої ванни в проведених експериментах дорівнювала $0,8...0,85 \times d_{зл}$, що є типовим для зливків цих діаметрів. При збільшенні діаметра зливка цей показник може значно змінюватися.

Слід підкреслити, що результати вимірювання глибини металевої ванни, отримані шляхом травлення макрошліфів (рис. 7), добре збігаються з результатами контактних вимірювань з використанням вольфрамових стрижнів (рис. 2).

На основі експериментальних даних були запропоновані емпіричні залежності для визначення характеристик твердіння зливків ЕШП в водоохолоджуваних кристалізаторах діаметром до 220 мм: час повного твердіння металевої ванни в залежності від діаметра зливка, хв

$$\tau_{п} = (0,06...0,08) k_{пд} k_{тфм} d_{зл}^2$$

де $d_{зл}$ — діаметр зливка, см; $k_{пд}$ — коефіцієнт, що враховує підігрів металу в разі неповного відключення напруги на ванні (при повному відключенні напруги $k_{пд} = 1$), $k_{тфм} = \alpha_{ст}/\alpha_{м}$ ($\alpha_{ст}$ — коефіцієнт температуропровідності вуглецевої сталі; $\alpha_{м}$ — коефіцієнт температуропровідності досліджуваного сплаву); товщина шару металу, що закристалізувався, в залежності від часу, см

$$\delta = \frac{(2,5...4,5) k_{пд} \sqrt{\tau}}{k_{тфм}},$$

де τ — час твердіння, с; температура металу зливка (ділянка на відстані $0,5 \times d_{зл}$ від верхнього торця зливка і $0,25 \times d_{зл}$ від бічної поверхні) після відключення (зменшення) напруги, °С.

$$T = T_{в} + \frac{(T_{м.в} - T_{в}) k_{пд} k_{тфм}}{e^{k_{тп} \tau}},$$

де $T_{м.в}$ — температура металевої ванни; $T_{в}$ — температура охолоджувальної води; τ — час охолодження у хвиликах; $k_{тп}$ — коефіцієнт теплопередачі, який для зливків діаметром 85, 125 і 220 мм дорівнює 0,19, 0,056 і 0,02 відповідно.

Загалом, отримані експериментальні дані можуть бути використані для перевірки результатів математичного моделювання і при розробленні імпульсних режимів електрошлакового переплаву сталей і сплавів.

ВИСНОВКИ

1. Розроблено методику вимірювання температури і геометричних параметрів рідкої металевої ванни при ЕШП в умовах зменшення або відключення електричної напруги із використанням вольфрам-ренієвих термопар ВР 5/20 у захисних чохлах з карбонітриду бору BNC та вольфрамових стрижнів, що дає можливість проводити прямі вимірювання параметрів ванни в процесі ЕШП.

2. Встановлено, що термін повного твердіння металевої ванни при ЕШП зливків діаметром 85 мм складає біля 4 хв, 125 мм — 9 хв і 220 мм — 30...35 хв. Показано, що у порівнянні з повним відключенням електричної напруги підтримання напруги на електроді величиною 5 В збільшує тривалість твердіння

металевої ванни в середньому на 25...30 %, а напру- ги величиною 10 В — на 45...50 %.

3. Запропоновані емпіричні залежності для роз- рахунку температури, товщини затверділого шару і часу повного твердіння металевої ванни при ЕШП зливків діаметром до 220 мм, які дають можливість прогнозувати теплові умови процесу переплаву.

4. Отримані експериментальні результати мо- жуть слугувати основою для верифікації матема- тичних моделей і обґрунтування режимів елек- трошлакового переплаву сталей і сплавів.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Halfa, H., Reda, A. (2015) Electroslag remelting of high tech- nological steels. *J. of Minerals and Materials Characteriza- tion and Eng.*, **3**, 444–457. DOI: <http://dx.doi.org/10.4236/jmmce.2015.36047>
2. Holzgruber, W. (2016) Overview of 50 years of develop- ment in electroslag remelting in Austria. *Berg Huettenmaenn Monatsh*, **161** (Suppl 1), 2–11. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00501-016-0468-4>
3. Cao, H., Yang, W., Li, Yu. et al. (2025) Review on macroseg-regation in electroslag remelting ingot. *Steel Research Inter.*, **97**, 631–645. DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.202500593>
4. Bettoni, P., Biebricher, U., Franz, H. et al. (2014) Large ESR forging ingots and their quality in production. *La Metallurgia Italiana*, **10**, 13–21
5. Yan, W., Zhang, Y., Chen, W., Li, J. (2020) Characteristics and formation tendency of freckle segregation in electroslag remelted bearing steel. *Metals*, **10**(2), 246. DOI: <https://doi.org/10.3390/met10020246>
6. Zhao, X., Sun, Z., Xia, Z. et al. (2023) Morphology control of metal pool and eutectic carbides in electroslag remelted M2 HSS with an external axial static magnetic field. *Metals*, **13**(5), 912. DOI: <https://doi.org/10.3390/met13050912>
7. Xing, Li, Zhouhua, Jiang, Xin, Geng et al. (2019) Numerical simulation of a new electroslag remelting technology with current conductive stationary mold. *Applied Thermal Eng.*, **147**, 736–746. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2018.10.086>
8. Protokovilov, I., Shapovalov, V., Porokhonko V. (2021) Effect of layer-by-layer formation of ingot during electroslag remelt- ing on the quality of its surface and solidification structure. *Ironmaking & Steelmaking*, **48**(1), 62–68. DOI: <https://doi.org/10.1080/03019233.2020.1731255>
9. Protokovilov, I.V., Nazarchuk, A.T., Petrov, D.A., Poro- honko, V.B. (2019) Features of structure formation in the precision alloy 29NK in ESR with a portion ingot formation. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, **1**, 11–16. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem2019.01.01>

EXPERIMENTAL STUDIES OF THE COOLING DYNAMICS OF THE METAL POOL DURING ELECTROSLAG REMELTING

I.V. Protokovilov, V.B. Porokhonko, D.A. Petrov

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

ABSTRACT

The results of experimental studies on the dynamics of the change in the temperature and depth of the liquid metal pool during electroslag remelting under conditions of reduced or switched-off voltage at the pool are presented. The investigations were carried out during the melting of carbon steel ingots in water-cooled copper molds with diameters of 85, 125, and 220 mm. Dependencies of the pool depth and temperature on cooling time were established for different ingot diameters and their cool- ing regimes. The profiles of the metal pool for ingots of the specified diameters were determined by preparing longitudinal macrosections. The obtained experimental data can be used for the verification of mathematical modeling results and for the development of electroslag remelting modes for steels and alloys. 9 Ref., 7 Fig.

KEYWORDS: electroslag remelting, metal pool, temperature, pool depth

ORCID

I.V. Протоковілов — <https://orcid.org/0000-0002-5926-4049>, В.Б. Порохонько — <https://orcid.org/0000-0002-6490-7221>, Д.А. Петров — <https://orcid.org/0000-0003-2937-9299>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

I.V. Протоковілов

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: lab38@paton.kiev.ua

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

I.V. Протоковілов, В.Б. Порохонько, Д.А. Петров (2026) Експериментальні дослідження динаміки охолодження металевої ванни при електрошлаковому переплаві. *Сучасна електрометалургія*, **03**, 19–23. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.03.03>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 06.04.2026

Отримано у переглянутому вигляді 30.04.2026

Затверджено до друку 14.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026

ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ ПЛАЗМОВИХ ТЕХНОЛОГІЙ ПРИ ВІДНОВЛЕННІ ЗАЛІЗА ВОДНЕМ

В.О. Шаповалов¹, Д.М. Жиров¹, В.Г. Могилатенко^{1,2}, Ф.К. Біктагіров¹, В.Р. Бурнашев¹

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

²НТУУ «КПІ імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, Берестейський просп., 37

РЕФЕРАТ

Розглянуто перспективи застосування плазмових технологій при відновленні заліза воднем у контексті декарбонізації чорної металургії. Проаналізовано термодинамічні та кінетичні особливості водневого відновлення оксидів заліза на основі фазових діаграм системи Fe–O–H та температурних залежностей вільної енергії Гіббса. Показано, що стадія переходу вуститу в металеве залізо є найбільш енергетично та кінетично несприятливою в умовах класичного твердофазного відновлення. Обґрунтовано переваги використання водневої плазми, яка завдяки формуванню активованих форм водню істотно інтенсифікує відновні реакції та знижує дифузійні обмеження. Розглянуто рідиннофазні воднево-плазмові процеси та проблеми їх масштабування, пов'язані з ерозією електродів, деградацією футеровки й стабільністю електричної дуги. Запропоновано гібридну технологічну схему, що поєднує твердофазне водневе відновлення з плазмовим довідновленням, як найбільш енергоефективний і технологічно доцільний шлях впровадження водневої металургії в промислових масштабах. Бібліогр. 30, рис. 3.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: залізо, декарбонізація металургії, водневе і воднево-плазмове відновлення, оксиди заліза, гібридні технологічні схеми, термодинаміка системи Fe–O–H, кінетика відновлення заліза

ВСТУП

У сучасній світовій металургії спостерігається стійка тенденція до розвитку та впровадження позадоменних технологій відновлення заліза з рудної сировини. Така еволюція зумовлена комплексом взаємопов'язаних чинників, серед яких ключову роль відіграють обмеженість ресурсів коксівного вугілля, зростання його вартості, а також посилення екологічних вимог до промислових виробництв. Традиційний доменно-конверторний маршрут, що залишається домінуючим у світовій чорній металургії, неможливий без утворення значних обсягів вуглекислого газу, оскільки вуглець у ньому одночасно виконує функції відновника заліза з його оксидів та основного джерела теплової енергії [1].

З позицій декарбонізації металургійного виробництва найбільш привабливим альтернативним відновником є водень [2]. Водневе відновлення оксидів заліза принципово відрізняється від вуглецевого тим, що продуктами реакції є металеве залізо як цільовий матеріал та водяна пара як побічний продукт, що істотно знижує прямі викиди парникових газів. Водночас сумарний вуглецевий слід процесу визначається також непрямими викидами, пов'язаними з виробництвом електроенергії та водню. За умови використання електроенергії з відновлюваних джерел та зеленого водню, одержаного електролізом води, металургійний цикл

потенційно може бути трансформований у майже безвуглецевий технологічний ланцюг. Разом із тим реалізація водневих технологій у промислових масштабах стикається з низкою фундаментальних термодинамічних, кінетичних та енергетичних обмежень, що обумовлює необхідність застосування методів інтенсифікації процесу.

На сучасному етапі розвитку позадоменних процесів найбільшого промислового поширення набули технології відновлення у шахтних печах, зокрема Midrex та HYL/Energiron, які забезпечують отримання заліза прямого відновлення (DRI). У таких агрегатах реалізується принцип протитоку у взаємодії твердих залізородних матеріалів (кускової руди або окатишів), що рухаються вниз під дією сили тяжіння, та висхідного потоку гарячого відновлювального газу. Традиційно відновлювальним агентом у цих процесах є синтез-газ, одержаний шляхом конверсії природного газу, однак останніми роками активно досліджуються та впроваджуються схеми з повною або частковою заміною вуглецевісних газів молекулярним воднем [3].

Подальша переробка DRI зазвичай здійснюється в дугових сталеплавильних печах, що добре узгоджується з концепцією електрометалургії та низьковуглецевого виробництва сталі. Разом із тим охолодження DRI після вивантаження з шахтної печі та його повторний нагрів у дуговій печі супроводжуються додатковими енергетичними витратами, які знижують загальну енергоефективність процесу. Для мінімізації цих витрат розроблено технології використання гарячого заліза

Авторське право © Автор(и)

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

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

прямого відновлення (HDRI) [4], що дозволяє зменшити споживання електроенергії в сталеплавильному агрегаті та скоротити непрямі викиди CO_2 . Однак навіть у схемах HDRI зберігається проблема відносно низької швидкості твердофазного водневого відновлення, особливо на завершальних стадіях процесу.

СТАН ПИТАННЯ

Відновлення заліза відповідно до діаграми стану залізо–кисень проводять при так званих середніх температурах. При температурах нижче 843 К [5] відновлення заліза відбувається за двоступінчастою схемою: гематит–магнетит–залізо, а вище за температуру 843 К — за тріступінчастою схемою: гематит (Fe_2O_3) — магнетит (Fe_3O_4) — вюстит (FeO) — залізо (Fe).

Дослідження кінетики процесу відновлення [6] за дво- та тріступінчастими схемами показали, що константа швидкості відновлення FeO до Fe на два порядки вища, ніж Fe_3O_4 до Fe . Пов'язано це із кількома чинниками. Перший — це температура проведення процесу, що визначає величину коефіцієнта дифузії, а другий — низька пористість магнетиту, що перешкоджає доступу відновлювальної атмосфери до внутрішніх шарів оксиду. Природний магнетит практично не відновлюється через низьку пористість та утворення при відновленні щільних проміжних продуктів реакції [7]. У цих умовах дифузія газу відновника стає ланкою, що лімітує весь процес відновлення.

Враховуючи малу швидкість дифузії при температурах нижче 843 К, двостадійна схема відновлення заліза не має жодних переваг перед тріступінчастим відновленням. Крім цього, інтервал температур, в якому можливе високотемпературне відновлення, має великий діапазон, що дає можливість вибрати оптимальну температуру процесу, уникнути спікання та прискорити твердофазне відновлення заліза.

Водневе відновлення оксидів заліза описується фазовою діаграмою системи Fe-O-H , яка визначає області стабільності оксидів Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , FeO та металевого заліза залежно від температури та парціального тиску водню (рис. 1) [7, 8].

У лівій частині діаграми за низьких значень $\text{H}_2\text{O}(\text{CO}_2)/(\text{H}_2(\text{CO})+\text{H}_2\text{O}(\text{CO}_2))$, тобто за відновлювальних умов, термодинамічно стабільною фазою є металеве залізо. Зі зростанням ступеня окиснювальної здатності газової фази відбувається послідовний перехід стабільних фаз від Fe до вюститу (Fe_{1-x}O), далі до магнетиту (Fe_3O_4) і, за найбільш окиснених умов, до гематиту (Fe_2O_3). Пунктирні лінії, що відповідають системі Fe-H-O , відобра-

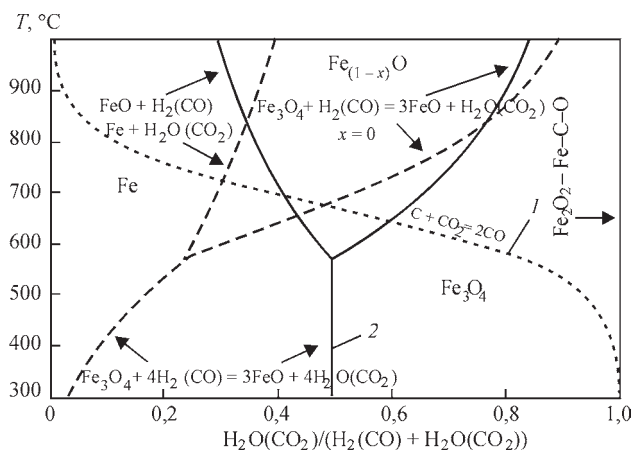
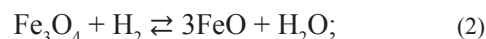


Рис. 1. Фазова діаграма систем Fe-H-O та Fe-C-O у координатах температура–ступінь окиснювальної здатності газової фази [7, 8]: 1 — система $\text{Fe-H}_2\text{-O}$; 2 — Fe-C-O

жають рівновагу реакцій водневого відновлення, зокрема переходи $\text{FeO} \rightleftharpoons \text{Fe}$ та $\text{Fe}_3\text{O}_4 \rightleftharpoons \text{FeO}$. Суцільні лінії для системи Fe-C-O демонструють аналогічні рівноважні межі для відновлення оксидів заліза монооксидом вуглецю. Діаграма наочно демонструє ключову роль температури — з її зростанням на діаграмі системи Fe-H-O області стабільності металевого заліза та вюститу розширюються в бік більш окиснених газових сумішей.

Термодинаміка водневого відновлення оксидів заліза визначається послідовністю наступних рівноважних реакцій:



Для кожної з наведених реакцій умови рівноваги визначаються зміною вільної енергії Гіббса $\Delta G(T)$.

Розраховані температурні залежності зміни вільної енергії реакцій (1), (2) та (3) наведено на рис. 2 [9].

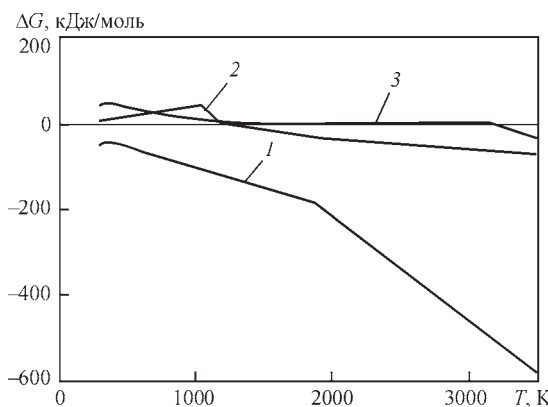


Рис. 2. Зміна вільної енергії реакцій 1, 2 та 3 з температурою

З аналізу температурних залежностей $\Delta G(T)$ випливає, що найбільш термодинамічно стабільною оксидною фазою в системі Fe–O–H у широкому інтервалі температур є вюстит (FeO). Саме стадія $\text{FeO} \rightarrow \text{Fe}$ характеризується найменш сприятливими значеннями ΔG та потребує підвищеного відновного потенціалу газової фази. Рівновага реакції настає при двох температурах: спочатку при 1358 К, а потім при 3158 К. Всередині цього інтервалу температур зміна вільної енергії реакції (3) коливається від невеликих негативних до невеликих позитивних значень і тільки при перевищенні 3158 К починається дуже повільна реакція відновлення вюститу до заліза.

Умови рівноваги для реакції (3) визначаються співвідношенням парціальних тисків водяної пари та водню ($p_{(\text{H}_2\text{O})}/p_{(\text{H}_2)}$).

Зростання парціального тиску водяної пари в реакційному об'ємі призводить до зсуву рівноваги в бік оксидної фази, що стає особливо критичним на завершальних стадіях твердофазного відновлення і зумовлює необхідність або інтенсивного відведення H_2O з реакційної зони, або принципової зміни хімічного стану відновника.

Багато вчених [7, 10–14] вивчали вплив складу газу на кінетику відновлення оксиду заліза з Fe_2O_3 до FeO та Fe за допомогою газової суміші CO та H_2 в діапазоні температур 700...1273 К. Основні висновки цих та інших робіт викладено нижче.

Відновлення залізняку чистим воднем у шахтній печі прямого відновлення прискорюється порівняно з реакцією з CO. При 1123 К відновлювальний потенціал H_2 і CO майже однакові, але швидкість відновлення воднем набагато вища. Так, повне відновлення котунів Fe_2O_3 діаметром 10...12 мм може бути досягнуто через 15 хв у разі H_2 , а при використанні CO ступінь відновлення знаходилася в межах 50 %. Зазначається, що при відновленні рудних котунів воднем реакція йде швидше, ніж із CO, і в лабораторних умовах досягається повна металізація. Зі збільшенням вмісту H_2 в газовій суміші та підвищенням температури ступінь та швидкість реакції відновлення збільшуються. При температурах вище 1273 К швидкість реакції збільшуватиметься з підвищенням вмісту водню, але оптимальне співвідношення H_2/CO становить 1,6. При вищих співвідношеннях вплив температури знижується. Оптимальними можна вважати температури між 1073 і 1223 К [7, 10, 12–14]. Вища температура відновлення звичайно краща тому, що зазвичай прискорює процес [10, 15]. Але за більш високих температур ущільнення відновленого заліза внаслідок спікання викликає зменшення швидкості реакції [10, 16] і кінетичні

фактори уповільнюють процес твердофазного відновлення в цілому.

На сучасному етапі розвитку безвуглецевої металургії особлива увага приділяється методам інтенсифікації відновних реакцій, здатним забезпечити істотне прискорення процесу без пропорційного зростання енергоспоживання. Одним із найбільш перспективних підходів у цьому контексті є застосування плазових джерел теплоти, зокрема електродугових плазмотронів.

ПЛАЗМОВІ ТЕХНОЛОГІЇ ВІДНОВЛЕННЯ

На відміну від традиційних електронагрівальних систем у плазових установках електрична енергія використовується не лише для генерації теплового потоку надвисокої щільності, але й для активації газоподібного відновника, якщо він одночасно виконує роль плазмоутворювального газу. У випадку водневої плазми це означає формування суміші молекулярного, атомарного та частково іонізованого водню, що принципово змінює як термодинамічні, так і кінетичні умови перебігу відновних реакцій [17–19]. Згідно з термодинамічними розрахунками дисоціація молекулярного водню починається при температурах понад 2700 °C, повністю завершується вище 5000 °C, тоді як процеси іонізації стають домінуючими за температур понад 15000 °C, що відповідає умовам плазової дуги [20]. Таким чином плазма поєднує функції інтенсивного джерела теплоти та високо реакційного хімічного середовища.

У випадку водневої плазми відновлення здійснюється не лише молекулярним воднем, а й активованими його формами (H , H^+ , H_2^+), для яких реакції відновлення FeO характеризуються значно більш негативними значеннями ΔG^0 у порівнянні з молекулярним H_2 . Це термодинамічно еквівалентно зниженню ефективної температури відновлення на сотні градусів і пояснює можливість інтенсивного перебігу реакцій навіть за короткого часу контакту.

Кінетичні переваги електродугової водневої плазми зумовлені насамперед частковою дисоціацією молекулярного водню з утворенням атомарних частинок, для участі яких у відновленні оксидів заліза не потрібні додаткові енергетичні витрати на розрив зв'язку H–H. У результаті ефективна енергія активації процесу знижується, а стадії, що лімітують процес у цілому, зокрема перехід вюститу в металеве залізо, істотно прискорюються. Відновлювальна здатність водню в плазмі зростає у такому порядку: $\text{H}_2 < \text{H} < \text{H}_3^+ < \text{H}_2^+ < \text{H}^+$. Розраховані залежності зміни енергії Гіббса від температури показують, що за однакової темпе-

ратури відновлення FeO активованими формами водню (H , H^+) є значно вигіднішим порівняно з молекулярним воднем. Реакції, які за умов класичного водневого відновлення тривають десятки хвилин або години, у плазмовому середовищі можуть завершуватися за істотно коротший час [20].

Кінетика відновлення оксидів заліза у твердому стані традиційно описується моделлю ядра, що стискається (shrinking core model) [8], у межах якої швидкість процесу може лімітуватися однією з трьох стадій: хімічною реакцією на поверхні, дифузією газу через пористий шар продукту або внутрішньою дифузією в твердому тілі.

Для стадії $FeO \rightarrow Fe$ в умовах класичного водневого відновлення швидкість процесу часто описується рівнянням [12]:

$$1 - (1 - X)^{1/3} = k \cdot t, \quad (6)$$

де X — ступінь відновлення; k — кінетичний коефіцієнт; t — час.

Експериментальні дані свідчать, що зі зростанням ступеня відновлення формується щільний металевий шар, який істотно знижує проникність для H_2 та H_2O , переводячи процес у дифузійний режим. Це призводить до різкого зменшення швидкості після досягнення критичного ступеня відновлення (30...60 % залежно від температури). В умовах водневої плазми кінетична картина змінюється. Участь атомарного та іонізованого водню знижує ефективну енергію активації процесу та інтенсифікує поверхневу хімічну реакцію. Таким чином, застосування плазми дозволяє частково усунути дифузійні обмеження, характерні для твердофазного водневого відновлення [21].

Додатковою перевагою плазмових технологій є надзвичайно висока інтенсивність теплопередачі [22]. Локалізований характер дугового нагріву дозволяє за короткий час досягати необхідних температур і підтримувати їх у вузькому інтервалі, що має вирішальне значення для керування фазовим станом матеріалу та запобігання небажаним побічними реакціям. Гнучкість регулювання електричних параметрів дуги створює передумови для адаптації процесу до різних типів залізорудної сировини та для динамічної зміни режимів залежно від складу відновлювального газу й вимог до кінцевого продукту.

Залежно від агрегатного стану відновлюваної фази плазмові технології відновлення заліза доцільно поділяти на рідиннофазні та твердофазні. У рідиннофазних процесах, відомих під загальною назвою hydrogen plasma smelting reduction (HPSR), залізорудна сировина або попередньо відновлений матеріал переводяться у розплавлений

стан. Відновлення оксидів заліза відбувається безпосередньо в зоні дії електродугової плазми переважно за механізмом газ-рідина, що забезпечує високу інтенсивність масообміну та практично повне усунення твердофазних дифузійних обмежень [23, 24].

У більшості експериментальних досліджень HPSR застосовуються плазмотрони постійного струму прямої дії, у яких шлаковий або металевий розплав виконує роль анода, тоді як катод розміщується в корпусі плазмотрона [18, 20, 23, 25]. Така конфігурація забезпечує безпосередню передачу електричної енергії в реакційний об'єм і мінімізує теплові втрати. Високі локальні температури та щільності теплового потоку сприяють швидкому плавленню сировини, стабілізації рідкої фази та інтенсивній активації газового середовища над ванною. Додатковим фактором інтенсифікації є електромагнітне та гідродинамічне перемішування розплаву, що забезпечує вирівнювання температурного та концентраційного полів і постійне оновлення поверхні контакту газ-розплав.

Разом із тим рідиннофазні плазмові процеси характеризуються підвищеною чутливістю до електричних і геометричних параметрів дуги. Сила струму, напруга, довжина дуги, положення плазмотрона, міжелектродна відстань та тиск у камері істотно впливають на тепловий режим, ступінь дисоціації водню та стабільність процесу. Відхилення від оптимальних режимів може призводити до нестабільності дуги, локальних перегрівів, інтенсифікованого випаровування компонентів шлаку та зростання втрат заліза, що ускладнює масштабування технології.

Поряд із рідиннофазними процесами значну зацікавленість викликає плазмово-дугове водневе відновлення оксидів заліза в твердому стані [26]. У цьому випадку теплота підводиться за рахунок плазми, тоді як відновлення здійснюється активованим воднем, а вихідна сировина зберігає твердий агрегатний стан принаймні на початкових стадіях процесу. Плазма забезпечує швидке нагрівання частинок оксиду заліза або котунів та інтенсифікує поверхневі реакції. Водночас навіть за умов водневої плазми стадія переходу вуглецю в металеве залізо часто залишається повільною через формування щільного шару продукту реакції на поверхні матеріалу, що і зумовлює збереження дифузійних обмежень.

Незважаючи на значні термодинамічні та кінетичні переваги, воднево-плазмові технології характеризуються низкою матеріалознавчих аспектів, які істотно впливають на можливість їх промислового масштабування.

Однією з ключових проблем є ерозія електродів у середовищі водневої плазми [22]. Для графітових катодів характерним є інтенсифіковане хімічне випаровування та формування летких вуглеводневих сполук, тоді як мідні електроди зазнають термічного та електромагнітного зносу внаслідок високої щільності струму та локальних перегрівів.

Додатковим обмеженням є деградація футеровки реактора [23, 24], яка обумовлена одночасною дією високих температур, відновного газового середовища та агресивних шлакових фаз. Високий вміст водню також впливає на стабільність електричної дуги, спричиняючи її подовження, флуктуації напруги та підвищені теплові втрати [25].

Зазначені фактори вимагають оптимізації конструкції плазмотронів, вибору спеціальних електродних матеріалів та розробки адаптивних систем керування дугою, що є обов'язковою умовою переходу від лабораторних до промислових масштабів.

З огляду на це перспективним напрямом розвитку воднево-плазмових технологій є створення гібридних схем [27–29], у яких основна частина відновлення здійснюється класичними методами, тоді як плазма використовується для інтенсифікації найбільш повільних і енергетично критичних стадій процесу. Прикладом може бути поєднання шахтних печей відновлення воднем із плазмовими реакторами до відновлення.

Принципову технологічну схему гібридних процесів подано на рис. 3. Залізорудні матеріали подаються у агрегат попереднього твердофазного відновлення 1, наприклад шахтну піч. Частково металізоване у шахтній печі залізо перевантажується у плазмовий реактор рідиннофазного віднов-

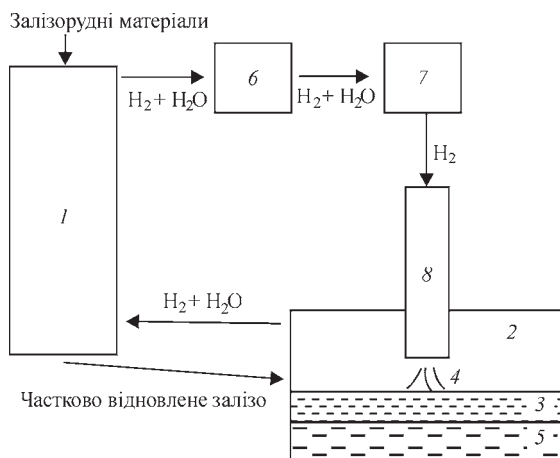


Рис. 3. Принципова технологічна схема гібридного процесу відновлення заліза воднем: 1 — агрегат попереднього твердофазного відновлення; 2 — плазмовий реактор рідиннофазного відновлення; 3 — шлак; 4 — воднева плазма; 5 — рідке залізо; 6 — агрегат очистки газу; 7 — агрегат осушки газу; 8 — плазмотрон [27–29]

лення 2, де у шлаковому шарі 3 відбувається його остаточне відновлення активованим у плазмі 4 воднем. Одержане металеве залізо накопичується у нижній частині ванни 5. Суміш водню і водяної пари, яка утворилась в результаті рідиннофазного відновлення заліза воднем, подається у агрегат попереднього твердофазного відновлення, де вона використовується у якості відновлювача. Газ, що відходить з агрегату попереднього твердофазного відновлення, є сумішшю водню і водяної пари. Тому після очистки 6 і осушки 7 водень може бути знову направлений у плазмовий реактор у якості плазмоутворювального газу.

Загальні енергетичні витрати процесу відновлення можуть бути подані у вигляді балансу:

$$E_{tot} = E_{heat} + E_{red} + E_{phase} + E_{loss} - E_{rec}, \quad (7)$$

де E_{tot} — загальні енергетичні витрати; E_{heat} — витрата енергії на нагрів матеріалів; E_{red} — витрата енергії безпосередньо на процес відновлення; E_{phase} — витрата енергії на фазові перетворення (плавлення); E_{loss} — незворотні втрати енергії; E_{rec} — енергія, яка може бути повернута у процес шляхом рециклінгу.

Енергетична доцільність застосування плазми визначається її здатністю зменшувати окремі складники цього балансу за рахунок скорочення тривалості процесу, зниження загальної температури в агрегаті або підвищення ступеня металізації на попередніх стадіях твердофазного відновлення. У гібридних схемах (HDRI + HPSR, шахтна піч + HPSR) плазма може виконувати функцію інтенсивного локального джерела теплоти для найбільш енергетично та кінетично критичних стадій, що дозволяє знизити сумарні втрати та покращити загальний енергетичний баланс.

Згідно з експериментальними дослідженнями та термодинамічними розрахунками [7, 13, 14] твердофазне відновлення є ефективним на початкових стадіях перетворення гематиту та магнетиту, однак стадія $FeO \rightarrow Fe$ характеризується різким зниженням швидкості та ефективності використання водню. Показано [11, 12, 16], що після досягнення ступеня відновлення приблизно 30...60 % (залежно від температури процесу) ефективність твердофазного відновлення суттєво падає, тоді як плазмове відновлення забезпечує значно вищу швидкість та стабільність процесу.

Гібридний підхід дозволяє істотно скоротити сумарні витрати водню. Так, при комбінованій схемі твердофазного відновлення до критичної точки та подальшому HPSR сумарне споживання водню може бути зменшене більш ніж у два рази порівняно з виключно твердофазним водневим

відновленням. Крім того, попереднє часткове відновлення оксидів заліза позитивно впливає на стабільність плазмової дуги, знижує розбрикування розплаву та знос футеровки реактора [21].

Гібридні схеми дозволяють поєднати високу ефективність використання водню, притаманну твердофазному відновленню на початкових стадіях, із кінетичними та термодинамічними перевагами плазових процесів на завершальних етапах $\text{FeO} \rightarrow \text{Fe}$. Такий підхід мінімізує вплив матеріалознавчих обмежень HPSR, знижує тривалість роботи плазового агрегату та покращує загальний енергетичний баланс процесу.

Таким чином, гібридні схеми поєднують високу ефективність використання водню з кінетичними та технологічними перевагами плазових процесів і можуть розглядатися як один з найбільш перспективних шляхів реалізації водневої металургії в промислових масштабах.

Прикладом комплексних досліджень у напрямку HPSR, який підтверджує значущість і перспективність досліджень використання водневої плазми у чорній металургії, є проєкт Horizon Europe H2PlasmaRed (Grant Agreement No. 101138228) [30]. HPSR розглядається як одна з ключових технологій для реалізації стратегічних цілей Європейського зеленого курсу та ініціативи Clean Steel Partnership, здатних забезпечити мінімізацію викидів CO_2 у чорній металургії до 2050 р. за умови використання відновлюваного водню та електроенергії з низьковуглецевих джерел.

Особливістю підходу H2PlasmaRed є орієнтація не лише на лабораторні дослідження, а й на пілотну масштабну демонстрацію технології з урахуванням вимог промислової інтеграції.

Важливим аспектом є також відповідність HPSR принципам рециклінгу. Проєкт H2PlasmaRed передбачає використання не лише первинної рудної сировини, але й залізовмісних побічних продуктів металургійного виробництва (пилу, шлаків), що дозволяє зменшити споживання природних ресурсів і сукупний вуглецевий слід виробництва сталі.

Окрему увагу в межах проєкту приділено розвитку контролю процесу та цифровізації HPSR [2]. Передбачається впровадження сучасних сенсорних систем і методів діагностики плазми для оптимізації режимів відновлення в реальному часі, що є критично важливим для масштабування воднево-плазових технологій до промислового рівня.

Таким чином, включення HPSR у дорожні карти Horizon Europe та Clean Steel Partnership підтверджує стратегічну значущість даного напрямку та обґрунтовує доцільність подальших фундамен-

тальних і прикладних досліджень воднево-плазового відновлення заліза.

ВИСНОВКИ

1. Показано, що водневе відновлення заліза є перспективною основою для декарбонізації чорної металургії, однак у класичних твердофазних процесах воно обмежується термодинамічними та кінетичними чинниками, насамперед на стадії переходу вюстити у металеве залізо.

2. На основі аналізу фазових діаграм системи Fe-O-H та температурних залежностей вільної енергії Гіббса встановлено, що саме стадія $\text{FeO} \rightarrow \text{Fe}$ характеризується найменш сприятливими умовами рівноваги та обмежує процес відновлення в цілому в умовах молекулярного водню.

3. Застосування електродугової водневої плазми принципово змінює термодинамічні й кінетичні умови відновлення за рахунок формування активованих форм водню (H , H^+ , H_2^+), що знижує ефективну енергію активації процесу та істотно прискорює відновлення оксидів заліза.

4. Рідиннофазні воднево-плазові процеси типу hydrogen plasma smelting reduction практично усувають дифузійні обмеження, характерні для твердофазного відновлення, та забезпечують високу інтенсивність масо- і теплопереносу.

5. Обґрунтовано доцільність розвитку гібридних технологічних схем, у яких поєднуються твердофазне водневе відновлення на початкових стадіях і плазове довідновлення на завершальному етапі $\text{FeO} \rightarrow \text{Fe}$.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Azimi, A., Van der Spek, M. (2025) Prospective life cycle assessment suggests direct reduced iron is the most sustainable pathway to net-zero steelmaking. *Industrial and Engineering Chemistry Research*, 64(7), 3871–3885. DOI: <https://doi.org/10.1021/acs.iecr.4c03321>
2. Pauna, H., Ernst, D., Zarl, M. et al. (2022) Hydrogen plasma smelting reduction process monitoring with optical emission spectroscopy — Establishing the basis for the method. *J. of Cleaner Production*, 372, 133755. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2022.133755>
3. Yu, S., Shao, L., Zou, Z. (2024) A numerical study on the process of the H_2 shaft furnace equipped with a center gas distributor. *Processes*, 12(3), 444. DOI: <https://doi.org/10.3390/pr12030444>
4. Markotić, A., Dolić, N., Trujić, V. (2002) State of the direct reduction and reduction smelting processes. *J. of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*, 38(3–4), 123–141. DOI: <https://doi.org/10.2298/JMMB0204123M>
5. Shurkhal, V.Ya., Larin, V.K., Chernega, D.F. et al. (2000) *Physics-chemistry of metallurgical systems and process: Manual*. Kyiv, Vyshcha Shkola [in Ukrainian].
6. Tang, Q., Huang, K. (2022) Determining the kinetic rate constants of Fe_3O_4 -to-Fe and FeO -to-Fe reduction by H_2 .

- Chemical Engineering J.*, **434**, 134771. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cej.2022.134771>
7. Spreitzer, D., Schenk, J. (2019) Reduction of iron oxides with hydrogen — A review. *Steel Research Inter.*, **90**(10), 1900108. DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.201900108>
 8. Miškovičová, Z., Legemza, J., Demeter, P. et al. (2024) An overview analysis of current research status in iron oxides reduction by hydrogen. *Metals*, **14**, 589. DOI: <https://doi.org/10.3390/met14050589>
 9. Shapovalov, V.O., Mogylatenko, V.G., Biktagirov, F.K., Kozin, R.V. (2023) Analysis of direct reduction of iron by hydrogen. In: *Proc. of 15th Inter. Sci.-Techn. Conf. on New Materials and Technologies in Mechanical Engineering*, 27–28 April 2023, Kyiv, 33–40. https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2023/06/conferenziya_2023.pdf
 10. Ranzani da Costa, A., Wagner Wagner, D., Patisson, F. (2013) Modelling a new, low CO₂ emissions, hydrogen steelmaking process. *J. of Cleaner Production*, **46**, 27–35. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2012.07.045>
 11. Zuo, H.B., Wang, C., Dong, J.J. et al. (2015) Reduction kinetics of iron oxide pellets with H₂ and CO mixtures. *Inter. J. of Minerals, Metallurgy and Materials*, **22**(7), 688–696. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12613-015-1123-x>
 12. Liu, D., Wang, X., Zhang, J. et al. (2017) Study on the controlling steps and reduction kinetics of iron oxide briquettes with CO–H₂ mixtures. *Metallurgical Research & Technology*, **114**(6), 611. DOI: <https://doi.org/10.1051/met-al/2017072>
 13. Heidari, A., Niknahad, N., Iljana, M., Fabritius, T. (2021) A review on the kinetics of iron ore reduction by hydrogen. *Materials*, **14**(24), 7540. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma14247540>
 14. Patisson, F., Mirgaux, O., Birat, J.-P. (2021) Hydrogen steelmaking. Pt 1: Physical chemistry and process metallurgy. *Matériaux & Techniques*, **109**(3–4), 303–313. DOI: <https://doi.org/10.1051/mattech/2021025>
 15. El-Hussiny, N.A., Rafi, M., Abd El-Gawad, H.H., Shalabi, M.E.H. (2016) Pelletization of El-Dekhila iron oxide waste and reduced it by hydrogen gas. *Inter. J. of Scientific & Engineering Research*, **7**(2), 575–581. <https://www.researchgate.net/publication/299308916>
 16. Kuila, S.K., Chatterjee, R., Ghosh, D. (2016) Kinetics of hydrogen reduction of magnetite ore fines. *Inter. J. of Hydrogen Energy*, **41**(22), 9256–9266. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2016.04.075>
 17. Satritama, B., Cooper, C., Fellicia, D. et al. (2024) Hydrogen plasma for low-carbon extractive metallurgy: Oxides reduction, metals refining and wastes processing. *J. of Sustainable Metallurgy*, **10**, 1845–1894. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40831-024-00915-1>
 18. Zhang, J., Peng, Z., Zhang, T. et al. (2025) Hydrogen plasma reduction of iron oxides. *Inter. J. of Hydrogen Energy*, **105**, 910–920. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2025.01.322>
 19. Sabat, K.C., Murphy, A.B. (2017) Hydrogen plasma processing of iron ore. *Metallurgical and Materials Transactions B*, **48**(3), 1561–1594. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11663-017-0957-1>
 20. Naseri Seftjani, M., Schenk, J. (2018) Thermodynamic of liquid iron ore reduction by hydrogen thermal plasma. *Metals*, **8**, 1051. DOI: <https://doi.org/10.3390/met8121051>
 21. Souza Filho, I.R., Ma, Y., Kulse, M. et al. (2021) Sustainable steel through hydrogen plasma reduction of iron ore: Process, kinetics, microstructure, chemistry. *Acta Materialia*, **213**, 116971. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116971>
 22. Boulos, M.I., Fauchais, P., Pfender, E. (1994) *Thermal plasmas: Fundamentals and applications*. New York, Springer. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-1-4899-1337-1>
 23. Hiebler, H., Plaul, J.F. (2004) Hydrogen plasma smelting reduction — An option for steelmaking in the future. *Metalurgija*, **43**(3), 155–162. <https://hrcak.srce.hr/file/189387>
 24. Shelyug, A., Pauna, H., Springer, H., Souza Filho, I.R. (2025) Puppet strings of hydrogen plasma reduction of iron ores: The impact of process parameters on plasma properties and reduction kinetics. *Metallurgical and Materials Transactions B*, **56**, 5232–5245. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11663-025-03698-2>
 25. Figueiredo, J.N., Dally, B.B., Lacoste, D.A. (2025) From pure H₂ to H₂–CO₂ mixtures: A study of reductant strategies in plasma iron smelting reduction. *Applications in Energy and Combustion Science*, **24**, 100401. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jaecs.2025.100401>
 26. Sabat, K.C. (2021) Physics and chemistry of solid state direct reduction of iron ore by hydrogen plasma. *Physics and Chemistry of Solid State*, **22**(2), 292–300. DOI: <https://doi.org/10.15330/pess.22.2.292-300>
 27. Adami, B., Hoffelner, F., Zarl, M.A., Schenk, J. (2025) Strategic selection of a pre-reduction reactor for increased hydrogen utilization in hydrogen plasma smelting reduction. *Processes*, **13**, 420. DOI: <https://doi.org/10.3390/pr13020420>
 28. Ernst, D., Manzoor, U., Souza Filho, I.R. et al. (2023) Impact of iron ore pre-reduction degree on the hydrogen plasma smelting reduction process. *Metals*, **13**, 558. DOI: <https://doi.org/10.3390/met13030558>
 29. Zhyrov, D.M. (2011) Features of process of plasma-arc liquid-phase reduction of iron by gases: PhD thesis abstract, specialty 05.16.02. Kyiv, E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.
 30. Putaala, H.-R., Pauna, H., Javed, A. et al. (2025) Effect of furnace parameters on optical emission spectra of hematite reduction by hydrogen plasma. *Metallurgical and Materials Transactions B*, **56**, 3381–3397. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11663-025-03552-5>

PROSPECTS FOR THE APPLICATION OF PLASMA TECHNOLOGIES IN HYDROGEN-BASED IRON REDUCTION

V.O. Shapovalov¹, D.M. Zhyrov¹, V.G. Mogylatenko^{1,2}, F.K. Biktagirov¹, V.R. Burnashev¹

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

²National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute»
37 Prospect Beresteyskyi, 03056, Kyiv, Ukraine

ABSTRACT

This paper examines the prospects of applying plasma technologies to hydrogen-based iron reduction in the context of ferrous metallurgy decarbonization. The thermodynamic and kinetic features of hydrogen reduction of iron oxides are analyzed based

on Fe–O–H phase diagrams and temperature dependences of Gibbs free energy. It is shown that the stage of reduction from wüstite to metallic iron is the most energetically and kinetically unfavorable under conventional solid-state reduction conditions. The advantages of hydrogen plasma application are substantiated, which owing to formation of activated hydrogen species significantly intensifies the reduction reactions and reduces diffusion limitations. Liquid-phase hydrogen plasma reduction processes and the challenges associated with their industrial scale-up, including electrode erosion, refractory degradation, and electric arc stability, are considered. A hybrid technological route combining solid-state hydrogen reduction with plasma-assisted final reduction is proposed as the most energy-efficient and technologically feasible pathway for implementing hydrogen metallurgy on an industrial scale.³⁰ Ref., 3 Fig.

KEYWORDS: iron, steel industry decarbonization, hydrogen reduction, hydrogen plasma reduction, iron oxides, hybrid technological routes, Fe–O–H thermodynamics, iron reduction kinetics

ORCID

В.О. Шаповалов — <https://orcid.org/0000-0003-1339-3088>, Д.М. Жиров — <https://orcid.org/0000-0002-9435-8075>,
В.Г. Могилатенко — <https://orcid.org/0000-0002-6550-2058>, Ф.К. Біктагіров — <https://orcid.org/0000-0001-7843-4261>,
В.Р. Бурнашев — <https://orcid.org/0000-0001-6807-3810>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

В.Г. Могилатенко

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

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.О. Шаповалов, Д.М. Жиров, В.Г. Могилатенко, Ф.К. Біктагіров, В.Р. Бурнашев (2026) Перспективи застосування плазмових технологій при відновленні заліза воднем. *Сучасна електрометалургія*, **03**, 24–31.

DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.03.04>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 11.05.2026

Отримано у переглянutoму вигляді 17.06.2026

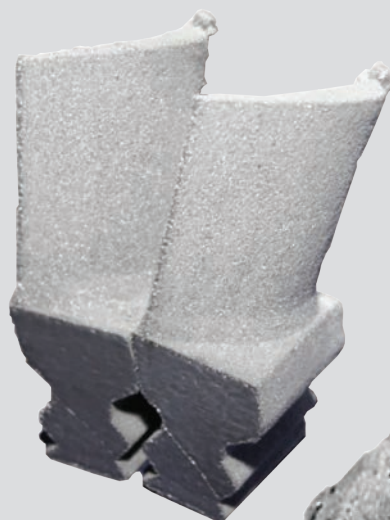
Затверджено до друку 14.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026

РОЗРОБЛЕНО В ІЕЗ

АДИТИВНІ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ МЕТАЛЕВИХ ВИРОБІВ МЕТОДОМ ПОШАРОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ

3D ВИРОБИ



Лопатка ГТД



Деталь ГТД



Краніальний імплантат



Деталь ГТД

ВИРОБНИЦТВО ТА РАФІНУВАННЯ МЕТАЛУРГІЙНОГО КРЕМНІЮ ДО КРЕМНІЮ СОНЯЧНОЇ ГРАДАЦІЇ (ОГЛЯД)

Г.Г. Дідікін

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

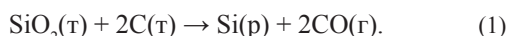
РЕФЕРАТ

Дослідження рафінування кремнію MG–Si металургійними методами показують, що кожен метод є селективним при видаленні одного або невеликої групи домішкових елементів. Особлива увага приділяється чистоті кремнію за бором, вміст якого не повинен перевищувати 0,3 ppm_w. Випаровування Рабо В є можливим, але найчастіше це повільний процес і може супроводжуватися втратою Si. Рафінування розчинниками довело свою ефективність у видаленні домішок, при цьому Al є підходящим легуючим посередником. Для того, щоб використовувати переваги металургійних методів обробки високої продуктивності та низької вартості, необхідно використовувати комбінації методів послідовно або одночасно, щоб отримати продукт, що відповідає кремнію сонячної градації SoG–Si. Домішки в MG–Si класифікують як сегрегаційні та нерозчинні. Однокислотне вилюговування видаляє тільки певні домішки. На практиці використовується послідовне або змішане кислотне вилюговування. Додавання окислювачів у кислій вилюговувачі збільшує ефективність видалення домішок. Зовнішні поля (ультрафіолетове випромінювання, ультразвукове поле та вилюговування під тиском кисню) або введення тріщин/пористих структур і термічна попередня обробка можуть покращити видалення домішок. При електронно-променевому перепаї металургійного кремнію відбувається очищення шляхом випаровування домішок-елементів з поверхні розплаву в вакуумі. Рафінування базується на проведенні процесу в високому вакуумі та відмінності пружності парів різних елементів-домішок, пружність парів яких вище пружності парів кремнію. Метод електронно-променевого перепаю металургійного кремнію сумісно з окислювальним рафінуванням дає можливість очищення до рівня 5...6 N. Бібліогр. 73, табл. 4, рис. 7.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: кремній металургійний, шлакова обробка, вилюговування, електронно-променева плавка, вакуумна дегазація, кремній сонячної градації, елементи-домішки, сегрегація

ВСТУП

У цьому огляді основна увага приділяється переробці та очищенню кремнію для фотоелектрики (ФЕ). Домінуючим напівпровідниковим матеріалом у фотоелектриці є сорт кремнію для напівпровідників (SOG–Si). Надчистий кремній (полікремній) виробляють у промислових масштабах шляхом перегонки і термічного розкладання легких сполук кремнію — трихлорсилану (SiHCl₃) і моносилану (SiH₄). Однак це продукт із високою вартістю — у 30...50 разів дорожчий за металургійний кремній. Металургійний кремній MG–Si з чистотою 98,5 % Si виробляється карботермічним відновленням у зануреній електродуговій печі за температури 1500...2000 °C з кускового кварцу відповідної чистоти і вуглецевої сировини. Загальна схема реакцій відновлення має такий вигляд:



Вихід кремнію у вигляді металургійного кремнію карботермічним відновленням становить до 90 %, залишок — пари кремнезему. Отриманий металургійний кремній потребує подальшого очищення (процес екстракції до отримання сонячної якості SOG–Si), необхід-

на чистота якого становить 7N. Ефективність сонячних батарей знижується через наявність домішок у кремнії, які скорочують термін служби носіїв у кремнієвому сонячному елементі та порушують генерацію електроенергії. Завдяки низькій вартості, простоті експлуатації та легкості управління гідрометалургія вважається перспективним методом отримання кремнію сонячної якості (SOG–Si) з кремнію металургійної якості (MG–Si). Металургічне рафінування MG–Si [1, 2] включає окислювальне рафінування [3–5], гідрометалургійні процеси [6, 7], вакуумне рафінування [8] і спрямовану кристалізацію [9, 10]. Більшість розчинних домішок видаляється в гідрометалургійному процесі, вуглець і бор видаляють окислювальним рафінуванням, а вакуумним очищенням — P, Ca, Al (рис. 1). Домішки, що залишилися, видаляють спрямованою кристалізацією. Кінцевий продукт — монокристалічний кремній і полікремній високої чистоти сонячної якості (SOG–Si) (табл. 1) [11–15].

Процес Сіменса — це реакція з хлористим воднем для отримання легкого трихлорсилану (SiHCl₃) шляхом гідрохлорування металургійного кремнію в реакторі з псевдозрідженим шаром [16] з подальшою його перегонкою та осадженням кремнію з парової фази розкладанням SiHCl₃.

Основні реакції:

Авторське право © Автор(и)

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

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

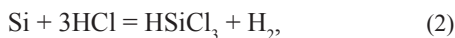
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>



Рис. 1. Схема виробництва кремнію сонячної якості методом металургійного рафінування [15]

Таблиця 1. Граничні концентрації домішок в MG-Si та SOG-Si

Елементи		Al	Fe	Ca	Mg	Mn	Cr	Ti	V	Zr	Cu	B	P	C	O
MG-Si	%	2	5	1	0,1	0,05	0,05	1,6	0,01	0,01	0,01	0,08	0,05	0,6	3
SoG-Si	ppm _w	0,1	0,1	0,3	—	0,1	0,1	0,01	0,1	0,1	0,1	0,3	0,1	3	10



Процес Union Carbide — альтернативний процес очищення кремнію, розроблений у Union Carbide. Після перетворення трихлорсилану в моносилан (SiH_4) його осаджують аналогічно процесу Сіменса. Рафінуючий ефект у йодидному процесі визначається тим, що домішки, які містяться в кремнії, що очищається, під час взаємодії їх із газоподібним йодом не утворюють летких йодидів і залишаються в непрореагованому залишку. Швидкість осадження металу безперервно зростає з підвищенням температури нитки.

СОНЯЧНИЙ КРЕМНІЙ, МЕТАЛУРГІЙНИЙ ШЛЯХ ОЧИЩЕННЯ

Реакція карботермічного відновлення діоксиду кремнію (1) показує, що сировина для виробництва MG-Si охоплює тільки кремній і вуглецеві відновники і вони — основні джерела домішок у MG-Si. Домішки в MG-Si включають неметалеві (B, P, C і O) і металеві елементи (Fe, Al, Ca, Ti, Mn, V, Cu, Cr та ін.); Fe, Al і Ca — домінуючі домішки (табл. 1). Зазначені домішки класифікують як сегрегаційні та нерозчинні: сегреговані домішки (Fe, Al, Ca, Ti, V, Cu і Cr), неметалеві елементи C і O [17, 18]. Сегрегаційні осідають на межах зерен під час затвердіння MG-Si. Під час подрібнення MG-Si ці домішки оголюються на поверхні гранул порошку і видаляються кислотним вилуговуванням [19].

КИСЛОТНЕ ВИЛУГОВУВАННЯ

Для очищення MG-Si вилуговуванням використовують кислоти H_2SO_4 , HCl , HNO_3 , HF , CH_3COOH та їхні суміші з додаванням окиснювачів і шляхом використання ультрафіолетового випромінювання, ультразвуку та тиску кисню. Кислота H_2SO_4

показала високу активність тільки для зниження вмісту вуглецю. Домішки Fe і Al не можна видалити повністю кислотами H_2SO_4 і HNO_3 . Кислота HCl видаляє Al і Ca з MG-Si до 70...85 [7]. Кислота HF ефективно видаляє домішки, має високу хімічну активність із SiO_2 , видаляє приховані домішки, але видалення Fe, Al і Cu має обмеження [20]. Послідовне кислотне вилуговування H_2SO_4 , HNO_3 , HCl та HF і змішане кислотне вилуговування об'єднують переваги різних кислот для видалення домішок з MG-Si до чистоти 99,90 %. Суміш HCl + HF найбільш ефективна.

Під час гідрометалургійного процесу додають окислювачі для видалення домішок з MG-Si. У роботах [21, 22] MG-Si очищали сумішами розчинів HF з добавками H_2O_2 , ефективність очищення досягала 99,99 %, ступінь видалення B і P помірний. При додаванні AgNO_3 до розчинів HF чистота MG-Si збільшилася до 99,98 % [22, 23]. Комбінація AgNO_3 + H_2O_2 + HF ефективно видаляє домішки B і P. Автори роботи [24] подрібнювали MG-Si до <53 мкм і провели вилуговування в суміші кислот HNO_3 і HCl : видалення домішок Fe, Al, Zn, Cu становило 90 % (крім B і P), було отримано кремній чистоти ~99,98 %. Нанорозмірні частинки кремнію вилуговували розчином HF , HCl і HNO_3 [25], досягнуто чистоти кремнію 99,999 %. Таким чином, отримання кремнію SOG-Si з MG-Si можливе поєднанням кислотного вилуговування, окисного очищення, вакуумного очищення та очищення затвердінням. Зовнішні поля — ультрафіолетове випромінювання, ультразвукове поле і обробка вилуговуванням під тиском кисню в гідрометалургійному процесі покращують видалення домішок з MG-Si до чистоти кремнію 99,995 %.

Для видалення внутрішніх домішок кислим вилуговуванням в MG-Si створювали пористі структури і досягали чистоти >99,99 % з викорис-

танням кислотного вилуговування [26]. Пористий кремній отримували впливом парів суміші кислот HF/HNO_3 або $\text{HF}/\text{H}_2\text{O}/\text{HNO}_3$ [27–29]. Попереднім обробленням термічним окисленням послаблює зв'язки між домішками і Si, кремній чистотою 99,996 % було отримано після оброблення вилуговуванням HF [30], а об'єднання ультразвукової та термічної обробки дало змогу отримати кремній чистотою 99,995 %.

ВТОРИННІ ПРОЦЕСИ РАФІНУВАННЯ

— продування газом, обробка шлаком, плазмове очищення і очищення розчинником. Найбільш придатними процесами вторинного рафінування є очищення шлаком і розчинником. Шлакові оксидні системи поглинають, відокремлюють і видаляють домішки з MG–Si. Процес очищення розчинником (легування) заснований на принципі фракційної кристалізації [31]. У цьому процесі метали розчиняються в розплавленому кремнії, утворюючи сплав, і через низьку термодинамічну стабільність деяких домішок у MG–Si їхні коефіцієнти сегрегації низькі, тому видалення домішок з MG–Si може бути покращено.

ШЛАКОВА ОБРОБКА РОЗПЛАВУ КРЕМНІЮ

Чистота кремнію сонячної якості (SOG–Si) має досягати 99,9999 %. Оскільки метод рафінування шлаком має такі характеристики, як низька вартість, низьке енергоспоживання, простота обладнання та легкість промислового виробництва, він вважається одним із важливих методів металургійного очищення кремнію сонячної якості (SOG–Si). У статті [32] проведено порівняння та обговорення ефективності та механізму видалення домішок у бінарній, багатокомпонентній та сплавно-шлаковій системах шлаку, що дає теоретичне обґрунтування дослідникам щодо отримання SOG–Si методом рафінування шлаком.

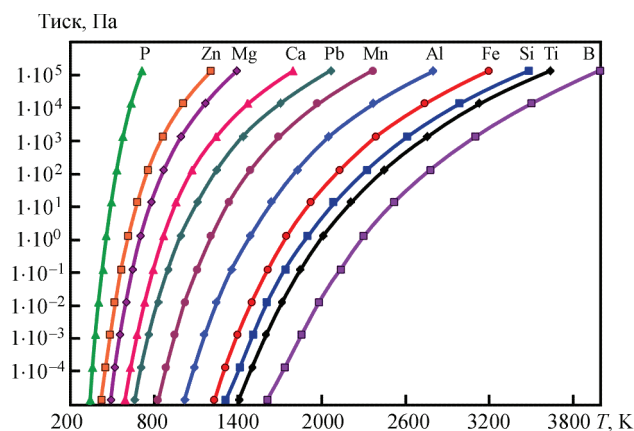


Рис. 2. Зміна стандартного тиску парів чистих речовин залежно від температури

Основними несприятливими домішками в MG–Si для виробництва SoG–Si є Fe, Al, Ca, Ti, B і P. Очищення MG–Si проводять шлаком у розплавленому стані: оксидом кальцію або деякими сумішами з CaO ($\text{SiO}_2\text{--Na}_2\text{O}$, $\text{SiO}_2\text{--CaF}_2$, $\text{SiO}_2\text{--CaCl}_2$). Металеві або неметалеві домішки з MG–Si окислюються і переходять у шлакову фазу [33]. Попередня обробка MG–Si шлаками з подальшим кислотним вилуговуванням HCl забезпечує кращу продуктивність для видалення Fe, Al, Ca, Ti, Mn, B, і P [34–36]. У роботі [37] обробкою шлаком $\text{CaO--SiO}_2\text{--CaCl}_2$ і кислотним вилуговуванням видаляли домішки B з MG–Si у вигляді газоподібного бориду BOCl до його залишкового вмісту 1,37 ppm. Після вилуговування кислотною сумішшю $\text{HCl} + \text{HF}$ вміст B в MG–Si з 3 мас. % знизився до 0,81 ppmw.

ВАКУУМНА ДЕГАЗАЦІЯ РОЗПЛАВУ

Такі методи, як вакуумна дегазація (ВД), вакуумна дугова дегазація або вакуумне кисневе зневуглювання широко використовуються в металургійній промисловості для рафінування сталі [38]. У цьому процесі використовуються специфічні для кожного елемента відмінності тиску пари за високих температур для випаровування домішок з металевого розплаву. Той самий принцип було вивчено для кремнію в низці досліджень. На рис. 2 показана зміна стандартного тиску парів чистих речовин залежно від температури, розрахованих за термодинамічними даними. Повідомляється про ефективне видалення фосфору, кальцію та алюмінію. Особливо вивчали поведінку фосфору, який важко видалити з кремнію [39–43].

Кінетичний критерій летючості для вакуумного рафінування був розроблений Olette [44]:

$$\alpha = \frac{\gamma_i^{00} p_i^0}{p_{\text{Si}}^0} \left(\frac{M_{\text{Si}}}{M_i} \right)^{1/2}, \quad (4)$$

де p_{Si}^0 і p_i^0 — тиск парів чистого кремнію і домішок за цієї температури, а γ_i^{00} — коефіцієнт активності Генріана для домішки. M_{Si} і M_i — атомна вага кремнію і домішки відповідно. За $\alpha > 1$ домішка може бути видалена методом ВД практично повністю, а за $\alpha < 1$ вакуумне рафінування не працює. Коли α близько до 1 та одночасно випаровуються кремній і домішка.

У дослідженні [45] видалення фосфору описано для різних умов температури і тиску. У роботі автори повідомляють про видалення P, Al, Ca і Mn із кремнію під час електронно-променевої вакуумної обробки MG–Si (табл. 2). Вони вказують на існування взаємодії між домішками в сплаві, наслідком якої є ефективність ВД, що залежить

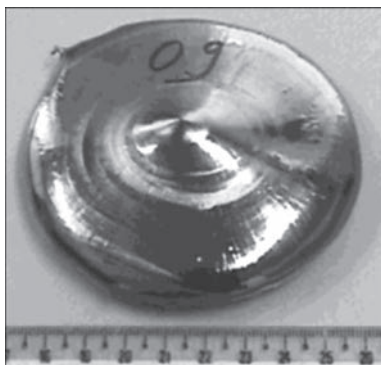


Рис. 3. Вид зверху на подрібнений і вилужений зразок MG-Si після розплавлення в ЕПП [48]

від вихідного складу розплаву. Автори роботи [46] повідомили про видалення фосфору та інших елементів до 99 % (крім бору) в експериментах з електронним пучком. Результати, отримані під час очищення MG-Si плавленням в електронно-променевій печі: був отриманий матеріал з концентрацією домішок менш як 2 ppmw [47] (без урахування бору). Вилучення фосфору перевищувало 98 % (0,4 ppmw P). На рис. 3 показано вид зверху одного із зразків. Результати хімічного аналізу представлені в табл. 3.

Ефективність екстракції для всіх домішок представлена на рис. 4. Очищення ефективніше для елементів, тиск парів яких ближчий або вищий, ніж у кремнію. Бор не був витягнутий, оскільки тиск його парів набагато нижчий за тиск парів кремнію. Труднощі вилучення бору полягають у його коефіцієнті сегрегації в кремнії ($k = \sim 1$), що також ускладнює його вилучення за допомогою процесу односпрямованої кристалізації. Для видалення бору зазвичай використовується плазмове плавлення в окислювальній атмосфері (O_2 , CO_2 або H_2O). У цьому процесі бор переходить в оксидну форму, збільшуючи тиск його парів [48–50]. На рис. 5 наведені залежності за швидкістю видалення P, Ca і Al у вакуумі при температурах 1723 і 1823 K від часу плавлення [51].

Для металургійних методів виробництва кремнію сонячної якості необхідно використовувати двоспрямовану кристалізацію для видалення металевих домішок Al, Ca, Fe та Ti. У дослідженні [52] синергетичний ефект хлорування шляхом до-

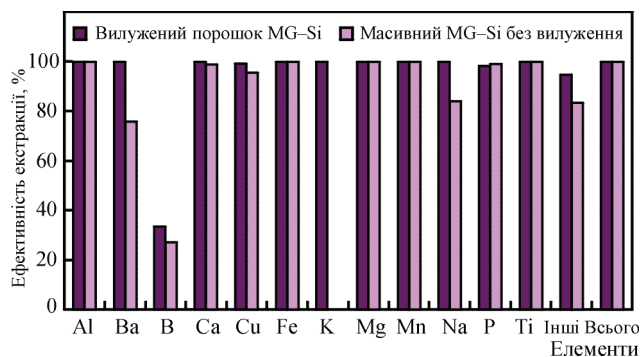


Рис. 4. Ефективність вилучення домішок з вилуженого порошка MG-Si та масивного MG-Si без вилучення

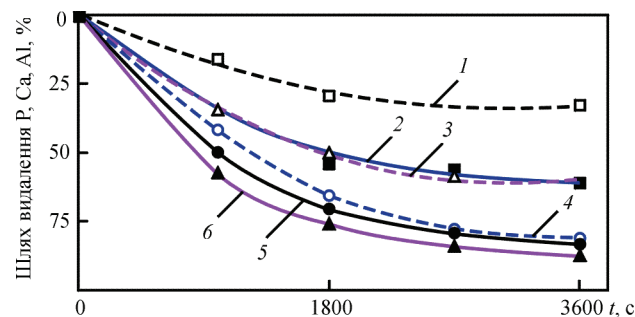


Рис. 5. Видалення P, Ca і Al у вакуумі при 1723 і 1823 K як функція часу плавлення: 1, 2 — Al; 3, 6 — Ca; 4, 5 — P; 1, 3, 4 — 1723 K; 2, 5, 6 — 1823 K [49]

давання слідових кількостей $MgCl_2$ на стадії рафінування методом електронно-променевої плавки та спрямованої кристалізації дозволяє видалити ці домішки до надзвичайно низьких концентрацій за допомогою хімічних та фізичних процесів у ході одноразового плавлення. На стадії спрямованої кристалізації, спричиненої електронним пучком, високий температурний градієнт усередині розплаву та високовольтне електричне поле посилюють сегрегацію. В результаті, загальний вміст металевих домішок у зливку знижується з 647,11 до менше 0,60 ppmw. Зокрема, вміст Al, Fe та Ti становить менше 0,10 ppmw.

Виробництво кремнієвих сонячних елементів передбачає розробку процесу переробки кремнію з фотоелектричних елементів (ФЕ), що відслужили термін. Кремній у ФЕ легований різними елементами. У дослідженні [53] вивчається переробка кремнію із подрібнених сонячних елементів за допомогою процесу вакуумного очищення.

Таблиця 2. Результати вакуумної обробки рідкого кремнію

Елемент	P , Па	T , °C	Час, хв	Видалення, %	Література
P	0,5	1600	60	22...42	52
Ca	—»—	—»—	—»—	10...31	—»—
Al	—»—	—»—	—»—	6...22	—»—
Mn	—»—	—»—	—»—	27...32	—»—
P	$10^{-2} \dots 10^{-4}$	Не вказано	20	98...99	57
P	0,012...0.046	1600	120	99	56

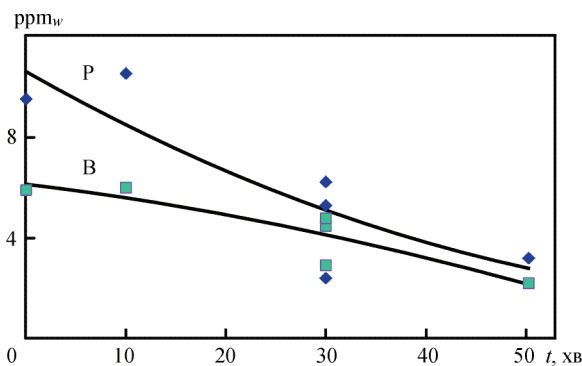


Рис. 6. Зміна вмісту бору та фосфору в залежності від часу обробки: тиск — 0,05 атм; аргон — 1 л/хв; вода — 2,5 мл [54]

Відбраковані сонячні елементи після випалу обробляються кислотним травленням, у результаті виходять деметалізовані фрагменти кремнію. Вакуумне очищення цих фрагментів кремнію показало вміст, ppm_w: фосфору — 11,67, бору — 1, срібла — 96 та олова — 136, вміст інших металевих домішок був нижчим. Показано, що Sn, Ag, O, N та Mg можуть бути видалені з розплаву кремнію короткочасним вакуумним рафінуванням. Оскільки процес вакуумного рафінування не обмежений термодинамічною рівновагою, це обіцяє повне видалення всіх летючих домішок і тоді цей процес має високі шанси повернути отриманий кремній до вимог сонячної енергетики.

ОЧИЩЕННЯ РІДКОГО КРЕМНІЮ ЗА ДОПОМОГОЮ ГАЗІВ АБО ВОДЯНОЇ ПАРИ

Під час рафінування розплавленого кремнію MG через розплав можуть продуватися гази, які можуть реагувати з домішковими елементами для шлакоутворення та окислення або бути нейтральними, щоб сприяти перемішуванню розплаву. Гази також використовували для транспортування твердих речовин (шлаків), рідин (вологи) або газів (газових сумішей) для реакції з розплавленим кремнієм і сприяння рафінуванню [54].

Є велика кількість кремнієвого брухту з електронної промисловості, який не можна вико-

ристовувати для фотоелектричних додатків, тому що вміст бору у ньому до 10 разів більший, ніж у MG–кремнії [55]. Бор видаляють у газоподібній формі (BOH, BO, BH₂ і B₂O₂) продуванням вологого газу через розплавлений кремній за температури 1500...1700 °C [56]. Автори роботи [57] провели експерименти за 0,05 атм з випаровування бору та фосфору при витраті 1 л/хв Ar + 2,5 мл H₂O і щоб видалити бор у вигляді BOH. Початковий вміст B і P становив 5,7 і 9,4 ppm_w, через 50 хв продування — 2,1 і 3,2 ppm_w відповідно (рис. 6). При використанні MG–Si концентрацію B знизили до 0,3 ppm_w, а концентрацію P до 7 ppm_w з початкових рівнів 40...60 ppm_w [51, 52]. Після етапу рафінування розплав піддавали спрямованому затвердінню. За винятком B і P вміст домішок було зменшено до <0,1 ppm_w, а рівень B був знижений до <1 ppm_w.

ОЧИЩЕННЯ КРЕМНІЮ МЕТОДОМ ЛЕГУВАННЯ

Рафінування кремнію розчинником — один із металургійних підходів для отримання SoG–Si з MG–Si з використанням металічного посередника, що діє як вловлювач домішок під час затвердіння після його сплавлення з Si. Домішки разом з посередником відтісняються до фронту затвердіння і залишаються в рідкій фазі. Метал-посередник повинен мати велику спорідненість до бору і фосфору, що мають низький коефіцієнт сегрегації в кремнії, легко розчиняється в рідкому кремнії і має невелику розчинність у твердому кремнії.

СИСТЕМИ СПЛАВІВ Si–Al

Автори робіт [58, 59] пропонують очищати кремній шляхом фракційної кристалізації з розплавленого розчину алюмінію і кремнію. У цьому процесі використовується фазова діаграма Si–Al. Якщо такий розплавлений розчин повільно охолоджувати, кремній випадає з нього у вигляді пластинок. Кислотне вилуговування видаляє залишковий алюміній з відокремлених пластин, матеріал розплавляється і направлено твердне. У роботі [60] досліджено метод металургійного очищення MG–Si шляхом затвердіння з розплаву алюмінію та кремнію. Було забезпечено зниження вмісту бору та фосфору до 314 та 96 ppm_w відповідно. Отриманий кремній може бути очищений методом спрямованої кристалізації до чистоти 6N. Для легування можуть також слугувати Mg, Sb, Sn, Zn і Cu. У роботах [61, 62] використовували алюміній, магній і мідь як метал-розчинник для очищення сирого кремнію. Система сплавів Si–Al є одним із найперспективніших розчинників для очищення MG–Si після відокремлення затверділих зерен

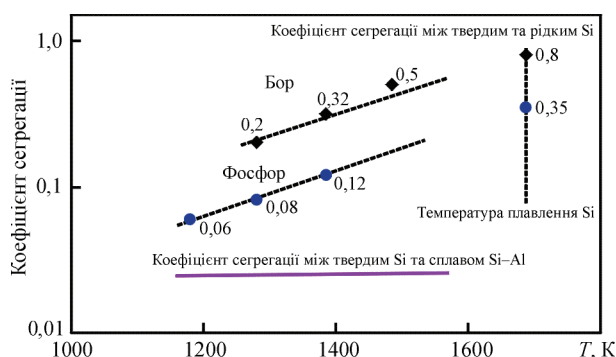


Рис. 7. Температурна залежність коефіцієнтів сегрегації фосфору та бору між твердим кремнієм і розплавом Si–Al

Таблиця 3. Хімічний аналіз до і після плавки кремнію, кінцева чистота та ефективність вилучення домішок

Домішки	Порошок вилуженого MG–Si		MG–Si в масивному вигляді без вилугування			
	До плавки, ppm _w	Після плавки, ppm _w	Ефективність екстракції, %	До плавки, ppm _w	Після плавки, ppm _w	Ефективність екстракції, %
Al	53,00	0,09	99,83	110,00	0,44	99,60
Ba	11,00	0,00	100,00	0,04	<0,01	>75,61
B	15,00	10,00	33,33	10,00	7,30	27,00
Ca	185,00	0,02	99,99	26,00	0,31	98,81
Cu	1,80	0,01	99,20	6,50	0,29	95,54
Fe	31,00	0,03	99,90	790,00	0,70	99,91
K	30,00	«-»	99,92	0,10	0,10	0,00
Mg	4,60	<0,01	>99,78	4,20	0,02	99,50
Mn	2,00	0,003	99,85	75,00	0,027	99,96
Na	480,00	0,04	99,99	0,33	0,05	83,94
P	23,00	0,41	98,20	38,00	0,39	98,97
Ti	3,00	0,002	99,93	42,00	0,087	99,80
Others	20,58	1,12	94,56	16,32	2,74	83,21
Total	844,98	1,766	99,79	1108,49	5,165	99,53
Кінцева чистота, %	99,92	99,99982	–	99,88	99,9995	–

кремнію від розплаву Si–Al і подальшого вилугування сумішами царської горілки і H₂SO₄. У роботі [63] досліджено поліпшене видалення бору в розплавлених розчинах Al–Si, що містять титан, а у роботі [64] вивчено видалення фосфору і був підтверджений підвищений ефект сегрегації при затвердінні кремнію з Al–Si. На рис. 7 показано результати для бору та фосфору і порівняно з коефіцієнтами сегрегації при затвердінні чистого кремнію [54]. Таблиця 4 містить експериментальні результати тестових очищень MG-кремнію [64], що був затверділий зі сплаву Si–55,3 % Al і сплаву Si–64,6 % Al за умов 1273 і 1173 К відповідно [64]. Підвищені рівні алюмінію, які є вищими, ніж

розчинність алюмінію в кремнії за даних температур, можна пояснити кількістю розчинника, що захоплюється кристалами кремнію під час росту, як показано на рис. 7. У роботах [65, 66] показано ефективно видалення домішок Fe, Ti, Cu, Mn і Ni. Були досліджені інші системи розчинників, такі як Si–Cu, Si–Ga, Si–In, Si–Ag [67] і Si–Sn та Si–Zn [68], які показали цікаві результати, але досі лише система Al–Si використовувалася у промислових масштабах для рафінування кремнію.

Таблиця 4. Коефіцієнт сегрегації між твердим кремнієм і сплавом Si–Al за 1073 і 1273 К з коефіцієнтом сегрегації між твердим і рідким кремнієм

Коефіцієнт сегрегації між твердим кремнієм і сплавом Si–Al			Коефіцієнт сегрегації між твердим і рідким кремнієм у його точці плавлення
Елемент	1073 К	1273 К	
Fe	1,7·10 ⁻¹¹	1,7·10 ⁻⁹	1,7·10 ⁻⁶
Ti	3,8·10 ⁻⁹	3,8·10 ⁻⁷	3,8·10 ⁻⁶
Cr	4,9·10 ⁻¹⁰	4,9·10 ⁻⁸	4,9·10 ⁻⁵
Mn	3,4·10 ⁻¹⁰	3,4·10 ⁻⁸	3,4·10 ⁻⁵
Ni	1,3·10 ⁻⁹	1,3·10 ⁻⁷	1,3·10 ⁻⁴
Cu	9,2·10 ⁻⁸	9,2·10 ⁻⁶	9,2·10 ⁻⁴
Zn	2,2·10 ⁻⁹	2,2·10 ⁻⁷	2,2·10 ⁻⁵
Ga	2,1·10 ⁻⁴	2,1·10 ⁻⁴	2,1·10 ⁻³
In	1,1·10 ⁻⁵	1,1·10 ⁻⁵	1,1·10 ⁻⁴
Sb	3,4·10 ⁻⁵	3,4·10 ⁻³	3,4·10 ⁻²
Pb	9,7·10 ⁻⁵	9,7·10 ⁻⁴	9,7·10 ⁻³
Bi	1,3·10 ⁻⁶	2,1·10 ⁻⁵	1,3·10 ⁻⁴

СИСТЕМИ СПЛАВІВ Si–Cu

Сплав Si–Cu має відносно низьку температуру плавлення та високу спорідненість до широкого спектру елементів [69]. Використовуючи процес рафінування легуванням Cu для видалення В та Р, було визначено, що В та Р поглинаються у фазі сплаву Si–Cu [70]. Було виявлено, що Р адсорбується в утвореній фазі CaCu_2Si_2 після додавання Са до системи Si–Cu та ефективно видаляється у поєднанні з кислотним вилуговуванням [71].

СИСТЕМИ СПЛАВІВ Si–Mg

У роботах [72, 73] досліджували легування і рафінування магнієм та кислотне вилуговування для видалення домішок з MG–Si. Після кислотного вилуговування отримана концентрація фосфору у SOG–Si 0,2 ppm_w. Показано, що у сплавах Si–Mg формується пориста структура нанометрового та мікрометрового діапазону розміру і після вилуговування кислотама отримано високочистий кремній (~99,995 %).

ВИСНОВКИ

1. Дослідження рафінування кремнію MG–Si металургійними методами показують, що кожен метод є селективним при видаленні одного або невеликої групи домішкових елементів. Випаровування Р або В є можливим, але найчастіше це повільний процес і може супроводжуватися втратою Si. Рафінування розчинниками довело, що Al є підходящим легуючим посередником. Використання переваг металургійних методів обробки можливо при комбінації методів послідовно або одночасно, щоб отримати продукт, що відповідає кремнію сонячної градації SoG–Si.

2. При електронно-променевому переплаві металургійного кремнію відбувається очищення шляхом випаровування домішок-елементів з поверхні розплаву в вакуумі. Рафінування базується на проведенні процесу в високому вакуумі та відмінності пружності парів різних елементів-домішок, що буде приводити до видалення компонентів з поверхні розплаву, пружність парів яких вище пружності парів кремнію. Метод електронно-променевого переплаву металургійного кремнію сумісно з окислювальним рафінуванням дає можливість очищення до рівня 5...6 N.

3. Домішки в MG–Si класифікують як сегрегаційні та нерозчинні. Сегрегаційні домішки легко виявляються, нерозчинні домішки неможливо повністю виявити при подрібненні маси MG–Si.

4. Однокислотне вилуговування видаляє лише певні домішки. Тому на практиці широко використовується послідовне або змішане кислотне

вилуговування. Додавання окислювачів у кислій вилуговувачі збільшує ефективність видалення домішок, особливо для H_2O_2 або його комбінацій з AgNO_3 та $\text{Cu(NO}_3)_2$.

5. Видалення гідрометалургійними процесами домішок із MG–Si залежить від чутливості домішок до кислотних травників. Зовнішні поля (ультрафіолетове випромінювання, ультразвукове поле та вилуговування під тиском кисню) або введення тріщин/пористих структур та термічна попередня обробка можуть покращити видалення домішок.

6. Поєднання процесів вторинного очищення (очищення шлаком і очищення розчинником) та гідрометалургійних процесів найбільш ефективні для видалення нерозчинних домішок з MG–Si. Системи очищення шлаком зазвичай поєднуються з HCl або кислотними сумішами, що містять HCl. Різні метали (Ca, Cu, Al, Sn, Mg) використовуються як розчинники для очищення металургійного кремнію і це вимагає кислотного вилуговування.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Morita, K., Miki, T. (2003) Thermodynamics of solar-grade-silicon refining. *Intermetallics*, 11(11–12), 1111–1117. DOI: [https://doi.org/10.1016/s0966-9795\(03\)00148-1](https://doi.org/10.1016/s0966-9795(03)00148-1)
2. Chen, H., Morita, K., Ma, X. et al. (2019) Boron removal for solar-grade silicon production by metallurgical route: A review. *Sol. Energ. Mat. Sol. C.*, 203, 110169. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2019.110169>
3. Heuer, M. (2013) Chapter two-metallurgical grade and metallurgically refined silicon for photovoltaics. *Semiconduct. Semimet.*, 89, 77–134. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-381343-5.00002-1>
4. Ding, Z., Ma, W., Wei, K. et al. (2012) Boron removal from metallurgical-grade silicon using lithium containing slag. *J. Non-Cryst. Solids*, 358(18–19), 2708–2712. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2012.06.031>
5. Chen, H., Wang, Y., Zheng, W. et al. (2017) Model implementation of boron removal using CaCl_2 – CaO – SiO_2 slag system for solar-grade silicon. *Metall. Mater. Transact. B Process Metall. Mater. Process. Sci.*, 48(6), 3219–3227. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11663-017-1105-7>
6. Hunt, L.P., Dosaj, V.D., McCormick, J.R., Crossman, L.D. (1976) Production of solar grade silicon from purified metallurgical silicon. In: *Record of the 12th IEEE Photovoltaic Specialists Conf.*, 125–129.
7. Dietl, J. (1983) Hydrometallurgical purification of metallurgical-grade silicon. *Solar Cells*, 10(2), 145–154. DOI: [https://doi.org/10.1016/0379-6787\(83\)90015-7](https://doi.org/10.1016/0379-6787(83)90015-7)
8. Wei, K., Zheng, D., Ma, W. et al. (2015) Study on Al removal from MG–Si by vacuum refining. *Silicon*, 7(3), 269–274. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12633-014-9228-9>
9. Tan, Y., Guo, X., Shi, S. et al. (2013) Study on the removal process of phosphorus from silicon by electron beam melting. *Vacuum*, 93, 65–70. DOI: <https://doi.org/10.1016/J.VACUUM.2012.12.010>
10. Qian, G., Sun, L., Chen, H. et al. (2020) Enhancing impurities removal from Si by controlling crystal growth in directional solidification refining with Al–Si alloy. *J. Alloys Compd.*, 820, 153300. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153300>

11. Lei, Y., Qiu, P., Chen, K. et al. (2019) Mechanism of ZrB_2 formation in Al–Si alloy and application in Si purification. *ACS Sustain. Chem. Eng.*, 7(15), 12990–12996. DOI: <https://doi.org/10.1021/acssuschemeng.9b02065>
12. Ren, Y., Ueda, S., Morita, K. (2019) Formation mechanism of ZrB_2 in a Si–Cu melt and its potential application for refining Si and recycling Si waste. *ACS Sustain. Chem. Eng.*, 7(24), 20107–20113. DOI: <https://doi.org/10.1021/acssuschemeng.9b05986>
13. Braga, A.F.B., Moreira, S.P., Zampieri, P.R. et al. (2008) New processes for the production of solar-grade polycrystalline silicon: A review. *Sol. Energ. Mat. Sol. C.*, 92(4), 418–424. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2007.10.003>
14. Chigondo, F. (2018) From metallurgical-grade to solar-grade silicon: An overview. *Silicon*, 10(3), 789–798. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12633-016-9532-7>
15. Xi, F., Li, Sh., Ma, W. et al. (2021) A review of hydrometallurgy techniques for the removal of impurities from metallurgical-grade silicon. *Hydrometallurgy*, 201, 105553. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.hydromet.2021.105553>
16. Hunt, L.P. (1990) *Silicon precursors: Their manufacture and properties*: Handbook of semiconductor silicon technology. [https://scholar.google.com.ua/scholar?q=Their+manufacture+and+properties%3B+Handbook+of+semiconductor+silicon+technology%3B+Noyes+PUB.++\(1990\).&hl=uk&as_sdt=0&as_vis=1&oi=scholar](https://scholar.google.com.ua/scholar?q=Their+manufacture+and+properties%3B+Handbook+of+semiconductor+silicon+technology%3B+Noyes+PUB.++(1990).&hl=uk&as_sdt=0&as_vis=1&oi=scholar)
17. Ohmi, T., Imaoka, T., Sugiyama, I., Kezuka, T. (1992) Metallic impurities segregation at the interface between Si wafer and liquid during wet cleaning. *J. Electrochem. Soc.*, 13(11), 3317. DOI: <https://doi.org/10.1149/1.2069074>
18. Vick, G.L., Whittle, K.M. (1969) Solid solubility and diffusion coefficients of boron in silicon. *J. Electrochem. Soc.*, 116(8), 1142. DOI: <https://doi.org/10.1149/1.2412239>
19. Sun, Y.H., Ye, Q.H., Guo, C.J. et al. (2013) Purification of metallurgical-grade silicon via acid leaching, calcination and quenching before boron complexation. *Hydrometallurgy*, 139, 64–72. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.hydromet.2013.07.002>
20. Lai, H., Huang, L., Gan, C. et al. (2016) Enhanced acid leaching of metallurgical grade silicon in hydrofluoric acid containing hydrogen peroxide as oxidizing agent. *Hydrometallurgy*, 164, 103–110. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.hydromet.2016.06.003>
21. Lai, H., Huang, L., Xiong, H. et al. (2017) Hydrometallurgical purification of metallurgical grade silicon with hydrogen peroxide in hydrofluoric acid. *Ind. Eng. Chem. Res.*, 56(1), 311–318. DOI: <https://doi.org/10.1021/acs.iecr.6b02245>
22. Xi, F., Li, S., Ma, W. et al. (2018) Removal of impurities from metallurgical grade silicon with metal assisted chemical leaching. *Hydrometallurgy*, 178, 250–255. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.hydromet.2018.05.013>
23. Xi, F., Cui, H., Li, Y. et al. (2019) Novel enhancing impurities purification from silicon powder through metal-catalyzed chemical corrosion. *Powder Technol.*, 352, 53–61. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.04.055>
24. Hunt, L.P., Dosaj, V.D., McCormick, J.R., Crossman, L.D. (1976) Production of solar grade silicon from purified metallurgical silicon. In: *Record of the 12th IEEE Photovoltaic Specialists Conf.*, 125–129. <https://ntrs.nasa.gov/citations/19780027016>
25. Zong, L., Zhu, B., Lu, Z. et al. (2015) Nanopurification of silicon from 84 % to 99.999 % purity with a simple and scalable process. *P. Natl. Acad. Sci.*, 112(44), 13473–13477. DOI: <https://doi.org/10.1073/pnas.1513012112>
26. Won, C.W., Nersisyan, H.H., Won, H.I. (2011) Solar-grade silicon powder prepared by combining combustion synthesis with hydrometallurgy. *Sol. Energ. Mat. Sol. C.*, 95(2), 745–750. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2010.10.016>
27. Khalifa, M., Hajji, M., Ezzaouia, H. (2012) Purification of silicon powder by the formation of thin porous layer followed by photo-thermal annealing. *Nanoscale Res. Lett.*, 7(1), 1–4. DOI: <https://doi.org/10.1186/1556-276x-7-444>
28. Khalifa, M., Atyaoui, M., Hajji, M. et al. (2013) Purification of metallurgical-grade silicon powder via chemical attack by hydrofluoric and nitric acids followed by thermal treatment. *Mater. Sci. Semicond. Proces.*, 16(6), 1742–1746. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2013.06.006>
29. Khalifa, M., Hajji, M., Ezzaouia, H. (2013) An efficient method combining thermal annealing and acid leaching for impurities removal from silica intended for photovoltaic application. *B. Mater. Sci.*, 36(6), 1097–1101. <https://www.ias.ac.in/article/fulltext/boms/036/06/1097-1101>
30. Xi, F., Cui, H., Zhang, Z. et al. (2019) Novel and efficient purification of silicon through ultrasonic-Cu catalyzed chemical leaching. *Ultrason. Sonochem.*, 56, 474–480. <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1350417719303918>
31. Li, Y., Zhang, L. (2019) Application of Si-based solvents to the purification of metallurgical grade-silicon. *Sep. Purif. Rev.*, 1–24. <https://www.researchgate.net/publication/350061593>
32. Liang, J.-Sh., Ye, Yu.-R., Wu, H.-T. et al. (2023) Progress of preparing solar grade silicon by metallurgical silicon slag refining. *Chinese J. of Nonferrous Metals*. DOI: <https://doi.org/10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42471>
33. Heuer, M. (2013) Chapter two — Metallurgical grade and metallurgically refined silicon for photovoltaics. *Semiconduct. Semimet.*, 89, 77–134. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-12-381343-5.00002-1>
34. Fang, M., Lu, C.H., Huang, L.Q. et al. (2014) Separation of metal impurities from metallurgical grade silicon via $CaO-SiO_2-CaF_2$ slag treatment followed by leaching with hydrochloric acid. *Sep. Sci. Technol.*, 49(14), 2261–2270. <https://www.semanticscholar.org/paper/c86b4c2144a5df185dc0e-979c3e6e71b4ffe4c94>
35. Fang, M., Lu, C., Huang, L. et al. (2014) Effect of calcium-based slag treatment on hydrometallurgical purification of metallurgical-grade silicon. *Ind. Eng. Chem. Res.*, 53(2), 972–979. <https://www.researchgate.net/publication/263957572>
36. Huang, L., Lai, H., Lu, C. et al. (2016) Evaporation behavior of phosphorus from metallurgical grade silicon via calcium-based slag treatment and hydrochloric acid leaching. *J. Electron. Mater.*, 45(1), 541–552. <https://link.springer.com/article/10.1007/s11664-015-4146-1>
37. Zhou, Q., Wu, J., Ma, W. et al. (2019) Boron removal from industrial silicon by combined slagging and acid leaching treatment technology. *JOM*, 72(7), 2670–2675. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-019-03847-4>
38. Ghosh, A. (2001) *Secondary steelmaking — principles and applications*. Chapter 6. CRC Press, Boca Raton, London, New York, Washington, D.C. <https://www.taylorfrancis.com/books/mono/10.1201/9781420042313/secondary-steelmaking-ahindra-ghosh>
39. Miki, T., Morita, K., Sano, N. (1996) Thermodynamics of phosphorus in molten silicon. *Metall. Mater. Transact.*, 27B, 937. <https://www.infona.pl/resource/bwm/meta1.element.springer-6645efe1-974a-3b88-8644-c0399919bb84>
40. Pires, J.C.S., Otubo, J., Braga, A.F.B., Mei, P.R. (2005) The purification of metallurgical grade silicon by electron beam melting. *J. Mater. Process. Technol.*, 169, 21–25. <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013605003675/pdf?md5=02d666a90ee46fda5d97871918fa1e1c&pid=1-s2.0-S0924013605003675-main.pdf>

41. Safarian, J., Hakalashe, B., Tangstad, M. (2011) Vacuum removal of the impurities of different silicon melts. In: *26th European Photovoltaic Solar Energy Conf., Hamburg, Germany*. <https://www.researchgate.net/publication/267824751>
42. Suzuki, K., Sakaguchi, K., Nakagiri, T., Sano, N. (1990) Gaseous removal of phosphorus and boron from molten silicon. *J. Jpn. Inst., Met.*, **54**, 161. <https://www.osti.gov/etdweb/biblio/6822482>
43. Yuge, N., Abe, M., Hanazawa, K. et al. (2001) Purification of metallurgical-grade silicon up to solar grade. *Prog. Photovolt. Res. Appl.*, **9**, 203–209. DOI: <http://dx.doi.org/10.1002/pip.372>
44. Olette, M. (1961) *Physical chemistry of process metallurgy*. Pt 2, Ed. by G.R. St-Pierre. Interscience, New York, NY, 1065. <https://www.researchgate.net/publication/267824751>
45. Zheng, S.S., Chen, W.H., Cai, J. et al. (2010) Mass transfer of phosphorus in silicon melts under vacuum induction refining. *Met. Mater. Transact.*, **B 41**, 1268. <https://core.ac.uk/download/pdf/41347899.pdf>
46. Pires, J.C.S., Otubo, J., Braga, A.F.B., Mei, P.R. (2005) The purification of metallurgical grade silicon by electron beam melting. *J. Mater. Process. Technol.*, **169**, 21–25. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.03.006>
47. Pires, J.C.S., Otubo, J., Braga, A.F.B., Mei, P.R. (2005) The purification of metallurgical grade silicon by electron beam melting. *J. Mater. Process. Technol.* **169**, 16–20. <https://www.academia.edu/9442020>
48. Suzuki, K., Kumagai, T., Sano, N. (1992) Removal of boron from metallurgical-grade silicon by applying the plasma treatment. *ISIJ Int.*, **32**(5), 630–634. <https://www.academia.edu/109502229/>
49. Ikeda, T., Maeda, M. (1961) Elimination of boron in molten silicon by reactive rotating plasma arc melting, *Mater. Transact., JIM*, **37**(5), 983–987. https://www.jstage.jst.go.jp/article/matertrans1989/37/5/37_5_983/_pdf
50. Gao, Yu., Tan, Yi, Qi, W. (2025) Removal of metal impurities from silicon via chlorination coupled with electron beam induced directional solidification. *Separation and Purification Technology*, **380**, Pt 3, February, 135575. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.seppur.2025.135575>
51. Hoseinpur, A., Tang, K., Ulyashin, A. et al. (2023) Toward the recovery of solar silicon from end-of-life PVs by vacuum refining. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 251:11281. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2023.11281>
52. Khattak, C.P., Joyce, D.B., Schmid, F. (1983) Production of solar grade silicon by refining of liquid metallurgical grade silicon. In: *Proc. of Symp. on Materials and New Processing Technology for Photovoltaics, Proc. Electrochemical Soc.*, **83**(11), 478. <https://www.nrel.gov/docs/fy00osti/27593.pdf>
53. Khattak, C.P., Joyce, D.B., Schmid, F. (2001) Production of solar grade (SoG) silicon by refining liquid metallurgical grade (MG) silicon. *National Renewable Energy Laboratory*. Final Report, August, 1–40. DOI: <http://dx.doi.org/10.2172/786367>
54. Alemany, C., Trassy, C., Pateyron, B., K.I. Li, Delannoy Y. (2002) Refining of metallurgical-grade silicon by inductive plasma. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, **72**(1–4), 41–48. <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927024801001489>
55. Flamant, G., Kurtcuoglu, V., Murray, J., Steinfeld, A. (2006) Purification of metallurgical grade silicon by a solar process. *Solar Energy Materials & Solar Cells*, **90**, 2099–2106.
56. Dawless, R.K., Troup, R.L., Meier, D.L., Rohatgi, A. (1988) Production of extreme-purity aluminum and silicon by fractional crystallization processing. *J. Cryst. Growth*, **89**(1), 68–74. <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022024888900735>
57. Kotval, P.S., Strock, H.B. (1978) *Silicon solar cells with low-cost substrates*. US Pat., **0412441A**.
58. Mallah, A.R., Saevarsdottir, G., Heuer, M., Svavarsson, H.G. (2025) Advancing sustainability in solar-grade silicon production: Enhanced boron and phosphorus removal via silicon refining from Al–Si melt. *JOM*, **77**(4), 2512–2526. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-024-07114-z>
59. Juneja, J.M., Mukherjee, T.K. (1986) A study of the purification of metallurgical grade silicon. *Hydrometallurgy*, **16**(1), 69–75. DOI: [https://doi.org/10.1016/0304-386X\(86\)90052-6](https://doi.org/10.1016/0304-386X(86)90052-6)
60. Yoshikawa, T., Arimura, K., Morita, K. (2005) Boron removal by titanium addition in solidification refining of silicon with Si–Al melt. *Metall. Mater. Transact.*, **36B**, 837–842. <https://link.springer.com/article/10.1007/s11663-005-0085-1>
61. Yoshikawa, T., Morita, K. (2003) Removal of phosphorus by the solidification refining with Si–Al melts. *Sci. Technol. Adv. Mater.*, **4**, 531–537. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.stam.2003.12.007>
62. Morita, K., Yoshikawa, T. (2011) Thermodynamic evaluation of new metallurgical refining processes for SOG-silicon production. *Transact. Nonferrous Met. Soc.*, **21**, 685–690.
63. Yoshikawa, T., Morita, K. (2005) In EPD congress. High-temperature refining of metallurgical-grade silicon. *TMS, Warrendale*, 549–558. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-012-0384-3>
64. Bathey, B., Cretella, M.C. (1982) Vacuum refining of molten silicon. *J. Mater. Sci.*, **17**, 3077–96. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF01203469>
65. Good, E.A. (2004) *Impurity partitioning effects in silicon crystallization from metal: Eutectic solutions for solar cell applications*: Ph.D. Dissertation, Colorado School of Mines, Golden, CO.
66. Zhao, L., Wang, Z., Guo, Z., Li, C. (2011) Low-temperature purification process of metallurgical silicon. *Transact. Nonferrous Met. Soc.*, **21**, 1185–1192. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(11\)60841-8](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(11)60841-8)
67. Mitrasinovic, A.M., Utigard, T.A. (2009) Refining silicon for solar cell application by copper alloying. *Silicon*, **1**(4), 239–248. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s12633-009-9025-z>
68. Huang, L., Lai, H., Lu, C. et al. (2016) Enhancement in extraction of boron and phosphorus from metallurgical grade silicon by copper alloying and aqua regia leaching. *Hydrometallurgy*, **161**, 14–21. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.hydromet.2016.01.013>
69. Huang, L., Danaei, A., Thomas, S. et al. (2018) Solvent extraction of phosphorus from Si–Cu refining system with calcium addition. *Sep. Purif. Technol.*, **204**, 205–212. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.seppur.2018.04.087>
70. Safarian, J., Tranell, G. (2016) Silicon purification through magnesium addition and acid leaching. In: *32 European PV Conf. and Exhibition. European Photovoltaic Solar Energy Conf. and Exhibition*, 1011–1014. <http://hdl.handle.net/11250/2467067>
71. Espelien, S., Tranell, G., Safarian, J. (2017) Effect of magnesium addition on removal of impurities from silicon by hydro-metallurgical treatment. In: *Energy Technol. Springer*, 355–366. DOI: http://dx.doi.org/10.1007/978-3-319-52192-3_35
72. Zhu, M., Azarov, A., Monakhov, E. et al. (2020) Phosphorus separation from metallurgical-grade silicon by magnesium alloying and acid leaching. *Sep. Purif. Technol.*, **240**, 116614. <https://doi.org/10.1016/j.seppur.2020.116614>
73. Mei, J., Yu, W., Hou, P. et al. (2021) Purification of metallurgical grade silicon via the Mg–Si alloy refining and acid leaching process. *Silicon*, **13**, 341–350. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12633-020-00439-9>

PRODUCTION AND REFINING OF METALLURGICAL SILICON TO SOLAR GRADE SILICON (REVIEW)

G.G. Didikin

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

ABSTRACT

Studies of refining MG-Si silicon by metallurgical methods show that each method is selective in removing one or a small group of impurity elements. Particular attention is paid to the purity of silicon by boron, the content of which should not exceed 0.3 ppm_w. Evaporation of P or B is possible, but it is often a slow process and can be accompanied by a loss of Si. Solvent refining has proven effective in removing impurities, with Al being a suitable alloying agent. In order to take advantage of the high throughput and low cost benefits of metallurgical processing methods, combinations of methods must be used, either sequentially or simultaneously, to produce a product that is consistent with solar-grade SoG-Si. Impurities in MG-Si are classified as segregable and insoluble. Single acid leaching removes only certain impurities. In practice, sequential or mixed acid leaching is used. Adding oxidizing agents to acidic leachers increases the efficiency of impurity removal. External fields (ultraviolet radiation, ultrasonic field, and oxygen pressure leaching) or the introduction of cracks/porous structures and thermal pretreatment can improve impurity removal. In the electron beam remelting of metallurgical silicon, purification occurs by evaporating impurity elements from the melt surface in a vacuum. Refining is based on conducting the process in a high vacuum and the difference in vapor pressure of different impurity elements, whose vapor pressure is higher than that of silicon. The method of electron beam remelting of metallurgical silicon in combination with oxidative refining makes it possible to purify up to the level of 5...6 N. 73 Ref., 4 Tabl., 7 Fig.

KEYWORDS: metallurgical silicon, slag treatment, leaching, electron beam melting, vacuum degassing, solar graded silicon, impurity elements, segregation

ORCID

Г.Г. Дідікін — <https://orcid.org/0000-0002-9268-5072>

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

Г.Г. Дідікін

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

E-mail: didikin@paton-icebt.kiev.ua

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Г.Г. Дідікін (2026) Виробництво та рафінування металургійного кремнію до кремнію сонячної градації (Огляд). *Сучасна електromеталургія*, **03**, 32–41. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.03.05>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 15.12.2025

Отримано у переглянутому вигляді 09.02.2026

Затверджено до друку 14.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026

РОЗРОБЛЕНО В ІЕЗ

РЕСТАВРАЦІЯ ВИРОБІВ ІЗ МІДІ ТА ЇЇ СПЛАВІВ

Мідні камери, 30 кг

Церковний дзвін, 60 кг



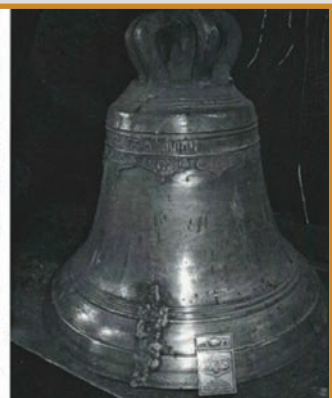
До ремонту



Після ремонту



До ремонту



Після ремонту

ВПЛИВ МЕТОДІВ СТАТИСТИЧНОГО АНАЛІЗУ НА ПРОГНОЗУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

В.А. Костін

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

РЕФЕРАТ

Стаття представляє комплексний статистичний аналіз властивостей високоміцних низьколегованих сталей (HSLA, HSA, SSHA, ASSHA) на основі широкої бази даних. Використовуючи сучасні методи аналізу даних, включаючи кореляційний аналіз, головні компоненти (PCA), а також машинне навчання (Random Forest, XGBoost) та інтерпретовані метрики SHAP, досліджено взаємозв'язок між хімічним складом, мікроструктурою і механічними властивостями сталей. Для кожної групи сталей виявлені ключові елементи і параметри, що надають максимально вплив на міцність, пластичність і термічну стійкість. Обґрунтовано оптимальні діапазони вмісту C, Nb, V, Ni, а також режими термообробки, включаючи температуру аустенізації та швидкість охолодження. Результати демонструють, що комплексне управління складом і термообробкою дозволяє створювати сталі з чудовим балансом експлуатаційних характеристик. У розділі практичних рекомендацій представлені конкретні поради для металургійного проектування нових сталей, включаючи використання моделей машинного навчання для прискорення розробки та оптимізації сплавів. У роботі також обговорюються наукові прогалини, такі як необхідність стандартизації даних, вивчення комплексних взаємодій легуючих елементів, динаміки фазових перетворень та перспективи впровадження ШІ-методів. Бібліогр. 12, рис. 8.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: високоміцні низьколеговані сталі, статистичний, кореляційний, кластерний аналізи, машинне навчання, мікроструктура, прогнозування властивостей

ВСТУП

Високоміцні низьколеговані сталі HSLA (High-Strength Low-Alloy) та їх сучасні модифікації, зокрема високоміцні сталі з покращеними властивостями HSA (High-Strength Alloy), надвисокоміцні сталі SSHA (Super-Strength High-Alloy) і вдосконалені надвисокоміцні сталі ASSHA (Advanced Super-Strength High-Alloy), відіграють ключову роль у розвитку сучасної металургії та машинобудування. Завдяки поєднанню високої міцності, задовільної пластичності та підвищеної корозійної стійкості ці матеріали набули широкого застосування в аерокосмічній, автомобільній та будівельній галузях, де критично важливими є вагові характеристики та довговічність конструкцій [1, 2].

Процеси зварювання високоміцних сталей, таких як HSA, SSHA та ASSHA, супроводжуються значними технологічними викликами. Зокрема, необхідним є точний контроль режимів нагріву та охолодження для збереження вихідних механічних характеристик. Основними проблемами виступають утворення холодних тріщин і погіршення структури в зоні термічного впливу, що зумовлене високими швидкостями охолодження та складним хімічним складом матеріалу. У таких сталях широко застосовуються легувальні елементи (Mn, Ni,

Cr, Mo), а також мікролегувальні добавки (Nb, Ti, Zr, N, B), які формують дисперсні карбіди та карбонітриди, що суттєво впливають на кінетику розпаду переохолодженого аустеніту та формування остаточної мікроструктури зварного шва.

З метою запобігання формуванню хімічної та структурної неоднорідності, пор, мікротріщин та інших дефектів, критично важливим є раціональний вибір параметрів зварювання: температура попереднього підігріву, швидкість переміщення дуги, режими охолодження. Особливу увагу слід приділяти мінімізації залишкових напружень, які є потенційним джерелом зародження мікротріщин і подальшого руйнування конструкції. Контроль складу шва та обмеження тепловкладення дають змогу зберегти високий рівень міцності, пластичності та ударної в'язкості після зварювання.

Для забезпечення сумісності з основним металом при зварюванні сталей HSA, SSHA та ASSHA рекомендовано використовувати низьковуглецеві присадкові матеріали. Леговані присадки з вмістом нікелю та хрому сприяють збереженню міцності та в'язкості в зоні термічного впливу. Доцільно підтримувати оптимальний фазовий баланс між аустенітною та мартенситною складовими шва, що забезпечує бажаний комплекс механічних властивостей.

Найбільш ефективними методами зварювання для цих сталей є аргонодугове зварювання (TIG) та

Авторське право © Автор(и)

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

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

напівавтоматичне зварювання в середовищі захисних газів (MIG/MAG), які забезпечують стабільне тепловкладення та мінімізацію дефектів. Попередній підігрів і контрольована швидкість охолодження шва знижують ризик утворення гарячих тріщин та сприяють однорідності мікроструктури.

Сучасні зварювальні технології передбачають також використання спеціальних флюсів і газових сумішей, які стабілізують зварювальну дугу й захищають метал від окиснення при високих температурах. Контроль швидкості зварювання, товщини шва та якості підготовки кромки — ключові фактори при з'єднанні товстостінних конструкцій, оскільки надмірне тепловкладення негативно впливає на механічні характеристики.

Для сталей нового покоління ASSHA, UHSS (Ultra-High Strength Alloy) зварювальні матеріали повинні забезпечувати високу сумісність із легованим складом основного металу та зберігати ударну в'язкість при низьких температурах. До таких матеріалів належать: леговані дроти та електроди з підвищеним вмістом Ni, Mn, Si; порошкові дроти з наномодифікаторами; порошкові присадки для лазерного та плазмового зварювання. Їх застосування сприяє формуванню однорідної структури шва з мінімальною кількістю дефектів, зберігаючи при цьому високі механічні властивості в зоні зварювання.

Окрім технологічного забезпечення зростає значущість прогнозування властивостей зварних з'єднань за допомогою регресійних моделей і сучасних алгоритмів штучного інтелекту.

Методи лінійної регресії OLS (Ordinary Least Squares — метод найменших квадратів) дозволяють виявити прямі залежності між хімічним складом, параметрами зварювання та механічними характеристиками. Регресія LASSO (Least Absolute Shrinkage and Selection Operator — метод найменших абсолютних відхилень і селекції ознак) забезпечує відбір найбільш релевантних змінних і підвищення точності моделювання. Алгоритми Random Forest (випадкового лісу) і XGBoost (екстремального підвищення градієнту) дозволяють ефективно моделювати складні нелінійні взаємозв'язки, враховуючи багатofакторну взаємодію між легуючими елементами, режимами теплової обробки та структурними характеристиками шва. SHAP-аналіз (SHapley Additive exPlanations — пояснення на основі адитивних значень Шеплі) застосовується для інтерпретації моделей і визначення внеску кожного параметра у формування прогнозованих властивостей, що значно спрощує вибір оптимальних технологічних режимів.

Завдяки зазначеним підходам стає можливим попереднє прогнозування як механічних (міцність,

пластичність, ударна в'язкість), так і структурних параметрів (температури фазових перетворень, розмір зерна, фазовий склад) зварних з'єднань. Це дає змогу скоротити кількість експериментів і зменшити ризики виникнення браку.

Останні роки характеризуються зростанням інтересу до вивчення впливу комплексного легування, мікроструктурних модифікацій та оптимізації термічних режимів на експлуатаційні властивості сталей. Досягнення в сфері обробки даних і машинного навчання відкривають нові можливості для виявлення прихованих закономірностей у великих обсягах експериментальних даних, що сприяє розробці точніших прогнозних моделей [3, 4].

Метою цього дослідження є проведення системного статистичного аналізу широкого спектру експериментальних даних, що охоплюють хімічний склад, мікроструктурні стани та механічні властивості сталей HSLA, HSA, SSHA та ASSHA. Застосовуючи методи кореляційного аналізу, аналізу головних компонент, регресійного моделювання та сучасних алгоритмів машинного навчання, передбачається встановити кількісні взаємозв'язки між складом, структурою та властивостями сталей, а також побудувати прогностичні моделі для оцінювання характеристик нових матеріалів за заданими параметрами.

Додатково, одним із важливих результатів дослідження є визначення параметрів, яким приділено недостатньо уваги, шляхом побудови відповідної мапи досліджень, де спостерігається обмеження даних або наявні суперечливі теоретичні та експериментальні положення. Такий підхід дозволяє обґрунтовано визначати напрями для майбутніх досліджень.

Комплексний характер запропонованого підходу є ключовим для ефективного планування експериментів та створення новітніх матеріалів, здатних задовольнити актуальні вимоги науки й промисловості [5, 6].

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ

ДЖЕРЕЛА ДАНИХ ТА ЗБІР ІНФОРМАЦІЇ

Для аналізу була сформована база даних із 72 рецензованих статей, опублікованих за останні 15 років. Із них 50 статей присвячені класичним HSLA сталям, 8 — високоміцним HSA, 7 — надвисокоміцним SSHA та 7 — удосконаленим ASSHA сталям. Джерела включають міжнародні рецензовані журнали з матеріалознавства, металургії, зварювання та термічної обробки, такі як Metals, Materials Science and Engineering A, Journal of

	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J
1	Article_ID	Steel_Class	Steel_Grade	C_wt_percent	Mn_wt_percent	Ni_wt_percent	Cr_wt_percent	V_wt_percent		
2	1, HSLA	HSLA-1	0.12, 1.25	0.05, 0.20	0.03, 0.04	0.02, 0.01	0.10, 0.920	20, 742, 641, 459, 427, 918, 550, 700, 18, 210		
3	2, HSLA	HSLA-2	0.10, 1.35	0.04, 0.18	0.02, 0.03	0.02, 0.01	0.08, 0.910	15, 741, 640, 458, 426, 919, 540, 690, 20, 205		
4	3, HSLA	HSLA-3	0.13, 1.40	0.06, 0.23	0.04, 0.05	0.03, 0.01	0.13, 0.930	18, 745, 645, 462, 430, 920, 560, 710, 17, 215		
5	4, HSLA	HSLA-4	0.11, 1.20	0.06, 0.22	0.03, 0.04	0.02, 0.02	0.11, 0.925	17, 743, 642, 460, 429, 919, 555, 705, 19, 212		
6	5, HSLA	HSLA-5	0.14, 1.30	0.07, 0.25	0.04, 0.05	0.03, 0.02	0.14, 0.935	22, 748, 648, 465, 432, 922, 570, 720, 16, 220		
7	6, HSLA	HSLA-6	0.09, 1.10	0.03, 0.16	0.02, 0.02	0.01, 0.01	0.06, 0.905	12, 740, 638, 455, 424, 915, 530, 680, 21, 200		
8	7, HSLA	HSLA-7	0.15, 1.45	0.08, 0.28	0.05, 0.06	0.04, 0.02	0.17, 0.940	25, 750, 660, 470, 450, 930, 600, 750, 16, 225		
9	8, HSLA	HSLA-8	0.13, 1.38	0.07, 0.24	0.04, 0.05	0.02, 0.01	0.12, 0.930	20, 744, 645, 462, 428, 920, 565, 715, 18, 215		
10	9, HSLA	HSLA-9	0.10, 1.25	0.04, 0.19	0.03, 0.04	0.01, 0.01	0.09, 0.915	16, 742, 640, 458, 427, 918, 545, 700, 19, 210		
11	10, HSLA	HSLA-10	0.11, 1.22	0.05, 0.21	0.02, 0.03	0.02, 0.01	0.08, 0.920	18, 743, 641, 459, 428, 919, 550, 705, 18, 212		
12	11, HSLA	HSLA-11	0.12, 1.27	0.06, 0.23	0.04, 0.04	0.03, 0.01	0.12, 0.925	19, 745, 644, 462, 430, 920, 560, 710, 17, 215		
13	12, HSLA	HSLA-12	0.13, 1.30	0.05, 0.22	0.03, 0.04	0.02, 0.01	0.10, 0.928	20, 746, 646, 463, 431, 921, 565, 715, 18, 215		
14	13, HSLA	HSLA-13	0.10, 1.15	0.04, 0.18	0.02, 0.03	0.02, 0.01	0.08, 0.910	14, 740, 638, 455, 425, 915, 540, 690, 20, 205		
15	14, HSLA	HSLA-14	0.14, 1.35	0.07, 0.25	0.04, 0.05	0.03, 0.02	0.14, 0.935	21, 749, 649, 466, 433, 923, 575, 725, 15, 220		
16	15, HSLA	HSLA-15	0.09, 1.10	0.03, 0.16	0.01, 0.02	0.01, 0.01	0.05, 0.900	12, 739, 637, 454, 423, 913, 525, 675, 22, 198		
17	16, HSLA	HSLA-16	0.13, 1.33	0.06, 0.24	0.03, 0.04	0.02, 0.02	0.11, 0.930	20, 745, 645, 462, 429, 921, 560, 710, 17, 215		
18	17, HSLA	HSLA-17	0.12, 1.28	0.05, 0.21	0.02, 0.03	0.01, 0.01	0.07, 0.920	18, 743, 641, 460, 428, 919, 555, 700, 18, 210		
19	18, HSLA	HSLA-18	0.15, 1.40	0.08, 0.27	0.05, 0.06	0.03, 0.02	0.16, 0.945	23, 751, 662, 471, 452, 932, 610, 760, 14, 225		
20	19, HSLA	HSLA-19	0.11, 1.22	0.05, 0.20	0.03, 0.04	0.02, 0.01	0.10, 0.918	17, 742, 640, 458, 427, 918, 550, 700, 18, 210		
21	20, HSLA	HSLA-20	0.10, 1.10	0.03, 0.19	0.02, 0.03	0.01, 0.01	0.07, 0.915	16, 740, 639, 457, 426, 916, 545, 690, 19, 205		
22	21, HSLA	HSLA-21	0.13, 1.30	0.06, 0.24	0.04, 0.05	0.02, 0.02	0.13, 0.930	20, 746, 645, 463, 430, 921, 565, 715, 18, 215		
23	22, HSLA	HSLA-22	0.09, 1.15	0.03, 0.15	0.01, 0.02	0.01, 0.01	0.05, 0.905	14, 738, 637, 454, 424, 912, 530, 680, 20, 200		
24	23, HSLA	HSLA-23	0.14, 1.35	0.07, 0.26	0.04, 0.05	0.03, 0.02	0.14, 0.935	21, 749, 650, 466, 434, 923, 575, 725, 15, 220		
25	24, HSLA	HSLA-24	0.12, 1.25	0.05, 0.20	0.03, 0.04	0.02, 0.01	0.10, 0.920	19, 743, 641, 459, 427, 919, 555, 705, 18, 212		
26	25, HSLA	HSLA-25	0.11, 1.20	0.05, 0.18	0.02, 0.03	0.02, 0.01	0.08, 0.915	17, 740, 638, 456, 426, 916, 545, 690, 19, 205		
27	26, HSLA	HSLA-26	0.13, 1.30	0.06, 0.24	0.04, 0.05	0.02, 0.02	0.13, 0.930	20, 745, 645, 463, 430, 920, 560, 710, 17, 215		
28	27, HSLA	HSLA-27	0.10, 1.10	0.04, 0.16	0.02, 0.02	0.01, 0.01	0.06, 0.910	14, 739, 637, 454, 425, 914, 535, 685, 20, 205		
29	28, HSLA	HSLA-28	0.15, 1.40	0.08, 0.28	0.05, 0.06	0.04, 0.02	0.17, 0.940	25, 751, 660, 471, 452, 932, 610, 760, 14, 225		

Рис. 1. Фрагмент консолідованої бази даних зі 72 аналізованих сталей

Alloys and Compounds, Metallurgical and Materials Transactions A, Acta Materialia та інші.

Кожна стаття була проаналізована на наявність хімічного складу — масових часток вуглецю (C), марганцю (Mn), нікелю (Ni), хрому (Cr), ванадію (V), молібдену (Mo), ніобію (Nb), титану (Ti), бору (B) та інших карбідоутворюючих елементів; мікроструктурних параметрів — температури фазових перетворень фериту, перліту, бейніту, мартенситу, аустеніту, їх часток, розрахованих або виміряних; умов термообробки — температури аустенізації, швидкості охолодження, режимів витримки; механічних властивостей — межі пластичності (МПа), межі міцності (МПа), відносного подовження (%), твердості за шкалою Віккерса (HV); методологічних особливостей експерименту та інших важливих параметрів. Дані були консолідовані в єдиний файл формату CSV, що містить 72 записи — по одному на кожну статтю (рис. 1).

ТЕМПЕРАТУРИ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ

Для деяких зразків температури фазових перетворень були безпосередньо використані з статті. У тих випадках, коли температури перетворення відсутні (*Tf* — ферит, *Tr* — перліт, *Tb* — бейніт, *Tm* — мартенсит, *Ta* — аустенит), вони розраховувалися за усталеними емпіричними формулами, що враховують склад легуючих елементів. Як базові джерела були використані роботи [7, 8] та сучасні уточнення [9]. Наприклад, температура початку мартенситного перетворення *Tm* розраховується за формулою Ендруса [7]: *Tm* = 539...423 C % — 30,4 Mn % — 17,7 Ni % — 12,1Cr % — 7...5 Mo %, де вміст елементів в мас. %. Аналогічно розраховувалися інші температури.

МЕТОДИ СТАТИСТИЧНОГО АНАЛІЗУ

Статистичний аналіз проводився на мові програмування R (версія 4.2.0) з використанням пакетів *tidyverse* для попередньої обробки, *corrplot* — для візуалізації кореляцій, *FactoMineR* та *factoextra* — для аналізу PCA (Principal Component Analysis головних компонент), а також Random Forest та XGBoost — для побудови моделей машинного навчання. Метод кореляційного аналізу дозволив оцінити взаємозв'язок між окремими параметрами складу, мікроструктури та властивостей. Метод PCA виявив ключові фактори, що пояснюють дисперсію даних та дозволив візуалізувати структуру даних. Моделі лінійної регресії (OLS) та регуляризованої регресії (LASSO) визначили статистично значущі предиктори.

Алгоритми Random Forest та XGBoost дозволили створити більш точні прогностичні моделі з подальшою інтерпретацією впливу ознак за допомогою SHAP (SHapley Additive exPlanations).

ІНТЕРПРЕТАЦІЯ ТА ВІЗУАЛІЗАЦІЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

Візуалізація результатів проводилась у пакеті RStudio — інтегрованому середовищі розробки (IDE) для мови програмування R, призначеному для виконання статистичних обчислень та побудови графіки. Для візуалізації взаємозв'язків були побудовані кореляційні теплові карти; біплоти PCA з групуванням за типами сталей; графіки важливості ознак із методу випадкового лісу; SHAP-графіки для інтерпретації внеску змінних у прогноз; діаграми розсіяння та трендові лінії для основних взаємозалежностей.

РЕЗУЛЬТАТИ

КОРЕЛЯЦІЙНИЙ АНАЛІЗ

Кореляційний аналіз — перший крок до виявлення взаємозв'язків між хімічним складом, мікроструктурою та механічними властивостями сталей. Для 72 зразків ми розрахували кореляційну матрицю за 18 числовими параметрами, що включають масові частки елементів, розраховані температури фазових перетворень та ключові властивості (поріг текучості, міцність, подовження, твердість) (рис. 2). Діапазон вмісту вуглецю варіюється від 0,07 до 0,26 %, марганцю — від 0,95 до 1,45 %, хрому — від 0,15 до 0,36 %. Значення межі текучості лежать в діапазоні 525...675 МПа, а межа міцності — 675...825 МПа. Такий розкид даних дозволяє аналізувати вклад як хімічних, так і технологічних факторів.

Аналіз отриманих результатів показав високу позитивну кореляцію між вмістом вуглецю (C) та

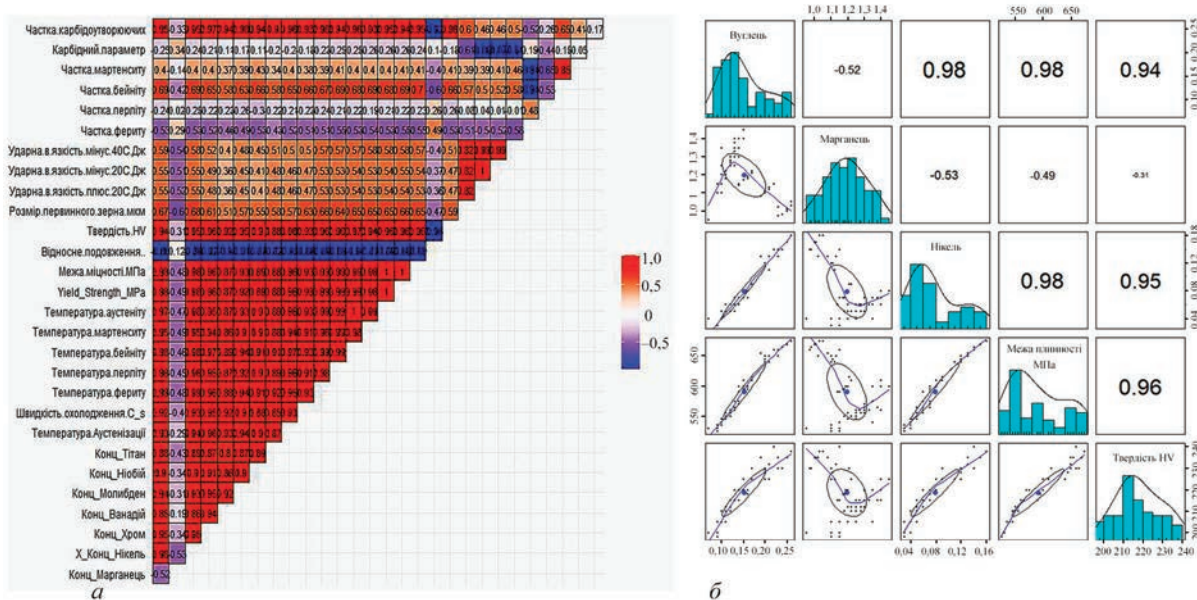


Рис. 2. Кореляційна матриця між основними параметрами сталей: а — 28 параметрів; б — 5 параметрів (вуглець, марганець, нікель, межа пластичності, твердість)

межею текучості ($r = 0,65$, $p < 0,001$). Це пояснюється тим, що вуглець сприяє зміцненню за рахунок твердорозчинного, дисперсійного (утворення карбідів та карбонітридів) та структурного (підвищення твердості мартенситу) зміцнення [1, 7].

Аналогічно, сумарний індекс карбидоутворюючих елементів (V, Mo, Nb, Ti) продемонстрував сильний позитивний зв'язок з твердістю ($r = 0,70$, $p < 0,001$), що підтверджує їх роль у формуванні збіднюючої мікроструктури [2]. Частка мартенситу та температура мартенситного перетворення також корелювали з міцністю ($r = 0,58$) та твердістю ($r = 0,62$), відображаючи вплив цієї фази на механічні властивості. У той же час частка фериту виявилась негативно пов'язаною з межею текучості ($r = -0,55$, $p < 0,001$), що пов'язано з його відносно низькою міцністю та більшою пластичністю [5]. Швидкість охолодження показувала помірну позитивну кореляцію з утворенням мартенситу ($r = 0,50$), підкреслюючи її вплив на формування мікроструктури. Загалом, кореляційний аналіз підтвердив очікувані фізико-хімічні закономірності між складом, структурою та властивостями, заклавши основу для подальшого багаточинного аналізу.

PCA — АНАЛІЗ ГОЛОВНИХ КОМПОНЕНТ

Для зменшення розмірності складної багатовимірної (багатопараметричної) структури даних і візуалізації структури вибірки було використано метод аналізу головних компонент (PCA). Встановлено, що перша компонента (PC1) пояснює 88,8 % загальної дисперсії та пов'язана з елементами складу (C, Mn, V, Mo, Nb) і температурами утворення фаз, особливо з температурами мар-

тенситного та аустенітного перетворення. Друга компонента (PC2) пояснює 6,4 % дисперсії та відображає варіації мікроструктури (частка фериту, перліту) та параметрів термообробки (швидкість охолодження, температура аустенітизації).

На діаграмі розсіювання (рис. 3) можливо виділити чотири кластери, що відповідають обраним класам сталей HSLA, HSA, SSHA та ASSHA. Сталі HSLA, що характеризуються особливо широким розподілом, схильні до більш високого вмісту фериту та помірної частки мартенситу, в той час як сталі ASSHA утворюють компакту групу з максимальними значеннями першої компоненти, характеризуючись підвищеною концентрацією карбидоутворюючих елементів та переважно з мартенситною структурою.

PCA аналіз дозволив візуалізувати взаємозв'язки та виявити ключові параметри, які забезпечують варіативність властивостей, а також виявити необґрунтовані викиди та аномальні зразки для подальшого аналізу.

РЕГРЕСІЙНИЙ АНАЛІЗ: OLS ТА LASSO

Для кількісної оцінки впливу окремих факторів на межу текучості та міцність були побудовані регресійні лінійні моделі.

Модель простої лінійної регресії (OLS) для межі текучості включала основні змінні складу та мікроструктури. Побудована лінійна модель продемонструвала надзвичайно високий коефіцієнт детермінації ($R^2 = 0,999$), що на перший погляд вказує на якість прогнозування. Коефіцієнти регресії показали статистично значущий вплив вуглецю ($\beta = +120$ МПа/мас. %), марганцю

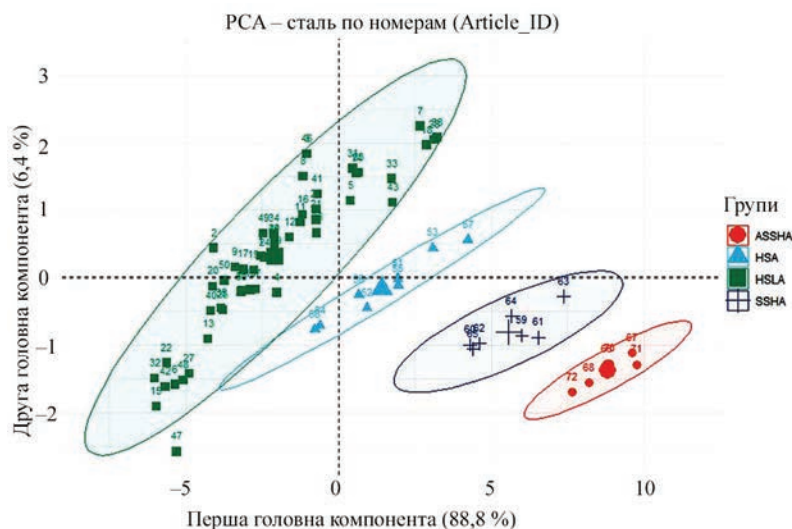


Рис. 3. Аналіз головних компонент з виділеними кластерами дослідних сталей (цифри на графіку — номери сталей у консолідованій базі даних)

($\beta = +25$ МПа/мас. %) та температури мартенситного перетворення ($\beta = +15$ МПа/°C), всі з $p < 0,01$. Однак при детальному розгляді виявляється, що лише температури перетворення та межа міцності є статистично значущими ($p < 0,05$). Вклад хімічних елементів у цій моделі виявився незначним через мультиколінеарність (сильний лінійний кореляційний зв'язок між двома або більше незалежними змінними) та обмежений діапазон варіацій.

Для послаблення мультиколінеарності та відбору найбільш інформативних змінних було використано регуляризацию LASSO. Ця модель скоротила набір основних ознак до параметрів складу C та Mn, сумарного карбідоутворюючого індексу та температури мартенситного перетворення, при цьому пояснюючи 75 % варіації межі текучості. Модель LASSO покращила інтерпретованість та стабільність прогнозу, підтверджуючи ключову роль легуючих елементів та температур фазових перетворень [6, 9].

Співставлення результатів важливості ознак за допомогою регресійних моделей Random Forest, XGBoost та SHAP представлено на рис. 4.

Ансамблевий алгоритм випадкового лісу (Random Forest) виявив, що найбільші значення важливості мають такі параметри, як межа міцності (TensileStrength) та температури фазових перетворень (аустеніт, мартенсит, перліт, бейніт). Хімічний склад, зокрема вміст вуглецю, марганцю та хрому, має дещо менший вплив, що підтверджує критичну роль температур термообробки у формуванні властивостей ВПНЛ сталей. Точність передбачення на тестовій вибірці оцінюється як $RMSE \approx 3$ МПа (Root Mean Square Error — середньоквадратична помилка), що свідчить про високу надійність моделі.

Спираючись на зібрану базу даних і розроблені моделі, було створено прогностичний інструмент для оцінки властивостей і складів нових сталей та режимів термообробки HSLA, HSA, SSHA і ASSHA.

На основі моделей XGBoost з інтерпретацією SHAP можна формально задавати діапазон легування та параметри термообробки, отримуючи передбачення межі плинності, міцності, пластичності й твердості з точністю близько ± 5 %.

Прогнозовано, що збільшення сумарного вмісту карбідного показника (V+Mo+Nb) понад 0,12 мас. % при температурі аустенізації 920...940 °C і швидкості охолодження більше 20 °C/c призводить до підвищення межі плинності до 600...650 МПа та твердості вище 220 HV при збереженні відносного подовження понад 15 %, що підтверджується роботами [1].

Вуглець, попри його значний вплив, має утримуватися у діапазоні 0,08...0,14 % для балансу міцності та пластичності, що підтверджується як статистичним аналізом, так і емпіричними літературними даними [5].

Температури мартенситного перетворення, розраховані за формулами, забезпечують оптимальний мікроструктурний склад із необхідною часткою мартенситної складової для зміцнення, одночасно мінімізуючи ударну в'язкість [9]. Прогнозування також показує, що модифікація режимів термообробки (прискорене охолодження або витримка за проміжних температур) може суттєво впливати на властивості за рахунок регулювання формування бейніту й фериту. Це відкриває можливість для тоншого налаштування характеристик сталей без зміни їх хімічного складу.

Застосування методу градієнтного прискорення (XGBoost) дозволило досягти найкращих результа-

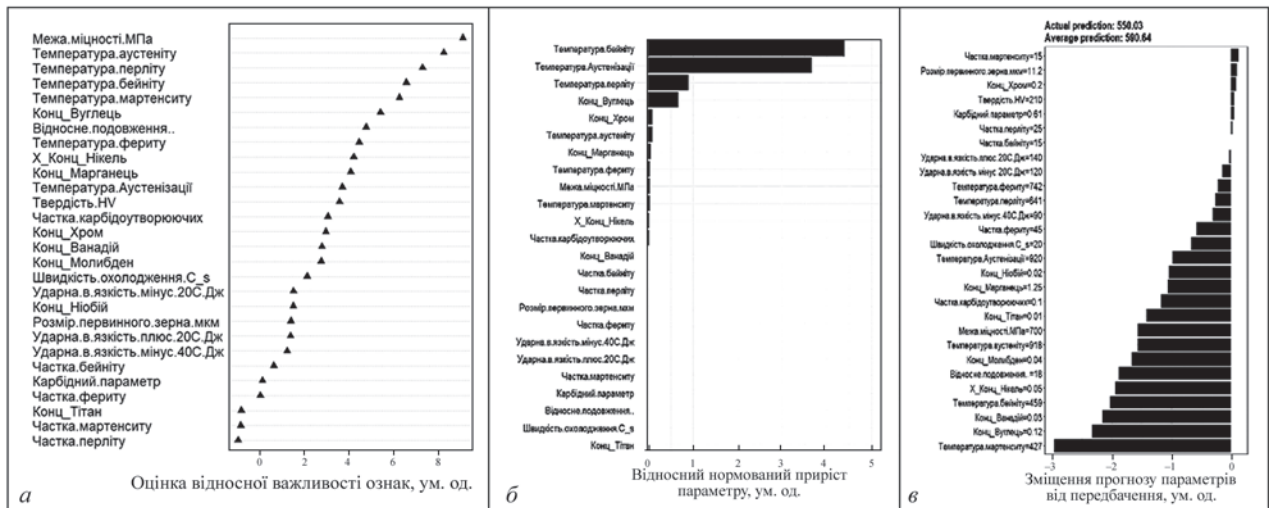


Рис. 4. Порівняння важливості ознак за моделями: *a* — Random Forest; *b* — XGBoost; *c* — SHAP

тів за точністю прогнозування ($RMSE = 2,8$ МПа на тестовій вибірці). Аналіз важливості ознак виявив домінуючий вплив вмісту вуглецю ($Gain = 0,314$), температури перетворення перліту та мартенситу.

Використання показників SHAP дозволило візуалізувати вклад кожної ознаки в кінцеве передбачення, що дає додатковий метод керування властивостями сталі та її зварними з'єднаннями. Метод показує, що для окремих сталей вирішальним фактором стає саме вміст вуглецю (C %), тоді як для інших — температурні параметри перетворення та деякі хімічні елементи (Ni, Cr, V, Nb). Це підкреслює необхідність індивідуального підходу при проектуванні сталей.

КЛАСТЕРИЗАЦІЯ ТА АНАЛІЗ СТАЛЕЙ ЗА КЛАСАМИ

Кластеризація сталей — це метод групування сталей за схожістю властивостей без заздалегідь заданої класифікації, що допомагає виявити приховані закономірності і таким чином прогнозувати майбутнє виникнення сталей з новим комплексом властивостей. PCA та кластерний аналізи

однозначно демонструють, що сучасні класи високоміцних низьколегованих сталей (HSLA, HSA, SSMA, ASSMA) різняться не тільки за складом, але й за варіативністю властивостей. HSLA — найрізноманітніша група, в той час як ASSMA характеризується високою однорідністю та екстремальними значеннями ключових параметрів — міцності, ударної в'язкості, температурами структурних перетворень. Проміжні класи (HSA, SSMA) займають перехідну позицію, що свідчить про плавну зміну структури та властивостей при модифікації складу та режимів термічної обробки (рис. 5).

Цей висновок актуалізує задачу пошуку нових композицій, які могли б зайняти вільні ніші в просторі властивостей (міцність-пластичність, карбідний параметр температури перетворення тощо), а також оптимізації режимів термічної обробки для виходу за межі відомих класів високоміцних сталей та отримання нового комплексу властивостей.

Використання кластеризації дозволяє провести упорядкування даних. Замість загального масиву високоміцних низьколегованих сталей отримуємо логічну класифікацію. Причому використання різного

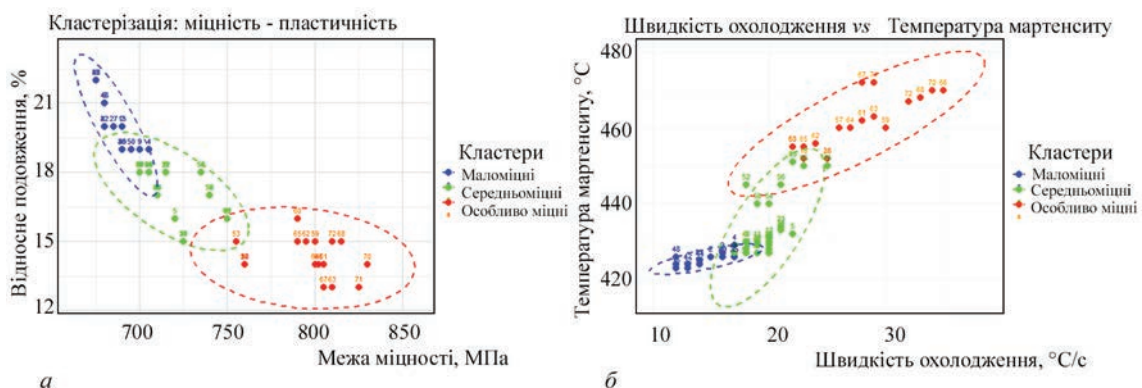


Рис. 5. Кластеризація сталей за впливом: *a* — межі міцності на відносне подовження; *b* — швидкість охолодження на температуру перетворення мартенситу

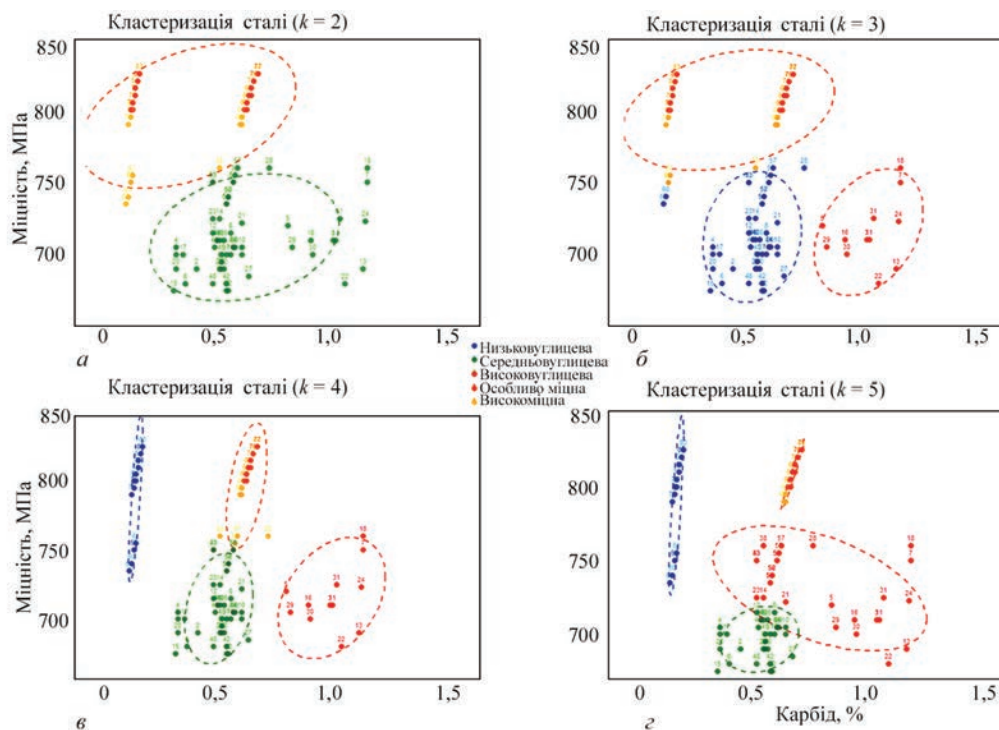


Рис. 6. Вплив карбідного параметра на межу міцності для різної кількості кластерів: а — $k = 2$; б — 3; в — 4; г — 5

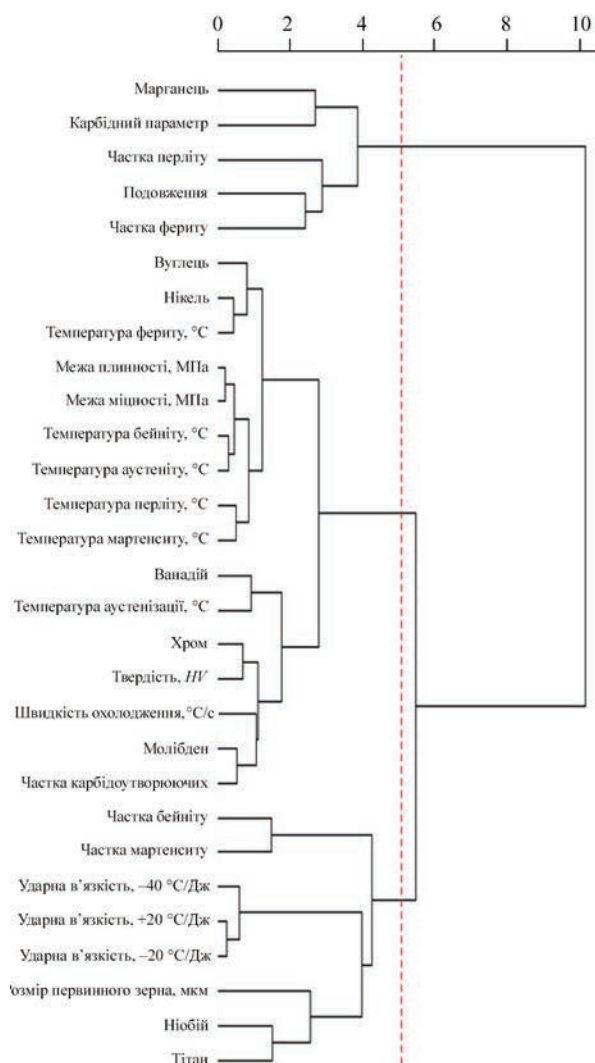


Рис. 7. Дендрограма властивостей сталі

рівня структуризації (кількість кластерів) дозволяє виявити стійкі закономірності, наприклад, що міцність безпосередньо пов'язана з вмістом карбідів, але характер зв'язку не лінійний (рис. 6).

Проведення кластеризації дозволить передбачити, в разі появи нової сталі з відомим розрахунковим карбідним параметром, в який кластер (а значить, який рівень міцності) вона потрапить. Відокремлення перспективних груп — наприклад, кластери з високими рівнями міцності, але різною карбідною структурою, вказують, що можна (але не кажучи як) досягти певного рівня міцності. Використання інших видів кластерів — наприклад, встановлення впливу температури перетворення на частку структурних параметрів (фериту, перліту, бейніту та мартенситу) дозволить оптимізувати існуючі та розробити нові технологічні режими зварювання та термічної обробки сталей.

Додатково для аналізу кластерів можливо використовувати так звані дендрограми. Метод дендрограми — це метод візуалізації результатів ієрархічної кластеризації, що є деревоподібною діаграмою, що показує як об'єкти об'єднуються в кластери на різних рівнях подібності. Він дозволяє наочно уявити ступінь подібності між об'єктами та обрати оптимальну кількість кластерів. Дендрограма, побудована з урахуванням ієрархічної кластеризації сталей, відбиває ступінь їх подібності за обраними характеристиками (наприклад, хімічний склад, твердість, межа міцності, розмір зерна) (рис. 7).

На нижніх рівнях ієрархічна структура дендрограми об'єднує найближчі подібні за властивостями сталі, що свідчить про їх високий рівень подібності. У міру руху вгору відбувається об'єднання у великі кластери, що відбивають поступове зниження ступеня подібності. Значення осі ординат відповідає відстані (або метриці відмінності), при якій відбулося об'єднання об'єктів або груп. Чим вище рівень злиття, тим менш однорідні об'єкти, що об'єднуються.

Проведення умовної горизонтальної лінії відсікання дозволяє розділити дендрограму на задану кількість кластерів. При низькому рівні відсікання формується значна кількість малих однорідних груп, тоді як за високого рівня — кілька укрупнених кластерів. Наприклад для сталей, у разі аналізу за карбідним параметром та межею міцності можливе формування окремих кластерів: сталі з високим вмістом карбідів та межею міцності >1200 МПа утворюють одну групу; сталі із середніми значеннями показників — іншу; низькоміцні — третю.

Таким чином, дендрограма дозволяє не лише візуалізувати структуру подібності між сталями, а й класифікувати їх за групами, що полегшує виявлення закономірностей та інтерпретацію результатів при розробці та виборі матеріалів.

КАРТА ОБМЕЖЕННЯ ДАНИХ

Аналіз відібраних 72 статей виявив кілька ключових напрямків, в яких існують значні обмеження (недостатня кількість робіт присвячених тому чи іншому параметру) та недоліки у методиках отримання даних, що перешкоджають повноцінному проведенню статистичного, достовірного розумінню взаємозв'язків та ефективному прогнозуванню властивостей сталей та їх зварних з'єднань (рис. 8). Для цього був використаний метод побудови теплової карти HeatMap. Метод теплової карти — це техніка візуалізації даних, яка використовує кольори для представлення значень у матриці. Чим тепліший колір (наприклад, червоний), тим вище значення, а чим холодніший (синій, зелений) — тим нижче. Цей метод дозволяє швидко ідентифікувати концентрацію даних, патерни і області найбільшої активності та навпаки найменшої активності. На жаль, навіть при достатньо великій увазі, що приділяється новим матеріалам, все ще відсутня відкрита база даних для проведення всебічного повномасштабного аналізу, яка би включала у себе фізичні, хімічні, механічні, структурні, температурні властивості.

По-перше, спостерігається обмежена кількість систематизованих та порівнянних даних щодо впли-

ву швидкості охолодження та складних режимів термообробки на мікроструктуру та механічні властивості сталей та їх зварних з'єднань. Більшість робіт наводять окремі експериментальні результати за фіксованих умов, але відсутній уніфікований набір параметрів, що охоплює широкий діапазон режимів. Це ускладнює побудову узагальнених моделей та знижує точність прогнозів [10, 11].

По-друге, майже відсутні дослідження, присвячені впливу мікроелементів та рідкісних добавок, таких як реній (Re), гафній (Hf), самарій (Sm), європій (Eu) та більш звичайних — бор (B), азот (N), кальцій (Ca) та їх взаємодії з основною системою легування. Їх роль у формуванні карбідів та зеренної структури мало вивчена, незважаючи на потенціал для покращення властивостей сталей [6, 12].

По-третє, у більшості статей спостерігається акцент на статичних механічних властивостях

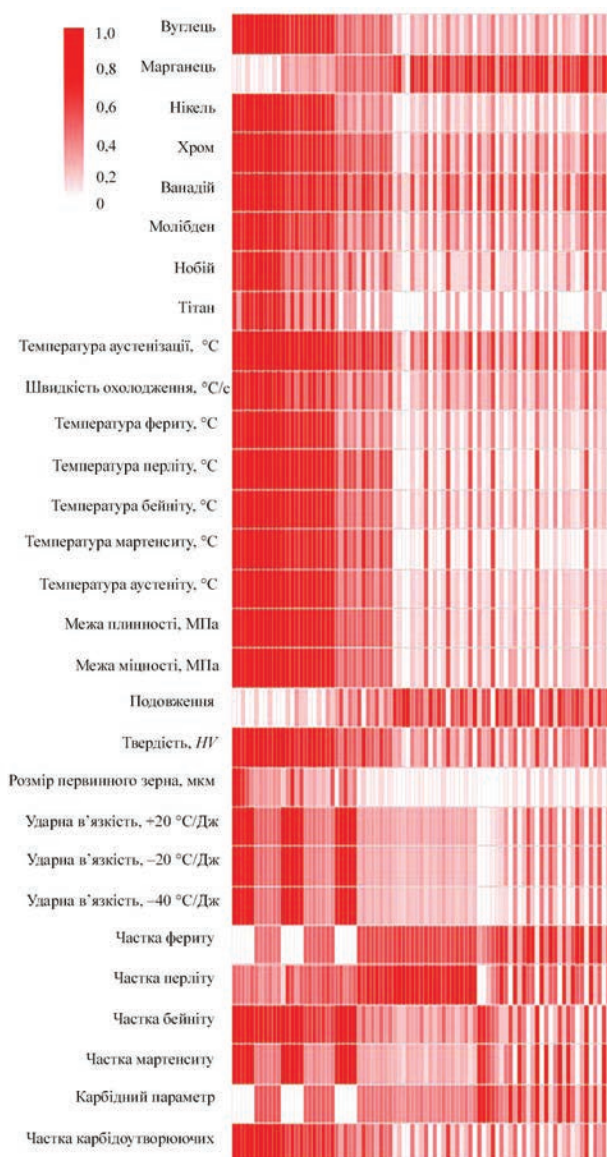


Рис. 8. Нормована мапа обмеження даних у обраних статтях: 0 — даних немає; 1 — повний обсяг даних

(твердість, міцність, пластичність), при цьому дані про динамічні характеристики (втом, ударна в'язкість, опір зносу) надзвичайно обмежені або відсутні. Це серйозно обмежує практичне застосування результатів, особливо для відповідальних конструкцій [1, 5].

Крім того, виявлено значне різноманіття методик визначення температур фазових перетворень та частки фазових часток. Це призводить до несумісності даних та ускладнює створення єдиної бази знань. Необхідна стандартизація методів вимірювання та розрахунку [8, 9]. Серед вибраних статей мало досліджень, що інтегрують експериментальні дані з моделюванням мікроструктурного стану на основі фізичних моделей. Таке об'єднання дозволило б підвищити передбачувану силу моделей та глибше зрозуміти механізми зміцнення [3, 4].

Таким чином, визначені обмеження даних стають перспективні напрямки для майбутніх досліджень та розробки комплексних моделей, що об'єднують експеримент і чисельне моделювання.

ОБГОВОРЕННЯ ТА ВИСНОВКИ

Проведений статистичний аналіз даних із 72 статей щодо високоміцних низьколегованих сталей (HSLA, HSA, SSMA, ASSMA) дозволив систематизувати знання про взаємозв'язки складу, мікроструктури та механічних властивостей. Результати підкреслюють важливість комплексного підходу до проектування сталей, у якому враховуються не лише хімічний склад і частка фаз, але й режими термічної обробки.

Одним із ключових висновків є підтвердження центральної ролі вуглецю та карбідотворюючих елементів (V, Mo, Nb) у зміцненні сталей. Водночас їх оптимальний вміст потребує балансування, щоб зберегти задовільну пластичність і уникнути крихкості. Температури фазових перетворень справляють істотний вплив на формування мікроструктури, що визначає кінцеві властивості [7, 9].

Використання сучасних методів машинного навчання, таких як Random Forest і XGBoost, значно підвищило точність прогнозу порівняно з класичними лінійними моделями OLS та LASSO. Проте, щоб забезпечити довіру до таких чорних скриньок, важливо застосовувати інтерпретовані методи пояснення, наприклад метод SHAP-аналізу, які дозволяють виявити внесок кожного параметра у прогнозування [2, 3].

Карта обмеження даних виявила кілька перспективних напрямків для подальших досліджень. Зокрема, систематичне вивчення впливу швидкості охолодження та складних режимів термообробки потребує уніфікації методик і розширення експериментальних даних. Дослідження ролі

мікроелементів та їх взаємодії з основним легуванням залишається недостатньо представленим у літературі. Крім того, динамічні механічні властивості та стійкість до втоми потребують більш глибокого аналізу [1, 5].

Окремо слід відзначити необхідність інтеграції експериментальних даних із моделюванням мікроструктурних процесів. Поєднання емпіричних і фізико-механічних моделей дозволить створювати більш надійні та універсальні інструменти прогнозування властивостей [4].

У цілому, даний огляд і статистичний аналіз забезпечують базу для розробки нових високоміцних сталей із передбачуваними та керованими характеристиками. Прогностичні моделі, побудовані на основі даних, можуть використовуватися для швидкої оцінки властивостей нових складів і оптимізації виробничих процесів, що суттєво підвищує ефективність технологічних розробок.

Цей рукопис був підготовлений за сприяння мовної моделі ChatGPT, розробленої OpenAI, для покращення лінгвістичної читабельності. Відбір та аналіз матеріалу, побудова бази даних високоміцних низьколегованих сталей, розрахунки по регресійних моделях та висновки було зроблено безпосередньо автором.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Rashid, M.S. (1980) High-strength, low-alloy steels. *Science*, **208**, 862–869. DOI: <https://doi.org/10.1126/science.208.4446.862>
2. Kuziak, R., Kawalla, R., Waengler, S. (2008) Advanced high strength steels for automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, **8**(2), 103–117. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1644-9665\(12\)60197-6](https://doi.org/10.1016/S1644-9665(12)60197-6)
3. Muhammed, M., Mustapha, M. et al. (2020) Statistical review of microstructure-property correlation of stainless steel: Implication for pre- and post-weld treatment. *Processes*, **8**(7), 811. DOI: <https://doi.org/10.3390/pr8070811>
4. Siwar Chibani, François-Xavier Couderc (2020) Machine learning approaches for the prediction of materials properties. *APL Materials*, **8**(8), 080701. DOI: <https://doi.org/10.1063/5.0018384>
5. Chunyuan Cui, Guangming Cao (2023) A strategy combining machine learning and physical metallurgical principles to predict mechanical properties for hot rolled Ti micro-alloyed steels, *J. of Materials Processing Technology*, **311**, 117810. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117810>
6. Agrawal, A., Choudhary, A. (2016) Perspective: Materials informatics and big data: Realizing the promise of data-driven materials science. *APL Materials*, **4**(5), 053208. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.4946894>
7. Harwarth, M., Brauer, A. et al. (2021) Influence of carbon on the microstructure evolution and hardness of Fe–13Cr–xC (x = 0–0.7 wt.%) stainless steel. *Materials*, **14**(17), 5063. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma14175063>
8. Bhadeshia, H.K.D.H., Honeycombe, R.W.K. (2006) *Steels: Structure, properties, and design*. 3rd Ed. Butterworth-Heine-

- mann (Ed.). DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-7506-8084-4.X5000-6>
9. Li, G.Q., Shen, Y.F. et al. (2022) Microstructural evolution and mechanical properties of a micro-alloyed low-density δ -TRIP steel. *Materials Science and Engineering: A*, **848**, 143430. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143430>
 10. Di Schino, A., Testani, C. (2021) Heat treatment of steels. *Metals*, **11**(8), 1168. DOI: <https://doi.org/10.3390/met11081168>
 11. Xueyun, G., Haiyan, W., Huijie, T. et al. (2023) Data-driven machine learning for alloy research: Recent applications and prospects. *Materials Today Communications*, **36**, 106697. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.106697>
 12. Chen, J, Shi, Z, Luo, X et al. (2025) Micro-alloying effects on microstructure and weldability of high-strength low-alloy steel: A Review. *Materials*, **18**(5), 1036. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma18051036>

INFLUENCE OF STATISTICAL ANALYSIS METHODS ON PREDICTION OF THE MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH LOW-ALLOY STEELS

V.A. Kostin

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

ABSTRACT

The paper presents complex statistical analysis of the properties of high-strength low-alloy steels (HSLA, HSA, SSHA, AS-SHA) with application of a wide data base. The modern methods of data analysis, including correlation analysis, principal component analysis (PCA), as well as machine learning (Random Forest, XGBoost) and SHAP values and interpreted matrices were used to study the interrelation between the chemical composition, microstructure and mechanical properties of steels. Key elements and parameters, having the maximal impact on strength, ductility and thermal resistance were determined for each group of steels. Optimal ranges of C, Nb, V, Ni content, as well as heat treatment modes, including austenitization temperature and cooling rate were substantiated. The results demonstrate that complex control of the composition and heat treatment allows developing steels with an excellent balance of service characteristic. Practical recommendations section presents specific tips as to metallurgical design of new steels, including the use of machine learning models for acceleration of development and optimization of steels. The work also discusses the research gaps, such as the need to standardize the data, study complex interaction of alloying elements, phase transformation dynamics, and prospects for implementation of AI methods. 12 Ref., 8 Fig.

KEYWORDS: high-strength low-alloy steels, statistical, correlation, cluster analysis, machine learning, microstructure, prediction of properties

ORCID

B.A. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

В.А. Костін

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: valerykostinepwi@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.А. Костін (2026) Вплив методів статистичного аналізу на прогнозування мікроструктури та властивостей високоміцних низьколегованих сталей. *Сучасна електрометалургія*, **03**, 42–51.

DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.03.06>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 02.10.2025

Отримано у переглянutoму вигляді 27.01.2026

Затверджено до друку 14.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026



СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛУ ЛОПАТОК ПАРОВИХ ТУРБІН В УМОВАХ РЕМОНТНОГО ВІДНОВЛЕННЯ ЛАЗЕРНИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

О.М. Берднікова, Тяньчен Ань

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

РЕФЕРАТ

В роботі наведено результати експериментальних досліджень структури наплавленого металу при відновленні лопатки парової турбіни з високоміцної сталі ХМ-25 при багат шаровому лазерному наплавленні із застосуванням порошку аналогічного складу. Встановлено, що технологія лазерного наплавлення забезпечує отримання бездефектного об'ємного виробу з наплавленим шаром. В результаті наплавлення та подальшого термічного оброблення (витримка при температурі 480 °С протягом 4 годин) матеріал наплавлення має задовільні механічні характеристики ($\sigma_b = 1264...1274$ МПа, $\sigma_{0.2} = 1185...1208$ МПа, $\delta = 12...13,5$ %, $\psi = 54...61$ %) та відповідає експлуатаційним вимогам. В об'ємі металу формується однорідна мартенситна структура при безградієнтному рівні мікротвердості ($HV_{0.2} = 421...440$) та наявності включень карбідних фаз розміром < 1 мкм, що рівномірно розподілені по об'єму металу. Фрактографічними дослідженнями доведено, що забезпечення характеристик міцності наплавленого металу супроводжується реалізацією в'язкого типу руйнування. Дослідженнями на дислокаційному рівні методом трансмісійної електронної мікроскопії встановлено формування дисперсних за розмірами голчастих структурних складових в мартенситній структурі наплавленого металу при рівномірному розподілі щільності дислокацій. Спостерігається наявність субструктури та частинок тонкопластинчастих фазових виділень карбідної фази нанорозмірного типу у внутрішніх об'ємах структурних складових. Така структура забезпечує найкращий комплекс механічних властивостей та тріщиностійкість наплавленого металу ХМ-25. Бібліогр. 17, табл. 3, рис. 8.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: лопатка парової турбіни, сталь ХМ-25, лазерне наплавлення, термообробка, мікротвердість, мікроструктура, щільність дислокацій, механічні властивості

ВСТУП

У сучасній промисловості в таких галузях, як електроенергетика, нафтохімічна промисловість тощо широко застосовується турбінне обладнання. Значну актуальність має використання обладнання турбомашин з матеріалів, здатних працювати в високо-температурних умовах. Це, у свою чергу, вимагає високого комплексу експлуатаційних властивостей матеріалів, що використовуються в енергетичних турбінних агрегатах та відповідно механічних характеристик їх зварних з'єднань. Зварювання таких матеріалів пов'язане з рядом складнощів, включаючи утворення тріщин, пір, хімічної неоднорідності тощо. Ці дефекти значно впливають на міцність і експлуатаційну надійність зварних з'єднань. Ця проблема набуває уваги при відновленому ремонті лопаток парових турбін, що працюють в складних експлуатаційних умовах (високі тиск, температура, агресивне середовище тощо) [1, 2].

Через складні умови роботи великогабаритних лопаток потужних парових турбін (робота в середовищі, що містить суміш конденсату та водяної пари, при довжині лопаток понад один метр, частоті обертання 3000 об/хв, а також інтенсивно-

му впливі значних відцентрових сил, вібраційних і втомних напружень на кінцеві ділянки лопаток, що здійснюють високочастотне різання пароводяної суміші), потреба в матеріалах із підвищеною міцністю та покращеними експлуатаційними характеристиками на основі існуючих матеріалів стає дедалі нагальною. Мартенситна нержавіюча сталь типу ХМ-25, зазначена в стандарті ASTM A705 [3], привертає зростаючу увагу в інженерній практиці завдяки її підвищеній міцності, а також покращеним зносостійким і корозійностійким властивостям. Сталь ХМ-25 розроблена на основі сталі 17-4PH з урахуванням переваг сталі 13-8Mo; введення оптимальної кількості молібдену пригнічує перетворення аустеніту на мартенсит [4, 5]. Оптимізоване співвідношення Cu/Nb забезпечує ефективне формування дисперсно розподілених преципітатів фаз Лавеса та Nb-вмісних фаз [6], тоді як вміст міді в оптимальних межах гарантує виділення нанорозмірних ϵ -Cu-фаз при термічній обробці в діапазоні 460...620 °С, що посилює дислокаційне закріплення, підвищує зносостійкість і втомну міцність [7, 8].

Хоча сталь ХМ-25 вирізняється підвищеною міцністю та зносостійкістю [9], явища поверхневого зношування та корозії залишаються невід'ємною проблемою. Технологія лазерного наплавлення характеризується концентрацією ла-

Авторське право © Автор(и)

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

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

Таблиця 1. Механічні характеристики основного металу сталі ХМ-25, зразків після лазерного наплавлення та термічного оброблення (ТО)

Дослідний матеріал	$HV_{0,2}$	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
ОМ	410...415	1050	1240	13	45
Наплавлений метал	—	619	1132	9,5	40
		619	1149	11	40
		590	1114	9	34
Наплавлений метал після ТО	421...440	1185	1264	12	54
		1208	1274	13	58
		1203	1267	13,5	61

Примітка. Мікротвердість — $HV_{0,2}$, межа плинності — $\sigma_{0,2}$, межа міцності — σ_b , відносне видовження — δ та звуження — ψ .

зерної енергії, локальним нагріванням і швидким охолодженням, що мінімізує термічну деформацію підкладки та зміни її мікроструктури, а також забезпечує формування металургійного зчеплення між наплавленим шаром і підкладкою зі значно вищою міцністю зчеплення порівняно з традиційними технологіями, запобігаючи відшаруванню та утворенню тріщин. Отже, дана технологія є перспективною для виготовлення та відновлення високовартісних деталей. Наразі значна кількість досліджень присвячена вивченню лазерного наплавлення для модифікації поверхонь матеріалів та відновлення пошкоджених ділянок [10–13]. У зв'язку з цим у представленій роботі запропоновано комплексний підхід, що поєднує технології відновлення поверхневих пошкоджень і поверхневої модифікації з використанням методу прямого енергетичного осадження (DED) для дослідження властивостей лазерного наплавлення на основі матеріалу ХМ-25.

Метою роботи є вивчення структурно-фазового складу та особливостей мікроструктури металу робочої зони матеріалу лопатки парової турбіни зі сталі ХМ-25 при її відновленні лазерним наплавленням порошком аналогічного хімічного складу.

У відповідності до поставленої мети було вирішено наступні задачі. Із застосуванням лазерного методу отримано наплавлені шари на пошкодженій ділянці лопатки парової турбіни та проведено металографічні дослідження, вимірювання мікротвердості по зонах основного металу, зоні термічного впливу, лінії сплавлення та напавленого металу. Також було проведено механічні випробування отриманих зразків, фрактографічні дослідження поверхонь руйнування, хімічний аналіз структурних елементів та вивчення дислокаційної структури напавленого матеріалу.

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Роботу виконували на тестовій лопатці турбіни парової електростанції (рис. 1). Матеріал лопатки — сталь ХМ-25 (0,039 % С, 0,01 % О,

15,00...14,62 % Cr, 0,55 % Mn, 6,75 % Ni, 1,56 % Cu, 0,68 % Mo, 0,3 % Si; 0,52 % Nb, 0,01 % W, 0,07 % Al, 0,061 % V, 0,03 % N, Fe — решта) [3]. Ця сталь відноситься до високоміцних мартенситних нержавіючих сталей, основний метал ХМ-25 при мікротвердості $HV_{0,2} = 410...415$ має відповідні механічні характеристики: $\sigma_b = 1240$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1050$ МПа, $\delta = 13$ %, $\psi = 45$ % (табл. 1).

Робоча довжина лопатки парової турбіни складає 1220 мм (рис. 1, а). Ремонтне відновлення лазерним наплавленням застосовували на кромці лопатки, що пошкоджена водною ерозією (рис. 1, б, в). Попередньо перед лазерним наплавленням дефекти водної ерозії на пошкодженій поверхні лопатки обробляли методом механічного очищення шляхом шабрення та отриманням V-по-



Рис. 1. Ротор парової турбіни (а), пошкодження лопатки від гідроерозії (б) та параметри зони, яка потребує відновлення лазерним наплавленням (в)

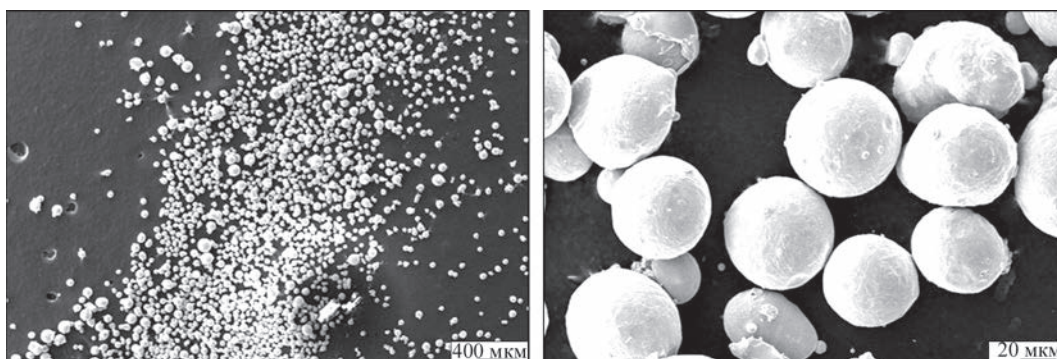


Рис. 2. Зовнішній вигляд порошку ХМ-25

дібної канавки. Для закріплення лопатки було використано спеціально розроблений пристрій.

Процес наплавлення проводили із застосуванням роботизованого комплексу KUKA. У проведених експериментах використовували лазер потужністю 8 кВт виробництва «Trumpf» (Німеччина), оснащеного для подачі порошку коаксіальною головкою YC52 компанії Precitec. Лазерне наплавлення проводили на режимі: потужність лазерного випромінювання 1,3 кВт; швидкість обробки 500 мм/хв; витрати порошку 15 гр/хв; витрати газу 6 л/хв; лазерне розфокусування +20 мм. В якості захисного газу використовувався аргон, його витрати 12 л/хв. Для лазерного наплавлення використовували порошок розміром 10...60 мкм аналогічного хімічного складу з матеріалу ХМ-25 (рис. 2).

Дослідження мікроструктури експериментальних зразків у шарах наплавленого металу, в зоні термічного впливу (ЗТВ) та основному металі проводили методами світлової та растрової електронної мікроскопії (РЕМ), відповідно за допомогою мікроскопів Zeiss Axio Imager M2m та ZEISS

Gemini SEM450. Методом РЕМ проводили фрактографічні дослідження поверхні зламів після випробувань зразків на розтяг на універсальному обладнанні CSS-44100. Мікротвердість металу по Віккерсу (HV) вимірювали мікротвердоміром МН500 при навантаженні 0,2 кг.

Дослідження особливостей структури на просвіт проводили методом трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) на приладі JEM-200CX (фірми JEOL) при прискорювальній напрузі до 200 кВ. Такі дослідження дозволили отримати експериментальну інформацію на дислокаційному рівні з метою детального аналізу характеру дефектів кристалічної ґратки, вивчення дислокаційних неоднорідностей, а також локальних концентраторів внутрішніх напружень в структурі наплавленого лазерним методом металу ХМ-25. Зразки для ТЕМ досліджень вирізали електроерозійним різанням (з метою виключення температурного і деформаційного впливу) із наплавленого металу на рівні 2–4 шару від лінії сплавлення сталі ХМ-25. Попередня підготовка зразків (отримання фольг для досліджень) проводилася в кілька етапів по-

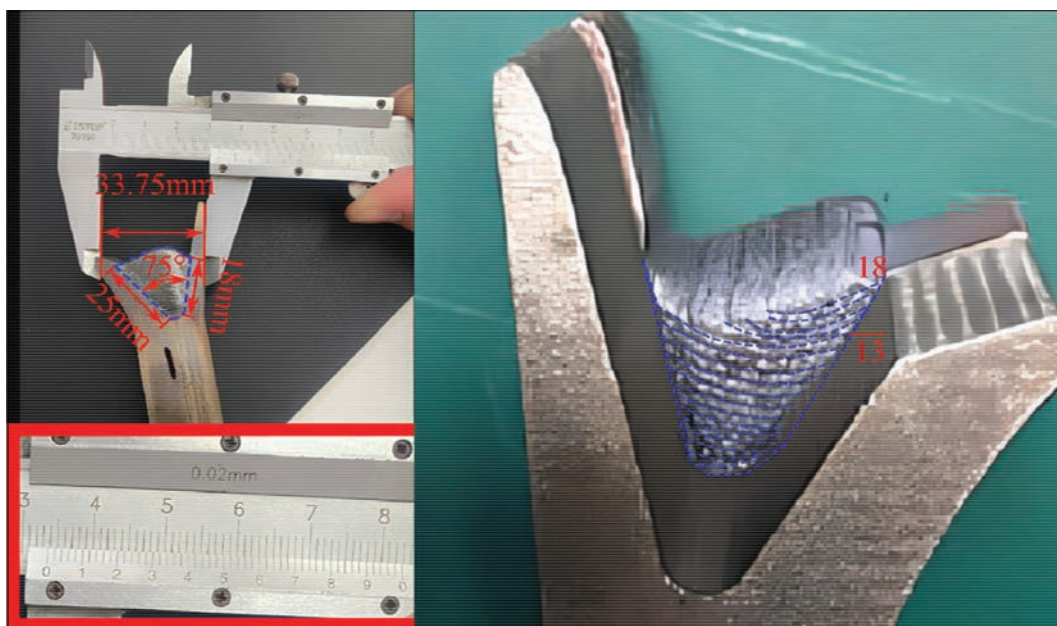


Рис. 3. Зображення лопатки парової турбіни після відновлюваного ремонту

чинаючи із механічного потоншення підготовлених шайб (до товщини 100...120 мкм) на шліфувальних паперах та подальшого електролітичного потоншення шайб в установці ПТФ (прилад для отримання тонких металевих фольг). Потім зразки багаторазово потоншували іонізованими потоками аргону в установці іонного потоншення ВУП-5 (вакуумний універсальний пост).

Лазерним наплавленням на пошкоджену ділянку лопатки парової турбіни отримано зону наплавлення з максимальною шириною по її кромці 33,75 мм та висотою 22 мм при центральному підвищенні — 4 мм (рис. 3, а). Загальна кількість наплавлених шарів у даному випадку — 18, висота одного шару 1,3 мм (рис. 3, б).

Після лазерного наплавлення проводили термічне оброблення (ТО) зразків в печі зі швидкістю нагрівання 120 °С/год при температурі витримки 480 °С (час витримки 4 год) та подальшим охолодженням на повітрі. Подальше проводили механічні випробування на розтяг (для визначення межі плинності, міцності, відносного подовження та звуження при кімнатній температурі з використанням круглих стрижневих зразків (Ø 5 мм) в зоні розтягування.

РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТУ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Результатами механічних випробувань на розтяг зразків наплавленого металу встановлено наступне. Для наплавленого металу характерне зменшення показників міцності в середньому на 40 % ($\sigma_{0,2}$) та на 9 % (σ_b) при зменшенні характеристик пластичності у 1,2...1,3 рази (табл. 1). Таке зниження властивостей міцності та пластичності може призводити до крихкого руйнування наплавленого металу при експлуатаційному навантаженні.

Після термообробки зразків показники властивостей міцності збільшуються до рівня основного металу та декілька вище (в середньому на 14 % — $\sigma_{0,2}$ та на 2 % — σ_b) при зростанні ψ у 1,2 рази

(табл. 1). Термічна обробка металу після наплавлення на сталь ХМ-25 лазерним методом порожком аналогічного складу впливає на перерозподіл дефектів кристалічної ґратки та механізми підвищення як міцності ($\sigma_b = 1264...1274$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1185...1208$ МПа), так і пластичності ($\delta = 12...13,5$ %, $\psi = 54...61$ %).

Металографічними дослідженнями встановлено, що структура основного металу, зони термічного впливу (ЗТВ) та наплавленого металу мартенситна. Розмір пакетів мартенситної структури в основному металі $D_n = 20...30$ мкм при мікротвердості $HV_{0,2} = 412...415$ (рис. 4, а).

В ЗТВ відносно основного металу на ділянці перегріву структура декілька укрупнюється (до $D_n = 30...100$ мкм) при $HV_{0,2} = 427...437$ (рис. 4, б). В наплавленому металі по лінії сплавлення розмір пакетів мартенситу складає $D_n = 20...80$ мкм при $HV_{0,2} = 421...440$. Структура в зоні лінії сплавлення однорідна, пор та інших дефектів не спостерігається. Параметри кристалітів в наплавленому металі ($h \times l$ — ширина × довжина) в наплавленому металі складають 15...40 × 80...170 мкм.

Дослідженнями методом РЕМ встановлено, що в основному та наплавленому металі характерним є наявність дисперсних фазових виділень розміром до 1 мкм (рис. 5, а, в).

Аналіз розмірів та розподілу частинок фазових виділень (ФВ) в основному металі за допомогою програмного забезпечення MIPAR показав наступне. В основному металі сталі ХМ-25 (рис. 5, а) мінімальний розмір (d_q) частинок ФВ складає 0,054 мкм, максимальний — 0,85 мкм при найбільшій їх об'ємній частці з розмірами до 0,2 мкм (рис. 5, б). В наплавленому металі (рис. 5, в) $d_q = 0,055...0,9$ мкм при найбільшій їх об'ємній частці з розмірами до 0,1...0,4 мкм (рис. 5, г). В порівнянні з основним металом в металі наплавлення їх об'ємна частка незначно зменшується при приблизно однаковому розмірному діапазоні та рівномірному їх розподілі. Хімічним аналізом

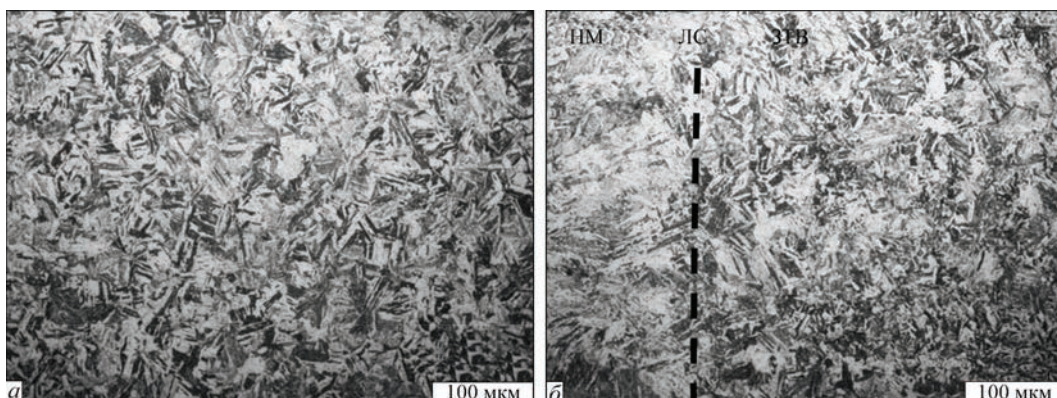


Рис. 4. Мікроструктура: а — основного металу сталі ХМ-25; б — наплавленого металу (НМ) та ЗТВ поблизу лінії сплавлення (ЛС)

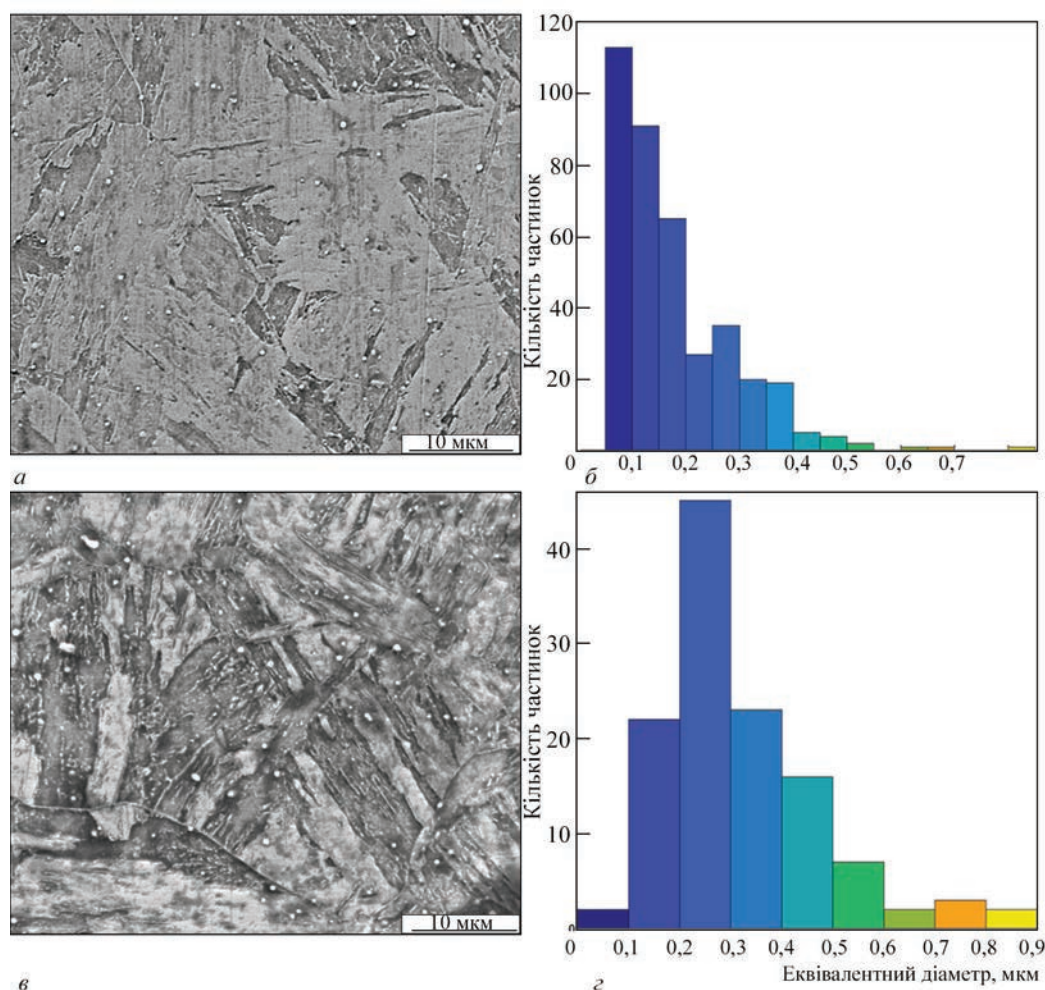


Рис. 5. Мікроструктура (РЕМ) та розподіл частинок ФВ за їх розмірами: а, б — основний метал сталі ХМ-25; в, г — наплав- лений метал

частинок ФВ встановлено підвищений вміст вуг- лецю, в деяких — азоту, а також ніобію (табл. 2). Це можна пов’язати з утворенням частинок фаз карбонітридного типу. Спектр, що наведено на

рис. 6 чітко демонструє присутність Nb в диспер- сній частинці ФВ.

Фрактографічним аналізом зламів матеріалу наплавлення, що отримано при механічних випро-

Таблиця 2. Вміст хімічних елементів (мас. %) в металі ХМ-25 та частинках ФВ

Структурна складова	C	N	Si	Nb	Mo	V	Cr	Ni	Cu	Fe
ФВ	14,92	3,39	0,3	19,56	—	0,32	10,77	4,21	1,24	45,29
ФВ	18,07	4,33	—	32,22	—	0,28	8,15	2,86	1,22	32,87
Метал	4,31	—	0,75	—	1,19	0,26	15,19	6,02	1,85	70,43
ФВ	33,58	—	0,38	—	0,68	—	9,74	4,83	1,4	49,39
ФВ	35,78	—	—	1,87	—	—	9,3	3,36	1,12	45,18
ФВ	15,01	—	0,61	1,23	1,35	—	12,7	5,27	1,55	62,29
Метал	14,86	—	0,6	1,21	1,33	—	13,13	5,22	1,54	62,11

Таблиця 3. Вміст хімічних елементів (мас. %) в неметалевих включеннях (рис. 7, в).

№	C	O	Mg	Al	Si	K	Ca	Ti	Cr	Mo	Fe
1	39,53	—	—	—	0,96	—	—	—	1,89	0,71	56,92
2	38,58	27,54	—	—	0,41	—	25,52	—	1,4	2,02	4,54
3	42,42... 60,78	18,52... 27,99	0,28... 1,47	0,23... 2,08	0,71... 5,26	0... 1,0	0,78... 19,91	0... 0,83	1,32... 1,62	—	6,83... 7,96

буваннях на розтяг встановлено наступне. Волокниста зона, що розташована в центральній частині зламу на осі розтягнення відповідає зоні повільного зросту тріщини при статичному навантаженні (рис. 7, а). Поверхня зламу має в'язкий характер руйнування при наявності дрібних ямок розміром 2...4 мкм (рис. 7, б). Також спостерігаються крупні ямки розміром до 10 мкм. Деякі ямки мають вигляд пор, в деяких є частинки неметалевих включень (НВ) (рис. 7, в, табл. 3). На рис. 7, в наведено мікроструктуру поверхні шліфа з НВ. Розміри цих НВ відповідають розмірам крупних ямок на поверхні руйнування. Аналіз хімічного складу показав що НВ переважно оксидного типу (сілікати, алюмосилікати або складні оксиди), табл. 3.

Напевно відсутність зчеплення матриці з включенням призвело до розкриття та росту цих пор (порожнин) на початковій стадії процесу руйнування та викрашуванню частинок НВ.

Таким чином, фрактографічним аналізом доведено, що забезпечення характеристик міцності наплавленого лазерним методом шару металу на сталь ХМ-25 після його термічного оброблення супроводжується реалізацією в'язкого типу руйнування та високими показниками властивостей пластичності (табл. 1).

З метою вивчення особливостей мікроструктури наплавленого металу та встановлення взаємозв'язку «структура – властивості» методом ТЕМ

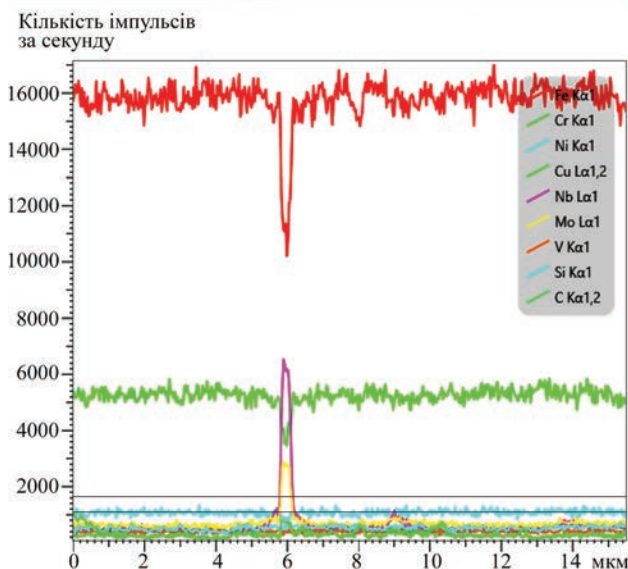
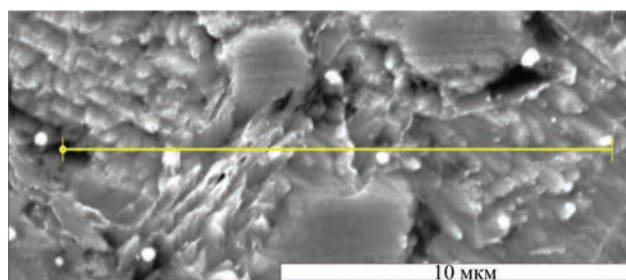


Рис. 6. Мікроструктура наплавленого металу та відповідний спектр (ЕДС) хімічних елементів вздовж лінії сканування

досліджено тонку структуру металу наплавлення: параметри дислокаційної структури (щільність

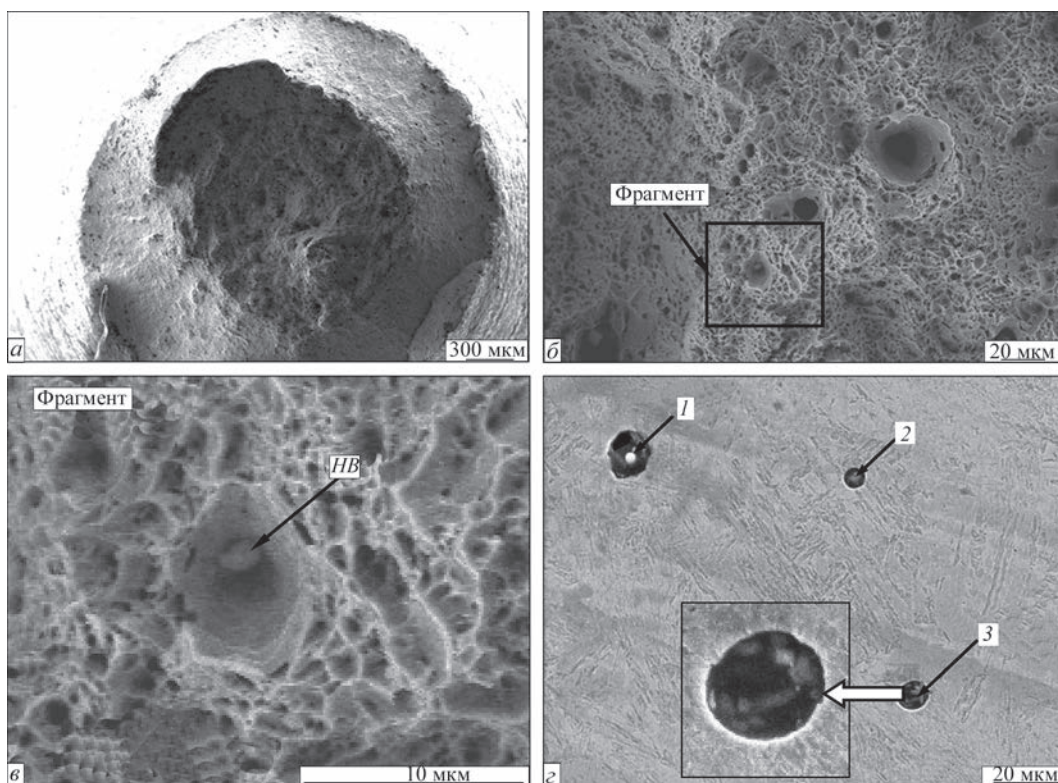


Рис. 7. Фрактограми поверхні руйнування наплавленого металу складу ХМ-25 (а–в) та неметалеві включення (НВ, позначено стрілками) на поверхні шліфа (г)

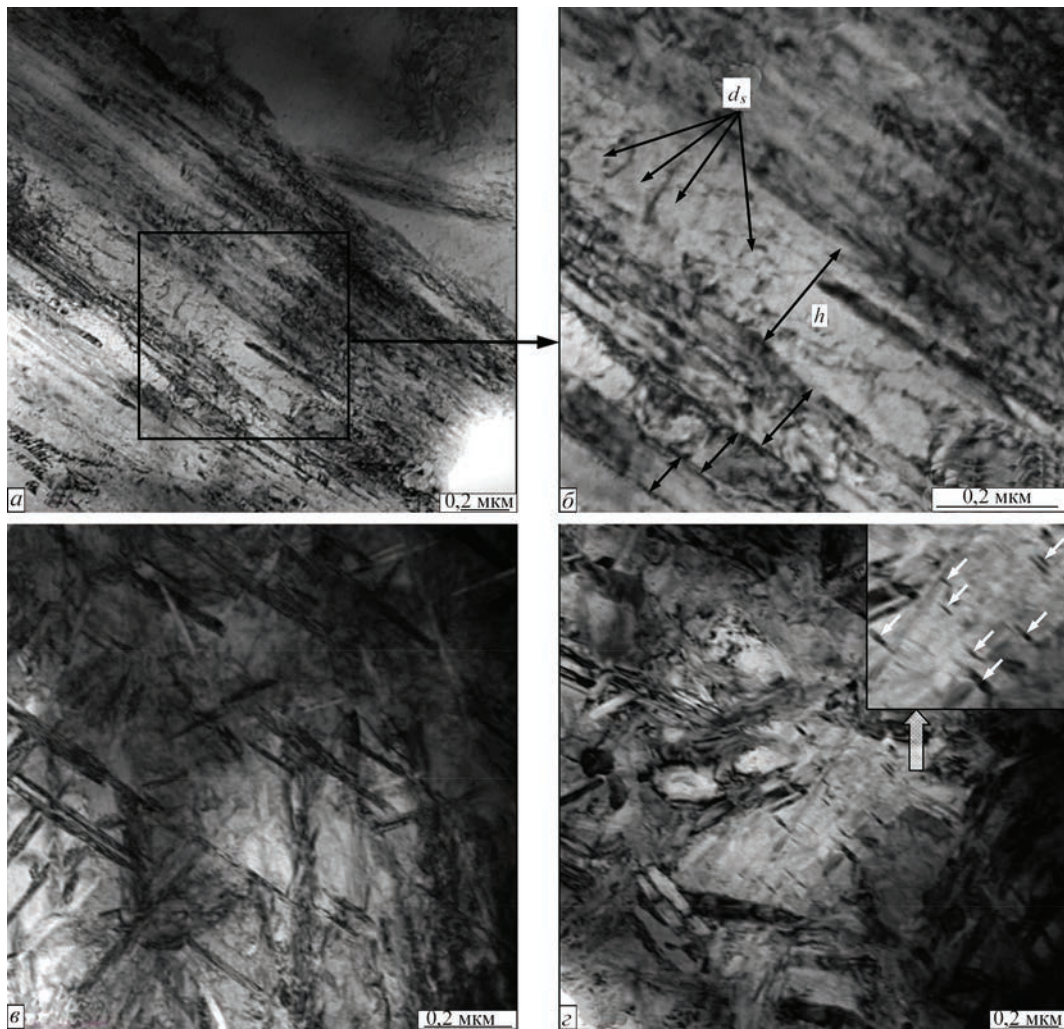


Рис. 8. Зображення ТЕМ мартенситної структури наплавленого металу ХМ-25

дислокацій), субструктури — параметри голчастих мартенситних складових, розмір субзерен та дисперсних фазових виділень. Встановлено, що мартенситна структура, що формується в наплавленому металі складається переважно із голок різних розмірів шириною (h) від 0,1 мкм до 0,5 мкм (рис. 8, а, б). При цьому спостерігається наявність дисперсної голчастої складової $h \times l$ (ширина $\times$ довжина) = 0,02...0,06 $\times$ 0,3...3 мкм (рис. 8, в). Голчаста мартенситна структура більш крупних розмірів утворилася під дією термодеоформаційного впливу на початку мартенситного перетворення. В крупних мартенситних голках в процесі охолодження відбувся частковий розпад мартенситу при утворенні карбідної фази у вигляді тонких пластинчатих фазових виділень розміром $h \times l = 0,01...0,03 \times 0,05...0,1$ мкм (рис. 8, з) та формуванні субструктури розміром $d_s = 0,04...0,1$ мкм (рис. 8, а). Скалярна щільність дислокацій (ρ) досягає до $\rho = (6...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. У внутрішніх об'ємах структурних складових щільність дислокацій незначно змінюється: від $\rho = (5...7) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (в круп-

них голках) до $\rho = (7...9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (в дисперсній голчастій структурі).

Загальний розподіл щільності дислокацій має відносно рівномірний рівень при відсутності дислокаційних скупчень та зон локалізації деформації, що не буде негативно впливати на тріщиностійкість наплавленого металу ХМ-25. При цьому факторами, які будуть сприяти підвищенню тріщиностійкості є формування дисперсних за розмірами голчастих структурних складових в мартенситній структурі, частинок фазових виділень карбідної фази нанорозмірного типу (рис. 8, з) та утворення субструктури (рис. 8, б) [14, 15]. Останнє також сприяє забезпеченню високого рівня характеристик міцності за рахунок дисперсійного та субструктурного зміцнення згідно теорій Орована та Холла–Петча [16, 17].

ВИСНОВКИ

1. Доведено, що технологія лазерного наплавлення дозволяє відновлювати лопатки парових турбін з високоміцної нержавіючої сталі ХМ-25 мартен-

ситного типу порошком аналогічного складу у зонах їх ерозійного пошкодження. Технологія реалізує можливість варіювати розміри та об'єм зони відновлення (по висоті та ширині).

2. Після лазерного наплавлення та термообробки експериментальних зразків в печі при температурі витримки 480 °С (час витримки 4 год) та подальшим охолодженням на повітрі забезпечуються високі показники властивостей міцності та пластичності: $\sigma_b = 1264 \dots 1274$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1185 \dots 1208$ МПа, $\delta = 12 \dots 13,5$ %, $\psi = 54 \dots 61$ %.

3. Отриманий наплавлений матеріал характеризується відсутністю дефектів, рівномірним рівнем мікротвердості та формуванням однорідної мартенситної структури.

4. Металографічними встановлено, що в наплавленому металі формуються фазові включення карбонітридних фаз розміром до 1 мкм при рівномірному їх розподілі в об'ємі металу, що також характерно для основного металу сталі ХМ-25.

5. Фрактографічними дослідженнями доведено, що забезпечення характеристик міцності наплавленого металу супроводжується реалізацією в'язкого типу руйнування та високими показниками властивостей пластичності.

6. Дослідженнями методом ТЕМ на дислокаційному рівні встановлено особливості мартенситної структури наплавленого металу: формування дисперсних за розмірами (товщиною 0,02...0,06 мкм) голчастих структурних складових в мартенситній структурі при рівномірному розподілі щільності дислокацій та відсутності дислокаційних скупчень; субструктури розміром 0,05...0,1 мкм та частинок тонкопластинчастих (0,01...0,03 мкм) фазових виділень у внутрішніх об'ємах металу. Така структура сприяє забезпеченню високого рівня характеристик міцності та тріщиностійкості наплавленого металу.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Min Shao, Jian Zhang, Song Hu et al. (2026) Low-cycle fatigue performance and notch effect of the 17-4PH steel used as steam turbine last-stage blades. *J. of Materials Engineering and Performance*, **1–12**. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-026-13855-6>
2. Nur Syahirah Zainuddin, Wan Fathul Hakim W. Zamri et al. (2025) Unveiling the crucial factors and coating mitigation of solid particle erosion in steam turbine blade failures: A review. *Reviews on Advanced Materials Science*, **(64.1)**, 20250089. DOI: <https://doi.org/10.1515/rams-2025-0089>
3. (2023) ASTM A705/A705M-23: *Standard specification for age-hardening stainless steel forgings*. ASTM International. DOI: https://store.astm.org/a0705_a0705m-23.html
4. Zhenjiang Li, Chao Luo et al. (2024) Effects of aging temperature on microstructure and mechanical properties of PH 13-8Mo stainless steel. *Metallurgical Research & Technology*, **(121.4)**, 405. DOI: <https://doi.org/10.1051/metal/2024042>
5. Sabzi Hossein Eskandari, Seoung Ho Lim et al. (2024) Genetic design of precipitation-hardening stainless steels for additive manufacturing. *Acta Materialia*, **274**, 120018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2024.120018>
6. Evelyn Sobotka, Johannes Kreyca et al. (2023) The role of MX carbonitrides for the particle-stimulated nucleation of ferrite in microalloyed steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, **54**, 2903–2923. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-023-07067-z>
7. Wang Zemin, Hui Li et al. (2018) Nano-precipitates evolution and their effects on mechanical properties of 17-4 precipitation-hardening stainless steel. *Acta Materialia*, **156**, 158–171. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.06.031>
8. Schwich, H., Görzen, D. et al. (2020) Characterization of the precipitation behavior and resulting mechanical properties of copper-alloyed ferritic steel. *Materials Science and Engineering*, **772**, 138807. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138807>
9. Wu Haitao, An Tiancheng et al. (2025) Research and engineering application of DED laser cladding repair for steam turbine XM-25 alloy LP blades. *J. of Adhesion Science and Technology*, **(39.10)**, 1559–1578. DOI: <https://doi.org/10.1080/001694243.2025.2453575>
10. Jiao Bo, Yuhui Du et al. (2024) Improve the microstructure and properties of Al0.5CoCrFeNi compositionally complex alloy fabricated by selective laser melting with electropulsing treatment. *Materials Science and Engineering*, **892**, 146017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.146017>
11. Jian Cheng, Yunhao Xing et al. (2022) An overview of laser metal deposition for cladding: Defect formation mechanisms, defect suppression methods and performance improvements of laser-cladded layers. *Materials*, **(15.16)**, 5522. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma15165522>
12. Kushnarova, O., Berdnikova, O., Alekseenko, T. et al. (2025) Influence of the substructure on the change of mechanical properties in the surface layers of structural steel during laser and laser-plasma alloying. *Molecular Crystals and Liquid Crystals*, **769(2)**, 695–705. DOI: <https://doi.org/10.1080/15421406.2025.2495828>
13. Berdnikova, O., Kushnarova, O., Bernatskyi, A. et al. (2021) Structure features of surface layers in structural steel after laser-plasma alloying with 48(WC–W2C)+48Cr+4Al powder. In: *Proc. of 11th Inter. Conf. on Nanomaterials: Applications and Properties, IEEE, 2021*, 1–4. DOI: <https://doi.org/10.1109/NAP51885.2021.9568516>
14. Berdnikova, O.M. (2021) Structural criteria of strength and crack resistance of high-strength steels and their welded joints. *Electrometallurgy Today*, **2**, 47–53. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2021.02.07>
15. Berdnikova, O.M. (2021) Physico-mechanical properties of welded joints of high-strength steel with the yield strength of 690–1300 MPa. *Automatic Welding*, **4**, 3–9. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.04.01>
16. Yokoyama Hiroaki, Hiroyuki Nagahama. (2025) Some interface theories and Hall–Petch relationship. *Royal Society Open Science*, **12(5)**, 241954. DOI: <https://doi.org/10.1098/rsos.241954>
17. Lei Jiang, Huadong Fu et al. (2022) Physical mechanism interpretation of polycrystalline metals' yield strength via a data-driven method: A novel Hall–Petch relationship. *Acta Materialia*, **231**, 117868. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.117868>

STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEAM TURBINE BLADE METAL
UNDER THE CONDITIONS OF REPAIR RESTORATION BY LASER CLADDING

O.M. Berdnikova, Tiancheng An

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

ABSTRACT

The article presents the results of comprehensive experimental studies on the structure of deposited metal during the restoration of a steam turbine blade made of high-strength XM-25 steel using multilayer laser cladding with a powder of a similar composition. It was found that the laser cladding technology ensures producing a sound volumetric product with a deposited layer. As a result of cladding and subsequent heat treatment (holding at a temperature of 480 °C for 4 h), the deposited material exhibits satisfactory mechanical characteristics ($\sigma_t = 1264 \dots 1274$ MPa, $\sigma_{0.2} = 1185 \dots 1208$ MPa, $\delta = 12 \dots 13.5$ %, $\psi = 54 \dots 61$ %) and meets operational requirements. A homogeneous martensitic structure is formed throughout the volume of the metal, characterized by a gradient-free microhardness level ($HV_{0.2} = 421 \dots 440$ MPa), and carbide phase inclusions of < 1 μm size uniformly distributed through the metal volume. Fractographic studies have proven that ensuring the deposited metal strength characteristics is accompanied by realization of ductile fracture. Investigations at the dislocation level by the method of transmission electron microscopy established the formation of size-dispersed acicular structural components in the martensitic structure of the deposited metal with uniform distribution of the dislocation density. A substructure and particles of nano-sized thin-plate carbide precipitates are observed in the inner volumes of the structural components. This structure provides the best combination of mechanical properties and crack resistance for the deposited XM-25 metal. 17 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

KEYWORDS: steam turbine blade, XM-25 steel, laser cladding, heat treatment, microhardness, microstructure, dislocation density, mechanical properties

ORCID

O.M. Берднікова — <https://orcid.org/0000-0001-9754-9478>, Тяньчен Ань — <https://orcid.org/0009-0009-9569-7333>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

O.M. Берднікова

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

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

O.M. Берднікова, Тяньчен Ань (2026) Структура та властивості металу лопаток парових турбін в умовах ремонтного відновлення лазерним наплавленням. *Сучасна електromеталургія*, **03**, 52–60.DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.03.07>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 08.06.2026

Отримано у переглянутому вигляді 10.07.2026

Затверджено до друку 14.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026



УЧАСТЬ ФАХІВЦІВ ІЕЗ ім. Є.О. ПАТОНА У ЛІКВІДАЦІЇ НАСЛІДКІВ АВАРІЇ НА ЧАЕС

40 років тому, 26 квітня 1986 р., сталася одна з наймасштабніших техногенних катастроф в історії людства — аварія на Чорнобильській атомній електростанції. Вибух на Чорнобильській АЕС належить до аварій ядерних об'єктів найвищого рівня. За характером протікання процесів руйнації 4-го енергоблоку та за масштабами наслідків аварію віднесено до 7-го рівня (тяжкі аварії) за міжнародною шкалою ядерних подій.



За всю історію ядерної енергетики ця катастрофа стала найбільшою як за кількістю загиблих і потерпілих від її наслідків людей, так і за економічними збитками.

У ліквідації наслідків цієї безпрецедентної техногенної катастрофи брало участь більш як 500 тис. людей, серед яких і співробітники Інституту електрозварювання, очолюваного академіком Б.Є. Патонем, а науково-технічні досягнення Інституту в зварювальному виробництві істотно допомогли у ліквідації страшних наслідків цієї катастрофи.

26 квітня було створено Урядову комісію з розслідування причин аварії на чолі з заступником Голови Ради Міністрів СРСР Б.Є. Щербиню. Окрім з'ясування причин вибуху, комісія мала визначити обсяги катастрофи, розробити та впровадити заходи щодо її обмеження та усунення наслідків, охорони здоров'я й надання всебічної допомоги населенню.

Вже 28 квітня академік Б.Є. Патон дав розпорядження про створення комісії Академії наук УРСР. Оперативна група була формально затверджена 3 травня 1986 р. Проте перше за-

сідання було проведено 29 квітня в Інституті ядерних досліджень і в період до 30 травня відбулося 27 нарад під головуванням Б.Є. Патона. До ліквідації наслідків катастрофи були залучені 42 інститути Академії наук.

Основні зусилля спрямували на зниження радіоактивних викидів зі зруйнованого реактора і запобігання більш серйозним наслідкам.

Вже третього дня після аварії керівник Відділу неруйнівних методів контролю якості зварних з'єднань Інституту В.О. Троїцький почав проводити заняття з радіаційної гігієни. У відділі виготовляли портативні дозиметри.

20 травня 1986 р. до Чорнобиля виїхали директор СКТБ «Матеріалообробка вибухом» Л.О. Волгін і заступник декана зварювального факультету Київського політехнічного інституту В.М. Корж. Вони визначили потребу та можливості зварювальних і споріднених технологій у ліквідації наслідків аварії. Технічні пропозиції передали Урядовій комісії.

Наприкінці травня 1986 р. Комісія з ліквідації наслідків аварії на ЧАЕС при Раді Міністрів СРСР ухвалила рішення про термінове будівництво водоводу від р. Десна до Києва, оскільки дніпровська вода на той час вже була забруднена радіонуклідами. Співробітники Інституту взяли участь у будівництві водоводу Десна–Київ. На початку червня у міжріччя р. Дніпро та р. Десна було доставлено комплекс «Стик». На будівельний полігон направили групу спеціалістів Відділу фізико-хімічних процесів у зварювальній дузі: В.М. Шлепакова (керівник групи), А.М. Кутового (відповідальний за обладнання), Ю.О. Гаврилюка (відповідальний за технологію), С.П. Гіюка (інструктор зі зварювання), В.О. Лисенка (дозиметрист-електрик). Землерийні роботи, що виконувалися бульдозерами та екскаваторами, і складально-зварювальні роботи, що виконувалися трубоукладачем та комплексом «Стик», складали по суті єдиний технологічний цикл і велися вахтовим методом у світлий час доби. За 14 днів водовід було зварено та зістиковано з дніпровською мережею водопостачання Києва через підводний водовід-дюкер.

Для відкачування ґрунтових вод з-під четвертого блоку потрібно було прокласти дренажний трубопровід. До Чорнобиля доставили трубозварювальний комплекс «Північ-1». У серпні на допомогу спеціальному монтажно-налагоджувальному управлінню «ГоловУпрНафтоГазБуд» відрядили співробітників Відділу стикового зварювання та інженерного центру зварювання тиском: провідного інженера Б.Ф. Пилипенка, керівника групи О.І. Тимофєєва та старшого інженера О.В. Мартиненка. До 10 вересня було зварено 212 стикових швів труб діаметром 1420 мм.

Автоматичне дугове зварювання неповоротних стиків труб великого діаметра з примусовим формуванням шва виконували також двома комплексами «Стик». За участю фахівців Інституту було зварено близько 10 км трубопроводу.

У жовтні 1986 р. група співробітників Інституту у складі В.О. Троїцького, Ю.М. Готальського, В.С. Грома та Ю.К. Бондаренка виїхала на другий блок ЧАЕС, терміново зупинений через дефект у системі охолодження контура теплоносія. Складність завдання (окрім близькості до епіцентру аварії) полягала в тому, що протікання було виявлено на ділянці гнutoї труби з товщиною стінки 60 мм. Працювали спільно з фахівцями Станції. Весь комплекс робіт, а саме: виявлення дефектів методами неруйнівного контролю, їхня ідентифікація, призначення технологічного процесу ремонту, зварювальні роботи та завершальний контроль якості, — було виконано оперативно, протягом кількох днів.

У листопаді 1986 р. співробітниками Інституту Б.С. Касаткіним і Ю.М. Готальським, а також головним зварювальником тресту «ПівденьТеплоЕнергоМонтаж» С.С. Ройтенбергом на ЧАЕС було організовано ремонт елементів трубопроводів контура теплоносія.

Виконувалися різні роботи і на прилеглий до ЧАЕС території, а також за її межами.

Необхідно було терміново будувати об'єкт «Укриття» (Саркофаг) — намет над реактором, який вибухнув. Для найшвидшої доставки будівельних матеріалів і техніки потрібен був автодорожній міст через р. Прип'ять. До проектних робіт приступили у вересні. Будівництво вів Мостозагін № 12 (м. Дніпропетровськ). Наукове, конструкторське та

технологічне забезпечення, а також супровід здійснювали «КиївСоюзДорПроект» та Інститут електрозварювання. Будівельні металоконструкції виготовляли на Дніпропетровському заводі металоконструкцій ім. І.В. Бабушкіна. Співробітники Інституту С.І. Солов'яненко, Л.Ф. Богдановська, А.О. Маньковський працювали на заводі — брали участь у розробці технології виготовлення та здійснювали авторський нагляд за операціями збирання та зварювання металоконструкцій. Керівник відділу В.О. Ковтуненко проводив технологічний супровід монтажних робіт безпосередньо на будівництві моста. Працювали «з коліс» — виготовлені на заводі конструкції негайно транспортувалися до місця будівництва. У березні 1987 р. міст був прийнятий комісією.

В.О. Ковтуненка запросили консультувати проєкт «Укриття». Науково-інженерний супровід виготовлення конструкцій на заводі здійснювали також співробітники Інституту. Вся робота була виконана у травні–червні 1986 р.

В.О. Ковтуненко та очолюваний ним колектив забезпечили будівництво пункту дезактивації залізничних вагонів за 7 км від ЧАЕС. Підлога площею близько 2000 м² мала бути герметичною, щоб запобігти попаданню в ґрунт радіоактивного зливу. Вирішили робити підлогу металевою цільнозварною, сталеві листи стикувати автоматичним зварюванням на місці — на самому об'єкті. Втрата площинності не допускалася. У зв'язку з цим в Інституті було терміново розроблено технологію автоматичного зварювання під флюсом із використанням супутнього нагріву, що компенсує зварювальні деформації. В.П. Моргун розробив методику градієнтного нагріву. Технологічний супровід здійснювали, а також брали особисту участь у зварювальних роботах безпосередньо на об'єкті С.І. Солов'яненко, А.О. Маньковський, інженер-технолог А.А. Петрученко, зварники А.П. Пінтов і Ю.Є. Вакуловський. Роботу розпочали у вересні 1987 р. і завершили у липні 1988 р.

При прокладанні трубопроводу водоохолодження під реактор четвертого блоку неповоротні стики труб діаметром 32...109 мм з товщиною стінки 7 мм виконували аргонодуговим орбітальним зварюванням неплавким електродом із застосуванням активуючого



Б.С. Патон під час ліквідації аварії на ЧАЕС

флюсу, розробленого у Відділі фізико-механічних процесів зварювання середньолегованих високоміцних сталей М.М. Савицьким. У м. Прип'ять співробітник відділу Г.М. Мельничук протягом трьох днів травня 1987 р. навчив роботи з обладнанням фахівців НВО «Спецатом». До місця зварювання оператори виходили у спеціальних костюмах, які забезпечували захист від радіації.

У грудні 1986 р. Л.О. Волгін разом зі співробітниками СКТБ підриивниками П.В. Загоровським і П.А. Зваричем видалили з покрівлі 3-го блока ЧАЕС 150 м пожежного водоводу діаметром 108 мм, конструкції гідромоніторів та 70 м огорожі. Конструкції розрізали за допомогою пристроїв на основі подовжених кумулятивних зарядів, керованих дистанційно. Максимальний час перебування персоналу при установці пристроїв для різання вибухом на даху енергоблока не перевищував 1,5 хв. Використання вибухової технології дозволило виконати роботи з різання металоконструкцій у стислі терміни, скоротивши при цьому тривалість перебування людини у зоні з високим рівнем радіації.

З 22 по 26 січня 1987 р. у Чорнобилі працював заступник директора СКТБ Ю.П. Буштєдт. Він вивчив стан і склав план-графік робіт з утилізації вибухом радіоактивно забрудненої техніки. З 18 березня до 03 квітня головний інженер СКТБ В.К. Деревиський, старший інженер М.П. Колесник і підриивник В.А. Кушніров виконали цей план.



Зварювальні технології ІЕЗ ім. Є.О. Патона при виготовленні обладнання для атомних електростанцій

Для розробки пропозицій з демонтажу будівельних конструкцій п'ятого та шостого блоків АЕС вибуховим методом у червні–листопаді 1987 р. у відрядженнях в Чорнобилі працювали начальник технічного відділу СКТБ О.П. Малакович і заступник директора А.Я. Коротеєв.

До заходів з ліквідації наслідків аварії на ЧАЕС можна віднести роботу Інституту з організації індустріального виготовлення спеціальних балонів для стиснутого повітря — частини засобу індивідуальної системи життєзабезпечення. На завод «Хіммаш» у м. Коростень було доставлено дві установки МПУ-4, а також прибули співробітники Відділу мікроплазмового зварювання: технологи А.С. Свєцинський, Є.М. Гусєв та електрик Д.І. Якушев. У стислі терміни було виготовлено 150 балонів.

Таким чином, слід зазначити, що під час ліквідації наслідків аварії на ЧАЕС був задіяний потужний науково-технічний потенціал Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона — знання та досвід співробітників, інноваційні технології, обладнання та зварювальні матеріали.

1. (1996) *Чорнобильська трагедія: Документи і матеріали. Збірник. Київ.*
2. Плохій С.М. (2019) *Чорнобиль. Історія ядерної катастрофи.* Пер. з англ. В. Махоніна. Харків, Бібколектор.
3. (2004) *Чорнобиль. 1986–1987 рр. Документи і спогади: Роль НАН України у подоланні наслідків катастрофи.* Київ, Академперіодика.
4. Барьяхтар В.Г. (2012) *Б.С. Патон і участь НАН України в ліквідації наслідків аварії на ЧАЕС.* У кн.: Б.С. Патон: 50 років на чолі академії. Київ, Академперіодика, 433–444.

Д.і.н. О.М. Корнієнко

26–28
травня
2026



XXIV МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ

Місце проведення: Україна, м. Київ, МВЦ, Броварський пр-т, 15

XXIV Міжнародний Промисловий Форум — найбільша промислова виставка в Україні, яка з 2005 р. входить до переліку провідних світових промислових виставок, офіційно сертифікованих і визнаних Всесвітньою асоціацією виставкової індустрії (UFI), що є найвищим рівнем світового визнання для виставки. Організатор заходу — ТОВ «КИЇВ ГЛОБАЛ ЕКСПО».



Стенд ТОВ «Патон Інтернешнл»

XXIV Міжнародний Промисловий Форум — це цифри, які говорять самі за себе: 427 компаній-учасників; понад 23000 м² експозиційної площі; 13000 професійних відвідувачів; 25 ділових заходів; 12 країн (Швейцарія, Китай, Польща, Німеччина, Чехія, Латвія, Литва, Португалія, Румунія, Словаччина, Італія та Україна).

Серед постійних учасників Промислового Форуму можна відмітити стенди відомих українських компаній-виробників і постачальників обладнання та матеріалів у галузі зварювання та неруйнівного контролю: ТОВ «Патон Інтернешнл», ТОВ «Фроніус Україна», ТОВ «АРАМІС», ПІІ ТОВ «БІНЦЕЛЬ Україна ГмбХ», ТОВ «САММІТ», Завод автогенного обладнання «ДОНМЕТ», ТОВ НВФ «Діагностичні прилади», ТОВ «Хімлаборреактив», ТОВ «LEM Ukraine», ТОВ «Ультракон», ТОВ «Елватех» та ін.

У рамках Міжнародного Промислового Форуму відбувся II конкурс зварників серед майстрів виробничого навчання закладів професійної освіти України «PATON WELDING CUP — 2026». Конкурс було присвячено видатним вітчизняним ученим у галузі зварювання — Євгену Оскаровичу та Борису Євгеновичу Патонам.

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України в останні роки постійно бере участь у роботі Промислового Форуму. У цьому році на стенді ІЕЗ відвідувачі мали можливість ознайомитись із новітніми розробками Інституту в галузі зварювання та споріднених технологій. Було надано інформацію та продемонстровано зразки, отримані при використанні наступних технологій:

- Електронно-променевий 3D принтер зі зразками лопатки газотурбінного двигуна, імплантата тазостегнового суглоба, щелепно-лицьового імплантату.
- Технологія пресового зварювання труб магнітокерованою дугою.

Міжнародний Промисловий Форум містить спеціалізовані виставки у галузі металообробки, машинобудування та суміжних областей, а також насичену програму науково-практичних конференцій, семінарів, презентацій учасників форуму. Учасниками виставок були провідні промислові підприємства України, близького та далекого зарубіжжя. Щорічно під час форуму презентуються новітні промислові технології, обладнання, інструмент, комплектуючі, послуги. Щороку форум об'єднує тисячі фахівців промислової галузі, виробників обладнання, постачальників технологій і представників бізнесу з усієї України та з-за кордону. Міжнародний Промисловий Форум — це не просто виставка. Це — головний майданчик для демонстрації інновацій, пошуку партнерів, обміну досвідом і розвитку української промисловості.



Стенд ТОВ «Фроніус Україна»



Учасники, організатори, спонсори
та судді конкурсу зварників

Під час Промислового Форуму Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України та ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН» організували проведення двох науково-технічних семінарів з актуальних питань 3D друку та неруйнівного контролю.

Семінар «3D друк металевих виробів», 26 травня

Участь у семінарі взяли 26 представників із наукових, освітніх і виробничих організацій. Було заслухано вісім доповідей:

- «Визначення параметрів електронно-променевого друку тонкостінних виробів із титанових сплавів BT6» В.А. Матвійчук, В.М. Нестеренков, М.О. Сисоєв, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ;
- «3D друк виробів зі сталей і сплавів адитивним плазмово-дуговим наплавленням: нові технологічні підходи та розробка обладнання» В.М. Коржик, В.Ю. Хаскін, Є.В. Ілляшенко, О.С. Терещенко, О.Є. Божок, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ;
- «Аналітичні методи дослідження матеріалів і процесів у металевому 3D друці: рішення від TA Instruments, Micromeritics, RX Solutions і Physical Electronics» О.В. Рудик, ТОВ «LEM Ukraine», м. Київ;
- «Багатошарове наплавлення ділянок трубопроводів із дефектом стоншення стінки» Г.В. Ворона, О.С. Костеневич, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ;
- «Економіка дротового DED друку металом: коли технологія знижує повну вартість виробництва» Д.В. Криворучко¹, Л.Б. Криворучко², О.Д. Криворучко³, ¹ТОВ «Центр технологічних ініціатив», м. Суми; ²ТОВ «НБК АЛДА», Київська обл.; ³Heilbronn University, Germany;
- «WAAM виготовлення просторових виробів із адаптивним урахуванням їхнього теплового стану та застосуванням інструментів ШІ» І.М. Лагодзінський, В.В. Квасницький, А.В. Чорний, В.О. Черній, НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», м. Київ;
- «Вплив положення на платформі побудови на формування ванни розплаву за різних типів лазерного променя» С.В. Аджамський¹, Р.В. Подольський¹, Т.В. Балаханова², О.Є. Барановська², Н.П. Тогобицька³, ¹LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», м. Дніпро, ²Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро, ³HTW University of Applied Sciences, Berlin, Germany;
- «Структурні характеристики металу лопаток парових турбін в умовах їх ремонтного відновлення лазерним методом» О.М. Берднікова, Ань Тяньчен, О.С. Кушнарєва, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ.

Семінар «Неруйнівний контроль та моніторинг технічного стану», 27 травня

Семінар було присвячено 30-річчю відомої української компанії «Діагностичні прилади». Участь у семінарі взяли більше 30 представників із наукових, освітніх і виробничих організацій.

- Зварювання металоконструкцій зі сталі завтовшки 6...200 мм за один прохід.
- Електрошлакове зварювання вертикальних, нахилених і криволінійних стиків металу завтовшки 30...200 мм за один прохід.
- Зварювання та наплавлення міді та її сплавів (у т.ч. зі сталлю) та реставрація виробів із міді та її сплавів.
- Установка аргонодугового зварювання титану вольфрамовим електродом у вузький зазор із магнітним керуванням дугою.
- Персоналізовані біополімерні імпланти з функціоналізованою поверхнею для відновлення кісток.
- Нова генерація ручного електронно-променевого обладнання для зварювання у відкритому космосі.



Стенд Інституту електрозварювання
ім. Є.О. Патона



Семінар «3D друк металевих виробів»,
доповідач О.В. Рудик



Семінар «Неруйнівний контроль та моніторинг
технічного стану», доповідач О.В. Павлій

Було заслухано десять доповідей:

- «Неруйнівні методи контролю зварювання в

нафтогазовій галузі» О.В. Павлій, ТОВ НВФ «Діагностичні прилади», м. Київ;

- «Контроль якості в машинобудуванні» О.М. Козін, ТОВ НВФ «Діагностичні прилади», м. Київ;

• «Методи контролю сучасних композитних і полімерних виробів» О.В. Павлій, С.М. Глабець, О.М. Козін, ТОВ НВФ «Діагностичні прилади», м. Київ;

• «Достовірність неруйнівного контролю аустенітних зварних з'єднань на прикладі трубопроводів ЧАЕС-3» В.М. Тороп, Є.О. Давидов, М.Д. Рабкіна, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ;

• «Зменшення людського чинника під час проведення неруйнівного контролю зварних з'єднань трубопроводів та устаткування ультразвуковим дефектоскопом Wave» Д.В. Казарчук, ТОВ «Хімлабор-реактив», м. Бровари;

• «Сучасні рішення XRF для неруйнівного контролю та технічної діагностики металів» М.Е. Амірсеїдов, ТОВ «Елватех», м. Київ;

• «Сучасні технології тепловізійної діагностики відповідальних об'єктів» В.Ю. Глуховський, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ;

• «Про роботу Технічного комітету стандартизації ТК-78 «Технічна діагностика та неруйнівний контроль» Ю.М. Посипайко, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ;

• «Про проведення XIV Європейської NDT конференції (15–19 червня 2026 р., м. Верона, Італія)» Ю.М. Посипайко, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ;

• «Застосування рентгенівських томографічних систем RX Solutions у неруйнівному контролі: огляд обладнання та технічні можливості», О.В. Рудик, ТОВ «LEM Ukraine», м. Київ.

Учасники семінарів висловили побажання взяти участь у роботі тематичних семінарів, які планують провести Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України та ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН» у майбутньому.

На стенді компанії ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН» відвідувачі мали можливість ознайомитись з інформаційними партнерами Промислового Форуму — фаховими журналами «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль» та з журналом «The Paton Welding Journal», який у 2025 р. включено до наукометричної бази Scopus.

Наступний XXV Міжнародний Промисловий Форум заплановано провести 25–27 травня 2027 р.



Під час проведення семінарів

Олександр Зельніченко, Ірина Романова
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ