

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

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

С.В. Ахонін (головний редактор),

В.О. Березос, Ю.В. Костецький, В.А. Костін,
І.В. Кривцун, Л.Б. Медовар, Г.П. Стовпченко,
А.І. Устїнов, В.О. Шаповалов;
М.М. Гасик, Аалто Університет, Еспоо, Фінляндія,

М.І. Гречанюк, Інститут проблем

матеріалознавства НАНУ, м. Київ,

М. Зініград, Аріельський університет,

Центр матеріалознавства, Ізраїль,

О.М. Івасїшин, Інститут металофізики

ім. Г.В. Курдюмова НАНУ, м. Київ,

Ю.Г. Квасницька, ФТМС НАНУ, м. Київ,

П.І. Лобода,

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

О.В. Овчинников, ЗНТУ, м. Запоріжжя

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

Засновники

Національна академія наук України,

Інститут електрозварювання

ім. Є.О. Патона НАНУ,

Міжнародна Асоціація «Зварювання» (видавець)

Редакція

Д.М. Дяченко (відповід. секретар),

Л.М. Герасименко, Т.Ю. Снегирьова, А.І. Сулима

Адреса

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ,

03150, Україна, Київ,

вул. Казимира Малевича, 11

Тел./факс: (38044) 205 23 90

E-mail: journal@paton.kiev.ua

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

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

Наказ МОН України № 409 від 17.03.2020

Рекомендовано до друку

редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну реєстрацію

КВ № 24212-14052 ПР від 03.12.2019

ISSN 2415-8445

 DOI: <https://doi.org/10.15407/sem>
Передплата 2023

Передплатний індекс 70693

4 випуски на рік (видається щоквартально)

Друкована версія: 1120 грн. за річний комплект

з урахуванням доставки

рекомендованою бандероллю.

Електронна версія: 1120 грн. за річний комплект.

ЗМІСТ*
ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ
*Пікулін О.М., Ахонін С.В., Березос В.О., Северин А.Ю.,
 Єрохін О.Г.* Електронно-променеве оплавлення зливків
 жароміцного титанового сплаву ВТ9 3

*Гречанюк В.Г., Гречанюк М.І., Хоменко О.В., Гречанюк І.М.,
 Гоц В.І.* Особливості структури і фізико-хімічних властивостей
 міді, отриманої способом електронно-променевого
 випаровування-конденсації у вакуумі 9

Дідікін Г.Г., Білоус С.Б., Ковінський І.С., Ільков О.О. Електронно-
 променева технологія отримання наноструктурних покриттів
 срібла на порошках неорганічних і органічних речовин,
 лікарські нанокмполімерні субстанції та їх дослідження 16

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ
*Білоник Д.І., Капустян О.Є., Овчинникова І.А., Білоник І.М.,
 Лаптева Г.М.* Структура і властивості зливків, отриманих
 з відходів листової обрізи титану ВТ1-0 електрошлаковим
 переплавом у відкритому кристалізаторі 25

ПЛАЗМОВО-ДУГОВА ТЕХНОЛОГІЯ
*Коржик В.М., Строгонов Д.В., Бурлаченко О.М., Тунік А.Ю.,
 Ганущак О.В., Грищенко О.П.* Ефективність процесу плазмово-
 дугової сферодизації струмопровідного титанового дроту 33

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО
Костін В.А., Фальченко Ю.В., Пузрін А.Л., Махненко А.О.
 Отримання, властивості і перспективи використання сучасних
 магнієвих сплавів 43

ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ СТАЛІ ТА ФЕРОСПЛАВІВ
*Богаченко О.Г., Міщенко Д.Д., Гончаров І.О., Брагинець В.І.,
 Нейло І.О., Плевако Ю.А.* Застосування графітованих гнотових
 електродів на дугових сталеплавильних печах постійного
 струму 53

ІНФОРМАЦІЯ

 Досягнення адитивних технологій для відбудови української
 промисловості, науки та інжинірингу 62

Пам'яті Л.І. Маркашової 63

 *Статті з журналу «Сучасна електрометалургія» вибірково перекладаються
 на англійську мову та публікуються в «The Paton Welding Journal»:
<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj>

EDITORIAL BOARD

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

S.V. Akhonin (Editor in Chief),

V.O. Berezos, Yu. V. Kostetskiy, V.A. Kostin, I.V. Krivtsun, L.B. Medovar, G.P. Stovpchenko,

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

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

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

M. Zinigrad, Ariel University,

Materials Science Centre, Israel,

O.M. Ivasishyn, G.V. Kurdyumov Institute

for Metal Physics of NASU, Kyiv,

Yu.H. Kvasnytska, Physico-Technological

Institute of Metals and Alloys, Kyiv,

P.I. Loboda, NTUU «Igor Sykorsky

Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv,

O.V. Ovchynnikov, Zaporozhye National Technical University, Ukraine

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

Founders

National Academy of Sciences of Ukraine,
E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU,
International Association «Welding» (Publisher)

Editors

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

Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU,
03150, Ukraine, Kyiv,
11 Kasymyr Malevych Str.
Tel./Fax: (38044) 205 23 90
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/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 132, 133
Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020

Recommended for printing editorial board of the Journal

Certificate of state registration of KV № 24212-14052PR dated 03.12.2019
ISSN 2415-8445
DOI: <https://doi.org/10.15407/sem>

Subscription 2023

Subscription index 70693
4 issues per year (issued monthly),
back issues available.

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

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

CONTENTS*
ELECTRON BEAM PROCESSES

Pikulin O.M., Akhonin S.V., Berezos V.O., Severyn A. Yu., Erokhin O.G. Electron beam surface melting of ingots of high-temperature titanium alloy VT9 3

Hrechanyuk V.G., Hrechanyuk M.I., Khomenko O.V., Hrechanyuk I.M., Hots V.I. Features of the structure and physico-chemical properties of copper produced by the method of electron beam evaporation and condensation in vacuum 9

Didikin G.G., Bilous S.B., Kovinskyi I.S., Ilkov O.O. Electron beam technology for obtaining nanostructured silver coatings on powders of inorganic and organic substances, medicinal nanocomposite substances and their research 16

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Bilonyk D.I., Kapustyan O. Ye., Ovchynnykova I.A., Bilonyk I.M., Lapteva G.M. Structure and properties of ingots produced from sheet cuttings of VT-1 titanium by electroslag remelting in an open mould 25

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Korzyk V.M., Strogonov D.V., Burlachenko O.M., Tunik A. Yu., Ganushchak O.V., Hrishchenko O.P. Effectiveness of the process of plasma-arc spheroidization of current-conducting titanium wire 33

MATERIALS SCIENCE

Kostin V.A., Falchenko Yu.V., Puzrin A.L., Makhnenko A.O. Production, properties and prospects of application of modern magnesium alloys 43

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

Bogachenko O.G., Mishchenko D.D., Honcharov I.O., Braginets V.I., Neilo I.O., Plevako Yu.A. Application of graphitized wick electrodes in DC arc steel furnaces 53

INFORMATION

The achievement of additive technologies for the reconstruction of Ukrainian of industry, science and engineering 62

In memory of L.I. Markashova 63

*Articles from «Electrometallurgy Today» are selectively translated into English and included to the contents of «The Paton Welding Journal»:

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

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВЕ ОПЛАВЛЕННЯ ЗЛИВКІВ ЖАРОМІЦНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ9

О.М. Пікулін, С.В. Ахонін, В.О. Березос, А.Ю. Северин, О.Г. Єрохін

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

За результатами проведеного комплексу дослідницьких робіт встановлено, що хімічний склад металу в оплавленому шарі жароміцного титанового сплаву ВТ9 відповідає вимогам стандарту, спостерігається зниження вмісту алюмінію, легуючого елемента з пружністю пари вище і підвищення вмісту молібдену, цирконію, легуючих елементів з пружністю пари нижче ніж у титану. Дослідження оплавленого шару показало, що глибина проплавлення поверхневого шару зливків жароміцного титанового сплаву ВТ9 діаметром 600 мм сягає до 8 мм, поверхня зливків має високу якість, дзеркального вигляду із характерним вакуумним травленням, рівного мікрорельєфу без тріщин, розривів та незлитин, шорсткість її знаходиться в межах 3...4 класів при хвилястості 0,2...0,6 мм. Оплавлений шар поверхні зливка має більш дрібнішу структуру порівняно з металом основи і складається з ділянок з одиничними α -пластинами товщиною 1,0...2,5 мкм, де α -пластини зібрані в колонії шириною 10...50 мкм, проміжки між якими займають дисперсні частинки розмірами 1...2 мкм, що можуть бути продуктами розпаду метастабільних фаз. Бібліогр. 13, табл. 1, рис. 10.

Ключові слова: жароміцний титановий сплав; зливки; дефект поверхні; електронно-променево оплавлення; хімічний склад; структура

Вступ. Останні десятиліття підвищена увага приділяється створенню сплавів на основі тугоплавких і хімічно активних металів. Аерокосмічна та авіаційна техніка потребує легких та міцних матеріалів, які зможуть доповнити жароміцні сплави, що традиційно використовуються в цих областях, на основі нікелю, кобальту та заліза. Використання жароміцних сплавів на основі титану — один із шляхів вирішення цього завдання. Світові тенденції розвитку технології отримання зливків жароміцних титанових сплавів та виробництва з них напівфабрикатів для виготовлення деталей є практично спільними для провідних авіаційних підприємств і саме технологія їх отримання є вирішальним фактором у забезпеченні стабільності та необхідного рівня експлуатаційних властивостей [1–4].

Аналіз літературних даних та постановка задачі. Зниження собівартості зливків жароміцних титанових сплавів як вихідної ланки для виробництва напівфабрикатів одночасно з підвищенням їх якості є актуальним завданням, оскільки визначальним фактором у прийнятті рішення про їх застосування замість традиційних конструкційних матеріалів є співвідношення ціна-якість [5, 6].

Одним з прогресивних напрямків металургійного виробництва жароміцних титанових сплавів є електронно-променево плавка, яка дозволяє не тільки очищати ці матеріали від газових та легких металевих домішок, але й суттєво спрощує процес металургійної переробки та забезпечує отримання виробів з якісно новими механічними властивостями. Електронно-променево плавка

також забезпечує можливість отримання зливків жароміцних титанових сплавів шляхом переплаву первинної шихти у вигляді губчастого титану та лігатури [5, 6]. Проте з ряду причин, зумовлених металургійними та технологічними особливостями, у процесі електронно-променевого переплаву на поверхні одержуваних зливків можуть виникати дефекти у вигляді гофр, тріщин, розривів та подовжньої смуги заливки металу (рис. 1) [7].

Уникнути утворення такого роду дефектів при ЕПП практично неможливо, а це, у свою чергу, ускладнює подальшу гарячу обробку зливків і заготовок, призводить до розвитку гарячих тріщин. Досягається необхідна якість поверхні зливків і заготовок шляхом видалення поверхневого шару при механічній обробці. Механічні властивості сплавів на основі титану такі, що продуктивність лезової обдирки на існуючих верстатах в 3...6 разів нижча, ніж при обдирці легованих конструкційних сталей, а мала теплопровідність сплавів на основі титану при-



Рис. 1. Зливки жароміцного титанового сплаву ВТ9 діаметром 600 мм, отриманого способом ЕПП

О.М. Пікулін — <https://orcid.org/0000-0001-6327-3848>, С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>,
В.О. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>, А.Ю. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2363>,
О.Г. Єрохін — <http://orcid.org/0000-0003-2105-5783>

зводить при лезовій обдирці до локального перегріву у місці контакту з різцем і, як наслідок, до окислення стружки. Високі вимоги до чистоти вихідних шихтових матеріалів накладають ряд обмежень на повторно використовувану стружку для зливоків, що призводить до безповоротних втрат металу [8, 9].

Таким чином, перспективними є роботи, в яких вивчається можливість безвідходного видалення поверхневих дефектів зливоків. Позитивні результати таких робіт дозволять скоротити втрати металу у вигляді некондиційних відходів (стружки) та цінних легуючих елементів. При цьому найбільш перспективним є шлях застосування нових технологічних процесів, які дозволяють виключити з виробничого ланцюжка деякі технологічні переділи, і за рахунок цього покращити якість поверхні зливоків, підвищити вихід придатного та значно знизити собівартість продукції.

В ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України накопичено великий досвід щодо використання електронного променя для обробки поверхневого шару зливоків круглого і прямокутного перетину, проведено низку досліджень із застосуванням математичного моделювання процесів тепло- та масопереносу в оброблюваному електронним променем зливку [10]. На базі цих досліджень розроблено технологію електронно-променевого оплавлення та спеціалізоване обладнання для її реалізації [10].

Проведені дослідження ставили за мету дослідити ефективність застосування технології електронно-променевого оплавлення поверхневого шару зливоків жароміцного титанового сплаву ВТ9 та вплив технологічних параметрів електронно-променевого оплавлення на хімічний склад, глибину проплавлення поверхневого шару і структуру металу зливоків.

Для досягнення поставленої мети вирішували наступні задачі:

дослідити хімічний склад і структуру металу основи та оплавленого шару зливоків;

визначити глибину проплавлення поверхневого шару зливоків.

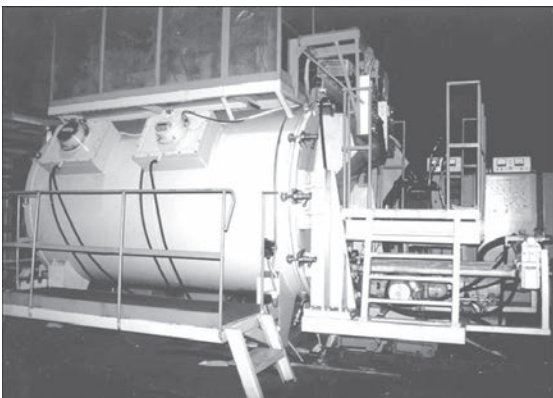


Рис. 2. Зовнішній вигляд спеціалізованої електронно-променевої установки для оплавлення зливоків

Матеріали та методи досліджень. Першим широко застосовуваним серійним жароміцним титановим сплавом був титановий ($\alpha+\beta$)-сплав ВТ3-1, розроблений у 1957 р. Сплав застосовувався для деталей ГТД, які тривалий час працюють при температурі до 450 °С. В 1958 р. були розроблені титанові сплави ВТ8 і ВТ9, призначені для тривалої роботи при 500 °С [11].

Сплав ВТ9 є двофазним ($\alpha+\beta$)-сплавом. Високий вміст алюмінію і легування кремнієм забезпечують більш високі жароміцні властивості в порівнянні зі сплавом ВТ6. Титановий сплав ВТ9 є сплавом, що деформується, і відноситься до матеріалів з високою жароміцністю та стійкістю до корозії. Сплав ВТ9 зміцнюється за допомогою термічної обробки — гартування і старіння. Оптимальне поєднання механічних властивостей забезпечує подвійний відпал. З нього можуть бути виготовлені деталі ГТД — диски, лопатки та інші деталі компресора [12, 13].

Метал жароміцного титанового сплаву ВТ9 отримували за розробленою в ІЕЗ ім. Е.О. Патона НАН України технологією електронно-променевої плавки з проміжною ємністю. Поверхню отриманих зливоків піддавали електронно-променевої обробці в спеціалізованій електронно-променевої установці УЕ-185 (рис. 2) для оплавлення поверхні зливоків за режимами, отриманими за результатами математичного моделювання процесів тепло- і масопереносу в зливках титанових сплавів при електронно-променевому оплавленні [10].

Оплавлення зливоків жароміцного титанового сплаву ВТ9 діаметром 600 мм здійснювали за схемою, при якій електронний промінь нерухомий, а зливков обертається навколо своєї осі (рис. 3). При цьому лінійна швидкість оплавлення становила 54 мм/хв, а питома потужність нагріву — 7,25 Вт/мм².

Для дослідження впливу технологічних параметрів електронно-променевого оплавлення на хімічний склад і глибину проплавлення оброблюваного шару були відібрані проби у вигляді стружки та відрізних зразків до і після оплавлення (рис. 4).

Для точного аналізу вмісту легуючих елементів в зливках одержаних сплавів використовували метод оптичної емісійної спектроскопії з індуктивно-зв'язаною плазмою (ICP-OES) на ICP-спектрометрі ICAP 6500 DUO виробництва фірми «Thermo Electron Corporation». Для визначення вмісту кисню і азоту виготовляли зразки циліндричної форми діаметром і довжиною по 3 мм. Вміст визначали на приладах RO-316, TN-114 фірми «LECO» (США).

Макроструктуру зливоків вивчали на поперечних темплетгах, вирізаних з середини зливоків. Виявлення структури проводили травленням темплетів в 15%-ному розчині фтористої кислоти з

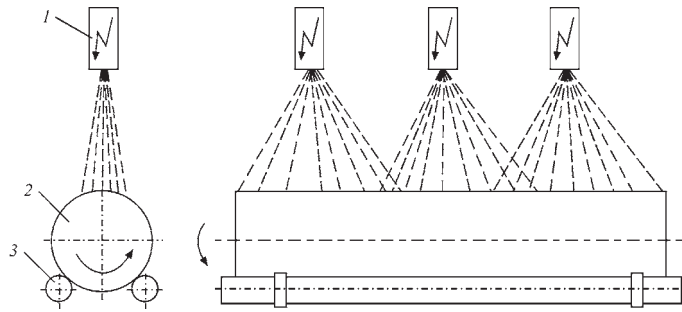


Рис. 3. Схема оплавлення зливка: 1 — електронно-променева гармата; 2 — зливкок; 3 — валки

додаванням 3%-ного розчину азотної кислоти при кімнатній температурі.

Для виявлення мікроструктури зразків здійснювали травлення в спеціальному реактиві, який складався з суміші кислот в співвідношенні: 1 частина плавикової (HF) і 3 азотної (HNO₃).

Огляд структури зразків здійснювали на світловому мікроскопі «Neophot-32» при різних збільшеннях. Фотографії мікроструктур отримані за допомогою цифрової фотокамери С-3000 фірми «OLYMPUS».

Результати досліджень та їх обговорення. З метою перевірки ефективності застосування електронно-променевого оплавлення поверхневого шару злиwkів жароміцного титанового сплаву на виробничих потужностях ДП «НВЦ «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України» були проведені комплексні дослідницькі роботи з виплавки партії злиwkів діаметром 600 мм і довжиною до 2 м та оплавлення їх бокової поверхні електронним променем (рис. 1, 5).

Бокова поверхня злиwkів, оплавлених електронним променем, мала рівний мікрорельєф, дзеркальний вигляд із характерним вакуумним травленням, без тріщин, розривів та незлитин, шорсткість поверхні була в межах 3...4 класів при хвилястості поверхні, що дорівнює 0,2...0,6 мм (рис. 5).

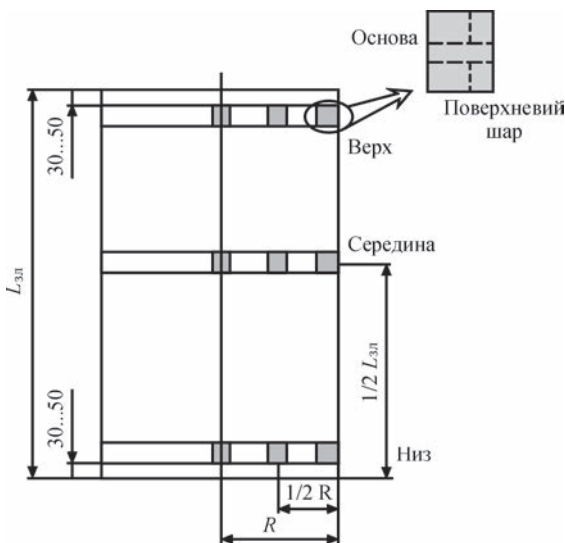


Рис. 4. Схема відбору проб для хімічного та металографічного аналізу

Результати досліджень масової концентрації легуючих елементів у металі оплавленого шару злиwkів жароміцного титанового сплаву ВТ9 показали, що їх вміст відповідає марочному складу, спостерігається зниження вмісту алюмінію, легуючого елемента з пружністю пари вище, ніж у основи сплаву, і підвищення вмісту молібдену, цирконію, легуючих елементів з пружністю пари нижче, ніж у основи сплаву (таблиця).

Експериментальну оцінку глибини проплавлення поверхневого шару злиwkів за вказаними вище режимами проводили на поперечних темплетах і вона становила до 8 мм (рис. 6). При цьому бокова поверхня злиwkів мала рівний мікрорельєф, дзеркальний вигляд із характерним вакуумним травленням, без тріщин, розривів та незлитин (рис. 5).

Металографічний аналіз металу оплавленого злиwка титанового сплаву ВТ9 проводився з метою виявлення структурних змін, що пройшли в металі в результаті термічного впливу електронного променя на бокову поверхню та основу злиwка. Досліджувані макрошліфи злиwка сплаву ВТ9 діаметром 600 мм з оплавленим електронними променями шаром на поверхні не мали раковин та несутільностей. Макроструктура характеризувалася кристалами близькими до рівновісних, оплавлений шар утворений більш дрібнішими кристалами порівняно з основою злиwка, витягнутими у бік кристалізації, тобто до центру злиwка.

Поблизу поверхні злиwка утворилися зерна розміром 0,8...1,2 мм, які спостерігалися до глибини



Рис. 5. Зливкок жароміцного титанового сплаву ВТ9 діаметром 600 мм з оплавленою боковою поверхнею

Масова концентрація легуючих елементів у металі оплавленого шару зливоків жароміцного титанового сплаву BT9, мас. %

Місце відбору проб	Al	Mo	Fe	Zr	Si	O	N
Основа	6,64	3,63	0,21	1,64	0,32	0,11	0,012
Оплавлений шар	6,13	3,68	0,20	1,69	—»—	0,13	0,016
ОСТ1 90013–81	5,8...7,0	2,8...3,8	≤0,25	1,0...2,0	0,20...0,35	<0,15	<0,05



Рис. 6. Макроструктура металу зливка жароміцного титанового сплаву BT9 діаметром 600 мм з оплавленою боковою поверхнею

близько 8 мм від поверхні, далі в зливку були присутні зерна значно більшого розміру (рис. 7).

Мікроструктуру металу оплавленого шару при більшому збільшенні показано на рис. 8. Зона термічного впливу від дії електронного променя при

оплавленні поверхні ймовірно вузька і може становити частину зерна, що структурно не відрізняється від решти металу зливка. Величина зерна, що визначається за 10-бальною шкалою макроструктур Інструкції № 1054–76 ВІАМ, відповідає балу № 6–7 в оплавленому шарі та балу № 8–9 у зоні основного металу.

Дослідження мікроструктури зразків показало, що оплавлений шар складається з ділянок з одиничними α -пластинами, проміжки між якими займають дисперсні частинки. У металі оплавленого шару присутні також ділянки структури, де α -пластини зібрані в колонії різних розмірів, а дисперсні частинки знаходяться в проміжках між паралельними пластинами (рис. 8). Ділянки з одиничними α -пластинами переважають поблизу поверхні зливка, глибше в оплавленому шарі збільшується кількість α -колоній. Ширина α -колоній в оплавленому шарі становить 10...50 мкм, товщина α -пластин — 1,0...2,5 мкм. У швидко охолодженому металі оплавленого шару можуть бути метастабільні β -фази і мартенситні фази. Дисперсні частинки можуть

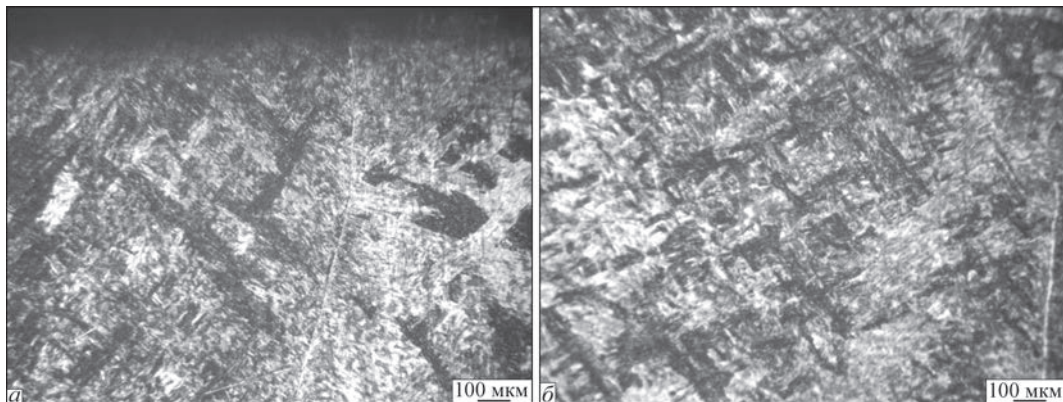


Рис. 7. Мікроструктура металу зливка жароміцного сплаву BT9 з оплавленою боковою поверхнею на глибині, мм: а — 0,5; б — 12,0

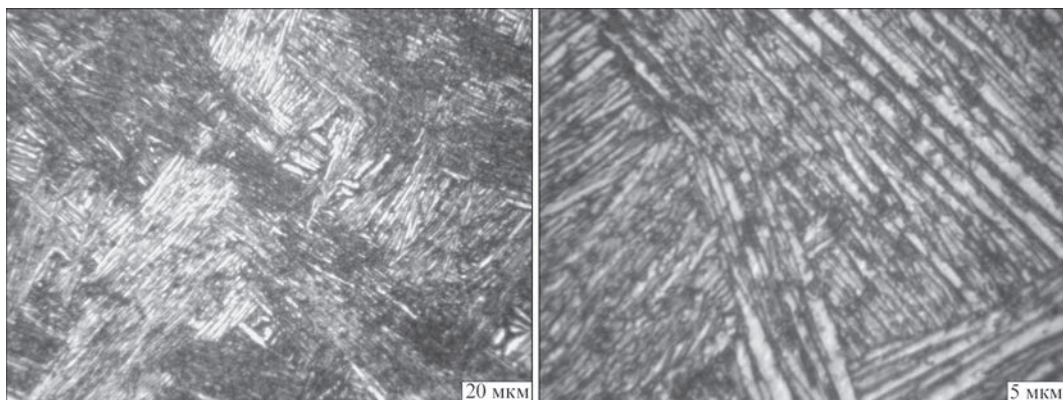


Рис. 8. Мікроструктура металу оплавленого шару зливка при різному збільшенні

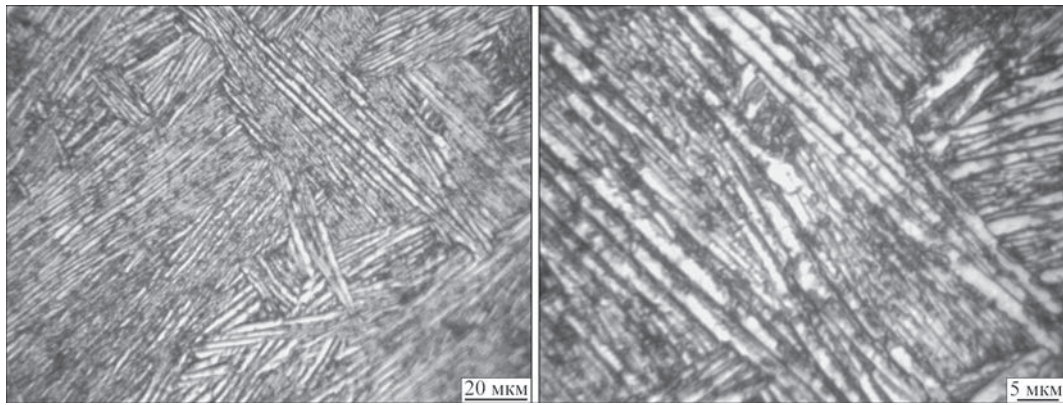


Рис. 9. Мікроструктура металу основи зливка при різному збільшенні

бути продуктами розпаду метастабільних фаз. Розмір дисперсних частинок 1...2 мкм.

Мікроструктура металу основи зливка показана на рис. 9, з якої видно, що в металі переважає крупнозерниста структура, утворенню якої сприяло повільне охолодження великого об'єму металу. Границі первинних β -зерен декоровані α -оторочкою, яка місцями суцільна, а іноді переривчаста, при цьому її ширина становить до 7 мкм. Внутрішньозерниста структура складається в основному з α -колоній розміром 10...60 мкм. У проміжках між колоніями спостерігаються ділянки із дисперсною структурою, розміри дисперсних частинок становлять до 1...2 мкм. Такі дрібні частинки є і між α -пластинами в колонії. На нашу думку, це можна пояснити тим, що при повільному охолодженні габаритного зливка відбувається перерозподіл легуючих елементів між фазовими складовими, в результаті чого відбувається, очевидно, розпад метастабільних мартенситних фаз і β -метастабільної з виділенням дисперсних частинок стабільних α - та β -фаз. Товщина пластин у колоніях становить 1...3 мкм.

Таким чином, результати аналізу мікроструктури оплавленого шару та основи зливка жароміцного титанового сплаву ВТ9 свідчать про те, що обробка поверхні зливка електронними променями на вказаних вище режимах призводить до подрібнення α -колоній та α -пластин зерен в оплавленому шарі порівняно з основою зливка.

За стандартною технологією дефекти, що утворюються на поверхні зливків титанових сплавів при їх виплавці, усуваються шляхом видалення поверхневого шару механічними способами. Товщина дефектного шару, що видаляється з поверхні зливків сягає до 9 мм (рис. 10), втрати в стружку при цьому складають до 100...140 кг для зливка діаметром 600 мм, що становить до 4,0...5,5 % від загальної маси зливка.

Отже, технологія електронно-променевого оплавлення поверхневого шару зливків жароміцного титанового сплаву ВТ9 дозволяє з високою ефек-

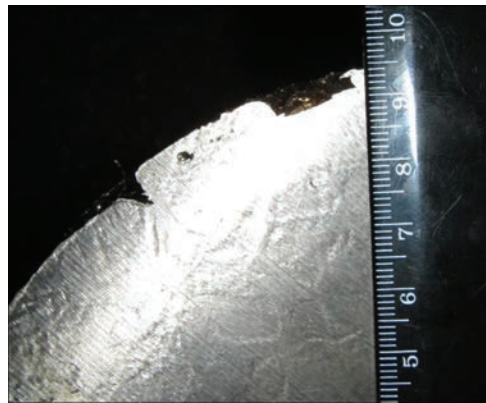


Рис. 10. Дефектний шар поверхні зливка

тивністю отримувати якісний метал в оплавленому шарі, який відповідає вимогам стандарту, та зберігати при цьому до 5,5 % від загальної маси зливка металу високої вартості.

Висновки

1. Встановлено, що хімічний склад металу в оплавленому шарі жароміцного титанового сплаву ВТ9 відповідає вимогам стандарту, спостерігається зниження вмісту алюмінію, легуючого елемента з пружністю пари вище і підвищення вмісту молібдену, цирконію, легуючих елементів з пружністю пари нижче ніж у титану.

2. Показано, що глибина проплавлення поверхневого шару зливків жароміцного титанового сплаву ВТ9 діаметром 600 мм, оброблених за технологією електронно-променевого оплавлення, сягає до 8 мм, а поверхня зливків має високу якість, дзеркального вигляду із характерним вакуумним травленням, рівного мікрорельєфу без тріщин, розривів та незлитин, шорсткість її знаходиться в межах 3...4 класів при хвилястості 0,2...0,6 мм.

3. Показано, що оплавлений шар поверхні зливка має більш дрібнішу структуру порівняно з металом основи і складається з ділянок з одиничними α -пластинами товщиною 1,0...2,5 мкм, де α -пластини зібрані в колонії шириною 10...50 мкм, проміжки між якими займають дисперсні частинки

розмірами 1...2 мкм, що можуть бути продуктами розпаду метастабільних фаз.

Список літератури

1. Niinomi M. (2011) Recent trends in titanium research and development in Japan. *Proc. 12th World Conf. on Titanium*, **1**, 30–37.
2. Bania P. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. *Beta Titanium Alloys in the 90's*. TMS Publ., Warrendale, PA, 3–14.
3. Cui C., Hu B.M., Zhao L., Liu S. (2011) Titanium alloy production technology, market prospects and industry development. *Mater. Des.*, **32**, 1684–1691. DOI: <http://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.09.011>
4. Babenko E.P., Dolzhenkova E.V. (2014) Investigation of the causes of destruction of a large-sized product made of VT23 alloy. *Metallurgical and Mining Industry*, **3**, 82–85.
5. Хореев А.И. (2007) Теория и практика создания титановых сплавов для перспективных конструкций. *Технология машиностроения*, **12**, 5–13.
6. Антонок С.Л., Моляр А.Г., Калинин А.Н. и др. (2003) Титановые сплавы для авиационной промышленности Украины. *Современная электрометаллургия*, **1**, 5–10.
7. Пикулин А.Н. (2016) Электронно-лучевое оплавление слитков сложнелегированных титановых сплавов. *Там же*, **3**, 26–30.
8. Корягин С.И., Пименов И.В., Худяков В.К. (2000) *Способы обработки материалов: Учебное пособие*. Калининград, Калининградский университет.
9. Кривоухов В.А., Чубаров А.Д. (1990) *Обработка резанием титановых сплавов*. Москва, Машиностроение.
10. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
11. Павлова Т.В., Кашапов О.С., Ночовная Н.А. (2012) *Титановые сплавы для газотурбинных двигателей. Все материалы*. Энциклопедический справочник.
12. Хореев А.И., Хореев М.А. (2005) Титановые сплавы, их применение и перспективы развития. *Материаловедение*, **7**, 25–34.
13. Александров В.К., Аношкин Н.Ф., Бочвар Г.А. и др. (1979) *Полуфабрикаты из титановых сплавов*. Москва, Metallurgy.

References

1. Niinomi, M. (2011) Recent trends in titanium research and development in Japan. *Proc. of 12th World Conf. on Titanium*, **1**, 30–37.
2. Bania, P. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. *Beta Titanium Alloys in the 90's*. TMS Publ., Warrendale, PA, 3–14.
3. Cui, C., Hu, B.M., Zhao, L., Liu, S. (2011) Titanium alloy production technology, market prospects and industry development. *Mater. Des.*, **32**, 1684–1691. DOI: <http://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.09.011>
4. Babenko, E.P., Dolzhenkova, E.V. (2014) Investigation of the causes of destruction of a large-sized product made of VT23 alloy. *Metallurgical and Mining Industry*, **3**, 82–85.
5. Khoreev, A.I. (2007) Theory and practice of development of titanium alloys for promising structures. *Tekhnologiya Mashinostroeniya*, **12**, 5–13 [in Russian].
6. Antonyuk, S.L., Moyer, A.G., Kalinyuk A.N. et al. (2003) Titanium alloys for aircraft industry of Ukraine. *Advances in Electrometallurgy*, **1**, 9–13.
7. Pikulin, A.N. (2016) Electron beam fusion of complexly-alloyed titanium alloys. *Sovrem. Elektrometall.*, **3**, 26–30 [in Russian].
8. Koryagin, S.I., Pimenov, I.V., Khudyakov, V.K. (2000) *Methods of treatment of materials: Manual*. Kaliningrad, Kaliningrad University [in Russian].
9. Krivoukhov, V.A., Chubarov, A.D. (1990) *Cutting of titanium alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
10. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
11. Pavlova, T.V., Kashapov, O.S., Nochovnaya, N.A. (2012) *Titanium alloys for gas turbine engines. All materials*. Encyclopaedic Handbook [in Russian].
12. Khoreev, A.I., Khoreev, M.A. (2005) Titanium alloys, their application and prospects of development. *Materialovedenie*, **7**, 25–34 [in Russian].
13. Aleksandrov, V.K., Anoshkin, N.F., Bochvar, G.A. et al. (1979) *Semi-finished products from titanium alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

ELECTRON BEAM SURFACE MELTING OF INGOTS OF HIGH-TEMPERATURE TITANIUM ALLOY VT9

O.M. Pikulin, S.V. Akhonin, V.O. Berezos, A.Yu. Severyn, O.G. Erokhin
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

Proceeding from the results of the performed package of research work, it was established that the chemical composition of metal in the surface-melted layer of high-temperature titanium alloy VT9 corresponds to standard requirements; and a lowering of aluminium content, an alloying element with vapour pressure higher, and an increase in the content of molybdenum and zirconium, alloying elements with vapour pressure lower than that of titanium, is observed. Investigations of the surface-melted layer showed that the depth of penetration of the surface layer in ingots of high-temperature titanium alloy VT9 of 600 mm diameter reaches 8 mm, the ingot surface is high-quality mirror-like with characteristic vacuum etching, even microrelief without cracks, tears or lacks-of-fusion, its roughness is in the range of 3...4 class at waviness of 0.2...0.6 mm. The surface-melted layer of the ingot has a finer structure, compared to base metal, and it consists of areas with isolated α -plates of 1.0...2.5 μm thickness, where the α -plates are gathered into colonies of 10...50 μm width, and the gaps between them are taken up by dispersed particles of 1...2 μm size, which can be the products of metastable phase decomposition. Ref. 13, Tabl. 1, Fig. 10.

Key words: high-temperature titanium alloy; ingot; surface defect; electron beam surface melting; chemical composition; structure

Надійшла до редакції 02.12.2022

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ І ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МІДІ, ОТРИМАНОЇ СПОСОБОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ВИПАРОВУВАННЯ-КОНДЕНСАЦІЇ У ВАКУУМІ

В.Г. Гречанюк¹, М.І. Гречанюк², О.В. Хоменко², І.М. Гречанюк¹, В.І. Гоц¹

¹Київський національний університет будівництва і архітектури МОНУ,
03037, м. Київ, Повітрофлотський просп., 31. E-mail: eltechnic777@ukr.net

²Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ,
03680, м. Київ, вул. Омеляна Пріцака, 3.

Досліджено структуру і фізико-хімічні властивості міді, отриманої способом електронно-променевого випаровування-конденсації у вакуумі. Для осадження металу використовували підкладку із сталі марки Ст3 нагріту до 700 ± 15 °C. В експериментах використовували ванну-посередник із сплаву Cu–Zr–Y. Оцінка властивостей конденсованої міді у порівнянні з литою показала незначну різницю в значеннях питомого електроопору та деяке підвищення рівня механічних характеристик, що, ймовірно, пов'язано із відмінностями її внутрішньозеренної блочної структури. Виявлено збільшення у 1,5 рази твердості конденсату у разі використання ванни-посередника, що пов'язано із мікролегуванням Zr і Y. Гравіметричні дослідження корозії конденсованої міді у воді дозволили встановити суттєвий вплив на цей процес таких факторів, як наявність солей твердості у водопровідній воді та високий питомий електричний опір дистильованої води. Найбільші зміни маси зразків спостерігалися в перші 10 год корозійних випробувань, а далі відбувалася стабілізація процесу і монотонне зменшення маси зразків. У водопровідній воді мідь характеризується найвищою корозійною стійкістю, причому за динамічних умов випробувань втрати маси в два рази перевищують цей показник для статичних випробувань. У динамічних умовах рух середовища перешкоджає осадженню солей і зростання електричного опору уповільнюється. Аналіз корозійних поляризаційних діаграм підтвердив уповільнення перебігу корозійних процесів у водопровідній воді у порівнянні з дистильованою. Результати вимірювання поверхневого електричного опору зразків до і після випробувань показали, що початковий період корозії поряд з відносно швидкою зміною маси характеризується різким збільшенням електричного опору поверхні зразків, що вказує на переважне утворення оксиду міді (I); зменшення динаміки зміни електроопору в наступні часи випробувань обумовлено стабілізацією процесів росту плівки з утворенням оксиду міді (II). Бібліогр. 17, табл. 4, рис. 9.

Ключові слова: електронно-променеве випаровування; вакуум; мідь; конденсати; механічні характеристики; корозійна стійкість

Вступ. Наразі багато композиційних матеріалів (КМ) отримують на основі міді, що обумовлено її унікальними властивостями [1]. Зокрема, за низькими значеннями питомого електричного опору (при 20 °C становить $1,724 \dots 1,80 \cdot 10^{-8}$ Ом·м) мідь поступається лише сріблу, у зв'язку з чим вона широко застосовується в електротехнічній промисловості для виготовлення силових кабелів, проводів або інших провідників.

Чистота міді має вирішальний вплив на властивості КМ, оскільки домішки різко знижують електричну провідність [2–4]. Сучасні способи рафінування металів і сплавів, зокрема вакуумно-індукційна, плазово-дугова та електрошлакова плавки, забезпечують досить ефективну очистку від металевих домішок, неметалевих включень і газів. Але більш вагомими результатами по рафінуванню міді були отримані при використанні технології електронно-променевого переплаву [5, 6]. Перевагами даної технології є більш глибоке

рафінування металу за рахунок фракційної дистиляції, зневоднення, флотації і коагуляції, а висока питома поверхнева потужність в робочій плямі і наявність вакууму, який перешкоджає поглинанню газів в процесі плавки, дозволяє управляти потужністю пучка в просторі та часі. Все це дає можливість здійснити різноманітні технологічні схеми процесу, які важко або неможливо провести іншими способами вакуумної металургії [7, 8].

Комплексний аналіз хімічного складу і структури конденсатів на основі міді електротехнічного призначення [9–13] показав, що формування структури, електротехнічних характеристик, механічної міцності та корозійної стійкості суттєво залежать від чистоти вихідних матеріалів, яка наряду з легуючими компонентами суттєво впливає на зазначені характеристики. У зв'язку з цим значний інтерес представляє вивчення особливостей структури та властивостей чистої конденсованої міді, що дає можливість визначити вплив легую-

М.І. Гречанюк — <http://orcid.org/0000-0002-2609-6018>

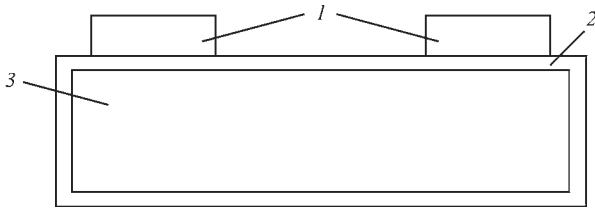


Рис. 1. Схема накладання контактів для вимірювання електричного опору поверхні зразка: 1 — накладні контакти; 2 — плівка; 3 — зразок

чих компонентів, що вводяться в мідь, на властивості КМ.

Метою цієї роботи є вивчення особливостей формування структури, механічних характеристик та корозійної стійкості чистої міді, отриманої способом електронно-променевого випаровування-конденсації у вакуумі.

Матеріали і методи дослідження. В якості вихідних матеріалів використовували литу мідь у зливках марки МО ДСТУ 859:2003. Мідь випаровували на лабораторній електронно-променевій установці L-2 багатоцільового призначення, відмінною особливістю якої є можливість здійснення на одному обладнанні більшості типових технологічних процесів, що реалізуються в даний час за допомогою різних електронно-променевих установок спеціального призначення [14]. Установка укомплектована трьома термокатодними гарматами зі стрічковим катодом. Номінальна прискорююча напруга становить 20 кВ. Вакуум у робочій камері при отриманні конденсатів знаходиться на рівні $10^{-2} \dots 5 \cdot 10^{-3}$ Па. Підкладкою для осадження міді служила нагріта до 700 ± 15 °С пластина із сталі марки Ст3, на яку попередньо наносили розділовий шар із CaF_2 . Зливок міді діаметром 70 мм поміщали в мідний водоохолоджувальний тигель, з якого здійснювалось його випаровування. Швидкість осадження парового потоку становила 10...15 мкм/хв. В результаті проведення процесу випаровування-конденсації отримували листи конденсованої міді розміром 200×250 мм, товщиною 1,0...1,2 мм. Проводили дві серії експериментів. Друга серія відрізнялась від першої тим, що під час випаровування міді застосовували ванну-посередник із сплаву Cu–Zr–Y, що пришвидшує швидкість випаровування міді в 2...3 рази [16]. Мікроструктуру отриманих зразків вивчали

способом скануючої електронної мікроскопії; механічні властивості визначали при випробуванні стандартних зразків на розтяг за кімнатної температури відповідно до ДСТУ ISO 6892-1:2019. Для порівняння властивостей піддавали випробуванню також зразки вихідної литої міді марки МО ДСТУ 859:2003 після відпалу у вакуумі при 450 °С протягом двох год. Для аналізу корозійної стійкості використовували гравіметричні дослідження, які проводили витримкою зразків у водопровідній та дистильованій воді протягом 100 год. Зростання товщини плівок продуктів корозії контролювали вимірюванням електричного опору поверхні зразків за схемою, представленою на рис. 1. Контроль електричного опору поверхні проводили через кожні 10 год корозійних випробувань.

Результати досліджень та їх обговорення. Порівняльна оцінка властивостей конденсованої міді і міді, отриманої способом литва, показала незначну різницю їх значень (табл. 1). Незначне підвищення електричного опору конденсованої міді, отриманої через ванну-посередник, пояснюється додатковим легуванням цирконієм та ітрієм у загальній кількості 0,05...0,10 мас. %. Деякі зміни рівня механічних характеристик осадженої міді у порівнянні із литим металом пов'язані з відмінностями її внутрішньозеренної блочної структури, яка формується в умовах фізичного осадження міді у вакуумі [16]. Крім того, підвищення електроопору та твердості конденсату (у 1,5 рази) у разі використання ванни-посередника пов'язано також із мікролегуванням міді цирконієм та ітрієм. Остаточні висновки щодо цього питання потребують подальших детальних електронно-мікроскопічних досліджень мікроструктури конденсату.

Проведені електронно-мікроскопічні дослідження показали, що конденсати чистої міді мають чітко виражену стовпчасту структуру з розмірами кристалітів приблизно 35...40 мкм (рис. 2).

Дослідження зламів конденсатів міді за кімнатної температури показали в'язкий характер руйнування по механізму злиття мікропустот з великою передуючою руйнуванню пластичною деформацією (рис. 3).

Лита мідь і її сплави схильні до рівномірної корозії, але при цьому зустрічаються виразкова,

Таблиця 1. Основні фізичні і механічні властивості конденсованої та литої міді

Мідь	ρ (густина), кг/м ³	R , мкОм·м	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	HB , МПа
Конденсована	$8,85 \cdot 10^3$	0,0181	210...220	55...60	53...55	500...600
Конденсована через ванну-посередник	—»—	0,0183	215...225	56...61	50...53	520...630
Лита, відпалена	$8,9 \cdot 10^3$	0,0178	200...240	70	40...50	350...400

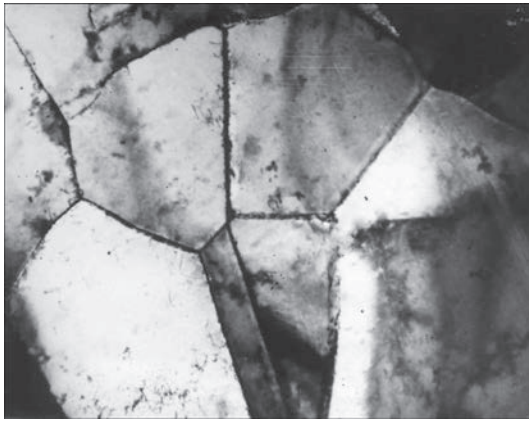
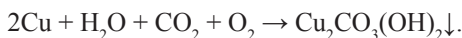


Рис. 2. Мікроструктура конденсованої міді в перетині, перпендикулярному падінню парового потоку (×8000)

кавітаційна, міжкристалічна види корозії, а також корозійне розтріскування [16]. Чиста мідь має задовільну корозійну стійкість в атмосферних умовах за кімнатної температури. Причому чим чистіша мідь, тим вище її корозійна стійкість. Чиста мідь стійка проти атмосферної корозії за рахунок того, що на її поверхні утворюється тонка захисна плівка складу $\text{CuSO}_4 \cdot 3\text{Cu}(\text{OH})_2$. Прісна вода і конденсат пари практично не діють на мідь. Також незначна швидкість корозії міді у морській воді. У вологому повітрі мідь окислюється, утворюючи основний карбонат міді (II):



З електрохімічної точки зору поверхня конденсату міді мікрогетерогенна, що визначається наявністю орієнтації окремих кристалів, існуванням границь зерен, недосконаlostями кристалічної решітки внаслідок утворення дислокацій та іншими порушеннями тонкої структури. Це призводить до неоднакового перенапруження по поверхні зразка і, як наслідок, протіканню анодного і катодного процесів. Таким чином, корозія міді у водних середовищах протікає за електрохімічним механізмом [17].

Наведені дані гравіметричних випробувань мідних конденсатів у статичному і динамічному режимах у дистильованій воді показали, що найбільші зміни маси зразків спостерігаються в початковий період корозійних випробувань (10...20 год) (рис. 4).

Далі відбувається стабілізація корозійних процесів і зміна маси має рівномірний характер,

Таблиця 2. Хімічний аналіз корозійних середовищ після 100 год випробувань в дистильованій воді

Режим випробувань	Вміст іонів Cu^{2+} , мг/л
До випробувань	0,09
Статичний	0,151
Динамічний	0,186

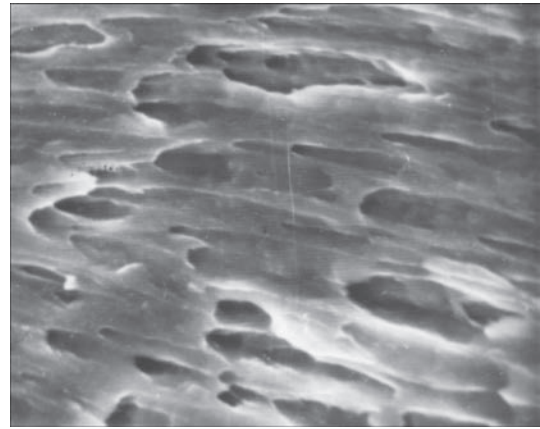


Рис. 3. Електронна фрактограма зламу конденсатів міді (×400)

близький до лінійного. Електронно-мікроскопічні дослідження показали, що корозія протікає рівномірно по всій поверхні зразків. Основний анодний процес полягає в іонізації міді з переходом у розчин двозарядних катіонів:



Це підтверджується результатами хімічного аналізу корозійних середовищ після 100 год випробувань (табл. 2). Ймовірно стабілізація корозійного процесу відбувається за рахунок утворення на поверхні зразків тонкого шару суміші оксидів міді (I) і (II), що мають захисні властивості:



Застосування способу вимірювання електричного опору зразків для оцінки процесів корозії розглядалися в двох аспектах: зміна електричного опору за рахунок утворення на поверхні зразків продуктів корозії і вивчення селективного розчинення електронегативного компонента. Оскільки при вимірюванні електричного опору контакт здійснювався по поверхні зразка, а відстань між контактами була незначна (6 мм), то збільшення електричного опору

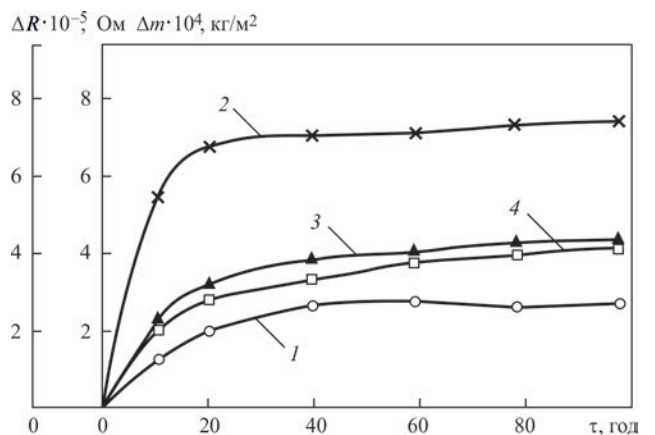


Рис. 4. Зміна маси зразків (1, 2) і електричного опору поверхні зразків (3, 4) в процесі корозійних випробувань в статичних (1, 3) та динамічних (2, 4) умовах у дистильованій воді

зразка можна віднести за рахунок зміни товщини поверхневого шару та хімічного складу продуктів корозії, що його утворюють. Електричний опір поверхні зразка до корозійних випробувань був незначним і приймався рівним нулю. Оксиди міді, особливо Cu_2O , відрізняються значно більшим питомим електричним опором у порівнянні з чистою міддю. Отже, утворення на поверхні зразків захисних плівок із оксидів супроводжується збільшенням загального електричного опору зразків.

З отриманих значень вимірювання електричного опору поверхні зразків можна розрахувати товщину оксидної плівки. Загальний електричний опір зразка ($R_{\text{зар}}$) виражається наступним чином:

$$R_{\text{зар}} = R_{\text{Ме}} + 2R_{\text{пл}}, \quad (1)$$

де $R_{\text{Ме}}$ — електричний опір частини зразка, яка не підлягала корозії; $R_{\text{пл}}$ — додатковий електричний опір з урахуванням наявності плівки із продуктів корозії.

Електричний опір тієї частини зразка, яка не підлягала корозії, визначається за формулою:

$$R_{\text{Ме}} = \rho_{\text{Ме}} L / (a \cdot b), \quad (2)$$

де $\rho_{\text{Ме}}$ — питомий електричний опір матеріалу зразка; L — відстань між контактами; a , b — товщина і ширина зразка відповідно.

Оскільки для міді $\rho = 1,72 \cdot 10^{-8}$ Ом·м, а відстань між контактами вибиралася рівною 0,005 м, то при товщині зразка 0,005 м і ширині 0,001 м його електричний опір буде дуже малим (приблизно $1,7 \cdot 10^{-5}$ Ом) у порівнянні з $2R_{\text{пл}}$, причому із зменшенням перетину зразка в процесі корозії опір $R_{\text{Ме}}$ буде змінюватися незначно. Електричний опір плівки дорівнює:

$$R_{\text{пл}} = \rho_{\text{пл}} h_{\text{пл}} / S_{\text{к}}, \quad (3)$$

де $\rho_{\text{пл}}$ — середній питомий електричний опір плівки; $h_{\text{пл}}$ — товщина плівки; $S_{\text{к}}$ — площа контакту.

Оскільки $\rho_{\text{пл}}$ має великі значення, а $S_{\text{к}} = 0,000005$ м², то електричний опір в основному визначається товщиною плівки. Розв'язавши спільно рівняння (1) і (3) відносно $h_{\text{пл}}$, отримаємо:

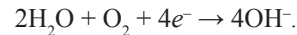
$$h_{\text{пл}} = (R_{\text{зар}} - R_{\text{Ме}}) S_{\text{к}} / 2\rho_{\text{пл}}.$$

Слід зазначити, що застосування отриманого рівняння ускладнено для випадку, коли на поверхні зразків утворюються складні суміші продуктів корозії й оцінити $\rho_{\text{пл}}$ неможливо. Розрахована за формулою товщина оксидної плівки в початковий період складала $3,7 \cdot 10^7$ м.

Результати вимірювання поверхневого електричного опору добре узгоджуються з гравіметричними дослідженнями. Початковий період корозії поряд з відносно швидкою зміною маси характеризується різким збільшенням електричного опору поверхні зразків, що підтверджує положення про переважне утворення оксиду міді (I), який має високе значення питомого електричного опору.

Зменшення динаміки зміни $R_{\text{пл}}$ в наступні часи випробувань вказує на стабілізацію процесів росту плівки і можливість якісних змін у ній з утворенням оксиду міді (II).

Результати випробувань показують, що в динамічних умовах спостерігається більше зменшення маси зразків у порівнянні зі статичними (рис. 3). У динамічних умовах внаслідок більшої аерації середовища та кращого відведення продуктів корозії складаються більш сприятливі умови для протікання корозійних процесів з кисневою деполяризацією



Збільшення концентрації кисню у воді від 6,90 у статичних до 7,34 мг/л у динамічних умовах сприяє прискоренню перебігу процесів утворення оксидів міді (I) і (II), а рух зразків у середовищі усуває дифузні обмеження. Підвищення аерації також збільшує вміст в плівці оксиду CuO , який має більшу електропровідність у порівнянні з Cu_2O . Це підтверджується меншими значеннями електричного опору поверхні зразків, що випробували в динамічних умовах у порівнянні зі статичними.

Отримані результати узгоджуються з вимірами рН і електропровідності (κ) середовищ, у яких проводилися корозійні випробування (табл. 3). Наведені дані підтверджують висновок про те, що в динамічному режимі корозійні процеси активізуються, про що свідчить збільшення вмісту іонів міді, які перейшли в розчин, і, відповідно, підвищили питому електропровідність середовища.

Таблиця 3. Зміна рН і питомої електропровідності середовищ в процесі корозійних випробувань

Режим випробувань	Показник	Значення через τ , год			
		0	20	50	100
Статичний	рН	6,41	6,29	6,53	6,81
	κ , См/м	$6,24 \cdot 10^{-4}$	$6,74 \cdot 10^{-4}$	$7,88 \cdot 10^{-4}$	$9,34 \cdot 10^{-4}$
Динамічний	рН	6,41	6,13	6,74	7,01
	κ , См/м	$6,24 \cdot 10^{-4}$	$8,17 \cdot 10^{-4}$	$9,07 \cdot 10^{-4}$	$1,92 \cdot 10^{-3}$

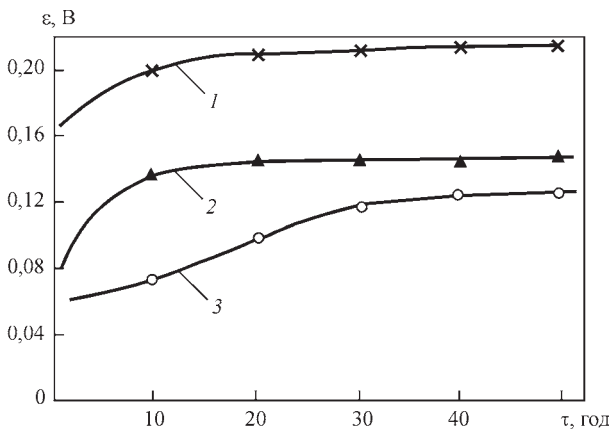


Рис. 5. Вплив концентрації кисню $[O_2]$ в дистильованій воді на величину стаціонарного електродного потенціалу мідних електродів, мг/л: 1 — 8,95; 2 — 8,67; 3 — 14,29

Важливою характеристикою, яка дозволяє судити про кінетику корозійних процесів, є величина стаціонарного електродного потенціалу (рис. 5).

Результати досліджень у середовищах з різним вмістом кисню показують, що підвищення концентрації кисню зрушує стаціонарний потенціал в позитивну область внаслідок полегшення протікання катодного процесу відновлення кисню.

Введення в дистильовану воду NaCl досить сильно зміщує стаціонарний електродний потенціал ($\epsilon = -0,018$ В) в більш негативну область, тобто корозійні процеси протікають інтенсивніше. Про це свідчить корозійна діаграма для конденсатів міді, отримана при знятті поляризаційних кривих у потенціодинамічному режимі в 3%-ному розчині NaCl (рис. 6).

З наведених даних видно, що при корозії конденсату міді в 3%-ному розчині NaCl контролюючою стадією є процес відновлення кисню, що протікає в дифузійному режимі. Значення дифузійного струму в статичних умовах становить $0,631$ А/м², а загальна швидкість розчинення відповідно $0,661$ А/м² при потенціалі корозії $+0,04$ В.

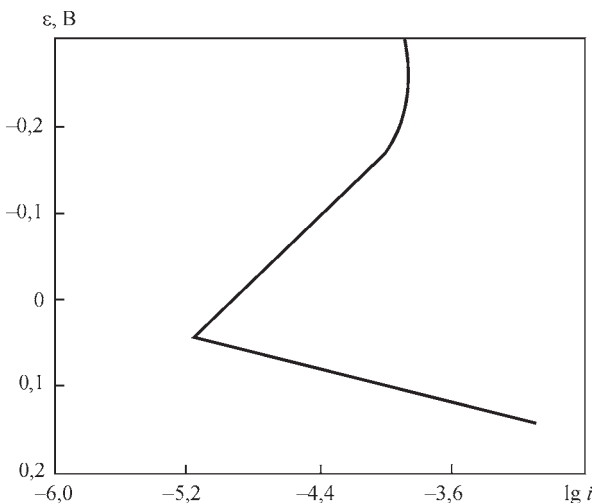


Рис. 6. Корозійна поляризаційна діаграма для мідного конденсату в 3%-ному розчині NaCl

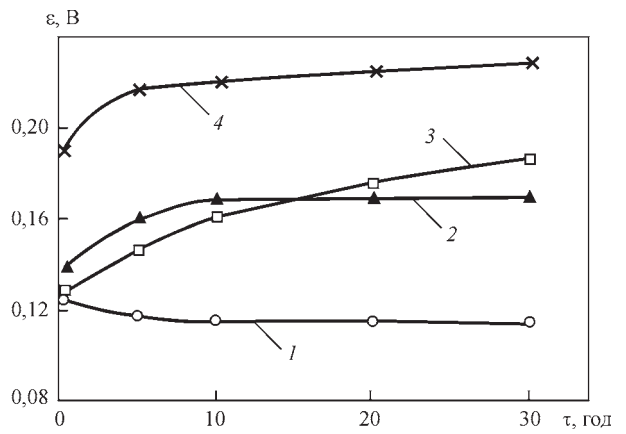


Рис. 7. Вплив концентрації кисню $[O_2]$ у водопровідній воді на величину стаціонарного електродного потенціалу конденсатів міді, мг/л: 1 — 2,3; 2 — 3,1; 3 — 8,11; 4 — 16,07

У водопровідній воді стаціонарний електродний потенціал конденсатів міді в значній мірі залежить від часу витримки води в контакт з атмосферним повітрям. Так, у свіжій водопровідній воді стаціонарний потенціал Cu має найбільше негативне значення. У процесі відстоювання води в ній підвищується концентрація розчиненого кисню, а частина солей твердості випадає в осад. При цьому стаціонарний електродний потенціал приймає значення більш позитивні, ніж у дистильованій воді.

Вплив зазначених факторів на величину стаціонарного електродного потенціалу наведений на рис. 7. Таким чином, збільшення вмісту кисню в водопровідній воді, підвищення рН та зменшення концентрації іонів Ca^{2+} і Mg^{2+} сприяє зміщенню в позитивну область стаціонарного електродного потенціалу парофазних конденсатів.

Гравіметричними дослідженнями встановлено, що мідні конденсати у водопровідній воді характеризуються високою корозійною стійкістю (рис. 8, криві 1, 2). Однак за динамічних умов випробувань втрати маси в два рази перевищують цей показник для статичних випробувань. Найбільші зміни маси

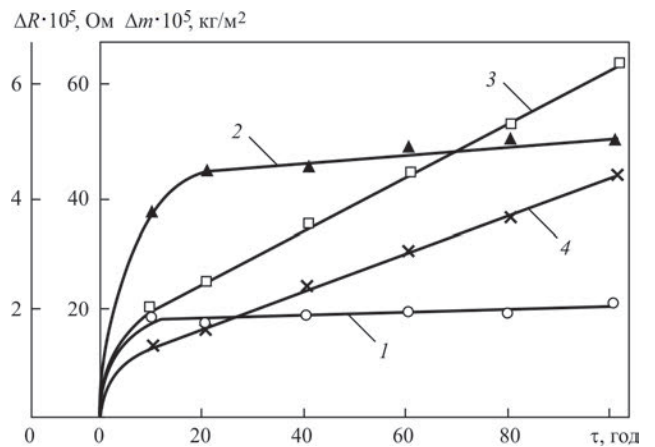


Рис. 8. Зміна маси (1, 2) і електричного опору поверхні зразків (3, 4) в процесі корозійних випробувань в статичних (1, 3) та динамічних (2, 4) умовах у водопровідній воді

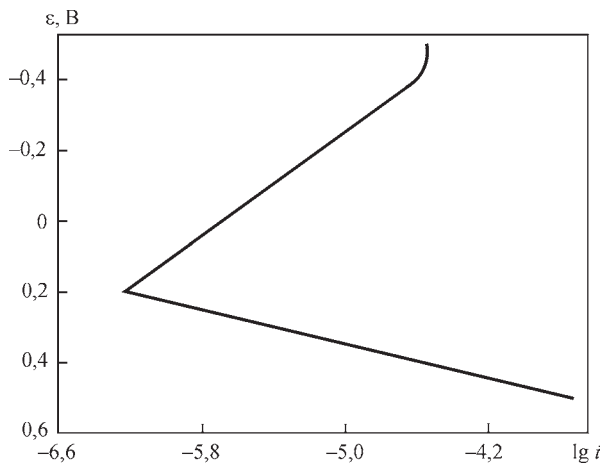


Рис. 9. Корозійна поляризаційна діаграма конденсованої міді в водопровідній воді

спостерігаються в перші 10 год корозійних випробувань, а далі відбувається стабілізація процесу і монотонне зменшення маси зразків. Із розташування кривих електричного опору поверхні зразків випливає, що в статичних умовах ΔR зростає інтенсивніше в порівнянні з динамічними (рис. 8, криві 3, 4). Це можна пояснити осадженням на поверхні зразка при відсутності руху середовища солей твердості, які мають високі значення питомого електричного опору.

У динамічних умовах рух середовища перешкоджає осадженню солей і зростання електричного опору уповільнюється. Результати електрохімічних досліджень, отриманих методом зняття поляризаційних кривих, підтвердили уповільнення перебігу корозійних процесів у водопровідній воді у порівнянні з дистильованою (рис. 9). Це підтверджується струмами корозії, значення яких у водопровідній воді менші, ніж у дистильованій і становлять $6,31 \cdot 10^{-3}$ А/м². Процес електрохімічної корозії протікає в двох середовищах з катодним контролем.

Гравіметричні випробування добре узгоджуються з даними хімічного аналізу середовища після корозійних випробувань (табл. 4).

Вміст солей твердості в середовищі зменшується у зв'язку з утворенням плівок на поверхні зразків, до складу яких входять іони кальцію і магнію, концентрація іонів міді в середовищі збільшується, особливо помітно це для динамічних умов.

Висновки

1. Порівняльні дослідження осадженої міді, отриманої способом електронно-променевого випаровування-конденсації та традиційним способом литва (марка МО), виявили незначну різницю в значеннях електроопору. Деяке підвищення рівня механічних характеристик осадженої міді у порівнянні з литою, ймовірно, пов'язано із відмінностями

Таблиця 4. Результати хімічного аналізу водопровідної води після 100 год корозійних випробувань

Режим випробувань	Вміст іонів в корозійному середовищі, мг/л		
	Cu ²⁺	Ca ²⁺	Mg ²⁺
До випробувань	0,053	90,09	10,94
Статичний	0,113	86,90	10,24
Динамічний	0,162	88,01	10,73

ми її внутрішньозеренної блочної структури. Збільшення у 1,5 рази твердості конденсату, отриманого при використанні ванни-посередника, пов'язано із мікролегуванням міді цирконієм та ітрієм.

2. Вивчено вплив водного середовища на корозійну стійкість конденсованої міді. Встановлено, що корозія міді у водних середовищах протікає за електрохімічним механізмом. Уповільнення перебігу корозійних процесів у водопровідній воді у порівнянні з дистильованою підтверджується гравіметричними випробуваннями, даними хімічного аналізу середовища після корозійних випробувань, струмами корозії, значення яких у водопровідній воді менші, ніж у дистильованій.

Список літератури/References

- Pradyot, P. (2002) *Inorganic compounds*. Handbook of inorganic chemicals. <https://fitk.iainambon.ac.id/tadrisipa/wp-content/uploads/sites/6/2020/10/handbook-of-inorganic-chemical.pdf>
- Hsu, Y.T., O'Reilly, B. (1977) Impurity effects in high-conductivity copper. *J. of Minerals. Metals and Materials*, **29**, 21–24.
- Devis, J.R. (2001) *Copper and copper alloys*: ASM Specialty Handbook.
- Chapman, D. (2011) *High conductivity copper for electrical engineering*. <https://leonardo-energy.pl/wp-content/uploads/2019/03/mied%ac5%b9-elektryka-raport.pdf>
- Movchan, B.A., Tikhonovsky, A.L., Kudinov, Yu.A. (1973) *Electron beam melting and refining of metals and alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
- Zolotoj, A.L. (1973) To problem of melting of copper and producing of ingots from it in electron beam furnace. *Sb. Nauch. Trudov*, **41**, 45–53, Moscow, Giredmet [in Russian].
- (2007) *Electron beam melting in foundry*. Ed. by S.V. Ladokhyn. Stal, Kyiv [in Russian].
- Paton, B.E., Akhonin, S.V., Berezos, V.A. (2018) Development of technologies of electron beam melting of metals at the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. *Suchasna Elektrometalurgiya*, **4**, 19–35. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem2018.04.01>
- Grechanyuk, V.G., Grechanyuk, N.I., Chornovol, V.O. et al. (2022) Copper and molybdenum-based nanocrystalline materials. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*, **44(7)**, 927–942.
- Bukhanovski, V.V., Minakova, R.V., Grechanyuk, I.N. et al. (2011) Effect of composition and heat treatment on the structure and properties of condensed composites of the Cu–W system. *Metal Sci. and Heat Treatment*, **53(1–2)**, 14–23.
- Grechanyuk, N.I., Konoval, V.P., Grechanyuk, V.G. (2021) Properties of Cu–Mo materials produced by physical vapor

- deposition for electrical contacts. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 60(3–4), 183–190.
12. Grechanyuk, N.I., Grechanyuk, V.G. (2018) Precipitation-strengthened and microlayered bulk copper- and molybdenum-based nanocrystalline materials produced by high-speed electron-beam evaporation-condensation in vacuum: Structure and phase composition. *Ibid.*, 56(11–12), 633–646.
 13. Grechanyuk, N.I., Kucherenko, P.P., Melnik, A.G. et al. (2016) New electron beam equipment and technologies for producing of advanced materials using vacuum melting and evaporation methods developed at SPE «Eltechnich». *The Paton Welding J.*, 5–6, 48–55. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/tpwj2016.06.08>
 14. Grechanyuk, N.I., Baglyuk, G.A., Kucherenko, P.P. et al. (2017) Laboratory electron-beam multipurpose installation L-2 for producing alloys, composites, coatings, and powders. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 56(1), 113–121.
 15. Maissel, L., Glang, R. (1977) *Handbook of thin film technology*. 2nd Ed., McGraw-Hill, New York, USA.
 16. Zhou, P., Kevin, O. (2018) The corrosion of copper and copper alloys. Ed. by K. Wandelt. *Encyclopedia of Interfacial Chemistry: Surface Sci. and Electrochemistry*, 6, 478–489. DOI: <http://10.1016/B978-0-12-409547-2.13429-8>
 17. Grechanyuk, V.G. (2006) *Physical chemistry and chemistry of silicates*. Kandor, Kyiv [in Ukrainian].

FEATURES OF THE STRUCTURE AND PHYSICO-CHEMICAL PROPERTIES OF COPPER PRODUCED BY THE METHOD OF ELECTRON BEAM EVAPORATION AND CONDENSATION IN VACUUM

V.G. Hrechanyuk¹, M.I. Hrechanyuk², O.V. Khomenko², I.M. Hrechanyuk¹, V.I. Hots¹

¹Kyiv National University of Construction and Architecture of MESU.

31 Povitroflotskyi Prosp., 03037, Kyiv, Ukraine. E-mail: eltechnic777@ukr.net

²I.M.Frantsevych Institute of Materials Science Problems.

3 Omelyan Pritsak Str., 03680, Kyiv, Ukraine.

The structure and physico-chemical properties of copper, produced by the method of electron beam evaporation and condensation in vacuum were studied. A substrate from steel of St3 grade heated to 700 ± 15 °C was used for metal deposition. An intermediate pool from Cu–Zr–Y alloy was applied in the experiments. Evaluation of the properties of condensed copper, compared to cast one, showed a small difference in the values of specific electric resistance, and a certain increase of the level of mechanical characteristics, that is, probably, associated with the differences in its intragranular block structure. A 1.5 times increase of the condensate hardness was found in the case, when the intermediate pool was used, which is related to Zr and Y microalloying. Gravimetric studies of condensed copper corrosion in water revealed a significant influence on this process of such factors as presence of hardness salts in tap water and high specific electric resistance of distilled water. The greatest changes in the sample weight were observed in the first 10 hours of corrosion testing, and then process stabilization and monotonic decrease of sample weight took place. In tap water copper is characterized by the highest corrosion resistance, weight losses being two times higher under dynamic testing conditions than this value for static testing. Under dynamic conditions, the medium movement prevents salt deposition, and electric resistance increase becomes slower. Analysis of corrosion polarization diagrams confirmed the slowing down of corrosion processes in tap water, compared to distilled water. Results of measurement of surface electric resistance of the samples before and after testing showed that the initial corrosion period with a relatively fast weight change, is characterized by an abrupt increase of electric resistance of the sample surface, which points to a predominant formation of copper oxide (I); and reduction of the dynamics of electric resistance change in the next testing periods is due to stabilization of the processes of film growth with copper oxide formation (II). Ref. 17, Tabl. 4, Fig. 9.

Key words: electron beam evaporation; vacuum; copper; condensates; mechanical characteristics; corrosion resistance

Надійшла до редакції 21.12.2022



Forum of Mechanical Engineers

XXIII міжнародна науково-технічна конференція
**Прогресивна техніка,
технологія та інженерна освіта**
(в рамках ФОРУМУ ІНЖЕНЕРІВ-МЕХАНІКІВ)
30.05-01.06 2023 р.
*Присвячується 125-річчю КПІ
ім. Ігоря Сікорського
та 125-річчю механіко-машинобудівного інституту*



Контакти:
Навчально-науковий механіко-машинобудівний інститут КПІ ім. Ігоря Сікорського
пр-т Перемоги, 37, корп. № 1,
кім. 251, м. Київ, 03056, Україна
(044) 204-95-37, (068) 659-47-95,
conf-mmi@ukr.net
conf.mmi.kpi.ua

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ НАНОСТРУКТУРНИХ ПОКРИТТІВ СРІБЛА НА ПОРОШКАХ НЕОРГАНІЧНИХ І ОРГАНІЧНИХ РЕЧОВИН, ЛІКАРСЬКІ НАНОКОМПЗИТНІ СУБСТАНЦІЇ ТА ЇХ ДОСЛІДЖЕННЯ

Г.Г. Дідікін¹, С.Б. Білоус², І.С. Ковінський¹, О.О. Ільков³

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: didikin@paton-icebt.kiev.ua

²Львівський національний медичний університет імені Данила Галицького.

79010, м. Львів, вул. Пекарська, 69.

³Інститут біології тварин НААН України.

79034, м. Львів, вул. Василя Стуса, 38.

Розглянуто технологічні схеми процесу електронно-променевого випаровування і конденсації та приклади їх використання для синтезу нанокompatитів на основі неорганічних та органічних носіїв, а також методологічні і експериментальні розробки лікарських субстанцій антимікробної дії на основі наночасток Ag. Оцінено біологічні і фізико-хімічні властивості наночастинок срібла та ефективність антимікробної дії композита з наночастинками срібла на поверхні медичного препарату. Наведені приклади можливого використання лікарського засобу антимікробної дії для потреб медицини. Виявлено бактерицидний ефект композита до представників умовно-патогенних мікроорганізмів, що можуть бути збудниками внутрішньолікарняних інфекцій. Оцінка антимікробної і цитотоксичної дії композитів, до складу яких входять наночастинки срібла, дозволяє рекомендувати його для розробки профілактичних та лікувальних засобів різних форм випуску для зовнішнього і внутрішнього використання. Бібліогр. 7, табл. 1, рис. 14.

Ключові слова: електронно-променеве фізичне осадження у вакуумі; срібло; наночастинки; рентгенофазовий аналіз; скануюча електронна мікроскопія; трансмісійна електронна мікроскопія; динамічне розсіювання світла; бактерицидність; цитотоксичність; метронідазол; левофлоксацин

Вступ. Срібло — метал білого кольору, що практично не змінюється під впливом кисню повітря при кімнатній температурі. Іони срібла (Ag^+) мають бактерицидну, противірусну, виражену протигрибкову та антисептичну дію і служать високоефективним знезаражуючим засобом щодо патогенних мікроорганізмів, що викликають гострі інфекції.

Відомо, що наночастинки срібла переважно підсилюють дію антибіотиків та протигрибкових засобів. У комбінації з гентаміцином, стрептоміцином, канаміцином та сульфаніламидами наночастинки срібла виявляють сильніший антимікробний ефект [1, 2]. Срібло розглядається як мікроелемент, необхідний для нормального функціонування внутрішніх органів та систем, а також як потужний засіб, що підвищує імунітет і активно впливає на хвороботворні бактерії та віруси.

Типові наночастилки (НЧ) срібла мають розміри 25 нм. Маючи надзвичайно велику питому площу поверхні, вони збільшують область контакту срібла з бактеріями чи вірусами, значно покращуючи його бактерицидні дії. Застосування срібла у вигляді наночастинок дозволяє у сотні разів знизити

концентрацію срібла із збереженням усіх бактерицидних властивостей.

Узагальнюючи вищесказане, не підлягає сумніву, що розробка нових лікарських засобів (ЛЗ) на основі НЧ срібла є актуальним і затребуваним напрямком.

Метою цієї роботи було: вибрати параметри технологічного процесу електронно-променевого випаровування і конденсації срібла для отримання НЧ срібла сферичної форми на поверхні порошоків неорганічних та органічних речовин; використовуючи сучасну технологію нанесення срібла на поверхню порошокоподібних носіїв шляхом електронно-променевого вакуумного випаровування та конденсації, виконати експериментальну розробку лікарських засобів антимікробної дії на основі наночасток Ag; оцінити фізико-хімічні властивості композитів з наночастинками срібла на поверхні медичних препаратів (метронідазолу і левофлоксацину), дослідити антимікробну дію та цитотоксичність композицій.

Методика досліджень. Нанокompatиції із зазначеними ЛЗ були розроблені Лабораторією електронно-променевої нанотехнології неорганічних матеріалів для медицини Інституту елек-

Г.Г. Дідікін — <https://orcid.org/0000-0002-9268-5072>, С.Б. Білоус — <https://orcid.org/0000-0002-0746-7696>,

О.О. Ільков — <https://orcid.org/0000-0002-8461-2826>

трозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. Для цього застосовували сучасну технологію нанесення срібла на поверхню порошкоподібних носіїв шляхом електронно-променевого вакуумного випаровування і конденсації срібла із парового потоку, сформованого у просторі та спрямованого на матеріал носія, охолодженого до температури, що є нижчою за температуру його плавлення. Цей спосіб дозволяє дозувати кількість срібла у потоці його парів і забезпечувати нанесення необхідної кількості на поверхню частинок носія для одержання композиту заданого складу та структури.

Зазначені субстанції у вихідному вигляді проявляють: метронідазол — протимікробну та протипротозойну дію; левофлоксацин — протимікробну бактерицидну. Як матеріал носія використовували метронідазол та левофлоксацин у порошкоподібному стані.

Дослідження проводили за допомогою МТТ-тесту, який базується на здатності ферменту мембрани клітин відновлювати жовту сіль 3-[4,5-диметилтіазол-2-іл]-2,5-дифенілтетразолію бромід до кристалів формазану [3]. За інтенсивністю накопичення кристалів формазану в цитоплазмі можна судити про рівень мітохондріального дихання клітини, що є показником її життєздатності. Кількість утвореного формазану у клітинному моношарі пропорційна наявній кількості живих клітин.

Для дослідження антибактеріальної активності наноконпозицій використовували три тест-штами

мікроорганізмів: *S. Aureus* ATCC25923, *E. coli* dH5 α , *P. aeruginosa* ATCC9027. Для дослідження цитотоксичності наноконпозицій використовували лінію клітин HEK 293 (*Humanem bryonickidney* 293), отриману з ембріональних клітин нирки людини. Наноконпозиції досліджували у концентраціях, відомих як мінімальна токсична доза антибіотиків, і концентраціях, зменшених/збільшених удвічі [4].

Серед сучасних технологій отримання покриттів безумовної уваги заслуговують фізичні процеси випаровування та конденсації у вакуумі (ЕВ-РВД), що дозволяють отримувати нові матеріали з мікро- та нанорозмірною структурою.

Технологічні схеми процесу електронно-променевого випаровування та конденсації (рис. 1). На рис. 1, а показано випаровування електронним променем і конденсація парової фази на стаціонарній або плоскій підкладці, що обертається навколо вертикальної осі. Випаровування речовини А здійснюється з мідного тигля, що охолоджується. Швидкість конденсації парового потоку на плоскій поверхні, яка розташована на відстані 300 мм від ванни, досягатиме 15...100 мкм/хв в залежності від матеріалу, що випаровується (метали, сплави, оксиди, карбіди чи бориди).

На рис. 1, б показана схема електронно-променевого випаровування з двох незалежних джерел речовин А та В. За наявності перегородки між тиглями (зазначено пунктиром) структура конденсату шарувата. Товщини шарів легко регулювати

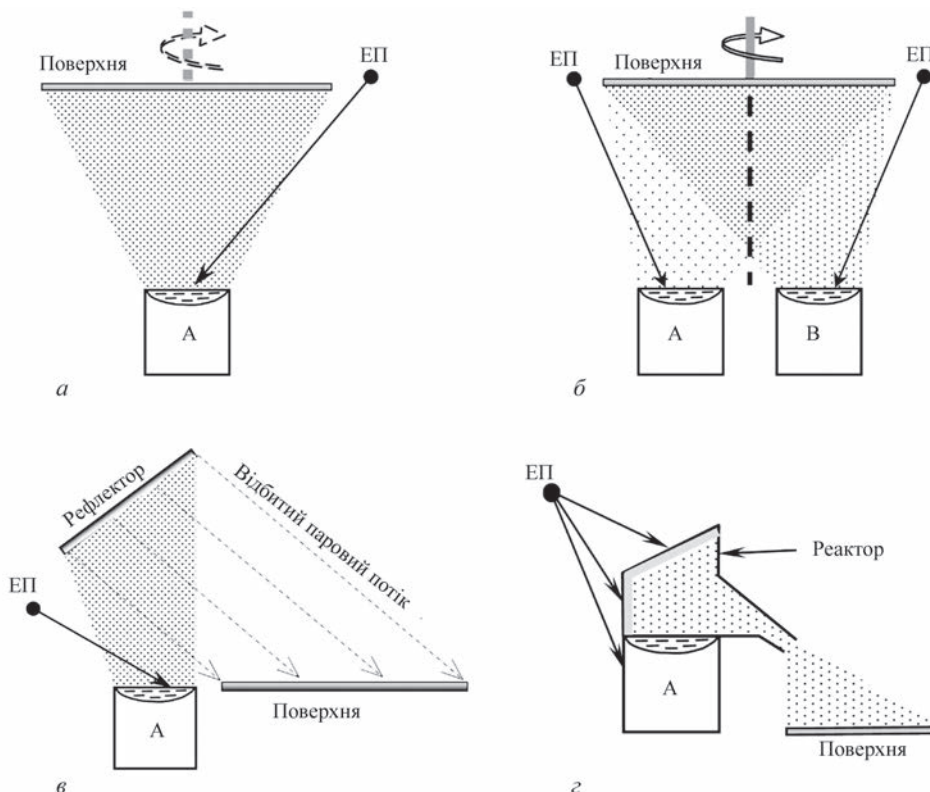


Рис. 1. Технологічні схеми процесу електронно-променевого випаровування та конденсації (а–г див. в тексті)

швидкістю обертання вертикального вала і швидкістю випаровування речовин А і В.

На рис. 1, в наведено схему процесу випаровування матеріалу та отримання його відбитого парового потоку. Відбиття парового потоку виконується за допомогою рефлектора, виконаного з вольфраму, молібдену, високотемпературної кераміки або графіту, нагрівання якого досягає $0,75 \dots 0,80 T_{\text{пл}}$ речовини, що випаровується. Нахил поверхні рефлектора до горизонту може становити 0 і вище градусів. ККД відбивача парового потоку може досягати 30 % і вище залежно від кута нахилу рефлектора, його віддаленості від випарника та підкладки, площі підкладки (діаметра підкладки) та інтенсивності випаровування речовини. Наведемо приклад ефективності випаровування заліза з рефлектором. При використанні молібденового рефлектора діаметром 70 мм, віддаленого на відстань 58...60 мм від ванни заліза (діаметр ванни 25 мм), при інтенсивності випаровування заліза 0,75 г/хв і осадженні парового потоку на горизонтальну поверхню кола діаметром 300 і 400 мм, ККД процесу становив 26 і 33 % відповідно, кут нахилу рефлектора 0°.

На рис. 1, з показана схема випаровування з використанням реактора, що служить для генерації та формування спрямованого атомно-молекулярного потоку, зокрема неорганічних речовин (Ag, Cu, Au, Pt, Pd). Матеріал реактора — графіт, молібден, вольфрам. Максимальний ККД процесу становив 43...45 %. У наших експериментах осадження нанорозмірних покриттів на гранули і порошки виконували по цій технологічній схемі. На рис. 2 показана схема реактора, що служить для випаровування срібла, міді, золота та ін. Використання цієї схеми для синтезу наноконпозицій в експериментах було обумовлено високою прецизійністю управління процесом випаровування

дорогоцінних металів, а також міді. Автори роботи виконували експерименти із використанням цього реактора з метою отримання нанокондитивних матеріалів з сріблом, про які йтиметься нижче. Синтез нанокондитивів з НЧ срібла здійснювали на лабораторній установці УЕ-142, яка зображена на рис. 3, а.

Реактор 1 (рис. 2) розташований у технологічній камері 2 установки. В його нижній частині — ємність 3 для випарюваного матеріалу (срібла), отвір 4 з насадкою 5 для забезпечення спрямування парового потоку до охолоджуваної ємності 6 з матеріалом носія; екран 7 для захисту матеріалу носія від перегріву.

У ємності 3 випарника 1 розташовують випаровуваний матеріал — срібло у вигляді металевого зливка з відповідними розмірами та масою, а в мідній ємності 6 розміщують матеріал носія. В технологічній камері створюють вакуум порядку 10^{-4} мм рт. ст., включають систему охолодження та перемішування в ємності 6 носія. За допомогою гармати 8 нагрівають випарник, що забезпечує випаровування срібла. Пари срібла через отвір 4 та насадку 5 спрямовуються до ємності 6. При контакті парів срібла з порошком носія на поверхні його гранул відбувається конденсація срібла та створюється нанокондитив з НЧ Ag. Наприклад, у ємності 3 випарника 1 (рис. 2) розміщують срібло у вигляді металевого зливка масою 0,9...1,0 г, а в мідній ємності 6 розміщують матеріал носія у кількості приблизно 15 г. Електронно-променевою гарматою 8 нагрівають випарник до температури випаровування срібла зі швидкістю до 5 мг/хв. В результаті на поверхні гранул носія відбувається конденсація срібла та створюється нанокондитив, який виймають після охолодження установки.

У проведених експериментах гранули та порошки поміщали у плоскі мідні охолоджувані тиглі діаметром 150 мм та висотою стінки 20 мм. За допомогою механічних пристроїв здійснювалося їхнє ефективне перемішування з одночасним осадженням парового потоку. Температура гранул і порошоків у процесі осадження покриттів досягала 30...40 °С залежно від технологічних параметрів процесу: інтенсивності випаровування та температури плавлення; речовини, що випаровується; тривалості процесу; температури охолоджуючої тигель води; маси завантаження порошку. Тривалість процесу осадження становила від 5 до 10 хв, також було забезпечено нанесення дозованої кількості срібла на матеріал носіїв заданої дисперсності.

Острівцеве покриття на гранулах поліетилену. Як відомо, формування покриття починається з утворення зародків і завершується утворенням загальної плівки необхідної товщини і структури. Атоми або молекули парового потоку при зустрічі з поверхнею конденсації адсорбуються на ній і пе-

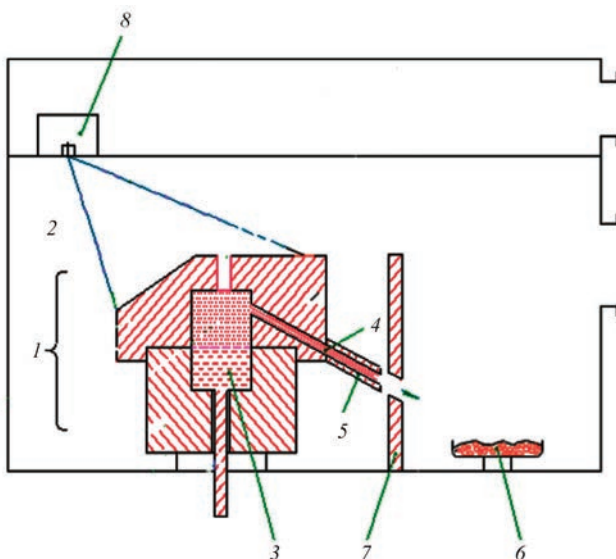


Рис. 2. Технологічна схема процесу випаровування металів з використанням реактора (1–8 див. в тексті)

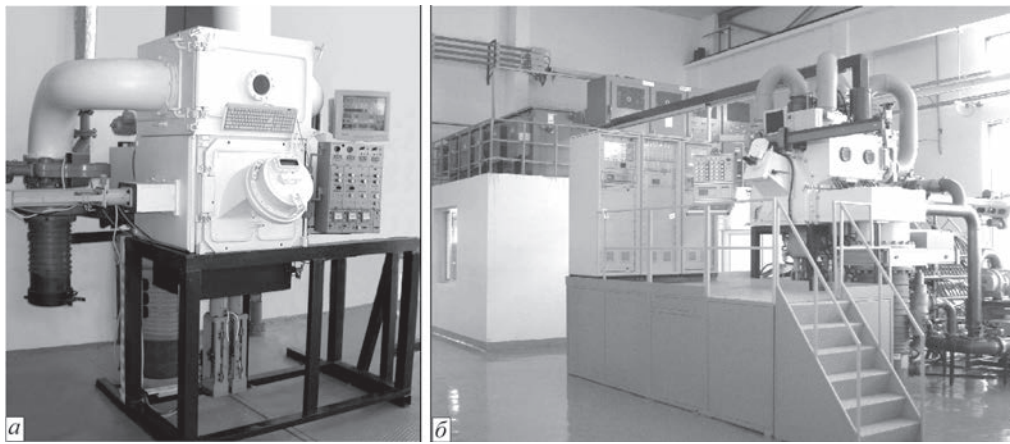


Рис. 3. Зовнішній вигляд лабораторної (а) та промислової (б) установок для випаровування та конденсації речовин у вакуумі

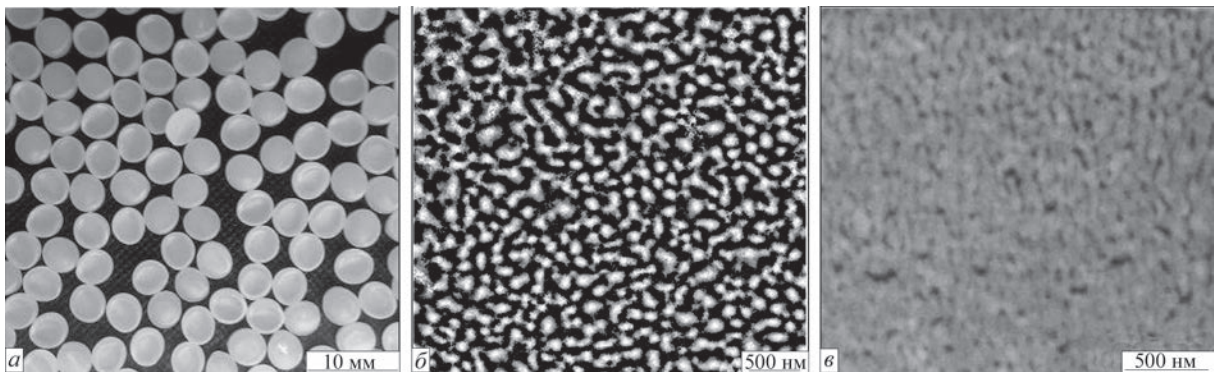


Рис. 4. Покриття Ag на гранулах поліетилену: загальний вигляд гранул (а); острівцеве покриття на поверхні гранули (б); плівка Ag на поверхні гранули (в)

реміщаються на поверхні, утворюючи зародки, з ростом яких утворюються острівки. У місцях зустрічі сусідніх острівків, в результаті коалесценції, відбувається їх злиття. Кінцевий етап процесу — утворення загальної плівки. На рис. 4 показана острівцева плівка срібла на гранулах поліетилену, яка отримана за схемою на рис. 1, з. Екструзією цих матеріалів можна отримувати композити полімер–метал: волокна, плівки або інші вироби, що володіють високими механічними, електричними, магнітними та бактерицидними властивостями.

Дискретне покриття на порошках неорганічних речовин. На рис. 5 представлені варіанти дискретних наноструктур срібла на порошку NaCl. Середній розмір частинок срібла залежить від часу експозиції: збільшення часу експозиції призводить до зростання середнього розміру частинок до 25 нм (експозиція 3 хв) та до 50...60 нм (експозиція до 10 хв) (рис. 5, а, б, відповідно). За результатами статистичного аналізу було побудовано гістограми розподілу розміру частинок срібла (рис. 5, в). Як випливає з графіків, в результаті збільшення експозиції відбувається зміщення піку у бік збільшення розміру частинок, загальний характер їх розподілу не змінюється, що свідчить про рівномірне зростання острівців.

На рис. 6 представлені подібні дискретні покриття міді на порошку NaCl. Як випливає з

рис. 6, б, середній розмір частинок міді поверхні порошку дорівнює 55 нм.

На рис. 7 представлено приклад наноструктурної композиції Al_2O_3 –срібло.

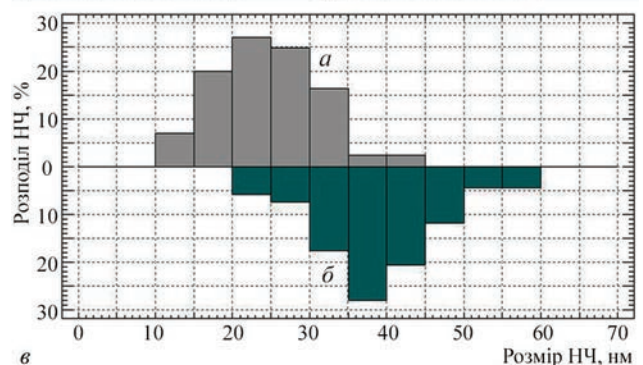
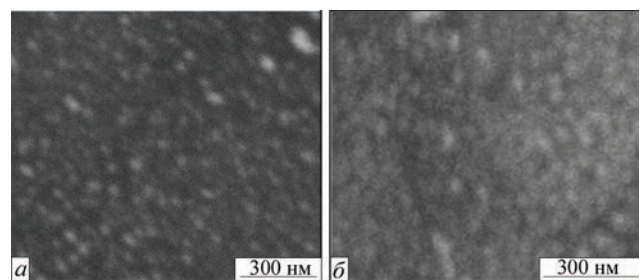


Рис. 5. Розподіл наночастинок срібла на поверхні порошку NaCl: а — дискретна структура, час експозиції 3 хв ($\times 200000$); б — дискретна структура, час експозиції 10 хв ($\times 200000$); в — гістограма розподілу частинок срібла за розмірами

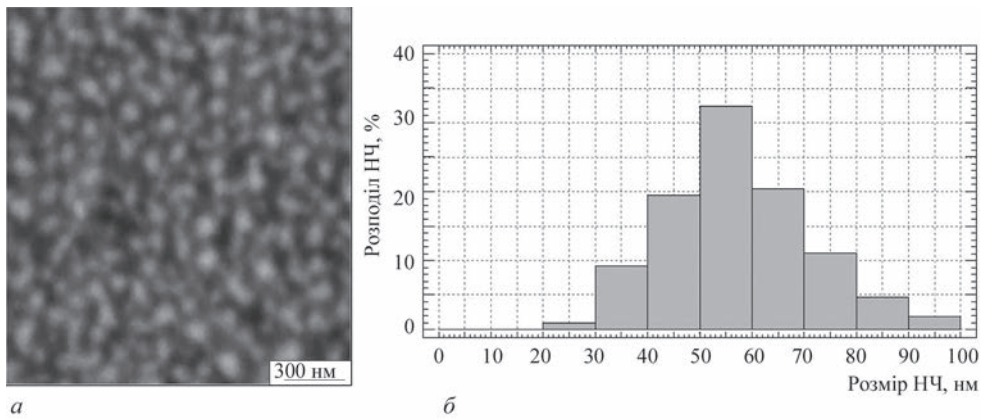


Рис. 6. Розподіл наночастинок міді на поверхні порошку NaCl: *a* — дискретна структура, час експозиції 10 хв ($\times 150000$); *б* — гістограма розподілу частинок міді за розмірами

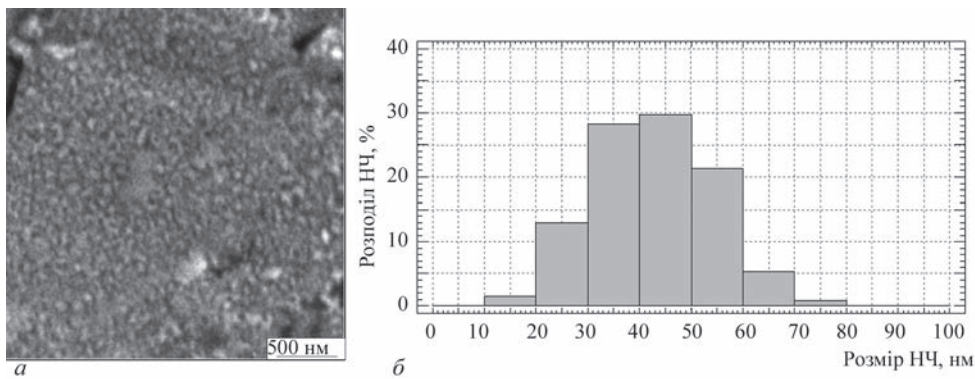


Рис. 7. Розподіл наночастинок срібла на поверхні порошку Al_2O_3 : *a* — дискретна структура покриття, час експозиції 3 хв ($\times 100000$); *б* — гістограма розподілу частинок срібла за розмірами

Дискретне покриття на порошках органічних речовин. Для синтезу нанокompозиту ПВП–Ag використовували полімер Пласдон® (ПВП) із серії синтетичних гомополімерів, що мають поверхнево-активні властивості, добре розчинні у воді, спирті (етанол) та ряді органічних розчинників [5, 6]. ПВП знаходить застосування у фармації як допоміжна речовина та активний інгредієнт. Нанокompозити ПВП–метал перспективні в медицині як колоїдні системи.

Структура покриття, одержаного на поверхні гранул ПВП, представлена на рис. 8, *a*, гістограма розподілу частинок — на рис. 8, *б*.

Методом ФКС досліджували колоїдну систему (КС) H_2O –1,4 % ПВП–Ag. На рис. 9 показано розподіл частинок в отриманій КС. Середній розмір частинок у системі становив 15 нм.

Вибору режиму випаровування срібла передували попередньо проведені експерименти (режим 1 і 2 на рис. 10). Було встановлено, що відносно важка початкова маса наважки срібла (900...1500 мг) не дає змоги прецизійно керувати процесом її випаровування. Використовувати вихідну наважку, що має точно задану розрахункову масу, яка випаровується, також недоцільно через складність її повного випаровування.

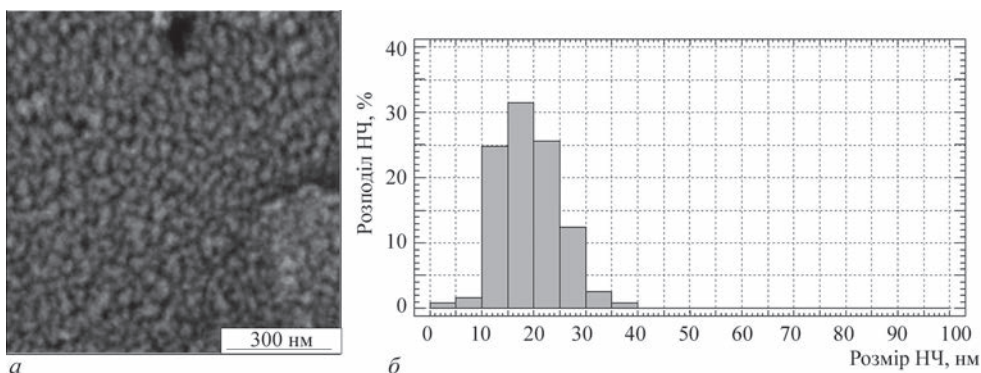


Рис. 8. Розподіл наночастинок срібла на поверхні гранули ПВП: *a* — дискретна структура, час експозиції 3 хв ($\times 150000$); *б* — гістограма розподілу частинок срібла за розмірами

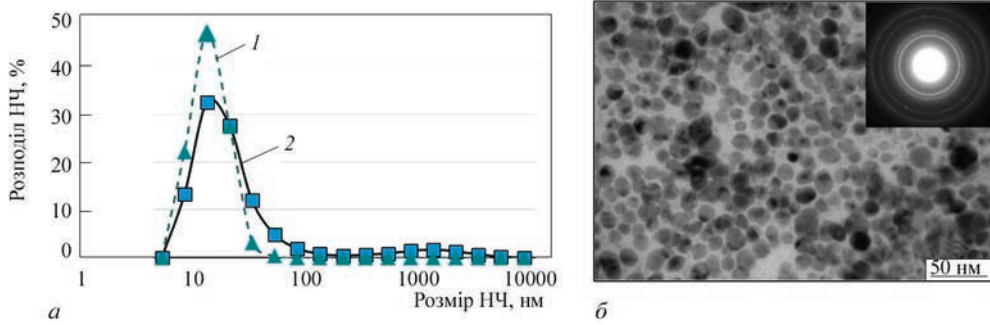


Рис. 9. Розподіл частинок срібла за розмірами в КС H_2O -1,4 % ПВП-Ag (а), метод ФКС та частинки срібла (б) (ТЕМ); 1 — кількість; 2 — об'єм

Для цього треба було б різко збільшити струм нагріву графітового реактора на останньому етапі, щоб повністю випарувати срібло. У зв'язку з цим було ухвалено рішення закладати в реактор вихідну наважку срібла масою 200...230 мг, що є на 20...30 мг більшою за розрахункову масу срібла, що підлягає випаровуванню.

На рис. 10 представлені приклади режимів випарування срібла в залежності від вихідної маси срібла, струму променя нагрівання реактора та часу процесу випарування після виходу реактора на контрольний режим роботи (протягом 2 хв). Як приклад, випаровування срібла в експериментах з метронідазолом та левофлоксацином виконано за режимом 3 (рис. 10).

Характеристики вихідних матеріалів-носіїв метронідазолу (рис. 11, а) та левофлоксацину (рис. 11, б) для отримання нанокомпозитів для медицини наступні: метронідазол — білий або жовтувато-зелений кристалічний порошок, розмір гранул від ≤ 50 мкм до 1 мм, без запаху, температура плавлення 158...163 °С, важко розчинний у воді, етанолі, дихлорметані, ацетоні. При температурі 27 °С з його водних розчинів починає випадати мі-

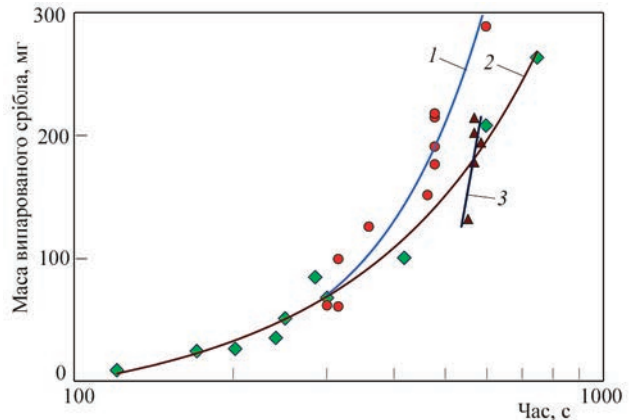


Рис. 10. Залежність маси випарованого срібла від вихідної маси срібла, струму нагріву реактора та часу випарування. Вихідна маса срібла, мг: 1230...1470 (1); 900...1000 (2); 200...230 (3). Реактор графітовий, струм нагрівання реактора, А: 0,19...0,20 (1); 0,15...0,17 (2); 0,20...0,23 (3)

крокристалічний осад; левофлоксацин — кристалічний порошок світлого (від жовтувато-білого до жовто-білого кольору), молекулярна вага 370,38, легко розчинний у воді, розчинах при рН 0,6...6,7, має здатність до утворення стабільних сполук з іонами багатьох металів.

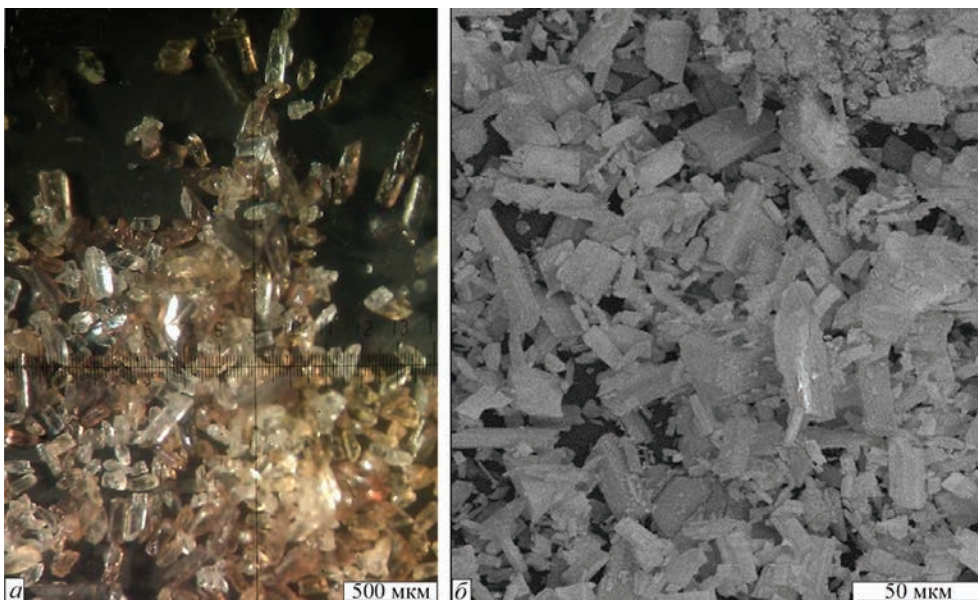


Рис. 11. Вигляд кристалічних порошоків: а — метронідазол; б — левофлоксацин

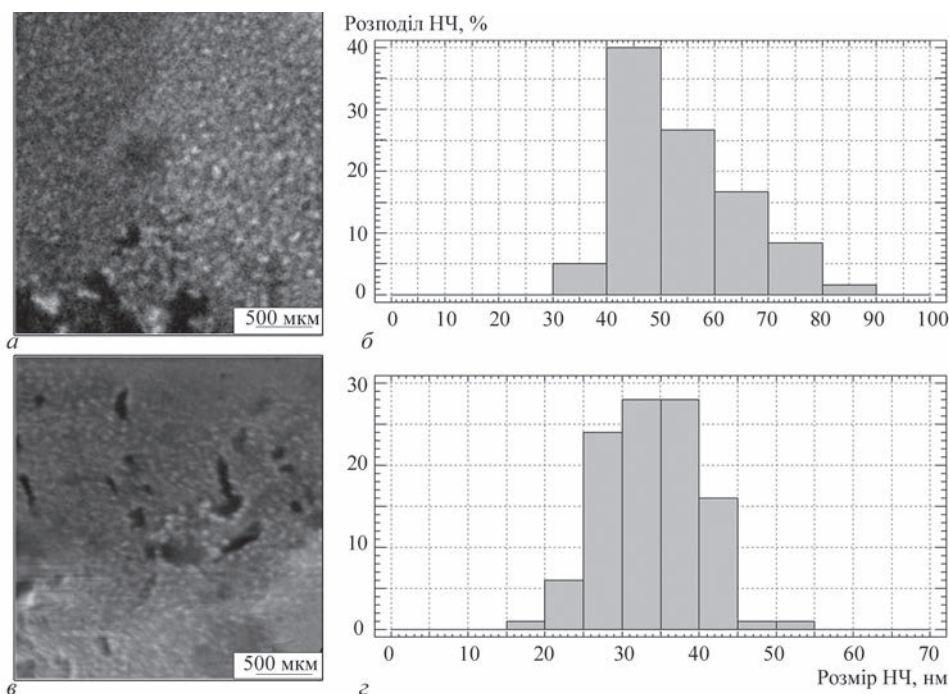


Рис. 12. Розподіл наночастинок срібла на поверхні порошку метронідазолу: *a, в* — дискретні структури; *б, г* — гістограми розподілу частинок за розмірами ($\times 100000$)

Протягом 8 хв процесу випаровування срібла гранули носія метронідазолу, як виявилось, були покриті НЧ срібла. Наноконкомпозит «Метронідазол-Аg» світло-жовтого кольору, покриття рівномірне, острівцевого типу, середній розмір НЧ срібла 60 ± 10 нм (рис. 12). Подібні результати були відзначені також для дослідження наноконкомпозити «Левовфлоксацин-Аg».

Результати досліджень та їх обговорення. На кафедрі технології ліків і біофармації Львівського національного медичного університету імені Данила Галицького проводяться дослідження з фармацевтичної розробки антимікробних лікарських засобів. У кожному випадку при проведенні досліджень з фармацевтичної розробки ЛЗ з наночастинками металів необхідні дослідження як фармако-технологічні, так і фармакологічні та токсикологічні. Отримані ЛЗ — «Метронідазол-Аg» та «Левовфлоксацин-Аg» мали наночастинки срібла сферичної форми, яку вважають найменш активною та не токсичною по відношенню до біологічних структур. Концентрація срібла у вигляді наночастинок була дуже низькою і в той же час мала високу антимікробну дію. На рис. 12

наведено структуру досліджуваної наноконкомпозити «Метронідазол-Аg». Фракція (рис. 12, *a*) має світло-коричневий і жовтий колір, прозорі кристали, на поверхні яких рівномірне точкове покриття срібла має середній розмір НЧ 50 нм. Фракція (рис. 12, *в*) темно-жовтого та світло-коричневого кольору. Середній розмір частинок Аg — 35...50 нм ($\times 100000$).

В роботі досліджували матеріали кількох серій (таблиця).

Вивчення впливу НЧ срібла у субстанціях «Метронідазол-Аg» та «Левовфлоксацин-Аg» на антибактеріальну активність проведені за допомогою МТТ-тесту на тест-штамах мікроорганізмів *S.aureus*, *E.coli*, *P. aeruginosa* (рис. 13) [7]. Метронідазол та композиція метронідазолу з наночастинками срібла показали найбільшу активність при дії на *P.aeruginosa* (зниження життєздатності до 70 % та *S.aureus* — до 80 %). Композиція метронідазолу з наночастинками срібла (М8) виявилась активнішою на 25 % відносно *E.coli*, у порівнянні з метронідазолом (М5) (рис. 13).

Левовфлоксацин та композиції «Левовфлоксацин-Аg» (L9, L10, L11) не проявили активності щодо *S.aureus*, при цьому показавши зниження на 50...60 % кількості життєздатних бактерій на тест-штамах *E.coli* та *P.aeruginosa*.

Результати дослідження цитотоксичності наноконкомпозити на лінії клітин НЕК 293 наведені на рис. 14. Контролем слугував доксорубіцин у дозі 2 мкг/мл, який проявив значну цитотоксичну дію на ці клітини.

Метронідазол показав меншу токсичність, ніж доксорубіцин, а його композити практично не мали

Досліджувані матеріали

Серія	Характеристика	Аg, мас. %
М5	Метронідазол	0
М6	—>—	0,0034
М7	Метронідазол-Аg з киснем	0,0034
М8	Метронідазол	0,0178
Л9	Левовфлоксацин	0
Л10	—>—	0,00119
Л11	—>—	0,00476

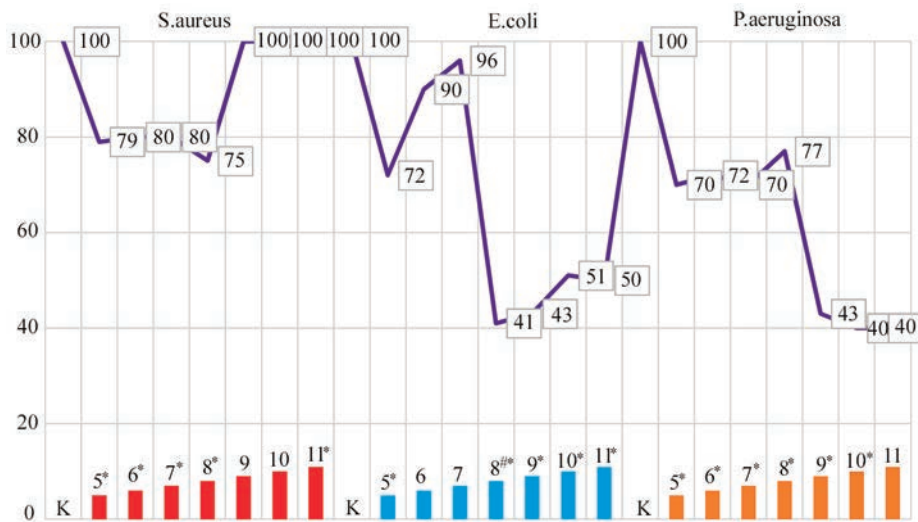


Рис. 13. Кількість живих клітин бактерій після МТТ-тесту: * — достовірно відносно контролю групи; # — достовірно відносно чистого метронідазолу (M5)

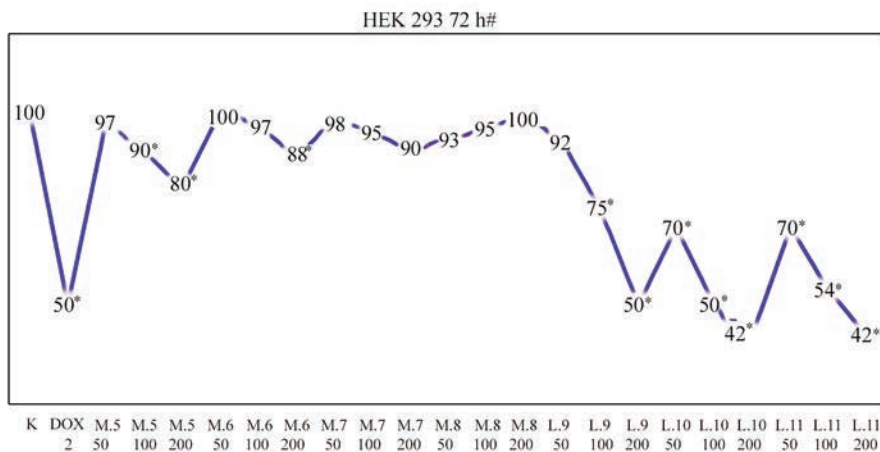


Рис. 14. Кількість живих клітин бактерій після МТТ-тесту (%): * — достовірно відносно контролю (K); # — достовірно відносно метронідазолу 200 мкг (M5)

токсичність на клітини HEK 293. Іншу картину спостерігали щодо цитотоксичної дії левофлоксацину та його наноконкомпозитів зі сріблом (рис. 14).

Таким чином, іммобілізація наночастинок срібла на поверхні антимікробних засобів дозволяє розширити терапевтичне значення даних антимікробних засобів за рахунок поєднання їх дії з антимікробною дією срібла, для якого не описано феномену лікарняної резистентності бактеріальних клітин.

На рис. 3 показані зразки лабораторної і промислової установок для випаровування та конденсації речовин у вакуумі, розроблені та виготовлені в Міжнародному центрі електронно-променевої технології Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ. Існуюче електронно-променеве обладнання для EB-PVD дозволяє вирішувати поставлені задачі.

Висновки

1. Використовуючи технологію електронно-променевого вакуумного випаровування та конденсації

срібла із парового потоку, сформованого у просторі та направлено на матеріал носія, було вибрано параметри технологічного процесу випаровування срібла.

2. На поверхні органічних та неорганічних носіїв отримані наночастки срібла розміром на рівні 14...60 нм. Наночастинки срібла, які входять до складу наноконкомпозитів, мають сферичну форму, яку вважають найменш активною та токсичною щодо біологічних структур. Токсичність залежить від концентрації НЧ. У проведених дослідженнях концентрація срібла у вигляді наночастинок була дуже низькою, хоча мала високу бактерицидну дію.

3. Наночастинки срібла було нанесено на поверхню лікарських засобів антимікробної дії (метронідазолу та левофлоксацину) з метою виконати експериментальну розробку лікарських засобів антимікробної дії з НЧ срібла.

4. Оцінено біологічну ефективність антимікробної дії композитів з наночастинками сріб-

ла на поверхні препаратів метронідазолу та левофлоксацину з використанням тест-штамів мікроорганізмів: *S. Aureus* ATCC25923, *E.coli* dH5a, *P. aeruginosa* 293.

5. Імобілізація наночастинок срібла на кристалах метронідазолу не впливає на його цитотоксичність щодо псевдо нормальних клітин людини лінії НЕК 293, у той час як наноконізити левофлоксацину зі сріблом є більш токсичними для цих клітин, ніж левофлоксацин.

6. Гігієнічна оцінка антимікробної та цитотоксичної дії композитів з НЧ срібла дозволяє рекомендувати їх для розробки лікувальних засобів.

Список літератури

1. Москаленко В.Ф., Розенфельд Л.Г., Мовчан Б.О., Чекман І.С. (2008) *Нанотехнології, наномедицина, нанофармакологія: стан, перспективи наукових досліджень, впровадження у медичну практику. І національний конгрес «Человек и лекарство — Украина»: Тез. допов.*, Київ, 167–168.
2. Raheman F., Deshmukh S., Ingle A. et al. (2011) Silver nanoparticles: novel antimicrobial agent synthesized from an endophytic fungus *pestalotia* sp. isolated from leaves of *Syzygiumcumini* (L). *Nano Biomed Eng.*, 3(3), 174–178.
3. Трахтенберг І.М., Ульберг З.Р., Чекман І.С. та ін. (2013) *Методичні рекомендації «Оцінка безпеки лікарських нанопрепаратів»*. Київ.
4. Morones-Ramirez J.R., Winkler J.A., Spina C.S. et al. (2013) Silver enhances antibiotic activity against gram-negative bacteria. *Sci. Transl. Med.*, 190(5), 1–21. DOI: <http://dx.doi.org/10.1126/scitranslmed.3006276>
5. Ершов Б.Г. (2001) Наночастицы металлов в водных растворах: электронные, оптические и каталитические свойства.

Журнал Рос. хим. общества им. Д.И. Менделеева, 14(3), 20–30.

6. Christian P., Kammer V., Balousha P., Hofman Th. (2008) Nanoparticles: structure, properties, preparation and behavior in environmental media. *Ecotoxicology*, 17, 326–343.
7. Ilkov O., Manko N., Bilous S. et al. (2021) Antibacterial and cytotoxic activity of metronidazole and levofloxacin composites with silver nanoparticles. *Current Issues of Pharmacy and Medical Sci.*, 34(4), 224–228.

References

1. Moskalenko, V.F., Rosenfeld, L.G., Movchan, B.O., Chekman, I.S. (2008) Nanotechnology, nanomedicine, nanopharmacology: State, prospects of scientific research, implementation in medical practice. *Proc. of 1st National Conf. on Man and Medicine — Ukraine, Kyiv*, 167–168 [in Ukrainian].
2. Raheman, F., Deshmukh, S., Ingle, A. et al. (2011) Silver nanoparticles: Novel antimicrobial agent synthesized from an endophytic fungus *pestalotia* sp. isolated from leaves of *Syzygiumcumini* (L). *Nano Biomed Eng.*, 3(3), 174–178.
3. Trakhtenberg, I.M., Ulberg, Z.R., Chekman, I.S. et al. (2013) *Methodological recommendations «Assessment of safety of medicinal products»*. Kyiv [in Ukrainian].
4. Morones-Ramirez, J.R., Winkler, J.A., Spina, C.S. et al. (2013) Silver enhances antibiotic activity against gram-negative bacteria. *Sci. Transl. Med.*, 190(5), 1–21. DOI: <http://dx.doi.org/10.1126/scitranslmed.3006276>
5. Ershov, B.G. (2001) Metal nanoparticles in aqueous solutions: Electronic, optical, and catalytic properties. *J. of the D.I. Mendeleev Russian Chemical Society*, 14(3), 20–30 [in Russian].
6. Christian, P., Kammer, V., Balousha, P., Hofman, Th. (2008) Nanoparticles: Structure, properties, preparation and behavior in environmental media. *Ecotoxicology*, 17, 326–343.
7. Ilkov, O., Manko, N., Bilous, S. et al. (2021) Antibacterial and cytotoxic activity of metronidazole and levofloxacin composites with silver nanoparticles. *Current Issues of Pharmacy and Medical Sci.*, 34(4), 224–228.

ELECTRON BEAM TECHNOLOGY FOR OBTAINING NANOSTRUCTURED SILVER COATINGS ON POWDERS OF INORGANIC AND ORGANIC SUBSTANCES, MEDICINAL NANOCOMPOSITE SUBSTANCES AND THEIR RESEARCH

G.G. Didikin¹, S.B. Bilous², I.S. Kovinsky¹, O.O. Ilkov³

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

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

²Danylo Halytsky Lviv National Medical University.

69 Pekarska Str., 79010, Lviv, Ukraine.

³Institute of Animal Biology of the National Academy of Sciences of Ukraine.

38 Vasyl Stus Str., 79034, Lviv, Ukraine.

The technological schemes of the process of electron beam evaporation and condensation and examples of their use for the synthesis of nanocomposites based on inorganic and organic carriers, as well as methodological and experimental development of antimicrobial substances based on Ag nanoparticles are considered. The biological and physicochemical properties of silver nanoparticles and the effectiveness of antimicrobial action of a composite with silver nanoparticles on the surface of a medical product were evaluated. Examples of possible use of antimicrobial drugs for medical purposes are given. The bactericidal effect of the composite against representatives of opportunistic pathogens that can cause hospital-acquired infections was revealed. Evaluation of the antimicrobial and cytotoxic effects of composites containing silver nanoparticles, allows us recommending it for the development of prophylactic and therapeutic agents in various forms of release for external and internal use. Ref. 7, Tabl. 1, Fig. 14.

Key words: electron beam physical deposition in vacuum; silver; nanoparticles; X-ray phase analysis; scanning electron microscopy; transmission electron microscopy; dynamic light scattering; bactericidal; cytotoxicity; metronidazole; levofloxacin

Надійшла до редакції 01.11.2022

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗЛИВКІВ, ОТРИМАНИХ З ВІДХОДІВ ЛИСТОВОЇ ОБРІЗИ ТИТАНУ ВТ1-0 ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ ПЕРЕПЛАВОМ У ВІДКРИТОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ

Д.І. Білоник¹, О.Є. Капустян¹, І.А. Овчинникова², І.М. Білоник¹, Г.М. Лаптева¹

¹Національний університет «Запорізька політехніка».

69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64. E-mail: aek@zntu.edu.ua

²Запорізький національний університет.

69600, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 66.

Проведено аналіз технологій, які дозволяють залучати відходи титану в плавильний процес при отриманні зливок. Показано, що для цього перспективною та економічно вигідною є схема, яка включає електрошлаковий переплав з попереднім виготовленням витратного електрода повністю з кондиційних відходів листової обрізи титану ВТ1-0. Досліджували структуру й властивості електрошлакових зливок титану перерізом 90×90 мм та діаметром 85 мм, отриманих з застосуванням електрошлакового переплаву у відкритому кристалізаторі з ковзаючим струмопідводом та захистом поверхні шлакової ванни аргонном. Хімічний склад електрошлакових зливок нелегованого титану практично не відрізняється від хімічного складу титану марки ВТ1-2, ВТ1-Л та цілого ряду марок нелегованого титану зарубіжних виробників, за винятком декілька підвищеного вмісту кисню та азоту. Ультразвуковий контроль зливок не виявив внутрішніх дефектів. Макроструктура, яку досліджували на поздовжніх та поперечних темплетгах, крупнокристалічна, щільна, однорідна, дефекти технологічного походження відсутні. Кут нахилу стовпчастих кристалів до осі зливка 40...45°, розмір зерен — 1,8...2,5 мм. Мікроструктура — перетворені β-зерна розміром 140...175 мкм. Після відпалу (620 °С) механічні властивості електрошлакових зливок склали: $HB = 224$; $\sigma_b = 590$ МПа; $\sigma_{0,2} = 560$ МПа; $\delta = 7,5$ %; $\psi = 13,5$ %. Визначено технічні заходи для підвищення пластичності електрошлакового титану шляхом зменшення вмісту кисню і азоту в зливках та зменшення розміру литого зерна. Технологічні властивості електрошлакового титану (оброблюваність різанням та зварюваність) на рівні титану ВТ1-Л. Встановлена можливість обробки тиском (гаряче кування) з коефіцієнтами деформації 40 та 90 % титану електрошлакових зливок. Отримані напівфабрикати не мали внутрішніх та поверхневих дефектів. Бібліогр. 24, табл. 2, рис. 8.

Ключові слова: переробка; листові обрізи; титан; електронно-променево плавлення; електрошлаковий процес; зливки; структура; хімічний склад; механічні властивості; технологічні властивості; гаряче кування

Вступ. Для розвитку сучасної електрометалургії з використанням вторинної сировини особливе значення набувають титанові відходи. Максимально повне і раціональне використання відходів — перспективний та пріоритетний шлях здешевлення титанової продукції, що, безперечно, зміцнить економічні позиції титанової промисловості. Залучення відходів титану та його сплавів у плавку для виробництва серійних титанових сплавів, фасонного лиття, феротитану та інших продуктів є найбільш раціональним та ефективним способом рециклінгу [1].

Незважаючи на додаткові витрати, зумовлені підготовкою відходів до плавки, що включають сортування, визначення хімічного складу та вмісту домішок, очищення від технологічних забруднень (змащувально-охолоджувальні рідини, масло, окислені в результаті термічного різання поверхні), кожні 10 % титанових відходів, додатково вве-

дені в шихту, знижують її вартість на 5...8 %. Також при отриманні однієї тони зливка можна зекономити до 100 кг титанової губки та 5...10 кг легуючих елементів [2].

Основними способами плавки титану, які дозволяють залучати титанові відходи, є вакуумно-індукційна і вакуумно-гарнісажна плавки, електронно-променевої та електрошлаковий переплави. Вакуумно-індукційна плавка була розроблена О.О. Фогелем. Обладнання для цього процесу розроблялося в США (Retech Systems LLC) [3] та Німеччині (ALD Vacuum Technologies) [4]. В Україні ця технологія на даний час не застосовується.

В роботі [1] доведено, що найбільш ефективним агрегатом для плавки відходів титану та його сплавів є вакуумно-гарнісажна піч, яка працює по технології гарнісаж-витратний електрод (ГВЕ). Найбільш важлива економічна перевага технології та печей ГВЕ — це суттєве зниження об'єму ро-

Д.І. Білоник — <https://orcid.org/0000-0003-3274-0604>, О.Є. Капустян — <https://orcid.org/0000-0002-8979-8076>,

І.А. Овчинникова — <https://orcid.org/0000-0002-4035-129X>, І.М. Білоник — <https://orcid.org/0000-0002-3873-5307>,

Г.М. Лаптева — <https://orcid.org/0000-0003-4475-2354>

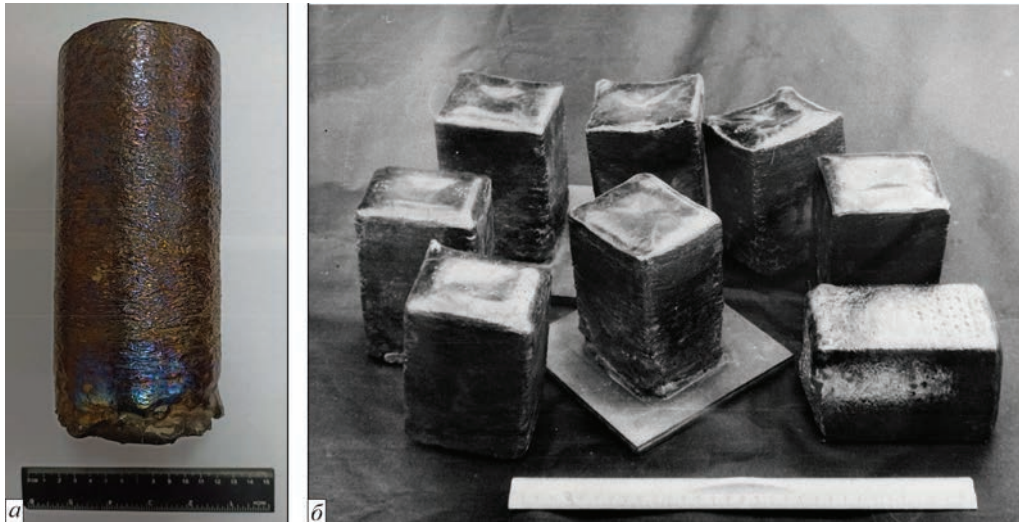


Рис. 1. Титанові напівфабрикати двох типорозмірів, мм: діаметром 85 (а), перерізом 90×90 (б)

біт по підготовці відходів титану до плавки. Технологія ГВЕ, яка залучає відходи титану, також забезпечує отримання витратних електродів для подальшого вакуумно-дугового переплаву (ВДП). Об'єднання технологій ГВЕ та ВДП замінює трикратний ВДП при виплавці зливків титанових сплавів Ti-10-2-3 і Ti-6Al-4V [1].

Завдяки інтенсивним науковим дослідженням в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України у розробці сучасного обладнання та технологій в галузі виробництва титанових зливків і слябів та іншої титанової продукції лідируюче положення зайняв процес електронно-променевої плавки [5–8]. Промислове впровадження та подальше вдосконалення технології електронно-променевої плавки титану здійснювалося на українських підприємствах: ДП «Науково-виробничий центр «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України», ТОВ «Міжнародна компанія «АНТАРЕС», ТОВ «ЗТМК», а також в Китаї, Німеччині, США та інших країнах. Технологічна гнучкість процесу електронно-променевої плавки дозволяє досить широко використовувати у виробництві титан різних марок, форми і розмірів, а також до 30...40 % низькосортної губки (ТГ-Тв, ТГ-оп). Наприклад, для одержання зливків нелегованого титану (СР-титану) марок ВТ1-0, Grad 2 розроблена технологія одноразової електронно-променевої плавки з проміжною смістю. Також шихту можна доповнювати спеціально підготовленими відходами титану у вигляді стружки і донних частин слябів [9]. Це дає можливість ефективно знижувати собівартість продукції як на внутрішньому, так і на зовнішньому ринках.

У меншій мірі затребувана електрошлакова технологія, що зумовлено поки що не вирішеними деякими питаннями технічного та технологічного характеру отримання промислових титанових

зливків. Хоча електрошлакову плавку та, особливо, камерний електрошлаковий процес успішно застосовують для виплавки зливків титану невеликої ваги при досить широких можливостях впливу на їх хімічний склад, структуру та властивості [10, 11].

Безумовно, як науковий, так і практичний інтерес представляє можливість залучення 100 % відходів листової обрізи титану при електрошлаковому перепаві. В роботі [12] обґрунтована доцільність та показана принципова можливість застосування електрошлакового процесу у відкритому кристалізаторі з ковзаючим струмопідводом для виплавлення титанових зливків з використанням витратних електродів, повністю виготовлених з кондиційних відходів листової обрізи титану ВТ1-0. Виплавлені титанові зливки перерізами 90×90 мм та діаметром 85 мм (рис. 1).

Подальший розвиток у цьому напрямку [12] полягав у визначенні якісних характеристик та технологічних властивостей даного матеріалу, до яких відносяться: хімічний склад, включаючи вміст газів; фізична однорідність (макроструктура), мікроструктура; стандартні механічні властивості. На підставі отриманих даних можливо дати рекомендації до виготовлення з електрошлакового титану конкретних виробів, а хімічний склад дозволить встановити перелік агресивних середовищ, у яких вироби з електрошлакового титану найбільш раціонально експлуатувати.

Слід також врахувати, що технологічна, економічна та в цілому можливість виготовлення виробів з електрошлакового титану визначається такими властивостями, як оброблюваність різанням, зварюваність та здатність титанових електрошлакових зливків до деформаційної обробки. Це потребує досліджень можливості застосування цих

процесів для виготовлення деталей та обладнання з електрошлакового титану.

Мета цієї роботи — визначити основні показники металургійної якості і технологічні властивості зливок титану, отриманих із застосуванням електрошлакового процесу у відкритому кристалізаторі з ковзаючим струмопідводом, захистом поверхні шлакової ванни аргонном та використанням витратних електродів, виготовлених цілком з кондиційних відходів листової обрізи титану ВТ1-0.

Матеріали і способи досліджень. Технологія, за якою були отримані титанові електрошлакові зливки (Ti — основа; С — 0,024 %; Fe — 0,06 %; Si — 0,05 %; O₂ — 0,25 %; N₂ — 0,058 %; H₂ — 0,0016 %), наведена в роботі [12].

В цій роботі досліджували якість зливок за наступними показниками: макро- і мікроструктура; механічні властивості; оброблюваність різанням та тиском; зварюваність.

Попередньо зливки були механічно оброблені на токарному верстаті на глибину 2,5 мм з метою зняття альфірованого шару (рис. 2, а) для подальшого ультразвукового контролю та дослідження оброблюваності тиском. Ультразвуковий контроль зливок виконували на ТОВ «ЗТМК» з використанням дефектоскопа УД4-Т і датчика 5К6.

Макроструктуру зливок досліджували на поперечних та поперечних темплетях після травлення розчином 20 % HF + 20 % HNO₃ + 60 % H₂O. Розмір литого зерна визначали лінійним методом січних А.А. Глаголева [13]. Мікроструктуру виявляли тим самим реактивом на полірованих і травлених шліфах та досліджували на металографічному мікроскопі НЕОРНОТ-32 при збільшенні 300... 500 крат.

Механічні випробування литого електрошлакового металу [14] та зварного стикового з'єднання [15] виконували на комп'ютеризованій системі INSTRON-8862. Механічні властивості титанових електрошлакових зливок визначали після відпалу при температурі 620 °С. Отримані результати порівнювали з механічними властивостями, що наведені для технічного титану ВТ1-Л, а також α-сплавів ТЛЗ і ВТ5Л в роботі [16].

Оброблюваність різанням при точінні, свердлінні та нарізанні зовнішньої різьби оцінювали порівнянням при виготовленні технологічних проб з електрошлакових зливок титану та з титану ВТ1-Л. Виплавку зливок титану ВТ1-Л діаметром 80 мм для порівняльних характеристик оброблюваності різанням виконували способом вакуумно-дугового переплаву з невитратним електродом у вакуумно-дуговій гарнісажній печі [17]. Плавлення вели



Рис. 2. Зливка діаметром 85 мм зі знятим токарною обробкою альфірованим шаром (а) і виготовлені з цього зливка зразки для кування (б)

мідним водоохолоджуванним електродом із вольфрамовим наконечником у тиглі, який виготовлено з графіту марки МПГ-7. В якості вихідних шихтових матеріалів використовували відходи листових обрізків кондиційного титану ВТ1-0. Перед початком робіт надані матеріали попередньо механічно подрібнювали до фракції 5...15 мм.

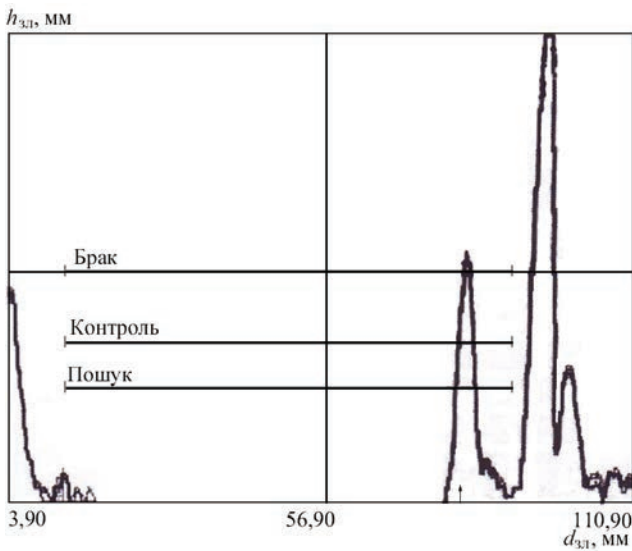


Рис. 3. Скан ультразвукового контролю: $T_A = 27,6$ мкс; $y_A = 86,2$ мм

На технологічних пробах була передбачена чистова, напівчистова і чорнова обробки поверхні. Методики дослідження, обладнання, інструмент і режими різання обирали згідно рекомендацій [18, 19].

Точіння виконували різцями з тврдосплавними пластинками зі сплаву ВК-8 з наступною геометрією: $\gamma = 0^\circ$, $\alpha = 12^\circ$, $\varphi = 14^\circ$, $\varphi_1 = 45^\circ$. Швидкість різання 30 м/хв, подача — 0,5 мм/об, глибина різання — 2,5 мм.

Свердління виконували свердлом діаметром 20 мм зі швидкорізальної сталі Р9Ф5 з наступною геометрією: $\gamma = 3^\circ$, $\alpha = 12^\circ$, $2\varphi = 120^\circ$, $2\varphi_0 = 75^\circ$, кут нахилу спіральної канавки 27° . Швидкість різання — 20 м/хв, подача — 0,1 мм/об.

Метричну різьбу нарізали різцями з тврдосплавними пластинками зі сплаву ВК-8 зі швидкістю різання 25 м/хв.

Дослідження зварюваності виконували згідно рекомендацій [20] на зразках розміром $55 \times 30 \times 5$ мм, виготовлених з електрошлакових зливок титану. Зразки зварювали встик двостороннім швом аргонодуговим зварюванням неплавким вольфрамовим електродом з титановою присадкою (дріт ВТ1-00 ГОСТ 27265–87) на режимах: струм — 110...130 А, напруга — 12...18 В, витрата аргону (клас А) — 12...16 л/хв. Механічні властивості зварного шва визначали за ГОСТ 6996–66, тип зразка XX IV. Отримані з'єднання були досліджені також на герметичність методом газової проби за ГОСТ 3242–79. Одну із сторін покривали водною суспензією крейди та підсушували. Протилежну сторону змочували 2...3 рази гасом. Витримували протягом чотирьох годин.

Оброблюваність тиском виконували методом гарячого кування на ДП «УкрНДІспецсталь» на гідравлічному кувальному пресі зусиллям 2 МН. Для цього із одного зі зливоків було виготовлено зразки (рис. 2, б), які піддавали різному ступеню деформації — 45 і 90 %. Технологія кування була прийнята як і для стандартних зливоків титану ВТ1-0 [21] за наступним технологічним режимом:

підігрів бойків перед куванням, °С	200...220
нагрівання заготовок у печі до температури, °С	900...930
деформування заготовок за один прохід, %	20...22
температура закінчення кування не менш, °С	750
температура відпалу, °С	620...660
охолодження заготовок	на повітрі до температури навколишнього середовища

Результати досліджень та їх аналіз. Ультразвуковий контроль показав відсутність у зливках внутрішніх дефектів та крупних неметалевих включень. Зафіксовано наявність незначних за розміром усадочних раковин на верхніх торцях

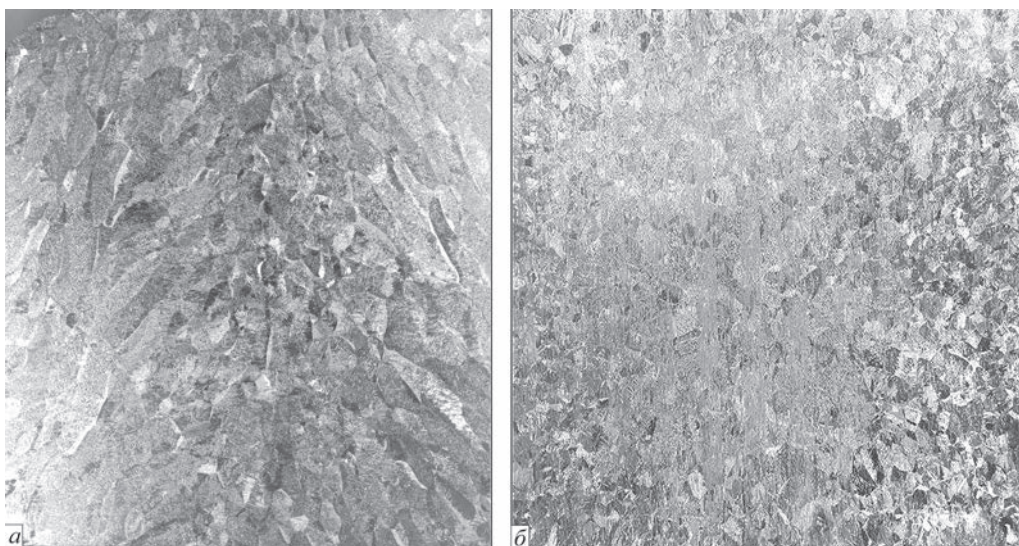


Рис. 4. Макроструктура електрошлакових зливоків титану перерізом 90×90 мм: а — поздовжня, центр зливка; б — поперечна, 1/2 висоти зливка



Рис. 5. Мікроструктура електрошлакового зливка титану зливків (рис. 3), що обумовлено тим, що по закінченню плавки операцію усадки не виконували.

Макроструктура крупнокристалічна, щільна, однорідна, дефекти технологічного походження відсутні (рис. 4). Розмір литого зерна складав 1,8...2,5 мм. Кут нахилу стовпчастих кристалів до осі зливка — 40...45° (рис. 4, а), що характерно для електрошлакових зливків, отриманих на оптимальній швидкості наплавлення.

Мікроструктура (рис. 5) характерна для литого титану, тобто перетворені β-зерна розміром від 140 до 175 мкм склалися з α-пластин.

При дослідженні механічних властивостей електрошлакового титану встановлено, що характеристики міцності σ_b та $\sigma_{0,2}$ вище у 1,7 та 1,8 раз відповідно, ніж у технічного титану ВТ1-Л (табл. 1). Але пластичністю електрошлаковий титан поступається. В α-сплавах ТЛ-3 та ВТ5-Л для підвищення міцності (σ_b та $\sigma_{0,2}$) застосовують легування алюмінієм (4,1...6,2 %), але при цьому одночасно знижується їх пластичність (δ та ψ). Порівнюючи механічні властивості дослідного титану з механічними властивостями сплавів ТЛ-3 та ВТ5-Л можна зробити висновок, що їх різниця незначна.

Більш низькі характеристики пластичності дослідних зливків визначаються не тільки підвищеним вмістом кисню та азоту, а й крупнокристалічною будовою литого титану (рис. 4). Зменши-



Рис. 6. Деталі з електрошлакового титану після механічної обробки різанням, $\times 0,5$

ти розмір литого зерна в зливках для наших умов можливо такими способами:

- скорегувати режим плавки (струм, напруга, швидкість наплавлення, кількість флюсу) для зменшення глибини металевої ванни та збільшення швидкості кристалізації;

- модифікувати зливки бором, лантаном або ітрієм [22–24].

Також доцільно забезпечити більш ефективний захист від кисню і азоту повітря розігрітої частини витратного електрода та поверхні шлакової ванни. Застосування цих заходів поодиночі чи в комплексі повинно значно підвищити показники пластичності литого електрошлакового титану.

При дослідженні технологічних властивостей встановлено, що електрошлаковий титан добре піддається механічній обробці різанням. Суттєвої різниці в оброблюваності різанням в порівнянні з титаном ВТ1-Л не виявлено. Про це свідчили як сам характер різання (дрібна кручена стружка), так і отримання необхідного класу шорсткості поверхні і конфігурації технологічних проб (рис. 6).

Таблиця 1. Механічні властивості литого електрошлакового титану, технічного титану ВТ1-Л і α-сплавів ТЛ-3, ВТ5-Л та кількість домішок в них

Сплав	Механічні властивості				Кількість домішок, %					
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	O ₂	N ₂	H ₂	C	Fe	Si
Дослідний титан після відпалу	590	560	7,5	13,5	0,25	0,058	0,0016	0,12	0,28	0,10
ВТ1-Л* (технічний титан)	<343	<297	<10,0	<20,0	<0,20	<0,05	<0,015	<0,15	<0,30	<0,15
ТЛ-3* (Ti + 4,5 % Al)	<588	<539	<8	<16	<0,15	—	—	—	—	—
ВТ5-Л* (Ti + 6,2 % Al)	<586	<627	<6	<14	<0,20	—	—	<0,20	<0,35	<0,20

*За даними роботи [19].

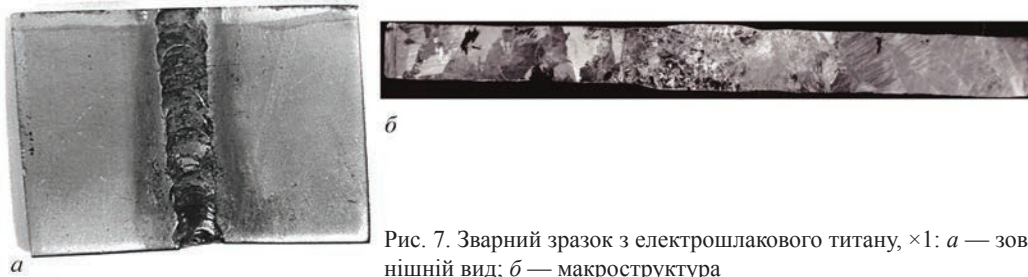


Рис. 7. Зварний зразок з електрошлакового титану, $\times 1$: *a* — зовнішній вид; *б* — макроструктура

Таблиця 2. Механічні властивості зварного з'єднання литого електрошлакового титану

Зразок	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	НВ
Основний метал	590	560	7,5	13,5	224
Метал зварного шва	556	530	8,9	15,8	218

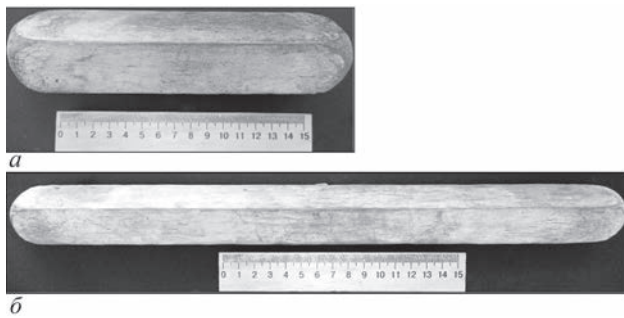


Рис. 8. Зовнішній вид деформованих титанових напівфабрикатів з різним ступенем деформації, %: *a* — 45; *б* — 90

Зовнішній вид зварного з'єднання зразків, отриманих з електрошлакових зливок, приведено на рис. 7, *a*.

Встановлено, що формування зварних швів та самого з'єднання відбувалося нормально, незважаючи на декілька підвищений вміст кисню і азоту в зразках, в зоні сплавлення пор не виявлено. При дослідженні макроструктури зварного з'єднання слід зазначити його структурну однорідність. Тобто, всьому з'єднанню притаманна структура литого титану (рис 7, *б*). Міцнісні характеристики зварного шва декілька нижче, ніж основного металу (електрошлакового литого титану), а пластичність вище (табл. 2). Руйнування зварного з'єднання при дослідженні на статичне розтягнення відбувалося по зварному шву, що обумовлено більш високою чистотою присадного дроту у порівнянні з основним металом. Отже, при зварюванні литого технічного електрошлакового титану може бути отримано однорідне і рівномірне з'єднання, якщо застосувати леговані присадні дроти, наприклад ОТ4св або ОТ4-1св. Плями на крейдяному покритті не виступали, що свідчило про герметичність зварного шва. Це свідчить, що литий електрошлаковий титан може бути застосований в герметичних виробках.

Одним з основних видів обробки титану і титанових сплавів є обробка тиском. Різноманіття

технологій та способів обробки тиском дозволяють отримувати широку номенклатуру титанових напівфабрикатів для потреб промисловості. Електрошлакові зливки титану мають декілька підвищений вміст кисню і азоту та низькі характеристики пластичності. Це може погіршувати деформаційну здатність литого електрошлакового титану, тому виникла необхідність її дослідити.

В процесі гарячого кування виготовлених зразків (рис. 2, *б*) не були виявлені технологічні труднощі, які б потребували спеціальних режимів та додаткових технологічних заходів. Отримані два напівфабрикати, зовнішній вид яких наведено на рис. 8. При зовнішньому огляді не виявлено поверхневих тріщин та інших дефектів поверхні. При УЗК деформованих напівфабрикатів також не було встановлено внутрішніх дефектів.

Таким чином, в ході проведених робіт по визначенню технологічних властивостей показано, що отриманий титан добре піддається деформаційній обробці (гарячому куванню), обробці різанням та має хорошу зварюваність.

Подальші дослідження будуть спрямовані на розробку і застосування конструктивних та технологічних засобів поліпшення захисту титану від взаємодії з повітрям, удосконалення процесу плавки з метою підвищення пластичності титану, вивчення впливу гарячої деформації зливок на структуру та властивості отриманих титанових напівфабрикатів.

Висновки

1. При дослідженні структури отриманих зливок встановлено: макроструктура крупнокристалічна, щільна, однорідна, дефекти відсутні. Кут нахилу стовпчастих кристалів до осі зливка становив $40 \dots 45^\circ$, розмір зерен — $1,8 \dots 2,5$ мм; мікроструктура — перетворені β -зерна розміром від 140 до 175 мкм, що складаються з α -пластин.

2. При порівнянні механічних властивостей титану електрошлакових зливків з аналогічними характеристиками найбільш поширених марок нелегованого литого титану було з'ясовано: характеристики міцності титану електрошлакових зливків ($\sigma_b = 610$ МПа, $\sigma_{0,2} = 580$ МПа) вище на 70 %, ніж нелегованого титану VT1-Л; зниження пластичності в дослідному титані пояснюється підвищенням вмістом кисню і азоту, а також крупнокристалічною будовою; різниця в механічних властивостях електрошлакового титану і α -сплавів ТЛ-3 та VT5-Л незначна.

3. Дослідження технологічних властивостей титану електрошлакових зливків довели його гарну оброблюваність різанням і зварюваність.

4. Встановлена принципова можливість обробки тиском (гаряче кування) титану електрошлакового зливка діаметром 85 мм зі ступенями деформації 45 та 90 %.

Список літератури

1. Колобов Г.А. (2013) Рециклинг отходов титана и титановых сплавов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, **1**, 138–140.
2. Гармата В.А., Петрунько А.Н., Галицкий Н.В., Олесов Ю.В. (1983) *Титан: свойства, сырьевая база, физико-химические основы и способы получения*. Москва, Металлургия.
3. <https://www.retechsystemsllc.com>
4. <https://www.ald-vt.com>
5. Патон Б.Е., Ахонин С.В., Березос В.А. (2018) Развитие технологий электронно-лучевой плавки металлов в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. *Современная электрометаллургия*, **4**, 19–35. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem2018.04.01>
6. Ахонин С.В., Кругленько М.П., Костенко В.И. (2010) Удаление тугоплавких включений из титана при электронно-лучевой плавке по механизму осаждения. *Там же*, **4**, 7–10.
7. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
8. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В. (2008) *Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекреакционных металлов*. Киев, Наукова думка.
9. Калинюк О.М., Дереча О.Я., Телін В.В. та ін. (2018) Особливості виробництва стрічкових литих заготовок марок VT1-0 та GRADE 2 з низькосортного губчастого титану. *Современная электрометаллургия*, **3**, 20–26. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2018.03.03>
10. Рябцев А.Д., Троянский А.А. (2001) Производство слитков титана, хрома и сплавов на их основе в камерных электрошлаковых печах под «активными» металлосодержащими флюсами. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **4**, 6–9.
11. Протоковиллов И.В., Назарчук А.Т., Петров Д.А., Порохонько В.Б. (2018) Технологические и металлургические особенности выплавки слитков титановых сплавов в электрошлаковых печах камерного типа. *Современная электрометаллургия*, **2**, 45–50. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2018.02.06>
12. Білоник Д.І., Овчинников О.В., Білоник І.М. та ін. (2022) Електрошлакова виплавка у відкритому кристалізаторі зливків з відходів листових обрізків титану VT1-0. *Сучасна електрометалургія*, **1**, 34–39.
13. Богомолова Н.А. (1978) *Практическая металлография*. Москва, Высшая школа.
14. (2019) ДСТУ ISO 6892-1:2019. *Металеві матеріали. Випробування на розтяг*. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури.
15. (1967) ГОСТ 6996–66. *Сварные соединения. Методы определения механических свойств*.
16. Бибииков Е.Л., Глазунов С.Г., Неуструев А.А. и др. (1983) *Титановые сплавы. Производство фасонных отливок из титановых сплавов*. Москва, Металлургия.
17. Овчинников О.В., Капустян О.С. (2020) Технології виплавки зливків цирконієвого сплаву способом вакуумно-дугового переплаву з невитратним електродом у гарнісажній печі. *Сучасна електрометалургія*, **4**, 32–38. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2020.04.06>
18. Древаль А.Е., Скороходов Е.А., Агеев А.В. (2005) *Краткий справочник металлста*. Москва, Машиностроение.
19. Глазунов С.Г., Важенин С.Ф., Зюков–Батырев Г.Л., Рагнер Я.Л. (1975) *Применение титана в народном хозяйстве*. Київ, Техніка.
20. Патон Б.Е. (1974) *Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением*. Москва, Машиностроение.
21. Никольский Л.А., Фиглин С.З., Бойцев В.В. (1975) *Горячая штамповка и прессование титановых сплавов*. Москва, Машиностроение.
22. Самсонов Г.В., Кашук В.А., Черкашин А.И. (1970) Влияние переходных металлов на размер зерна титана. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **11**, 30–32.
23. Григоренко Г.М., Ахонин С.В., Лобода П.И. и др. (2016) Структура и свойства титанового сплава, легированного бором, полученного способом электронно-лучевого перепада. *Современная электрометаллургия*, **1**, 21–25. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2016.01.03>
24. Голтвянчук В.С., Баньковский О.Б., Цивірко Е.І. (2009) Модифікування бором литих титан-алюмінієвих сплавів. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, **1**, 86–88.

References

1. Kolobov, G.A. (2013) Recycling of titanium and titanium alloy wastes. *Novi Materialy i Tehnologii v Metalurgii ta Mashynobuduvanni*, **1**, 138–140 [in Russian].
2. Garmata, V.A., Petrunko, A.N., Galitsky, N.V., Olesov, Yu.V. (1983) *Titanium: Properties, raw materials, physical and chemical bases and methods for the preparation*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
3. <https://www.retechsystemsllc.com>
4. <https://www.ald-vt.com>
5. Paton, B.E., Akhonin, S.V., Berzos, V.A. (2018) Development of technologies of electron beam melting of metals at the E.O. Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine. *Sovrem. Elektrometal.*, **4**, 19–35 [in Russian]. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem2018.04.01>
6. Akhonin, S.V., Kruglenko, M.P., Kostenko, V.I. (2010) Removal of refractory inclusions from titanium in electron beam melting by the precipitation mechanism. *Advances in Electro-metallurgy*, **4**, 232–236.
7. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kyiv, Naukova Dumka [in Ukrainian].
8. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V. (2008) *Electron beam melting of refractory and high-reactive metals*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

9. Kalinyuk, A.N., Derecha, O.Ya., Telin, V.V. et al. (2018) Peculiarities of production of slab-type cast billets of VT1-0 and GRADE 2 types of low-grade spongy titanium. *Sovrem. Elektrometal.*, **3**, 20–26 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2018.03.03>
10. Ryabtsev, A.D., Troyansky, A.A. (2001) Production of ingots of titanium, chromium and alloys on their base in chamber electroslag furnaces using “active” metal containing fluxes. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **4**, 6–9 [in Russian].
11. Protokovilov, I.V., Nazarchuk, A.T., Petrov, D.A., Porokhonko, V.B. (2018) Technological and metallurgical peculiarities of melting the titanium alloy ingots in chamber-type electroslag furnaces. *Sovrem. Elektrometal.*, **2**, 45–50 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2018.02.06>
12. Bilonik, D.I., Ovchynnykov, O.V., Bilonik, I.M. et al. (2022) Electroslag melting in an open mould of ingots from sheet scrap wastes of titanium VT1-0. *Suchasna Elektrometal.*, **1**, 34–39 [in Ukrainian].
13. Bogomolova, N.A. (1978) *Practical metallography*. Moscow, Vysshaya Shkola [in Russian].
14. (2019) DSTU ISO 6892-1:2019. *Metallic materials. Tensile testing*. Pt 1. Method of test at room temperature [in Ukrainian].
15. (1967) GOST 6996–66. *Welded joints. Methods of determination of mechanical properties* [in Russian].
16. Bibikov, E.L., Glazunov, S.G., Neustruyev, A.A. et al. (1983) *Titanium alloys. Production of shaped castings from titanium alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
17. Ovchynnykov, O.V., Kapustian, O.E. (2020) Technology for smelting zirconium alloy ingots by vacuum arc remelting with a non-consumable electrode in a skull furnace. *Suchasna Elektrometal.*, **4**, 32–38 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2020.04.06>
18. Dreval, A.E., Skorokhodov, E.A., Ageev, A.V. (2005) *Quick reference guide of metalworker*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
19. Glazunov, S.G., Vazhenin, S.F., Zyukov-Batyrev, G.L., Ratner, Ya.L. (1975) *Application of titanium in national economy*. Kyiv, Tekhnika [in Russian].
20. Paton, B.E. (1974) *Technology of fusion electric welding of metals and alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
21. Nikolsky, L.A., Figlin, S.Z., Bojtsev, V.V. (1975) *Hot stamping and pressing of titanium alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
22. Samsonov, G.V., Kashchuk, V.A., Cherkashin, A.I. (1970) Effect of transition metals on the grain size of titanium. *Metallovedenie i Termich. Obrabotka Metallov*, **11**, 30–32 [in Russian].
23. Grigorenko, G.M., Akhonin, S.V., Loboda, P.I. et al. (2016) Structure and properties of titanium alloy doped with boron, produced by the method of electron beam remelting. *Sovrem. Elektrometal.*, **1**, 21–25 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2016.01.03>
24. Goltvyanchuk, V.S., Bankovskyi, O.B., Tsyvirko, E.I. (2009) Modifying titanium-aluminium cast alloys by boron. *Novi Materialy i Tehnologii v Metalurgii ta Mashynobuduvanni*, **1**, 86–88 [in Ukrainian].

STRUCTURE AND PROPERTIES OF INGOTS PRODUCED FROM SHEET CUTTINGS OF VT-1 TITANIUM BY ELECTROSLAG REMELTING IN AN OPEN MOULD

D.I. Bilonyk¹, O.Ye. Kapustyan¹, I.A. Ovchynnykova², I.M. Bilonyk¹, G.M. Lapteva¹

¹National University «Zaporizka politekhnika».

64 Zhukovskogo Str., 69063, Zaporizhzhya, Ukraine. E-mail: aek@zntu.edu.ua

²Zaporizhzhya National University.

66 Zhukovskogo Str., 69600, Zaporizhzhya, Ukraine.

Analysis of technologies, allowing titanium wastes to be used in the melting process in ingot production, was performed. It is shown that for this purpose a promising and cost-effective schematic is the one which includes electroslag remelting with preliminary manufacture of a consumable electrode completely from standard wastes of sheet cuttings of VT1-0 titanium. The structure and properties of electroslag ingots of titanium of 90×90 mm cross-section and 85 mm diameter was studied. The ingots were produced with application of electroslag remelting in an open mould with sliding current conduit and the slag pool surface protection by argon. Chemical composition of electroslag ingots of unalloyed titanium practically does not differ from that of titanium of VT1-2, VT1-L grades, and a whole range of grades of unalloyed titanium from foreign manufacturers, except for a somewhat higher content of oxygen and nitrogen. Ultrasonic testing of the ingots did not reveal any internal defects. Macrostructure, which was studied on longitudinal and transverse templates, is coarse-crystalline, dense, and homogeneous without any defects of technological origin. The angle of inclination of the columnar crystallites to the ingot axis is 40...45°, grain size is 1.8...2.5 mm. The microstructure consists of transformed β-grains of 140...175 μm size. After annealing (620 °C) the mechanical properties of electroslag ingots were as follows: $HB = 224$; $\sigma_1 = 590$ MPa; $\sigma_{0.2} = 560$ MPa; $\delta = 7.5$ %; $\psi = 13.5$ %. Technical measures were determined to improve the ductility of electroslag titanium by reducing the content of oxygen and nitrogen in the ingots, and refining the cast grain size. Technological properties of electroslag titanium (cuttability and weldability) are on the level of VT1-L. The possibility of pressure treatment (hot forging) was established with deformation coefficients of 40 and 90 % of titanium from electroslag ingots. The obtained semi-finished products did not have any internal or surface defects. Ref. 24, Tabl. 2, Fig. 8.

Key words: processing; sheet cuttings; titanium; electron beam melting; electroslag process; ingot; structure; chemical composition; mechanical properties; technological properties; hot forging

Надійшла до редакції 26.12.2022

ЕФЕКТИВНІСТЬ ПРОЦЕСУ ПЛАЗМОВО-ДУГОВОЇ СФЕРОДИЗАЦІЇ СТРУМОПРОВІДНОГО ТИТАНОВОГО ДРОТУ

В.М. Коржик, Д.В. Строгонов, О.М. Бурлаченко, А.Ю. Тунік, О.В. Ганущак, О.П. Грищенко
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: vnkorzhyk@gmail.com

Експериментально підтверджена можливість отримання сферичних титанових порошків шляхом застосування технології плазово-дугового розпилення компактного струмопровідного дроту марки Ti Grade 2 діаметром 1,6 мм. Аналіз гранулометричного складу порошку показав, що основною фракцією порошку є фракція 25...250 мкм, яка складає 95 % від загального об'єму порошку, кількість частинок фракції <25 мкм та 250...315 мкм не перевищує 5 %. Досліджено параметри форми титанового порошку, показано що більшість частинок має правильну сферичну форму з коефіцієнтом сферичності близьким до 0,8. Кількість дефектних частинок не перевищує 3 % від загальної маси порошку. З'ясовано, що розпилення за схемою дріт-анод призводить до значного підвищення ККД нагріву дроту (приблизно в 4 рази) у порівнянні зі схемою розпилення нейтрального дроту, що сприяє підвищенню продуктивності процесу з 2...5 до 12 кг/год. Показано, що використання технології плазово-дугової сферодизації титанового дроту дозволяє отримувати сферичні порошки для 3D друку високоякісних виробів для аерокосмічної галузі за технологіями селективного та прямого лазерного плавлення і спікання, електронно-променевого плавлення та методами порошкової (гранульної) металургії (гаряче ізостатичне пресування з наступною термомеханічною обробкою). Бібліогр. 21, табл. 2, рис. 6.

Ключові слова: плазово-дугове розпилення; струмопровідний дріт; сферодизація; титановий порошок; гранулометричний склад; сферичність

Вступ. Останнім часом у зв'язку з інтенсивним розвитком аерокосмічної, суднобудівної, енергетичної, хімічної та біомедичної галузей виникає потреба у ремонті та виготовленні об'ємних деталей складної форми із титану та його сплавів за допомогою адитивних технологій (3D друку) та гранульної металургії [1].

До основних технологій 3D друку виробів із титану та його сплавів слід віднести: селективне та пряме лазерне плавлення і спікання (SLM — Selective Laser Melting, SLS — Selective Laser Sintering, DMLS — Direct Metal Laser Sintering), електронно-променево плавлення (EBM — Electron Beam Melting). До таких деталей, які виготовляють вказаними способами слід віднести: компоненти реактивних та ракетних двигунів — лопатки, диски компресора та вентилятора, деталі кріплення, кронштейни, захисні оболонки, патрубки; деталі фіюзеляжу літаків — закрилки, лонжерони, шпангоути, стулки шасі; деталі судових енергетичних установок — клапани, труби теплообмінників, компоненти турбін; деталі біомедичного призначення — хірургічні (стоматологічні) імпланти та ендопротези та ін. [2].

В технологіях гранульної металургії, яка включає компактування сферичних частинок (гранул) із мікрокристалічною (нанокристалічною) структурою, що закристалізувалися із розплаву з висо-

кою швидкістю, для виготовлення конструкційних, в тому числі гранульних композитів на основі титанових сплавів і інтерметалідів титану, із комплексом підвищених фізико-механічних характеристик найбільш перспективним способом є гаряче ізостатичне пресування (HIP — Hot Isostatic Pressing) [3]. HIP дозволяє створювати матеріали із задалегідь заданими властивостями за рахунок формування комбінацій гранул різного хімічного, фазового та фракційного складів у необхідних пропорціях. Такі гранульні композити є перспективними для виготовлення деталей авіаційної та автомобільної техніки (компресорні лопатки газотурбінних двигунів, клапани газорозподілу, деталі гідроапаратури, гільзи, поршні тощо).

У цих методах за витратний матеріал для формування адитивних шарів і гранульних композицій використовують спеціалізовані сферичні титанові порошки, до яких висуваються суворі вимоги до їх гранулометричного складу, форми, механічних та технологічних властивостей. Так, наприклад, в процесі SLM використовують порошки вузької фракції розміром 25...45 мкм, EBM — 45...106 мкм, DMLS — 45...150 мкм, а для технології HIP — 106...250 мкм [4]. Також ці порошки повинні мати низький вміст газових сумішей (кисню — не більше 0,15 мас. %, водню — не більше 0,01 мас. %) і високі технологічні вла-

В.М. Коржик — <http://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, Д.В. Строгонов — <http://orcid.org/0000-0003-4194-764X>,
О.М. Бурлаченко — <https://orcid.org/0000-0003-2277-4202>, А.Ю. Тунік — <https://orcid.org/0000-0001-6801-6461>,
О.В. Ганущак — <https://orcid.org/0000-0003-4392-6682>, О.П. Грищенко — <https://orcid.org/0000-0003-2640-8656>

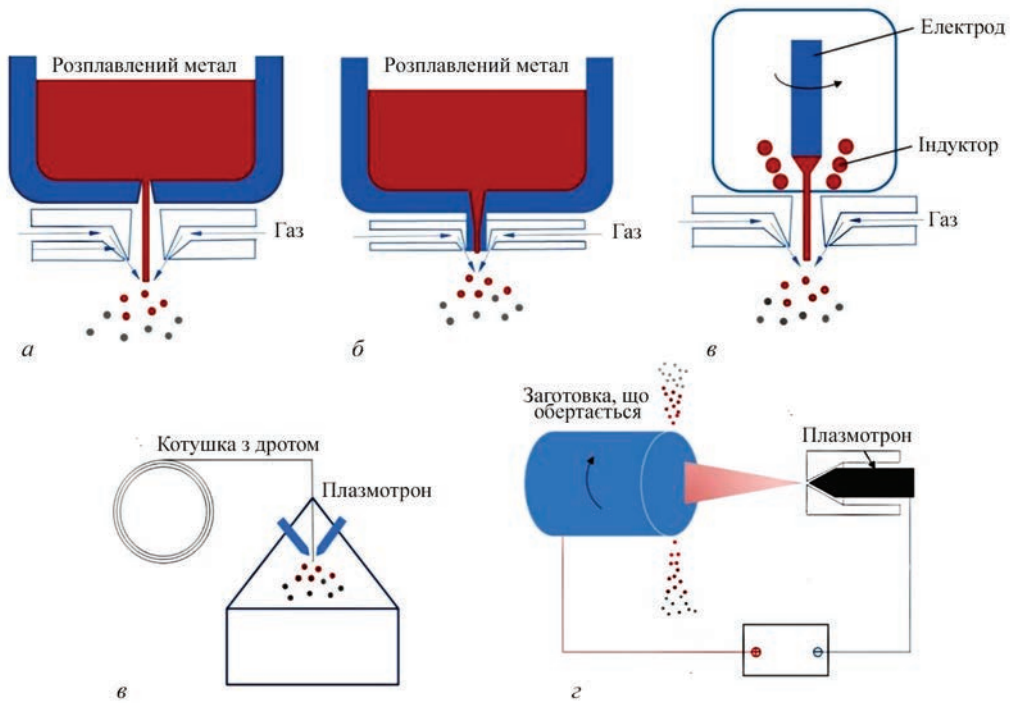


Рис. 1. Схеми процесу розпилення: а — FFGA; б — CCGA; в — EIGA; з — PA; д — PREP [1]

стивості (сипучість, текучість, насипну щільність, коефіцієнт сферичності та ін.). Порошки для НІР повинні мати високу насипну щільність, текучість для забезпечення високої щільності пакування і подальшого пресування, відсутність внутрішніх дефектів (пор), а також мікрокристалічну (в деяких випадках нанокристалічну) структуру, яка формується при твердінні порошків при надвисоких швидкостях охолодження ($10^4 \dots 10^6$ °C/c) та

забезпечує підвищені механічні властивості готового виробу [5].

Аналіз літературних даних та постановка проблеми. Загальна практика отримання таких порошків включає наступні технології (рис. 1): газове розпилення вільнопадаючого струменя (FFGA — Free Fall Gas Atomization), газове розпилення обмеженого струменя (CCGA — CloseCoupled Gas Atomization), індукційне плавлення електрода з

Таблиця 1. Особливості різних способів отримання сферичних порошків

Спосіб отримання	Вихідний матеріал	Гранулометричний склад	Продуктивність	Морфологія порошку	Характеристики порошку
FFGA/CCGA	Попередньо підготовлений розплав	Розмір частинок 25...500 мкм, відсоток дрібної фракції <100 мкм до 40 мас. %	До 100 кг/8 год	Форма майже сферична, коефіцієнт сферичності 0,6...0,7	Наявність сателітів, несферичних частинок та частинок з порами і включеннями <15 мас. %
EIGA	Прецизійно оброблені циліндричні заготовки	—>—	—>—	Форма майже сферична, коефіцієнт сферичності > 0,7	Наявність сателітів, несферичних частинок та частинок з порами <10 мас. %
PA	Дротові матеріали, прутки	Розмір частинок 25...300 мкм, відсоток дрібної фракції <100 мкм до 40...50 мас. %	—>—	Форма сферична, коефіцієнт сферичності > 0,8	Наявність сателітів, несферичних частинок та частинок з аргоновими порами <5 мас. %
PREP	Прецизійно оброблені циліндричні заготовки	Розмір частинок 50...500 мкм, відсоток дрібної фракції <100 мкм до 20 мас. %	До 150 кг/8 год	Форма сферична, коефіцієнт сферичності >0,9	Складність отримання фракції <50 мкм, наявність частинок з вольфрамовими включеннями <1,5 мас. %

розпиленням газом (EIGA — Electrode Induction Gas Atomization), відцентрового плазмового розпилення заготовки (PREP — Plasma Rotating Electrode Process), плазмове розпилення дроту (PA — Plasma Atomization) [6].

У табл. 1 наведено ключові особливості вищезазначених способів розпилення та характеристик отриманих порошків [7].

Найбільш поширеними способами отримання сферичних порошків титану є технології GA та PREP [8]. Проте попри наявності великої кількості переваг вони мають ряд недоліків, до яких слід віднести для: GA — відносно низький коефіцієнт сферичності, наявність дефектних сателітних частинок і часто несферичної форми, закриті аргонові пори та ін.; PREP — складність отримання порошків <100 мкм, проблеми, пов'язані з виготовленням циліндричної заготовки з точними розмірами, складність кінематичної схеми цього обладнання, необхідність його експлуатації при надвисоких швидкостях вузлів обертання заготовки (20000...40000 об/хв), труднощі, що виникають при цьому.

Значний потенціал подальшого розвитку і практичного застосування для отримання сферичних порошків із титану і високолегованих титанових сплавів містять технології плазмово-дугового розпилення дротів або прутків, однією із різновидів якої є приведений вище процес PA [9]. Основною перевагою цієї технології є велика кількість технологічних параметрів, завдяки яким можна регулювати гранулометричний склад порошку у широких межах, а також можливість використовувати широку номенклатуру стандартних витратних матеріалів із суцільних дротів та прутків [10].

Відомо, що існує два різновиди процесу плазмово-дугового розпилення дроту (прутка) — схеми з використанням за присадковий матеріал нейтрального та струмопровідного дротів (дріт-анод) [10]. У зв'язку з тим, що технологія плазмово-дугового розпилення знаходиться тільки на етапі промислового впровадження, найбільш розповсюдженим способом є розпилення нейтрального дроту. Проте цей спосіб має суттєвий недолік — низьку продуктивність. У роботі [11] дослідники для розпилення титанового дроту Ti6Al4V використовували комплекс з трьох плазмових генераторів, які дають сукупну продуктивність на рівні 2...5 кг/год. При цьому сумарна електрична потужність, що вкладається у дріт, складає від 20 до 90 кВт, тобто питома електрична потужність для отримання 1 кг титанового порошку становить не менше ніж 10 кВт·год. Варіантом підвищення техніко-економічних параметрів процесу може бути використання технології плазмово-дугового напилення струмопровід-

них дротів, що дозволяє значно підвищити ККД процесу нагріву та плавлення дроту.

Мета та задачі дослідження. Метою роботи є аналіз можливості та оцінка перспективності використання процесу плазмово-дугового розпилення струмопровідних дротів для отримання сферичних титанових порошків, в тому числі в порівнянні із варіантом розпилення нейтрального дроту. Для досягнення цієї мети необхідно: дослідити гранулометричний склад та параметри сферичності титанового порошку, отриманого за допомогою технології плазмово-дугового розпилення у воду струмопровідного дроту марки Ti Grade 2; провести аналіз ефективності процесу нагріву струмопровідного титанового дроту; надати рекомендації щодо практичного застосування сферичних порошків титану і титанових сплавів, отриманих в процесі плазмово-дугового розпилення.

Матеріали і методика досліджень. Сутність процесу плазмово-дугового розпилення полягає у плавленні струмопровідного дроту-анода, який вводиться у зону високошвидкісного плазмового струменя та подальшому дробленні розплаву, що зривається з торця дроту [12]. Дуга горить між неплавким вольфрамовим катодом і струмопровідним дротом-анодом, що подається за зрізом сопла плазмотрона. Робочий (плазмоутворюючий) газ, що поступає у робочу камеру, нагрівається електричною дугою і витікає із сопла у вигляді плазмового струменя. Відкрита ділянка розряду поза плазмоутворюючим соплом обдувається потоком газу, що витікає з кільцевого зазору між соплами плазмотрона. До особливостей даного способу слід віднести те, що плавлення та струменеве розпилення матеріалу дроту здійснює аргонова плазма, а супутній газ перешкоджає розширенню відкритої ділянки плазмового струменя. Це дозволяє зменшити кут його розкриття за рахунок обтиску плазмового струменя супутнім потоком газу, що забезпечує його прискорення та збільшення газодинамічного напору на торець дроту і сприяє отриманню оптимального фракційного складу дисперсної фази.

Технологічні експерименти проводили у відкритій атмосфері із використанням установки плазмово-дугового напилювання «PLAZER-30» [13], в якій струмопровідний електродний дріт використовували як плавкий анод (рис. 2). Для того, щоб уловлювати розпилені титанові частинки, дріт розпилювали у посудину, наповнену водою, з дистанції 500 мм.

Із застосуванням зазначеного технологічного обладнання проводили дослідження гранулометричного складу частинок при розпилюванні дроту-анода з титану технічного, що відповідає марці Ti Grade 2, США (аналог марки BT1-0 ГОСТ

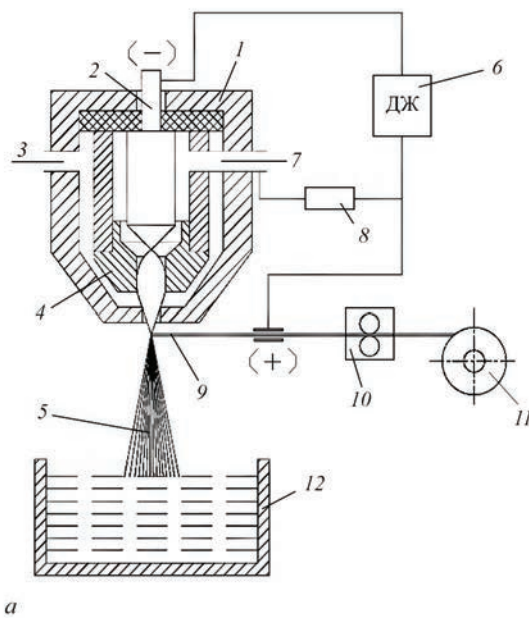


Рис. 2. Схема процесу плазмово-дугового розпилення і сферодизації струмопровідного дроту (а) та зовнішній вигляд процесу розпилення (б): 1 — робоча камера плазмотрона; 2 — вольфрамовий електрод (катод); 3 — канал подачі супутнього газу; 4 — плазмоутворююче сопло; 5 — струмінь розпилюваних частинок; 6 — джерело живлення; 7 — канал подачі плазмоутворюючого газу; 8 — струмообмежувальний опір; 9 — дріт-анод; 10 — механізм подавання; 11 — котушка з дротом; 12 — холодильник з водою [14]

19807–91) діаметром 1,6 мм. Хімічний склад титанового дроту діаметром 1,6 мм марки Ti Grade 2 наступний, мас. %: Fe — <0,25; С — <0,07; Si — <0,10; N — <0,04; O — 0,020; H — <0,01; Ti — основа, а термодинамічні та теплофізичні властивості титану технічного (марки ВТ1-0) [15] такі:

температура плавлення ($T_{пл}$), К	1945
температура кипіння ($T_{кп}$), К	3560
теплота плавлення (λ), Дж/кг	$3,58 \cdot 10^5$
теплота випаровування ($L_{вип}$), Дж/кг	$8,97 \cdot 10^6$
теплоємність титану (C_p) при 1945 К, Дж/кг К	989,2
ентальпія титану (H) при нагріванні від 298 до 1945 К (рідкий титан), Дж/Кг	$3,15 \cdot 10^5$

Згідно раніше отриманих практичних даних, за критерієм візуальної оцінки форми плазмового струменя, при досягненні його мінімального кута розкриття та стабільності процесу було підібрано оптимальний режим та відповідно нього проводили зміни параметрів режиму для з'ясування впливу кожного з них на зміну фракційного складу частинок. Плазмоутворюючим газом служив аргон вищого сорту П згідно ISO 14175–2008 «Welding consumables Gases and gas mixtures for fusion welding and allied processes», у якості супутнього газу використовували повітря.

Розпилення проводили при наступних параметрах процесу: струм — 250 А, витрати плазмоутворюючого газу — 30 л/хв, швидкість подачі дроту — 10,5 м/хв, відстань катод-анод — 8 мм.

Відбір проб для дослідження гранулометричного складу порошку, морфології поверхні та ін.

виконували з використанням лабораторного віброгрохота «Analizzette 3 Spartan» (Німеччина) з комплектом сит 25...500 мкм, маса проби становила не менше 100 г порошку. Гранулометричний склад лабораторних партій порошку проводили методом ситового аналізу згідно методики ISO 25911:1988 «Test sieving Part 1: Methods using test sieves of woven wire cloth and perforated metal plate» за допомогою віброгрохота «Analyset 3 Spartan» з набором сит 25...40, 40...63, 63...80, 80...100, 106...125, 125...160, 160...200, 200...250, 250...315, 315...400, 400...450, 450...500 мкм. Форму частинок, їх мікроструктуру досліджували за допомогою методів оптичної (мікроскоп «Neophot-32» (Німеччина)) та аналітичної растрової електронної (мікроскоп «PHILIPS SEM-515» (Нідерланди)) мікроскопії. Опис форми частинок виконували за методикою зі стандарту ISO 9276-6:2008 «Representation of results of particle size analysis — Part 6: Descriptive and quantitative representation of particle shape and morphology».

Результати досліджень. Дослідження гранулометричного складу та параметрів сферичності титанового порошку. Дослідження гранулометричного складу частинок (рис. 3) показало, що при розпиленні струмоведучого компактного дроту Ti Grade 2 у воду основною фракцією є фракція 25...250 мкм, яка складає 95 % від загальної маси порошку. При цьому кількість частинок фракції <25 мкм та 250...315 мкм при даному режимі розпилення не перевищує 5 %.

Доля фракції 25...45 мкм від загальної маси порошку складає 9,2 мас. %, 45...100 — 39,6; 45...140 — 58,6; 100...250 — 47,5.

Дослідження форми порошку показало, що порошок загалом має правильну сферичну форму (рис. 4), при цьому коефіцієнт сферичності складає 0,76.

Характерними дефектами в отриманому порошку є сателіти, окислені частинки та частинки неправильної форми, доля яких приблизно складає не більше 3 мас. %.

Слід відмітити, що розпилення дроту і формування струменя з перегрітих частинок та їх подальше твердіння здійснювалось на повітрі та у воді, де мають місце процеси інтенсивної хімічної взаємодії титану з киснем, азотом та воднем, що може спричиняти погіршення параметрів сферичності порошку. Схоже явище має місце при розпиленні іншого хімічно активного металу — алюмінію. Автори роботи [16] пояснюють це тим, що на поверхні частинок в процесі їх сферодизації та твердіння утворюється щільний оксидний шар, який призводить до зменшення сили поверхневого натягу розплавленого металу і сприяє формуванню частинок неправильної форми. В роботі [17] відмічається, що плазмово-дугове розпилення дроту у камерах з інертною атмосферою дозволяє отримувати порошок, коефіцієнт сферичності якого може досягати приблизно 0,90. Тому підвищення параметрів сферичності частинок можна досягти за рахунок створення інертної атмосфери у середовищі, де відбуваються процеси розпилення, диспергування та твердіння порошоків.

Оцінка коефіцієнта корисної дії та продуктивності процесів нагріву струмопровідного та нейтрального дровів плазмовою дугою при розпиленні титанового дроту. Розрахунки процесів нагріву та плавлення дроту проводили за наближеним методом В.В. Кудінова [10]. При цьому були прийняті наступні припущення: анодна пляма, яка розташовується на дроті, викликає випаровування 2 мас. % від ваги витраченого дроту (на основі експериментальних досліджень з'ясовано, що при розпиленні нейтрального дроту у воду вага зібраного порошку на 4 мас. % менше ваги розпиленого порошку, а при розпиленні струмопровідного дроту ця величина складала майже 6 мас. %; температура рідких крапель у місці формування розплаву на торці дроту дорівнює температурі плавлення металу (температуру частинок в зоні формування розплаву вимірювали оптичним пірометром, з'ясовано, що їх температура перевищує температуру плавлення металу на 200...300 °С, тому цим перегрівом нехтували і вважали, що дріт у зоні

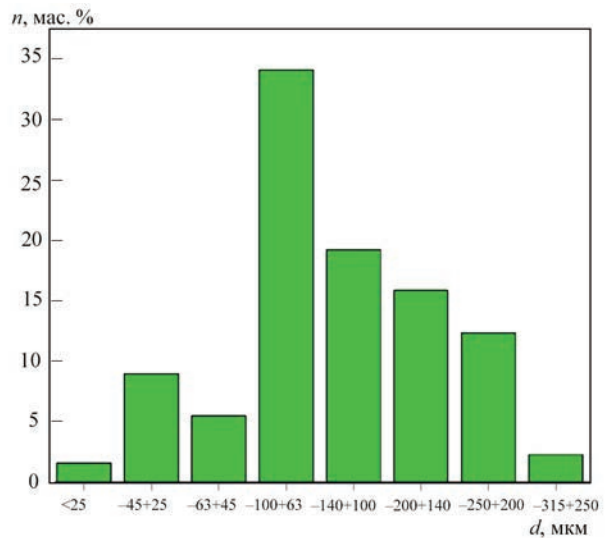


Рис. 3. Гранулометричний склад титанового порошку, отриманого в процесі плазмово-дугового розпилення струмопровідного дроту марки Ti Grade 2

розпилення нагрівається до температури плавлення); коефіцієнт загальної тепловіддачі від газу до дроту визначали виходячи з режиму нагріву та швидкості плавлення нейтрального дроту (при цьому режим нагріву дроту встановлювали таким чином, щоб середньомасова температура плазми при розпиленні нейтрального дроту дорівнювала середньомасовій температурі плазми при розпиленні струмопровідного дроту).

Було розраховано загальний баланс потужності на дроті-аноді, що нагрівається плазмовою дугою:

$$q_t + q_e + q_{дж} = q_{пл} + q_{вип}, \quad (1)$$

де q_t — потужність, що передається дроту за рахунок променистого та конвективного теплообміну зі струменем газу; q_e — потужність, що передається дроту від електронів; $q_{дж}$ — потужність, що виділяється у вильоті дроту при проходженні

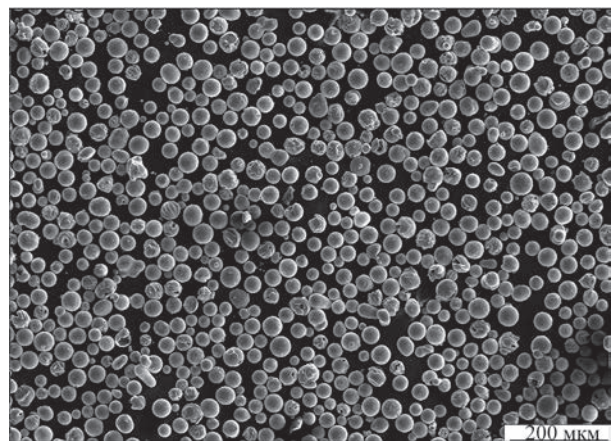


Рис. 4. Морфологія порошку фракції 25...45 мкм, отриманого за технологією плазмово-дугового розпилення компактного струмопровідного дроту марки Ti Grade 2 у воду

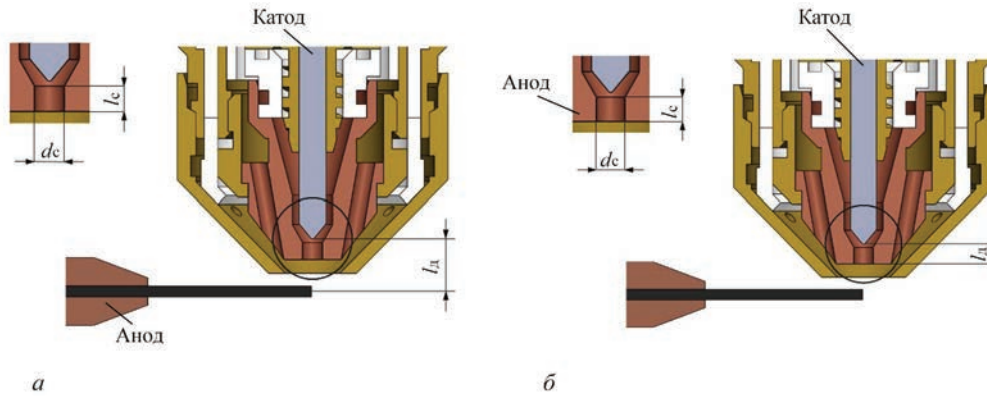


Рис. 5. Конструктивні параметри плазмотрона, мм: *a* — при розпиленні струмопровідного дроту ($l_d = 7$; $d_c = 3$; $l_c = 2$); *б* — при розпиленні нейтрального дроту ($l_d = 3$; $d_c = 3$; $l_c = 2$)

струму; $q_{пл} + q_{вип}$ — потужність, що витрачається на нагрів, плавлення та випаровування дроту.

Середньомасову температуру газу в сопловому каналі плазмотрона було розраховано за наступною формулою [10]:

$$T_{Ar} = \frac{I[U - (U_k + U_a)]}{\pi d_c \alpha_c l_d} \left(1 - e^{-\frac{\pi d_c \alpha_c l_d}{c_p \vartheta}} \right), \quad (2)$$

де I — струм, А; U — напруга дуги, В; d_c — діаметр сопла, м; ϑ — витрата аргону (масова швидкість), кг/с; l_d — довжина дуги, м; $U_k + U_a$ — сума катодного й анодного падіння напруги, що дорівнює 7 В; α_c — коефіцієнт теплообміну між газом та каналом сопла, $\alpha_c = 8,38 \cdot 10^2$ Вт/м²·К; c_p — питома теплоємність аргону, яку в інтервалі температур 8000...12000 можна вважати постійною і рівною $11,3 \cdot 10^2$ Дж/кг·К.

У випадку розпилення струмопровідного дроту струм дуги складав 250 А, напруга дуги — 65 В, витрата аргону (масова швидкість) — $1,49 \cdot 10^{-3}$ кг/с, діаметр сопла — $3 \cdot 10^{-3}$ м, довжина сопла — $2 \cdot 10^{-3}$ м, довжина дуги — $7 \cdot 10^{-3}$ м (рис. 5), плазманий струмінь розплавляв $3,3 \cdot 10^{-3}$ кг/с титанового дроту марки Ti Grade 2 діаметром 1,6 мм.

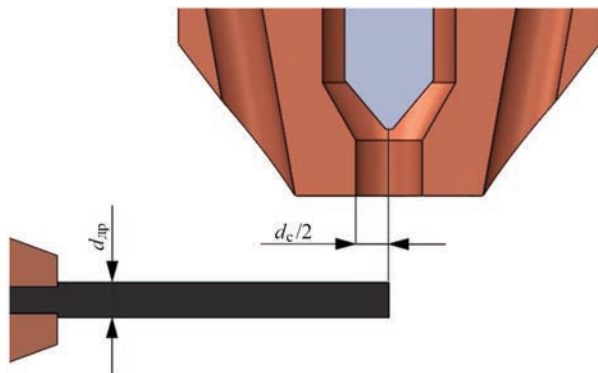


Рис. 6. Конструктивні параметри плазмотрона (мм) при визначенні поверхні теплообміну зі струменем газу: $d_c = 3$; $d_{dp} = 1,6$

У випадку розпилення нейтрального дроту відмінними параметрами були: струм дуги — 380 А, напруга дуги — 45 В та її довжина — $3 \cdot 10^{-3}$ м (рис. 5). Це забезпечило отримання однакової середньомасової температури аргонної плазми для обох випадків і відповідно однакову потужність, що передається від плазми до дроту. Згідно з експериментальними даними прийнято, що при такому режимі роботи плазманий струмінь розплавляє 4 кг/год ($1,1 \cdot 10^{-3}$ кг/с) нейтрального титанового дроту марки Ti Grade 2 діаметром 1,6 мм.

Для знаходження потужності, що передається титановому дроту за рахунок теплообміну зі струменем газу при плавленні нейтрального дроту, автори запропонували наступну емпіричну формулу:

$$q_T = V_{пл}(\lambda + H) = 1,1 \cdot 10^{-3} \cdot (3,58 \cdot 10^5 + 3,15 \cdot 10^5) = 741 \text{ Вт},$$

де $V_{пл}$ — швидкість плавлення нейтрального титанового дроту ($1,1 \cdot 10^{-3}$ кг/с); λ — теплота плавлення титану ($3,58 \cdot 10^5$ Дж/кг); H — ентальпія титану при нагріванні від 298 до 1945 К ($3,15 \cdot 10^5$ Дж/кг) (див. термодинамічні та теплофізичні властивості титану).

Результати, отримані авторами на основі експериментальних досліджень [10], показали, що теплообмін між газом та дротом виникає на ділянці $d_c/2$ (рис. 6), де дріт нагрівається від кімнатної температури до температури плавлення металу ($T_{пл}$). При цьому автори зробили припущення, що дріт на ділянці $d_c/2$ має середню температуру $T_{др} = T_{пл}/2$.

Тоді потужність, що передається дроту за рахунок теплообміну зі струменем газу, визначається за формулою:

$$q_T = F \alpha_T (T_{Ar} - T_{др}), \quad (3)$$

де F — площа поверхневого теплообміну, м²; α_T — коефіцієнт повної тепловіддачі від газу до дроту,

Вт/м²; T_{Ar} — середньомасова температура аргонової плазми, К; $T_{др}$ — температура дроту, К.

Площа поверхневого теплообміну визначається:

$$F = \frac{\pi d_{др}^2}{4} + \pi d_{др} \frac{d_c}{2}, \quad (4)$$

де $d_{др}$ — діаметр дроту, який дорівнює $1,6 \cdot 10^{-3}$ м; d_c — діаметр сопла, що дорівнює $3 \cdot 10^{-3}$ м.

Потужність, що передається дроту від електронів, визначається:

$$q_e = I \left(U_{a(Ar)} + \phi \right), \quad (5)$$

де I — струм, що протікає через дріт, А; $U_{a(Ar)}$ — величина анодного падіння напруги для металу дроту в аргоні (2,5 В); ϕ — робота виходу електронів для металу анода (3,9 В).

Потужність, що виділяється у вильоті дроту при проходженні струму, описується формулою:

$$q_{дж} = I^2 \frac{\rho l}{S}, \quad (6)$$

де I — струм, що протікає через дріт, А; ρ — електричний опір провідника зі струмом для титану дорівнює $1,68 \cdot 10^{-6}$ Ом·м; l — довжина провідника (відстань від місця токопідводу); $l = 0,01$ м; S — площа поперечного перерізу дроту діаметром 1,6 мм, яка становить $2,6 \cdot 10^{-6}$ м².

Оскільки при розпиленні струмопровідного дроту випаровується 2 % від загальної маси порошку, швидкість випаровування титану визначається рівнянням: $V_{вип} = V_{пл} \cdot \%_{вип} = 6,6 \cdot 10^{-5}$ кг/с. Для знаходження потужності, що витрачається на випаровування матеріалу дроту, автори запропонували наступну емпіричну формулу:

$$q_{вип} = V_{вип} L_{вип} = 6,6 \cdot 10^{-5} \cdot 8,97 \cdot 10^6 = 592 \text{ Дж},$$

де $V_{вип}$ — швидкість випаровування титану при розпиленні струмопровідного дроту ($6,6 \cdot 10^{-5}$ кг/с); $L_{вип}$ — теплота випаровування ($8,97 \cdot 10^6$ Дж/кг).

Загальна кількість теплоти, що вкладається у дріт в процесі плазово-дугового розпилення, визначається за наступною формулою:

$$q_{заг} = \eta IU. \quad (7)$$

Було розраховано внесок кожної складової у загальний баланс потужності на дріт-аноді із титану при потужності дуги 16 кВт. Результати розрахунків зведено у табл. 2.

У випадку нагрівання плазовою дугою нейтрального титанового дроту ККД дорівнює:

Таблиця 2. Загальний баланс потужності на дріт-аноді

Стаття балансу	Потужність, Вт	Відносна величина балансу, %
Отримувана потужність дроту:		
від електронів	1600	~58
при теплообміні зі струменем плазми	741	~27
при протіканні струму	403	~15
Загалом:	2744	100
Потужність, що витрачається на:		
нагрів і плавлення дроту	2172	~79
випаровування дроту	572	~21
Загалом:	2744	100

$$\eta = \frac{741}{380 \cdot 45} \approx 4 \%,$$

а при розпиленні струмопровідного титанового дроту:

$$\eta = \frac{2744}{250 \cdot 65} \approx 17 \%.$$

Проведені експериментальні дослідження показали, що продуктивність способу плазово-дугового розпилення струмопровідного титанового дроту діаметром 1,6 мм марки Ti Grade 2 в діапазоні споживаної потужності плазмотрона 15...20 кВт знаходиться на рівні 10...12 кг/год. Продуктивність способу плазового розпилення нейтрального дроту діаметром 3,2 мм марки Ti6Al4V згідно з літературними даними може складати приблизно 2,5 кг/год при потужності плазмотрона біля 28 кВт [18] та до 5 кг/год при потужності до 90 кВт [19]. Також слід зазначити, що для PREP технології плазової сферодизації прутків із сплаву марки Ti6Al4V діаметром 75 мм продуктивність процесу складає приблизно 12,5 кг/год при споживаній потужності 38 кВт [20].

Таким чином, процес плазово-дугового розпилення струмопровідного дроту-анода характеризується більш високими значеннями ККД у 4,25 рази в порівнянні із плазово-дуговим розпиленням нейтрального присадкового дроту, що істотно впливає на продуктивність процесу, максимальні значення якої можуть досягати 12 кг/год для споживаної потужності 20 кВт. Подальше підвищення продуктивності даного процесу досягається збільшенням електричної потужності джерел живлення, плазмотрона і обладнання для плазово-дугового розпилення струмопровідних дротів.

Розрахунки показують, що при підвищенні потужності даного обладнання від 15...20 до 40 кВт можна очікувати збільшення показника продук-

тивності процесу до 18...20 кг/год. В цілому, можливості плазмового обладнання дозволяють підвищувати потужність до 100...120 кВт, що дозволяє використовувати для розпилення як дроти, так і прутки діаметрами 3...6 мм і вище, та ще в більшій мірі збільшувати показник продуктивності процесу отримання сферичних титанових порошків.

Аналіз результатів досліджень. Аналіз результатів досліджень гранулометричного складу продуктів плазмово-дугового розпилення струмопровідного дроту марки Ti Grade 2 показав, що вони переважно представляють собою сферичні порошки з частинками розміром 25...250 мкм. Доля основних фракцій від загальної маси отриманого порошку, які відповідають вимогам різних методів 3D друку, складає: 45...106 мкм — 39,6 % (EVM); 45...140 мкм — 58,6 % (DMLS); 106...250 мкм — 47,5 % (HIP).

Дослідження форми частинок титанового порошку показало, що загалом частинки мають правильну сферичну форму з коефіцієнтом сферичності ($S_{\text{сф}}$) 0,76 при невеликій кількості дефектних частинок (< 3 мас. %). Однак в цьому аспекті потрібно відмітити, що плазмово-дугове розпилення титанового дроту здійснювали в повітряній атмосфері при подальшій кристалізації у воду. В даному процесі плавлення торця дроту та диспергування розплаву здійснюється в аргоновій плазмі, твердіння та формоутворення частинок порошків відбувається в повітряній атмосфері та у воді, що може бути фактором, який впливає на утворення вказаної долі частинок недосконалої сферичної форми.

Дослідження процесів нагріву струмопровідного дроту показало, що основним джерелом нагріву дроту є струм, що складає приблизно 58 % від загальної потужності, яка вкладається у дріт. При цьому ККД нагріву струмопровідного дроту майже у 4 рази більше порівняно з нагрівом нейтрального дроту, що проявляється у зростанні продуктивності процесу з 2...5 до 12 кг/год. Різке підвищення ККД нагріву дроту плазмовою дугою у порівнянні з плазмовим струменем може пояснюватися частковою зміною механізму нагріву з теплообмінного на механізм електронного бомбардування, коли електрони, що пройшли стовп дуги, гальмуються в анодній області, утворюючи надлишковий негативний заряд і осідають на аноді, віддаючи йому свою енергію [21].

Також слід зауважити, що показник питомих енерговитрат для отримання 1 кг титанового порошку за технологією плазмово-дугового розпилення струмопровідного дроту складає 1,5...1,7 кВт·год/кг, що є значно нижчим показником у порівнянні з іншими про-

мисловими технологіями плазмового розпилення — розпиленням нейтрального дроту, де значення показника питомих енерговитрат можуть варіювати в широких межах в залежності від характеристик обладнання та становити 11 кВт·год/кг при потужності плазмотрона 28 кВт або 18 кВт·год/кг при загальній потужності трьох плазмотронів 90 кВт. Для технології PREP питома споживана потужність для отримання 1 кг титанового порошку становить біля 3 кВт·год/кг. При цьому потрібно врахувати, що дослідження в цій роботі приводили на прикладі титанового дроту діаметром 1,6 мм. При використанні дротів більших діаметрів в цьому процесі існує потенціал подальшого зниження питомої енергоефективності.

Отримані результати гранулометричного складу та параметрів сферичності порошку дозволяють рекомендувати технологію плазмово-дугової сферодизації струмопровідного дроту для отримання сферичних порошків (гранул) із титану і титанових сплавів для 3D друку способами прямого лазерного та електронно-променевого плавлення, а також за допомогою методів порошкової металургії. Аналіз гранулометричного складу частинок показав, що для використання титанових порошків при селективному лазерному плавленні і спіканні є необхідним проведення подальших досліджень по оптимізації режимів плазмово-дугового розпилення дроту з метою збільшення долі фракції 25...45 мкм у загальному об'ємі порошку. Також слід зауважити, що значна доля фракцій отриманого порошку по розмірам і коефіцієнту сферичності відповідає вимогам до матеріалів для технологій компактування в гранульній металургії, особливо для процесу HIP (106...250 мкм). Зокрема, вказані порошки, отримані при надвисоких швидкостях охолодження, створюють умови для формування мікроструктурної (а в деяких випадках нанокристалічної) структури, що сприятливо впливає на механічні властивості отриманих із них виробів.

Висновки

1. На прикладі титанового дроту Ti Grade 2 діаметром 1,6 мм підтверджена перспективність застосування технології плазмово-дугового розпилення струмопровідного дроту для отримання сферичних порошків із титану і титанових сплавів. Встановлено, що при плазмово-дуговій сферодизації струмопровідного титанового дроту основною фракцією є фракція розміром 25...250 мкм, яка складає 95 % від загальної маси порошку, кількість частинок фракції <25 та 250...315 мкм при оптимальних режимах розпилення знаходиться на досить низькому

рівні і не перевищує 5 %. Загалом частинки мають правильну сферичну форму з показником коефіцієнта сферичності близьким до 0,8 при невеликій кількості дефектних частинок (<3 мас. %).

2. Обґрунтовано підвищену енергетичну ефективність процесу плазово-дугового розпилення струмопровідного дроту-анода, який в порівнянні із плазово-дуговим розпиленням нейтрального присадкового дроту характеризується в 4,25 рази більш високими значеннями ККД та в 1,5...6,0 разів показником максимальної продуктивності процесу (відповідно 12 кг/год при 20 кВт та 2...5 кг/год у випадку показника споживаної електричної потужності 20...90 кВт) та меншим питомим енергоспоживанням (1,6 кВт·год/кг для плазово-дугового розпилення струмопровідного дроту і 11...18 кВт·год/кг для нейтрального). Також по показникам продуктивності і питомого енергоспоживання ця технологія має переваги перед процесом PREP (3 кВт·год/кг), який використовується в промисловості для отримання титанових порошків сферичної форми.

3. Отримані результати дозволяють розглядати плазово-дугову сферодизацію струмопровідного дроту як ефективну технологію для отримання порошків (гранул) сферичної форми із титану і титанових сплавів, що відповідають вимогам до матеріалів для 3D друку високоякісних виробів методами селективного та прямого лазерного плавлення і спікання, електронно-променевого плавлення, а також вимогам до матеріалів для гранульної металургії (одержання високоякісних конструкційних металевих матеріалів шляхом компактування частинок (гранул) із мікрористалічною структурою, що закристалізувалися із розплаву з високою швидкістю).

Список літератури/References

1. Sun, P., Fang, Z., Zhang, Y. et al. (2017) Review of the methods for the production of spherical Ti and Ti alloy powder. *JOM*, **69**, 1853–1860. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-017-2513-5>
2. Fang, Z., Paramore, J., Sun, P. et al. (2018) Powder metallurgy of titanium — past, present, and future. *Inter. Materials Reviews*, **63**(7), 407–459. DOI: <https://doi.org/10.1080/09506608.2017.1366003>
3. Kim, K.T., Yang, H.C. (2013) Densification behavior of titanium alloy powder under hot isostatic pressing. *Powder Metallurgy*, **44**(1), 41–47. DOI: <https://doi.org/10.1179/003258901666158>
4. Yanko, T.V., Ovchinnikov, A.V., Korzhyk, V.N. et al. (2018) Technological scheme for producing of titanium alloy powders of aircraft purpose for 3D-printing. *Tekhnologicheskie Sistemy*, **4**, 36–41 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.29010/085.7>
5. Kim, Y. et al. (2014) Microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed Ti–6Al–4V alloy. *J. of Alloys and Compounds*, **603**, 207–212. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.03.022>
6. Yim, S., Bian, H., Aoyagi, K., Yamanaka, K. (2021) Spreading behavior of Ti48Al2Cr2Nb powders in powder bed fusion additive manufacturing process: Experimental and discrete element method study. *Additive Manufacturing*, **73**, 337–353. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102489>
7. Chen, G., Zhao, S., Tan, P. et al. (2018) A comparative study of Ti6Al4V powders for additive manufacturing by gas atomization, plasma rotating electrode process and plasma atomization. *Powder Technology*, **333**, 38–46. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2018.04.013>
8. Nie, Y., Tang, J., Teng, J. et al. (2020) Particle defects and related properties of metallic powders produced by plasma rotating electrode process (PREP). *Advanced Powder Technology*, **31**, 2912–2920. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apr.2020.05.018>
9. Smirnov, S.A., Kirsankin, A.A., Kalaida, T.A. (2022) Properties of the spherical titanium VT1-00 powder fabricated by plasma atomization of a wire. *Metall.*, **4**, 741–745. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0036029522070126>
10. Kudinov, V.V. (1966) *Heating of current-conducting wire by constricted arc* [in Russian].
11. Kang, I.J., Park, H.J., Cho, C.H. et al. (2021) Development of a plasma and gas hybrid atomization system for the production of metal powder materials. *J. of the Korean Physical Society*, **79**, 1141–1150. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40042-021-00341-6>
12. Korzhyk, V.M., Khaskin, V.Yu., Yao Yuhui et al. (2022) Influence of accompanying compressing air flow on the coating structure and properties in plasma-arc spraying by consumable current-conducting wire. *The Paton Welding J.*, **2**, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.02.01>
13. Korzhik, V.N., Korob, M.F. (2012) Mechanized line PLAZER 30PL-W for plasma-arc wire surfacing of coatings on large-sized parts of “shaft” type. *Svarshchik*, **4**, 13–15 [in Russian].
14. Strogonov, D.V., Korzhyk, V.M., Jianglong, Yi et al. (2022) Influence of the parameters of the process of plasma-arc spheroidization of current-conducting wire from low-carbon steel on the granulometric composition of the produced powders. *Suchasna Elektrometalurhiya*, **3**, 29–37 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2022.03.05>
15. Desai, P.D. (1987) Thermodynamic properties of titanium. *Inter. J. Thermophys*, **8**, 781–794.
16. Dietrich, S., Wunderer, M., Huissel, A., Zaeh, M. (2016) A new approach for a flexible powder production for additive manufacturing. *Procedia Manufacturing*, **6**, 88–95. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2016.11.012>
17. Kalayda, T.A., Kirsankin, A.A., Ivannikov, A.Yu. et al. (2021). The plasma atomization process for the Ti–Al–V powder production. *J. Phys. Conf. Ser.*, **1942**, 012046. DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1942/1/012046>
18. Yin, Z., Yu, D., Zhang, Q. et al. (2021) Experimental and numerical analysis of a reverse-polarity plasma torch for plasma atomization. *Plasma Chem. Plasma Process.*, **41**, 1471–1495. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11090-021-10181-8>
19. *Producing the most spherical, pure titanium powders*. https://www.pyrogenesis.com/wp-content/uploads/2019/09/Project_Producing-the-Most-Spherical-Pure-Titanium-Powders.pdf
20. *LargeScale PREP System*. (SLPAH). <https://prep-system.com/slpa-h/>
21. Bykovskiy, O.G. (2021) *Welding, cutting and quality control during production of metal structures*. Kyiv, Osнова [in Ukrainian].

EFFECTIVENESS OF THE PROCESS OF PLASMA-ARC SPHEROIDIZATION
OF CURRENT-CONDUCTING TITANIUM WIRE

V.M. Korzhyk, D.V. Strogonov, O.M. Burlachenko, A.Yu. Tunik, O.V. Ganushchak, O.P. Hrishchenko
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

The possibility of producing spherical titanium powders by application of the technology of plasma-arc atomization of compact current-conducting Ti wire of Grade 2 of 1.6 mm diameter was experimentally confirmed. Analysis of granulometric composition of the powder showed that the main fraction of the powder is 25...250 μm , making up 95 % of the total powder volume, quantity of particles of <25 μm and 250...315 μm fractions not exceeding 5 %. Parameters of the titanium powder shape were studied. It was shown that the majority of the particles are of a regular spherical shape with sphericity coefficient close to 0.8. The quantity of defective particles is not more than 3 % of the total weight of the powder. It was found that atomization by the wire-anode scheme leads to a considerable increase of wire heating efficiency (by approximately 4 times), compared to the scheme of atomization of neutral wire, which promotes an increase of process efficiency from 2...5 to 12 kg/h. It is shown that application of the technology of plasma-arc spheroidizing of the titanium wire allows producing spherical powders for 3D printing of high-quality products for the aerospace industry by the technologies of selective and direct laser melting and sintering and by the methods of powder (granulated) metallurgy (hot isostatic pressing with subsequent thermomechanical treatment). Ref. 21, Tabl. 2, Fig. 6.

Key words: plasma-arc atomization; current-conducting wire; spheroidizing; titanium powder; granulometric composition; sphericity

Надійшла до редакції 30.02.2023



The best international provider of certification and best practices, to ensure the highest standards for all welding projects with global scope and impact



INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING

A world of joining experience

iiwelding.org

Training and certification in welding and metal additive manufacturing • Exchange of knowledge and research • Books, recommended practices and position statements for industry • ISO standardizing body
Scientific journal Welding in the world • Building future leaders in welding

ОТРИМАННЯ, ВЛАСТИВОСТІ І ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ СУЧАСНИХ МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ

В.А. Костін, Ю.В. Фальченко, А.Л. Пузрін, А.О. Махненко

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

Наведено літературний огляд сучасного стану технології виробництва магнієвих сплавів, проаналізовані їх властивості і вплив на них легуючих елементів, визначено мікроструктуру та основні фази, що формуються в литих та деформованих магнієвих сплавах, представлена класифікація сучасних магнієвих сплавів закордонного виробництва і сформульовані подальші шляхи їх розвитку, визначено проблеми використання магнієвих сплавів. Легування магнію іншими елементами (Al, Mn, Zn, Si, Re та ін.) або міцними наночастинками дозволяє значно покращити його наявні властивості, щоб розширити сферу застосувань. Існуючі проблеми використання магнієвих сплавів (легкозаймистість, горючість, довговічність поверхні, біорозчинність, корозійна стійкість, зварюваність) вирішуються за рахунок легування, керування хімічним та структурно-фазовим складом, застосування відповідних режимів термомеханічної обробки, зміцнення поверхні. Бібліогр. 27, табл. 2, рис. 9.

Ключові слова: електроліз; металотермічне відновлення; процеси Бунзена та Піджона; литі та деформовані магнієві сплави; корозія; біосумісність; біодеградація

Вступ. Розвиток сучасної промисловості неможливо уявити собі без розробки та використання нових конструкційних матеріалів і насамперед магнієвих сплавів. Магній та його сплави — конструкційні матеріали, що мають унікальний комплекс механічних, фізичних і експлуатаційних властивостей, що дозволяє використовувати їх у передових галузях сучасного виробництва — авіаційній та космічній галузі, енергетичному машинобудуванні, військовій промисловості, медицині та електроніці [1–3].

Магній, як лужноземельний метал, має блискучий або сріблясто-білий вигляд, високу реакційну здатність і ніколи не зустрічається у вільному стані [4, 5]. Легка доступність магнієвих руд (брусит — 69,1 % MgO, форстерит — 57,3 % MgO, магнезит — 47,8 % MgO та ін.) і унікальні технології отримання та відновлення забезпечили цьому металу широке застосування.

З магнієвих сплавів виготовляють корпуси приладів, насосів, ліхтарів та двері кабін. Більшість фіюзеляжів вертольотів, що виготовлено Sikorsky Aircraft (Lockheed Martin Company, США), майже повністю виготовлені з магнієвих сплавів. У ракетній техніці вони йдуть на виготовлення корпусів ракет, обтічників, стабілізаторів, паливних баків у зв'язку з тим, що через високу теплоємність (у 2,5 рази вище ніж у сталі) у короткочасному польоті магнієві сплави не встигають перегрітись, не дивлячись на низьку температуру плавлення (650...680 °C). Магнієві сплави становлять основну масу таких конструкцій, що дозволяє істотно

знижити загальну масу ракет на 20...30 % та відповідно підвищити дальність їх польоту.

Важливою галуззю, де застосовуються магнієві сплави, є атомна енергетика. Завдяки здібності поглинати теплові нейтрони, відсутності взаємодії з ураном та хорошій теплопровідності магнієві сплави використовують для виготовлення оболонок теплоутворюючих елементів в атомних реакторах.

Магнієві сплави широко використовуються у виробництві побутових та спортивних товарів, офісного обладнання [6].

Магній та його сплави відіграють значну роль в органічній хімії та фармацевтиці [7]. Магнієві сплави, що деформуються, успішно використовуються у елементах конструкцій літальних апаратів (літаків, ракет, снарядів та ін.), що забезпечує зниження маси виробів і підвищує їх льотні характеристики.

Завдяки його чудовим біологічним властивостям, особливо його здатності біологічно розкладатися *in vivo* (з лат. «у живому»), магній є перспективним біоматеріалом [8] для лікування, протезування та при хірургічному втручанні.

Ціль цієї роботи — проаналізувати та узагальнити металургійні особливості виробництва магнієвих сплавів, встановити вплив основних легуючих елементів та мікроструктурних складових на їх властивості, визначити основні проблеми та подальші перспективи застосування.

Металургія виробництва магнієвих сплавів. Існує два основних способи отримання магнію: електроліз розплавленого безводного хлориду магнію і металотермічне відновлення оксиду магнію феросиліцієм [9]. Типові процеси виробни-

В.А. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, Ю.В. Фальченко — <https://orcid.org/0000-0002-3028-2964>

А.Л. Пузрін — <https://orcid.org/0000-0003-0625-2113>, А.О. Махненко — <https://orcid.org/0000-0003-2319-2976>

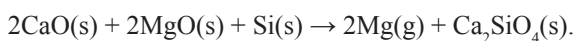
© В.А. Костін, Ю.В. Фальченко, А.Л. Пузрін, А.О. Махненко, 2023

цтва з використанням електролітичного та термічного методів проілюстровано на рис. 1.

У процесі електролізу хлориду магнію спочатку відбувається гідрометалургійна підготовка вихідної сировини (зневодненого хлориду магнію) з подальшою подачею її безпосередньо через електролізери.

У свій час Р. Бунзен удосконалив процес виробництва металевого магнію Фарадея, щоб досягти постійного розділення хлору та магнію. Запобігання рекомбінації хлору та магнію було критично важливим для успіху, оскільки безводний хлорид магнію є гігроскопічним, що може призвести до утворення небажаних оксидів та оксихлоридів під час прямої дегідратації [9]. Зараз технологічною проблемою залишається виробництво безводного хлориду магнію з мінімальною кількістю оксихлоридів [10]. Схема електролітичного процесу Бунзена представлена на рис. 1 [11].

Другий спосіб виробництва металевого магнію — термічне відновлення. На відміну від електролізу інтенсивне нагрівання в процесі термічного відновлення усуває необхідність у складній підготовці вихідної сировини [12]. Термічний процес відбувається при підвищених температурах (понад 1200 °C) по металотермічній реакції відновлення, в якій кремній і/або алюміній видаляють магній у вигляді пари з оксиду. Оксид магнію зазвичай постачають у формі кальцинованого доломіту (MgO·CaO), іноді збагаченого кальцинованим магнезитом (MgO). Основна реакція отримання магнію наступна:



Ця реакція є високо ендотермічною і здійснюється в періодичному режимі. Промислові процеси відбуваються під вакуумом при нижчій температурі, щоб обмежити псування матеріалів конструкцій і призупинити небажані побічні реакції в газовій системі.

Існує кілька варіантів теплового процесу. Три основні термічні процеси: Піджена (Pidgeon), в якому використовується реторта з зовнішнім нагріванням; Магнетерм (Magnetherm) — нагрівання електричним опором за допомогою електрода; Больцано (Bolzano), в якому шар брикетів складається з феросиліцію та вапна, а дрібні фракції реагують у печі за допомогою внутрішнього електричного нагріву.

У процесі Піджена доломіт і феросиліцій формуються в брикеті за допомогою реторти із зовнішнім нагріванням для отримання парів магнію. Процес Магнетерм кальцинує суміш доломіту, феросиліцію та глинозему для отримання того самого побічного продукту. Пари магнію, отримані обома шляхами, охолоджуються та конденсуються окремо перед екстрагуванням. Сьогодні процес Піджена є найбільш широко використовуваним завдяки його здатності виробляти магній високої чистоти та великої кількості його сировини — доломіту [13].

Використання вакууму є загальним для вищевказаних термічних процесів і металевий магній конденсується з парової фази. Процес Магнетерм є єдиним, у якому відпрацьовані продукти виводяться з печі як шлак.

Основна перевага термічних процесів перед електролітичними полягає в тому, що основним



Світове виробництво первинного магнію в 2015 р.

Рис. 1. Блок-схема процесів виробництва первинного металевого магнію: а — DSM/VAMI; б — Magcorp; в — Pidgeon; г — Bolzano

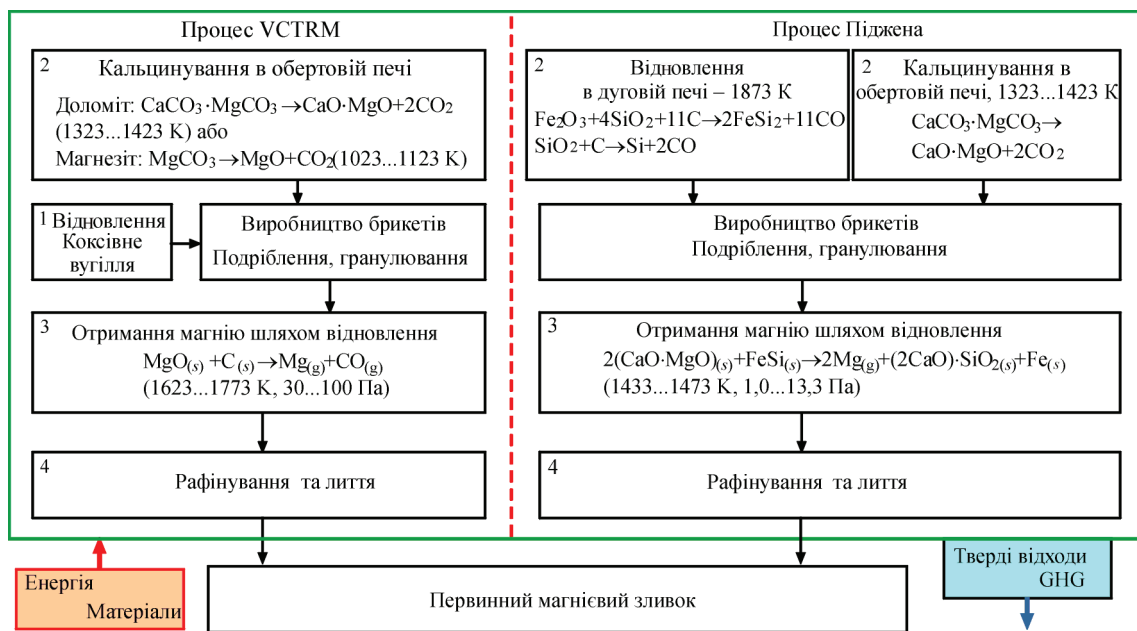


Рис. 2. Схематичне зображення робочих стадій технологічних процесів виробництва магнію Піджена та VCTRM

джерелом магнію є доломіт, який потребує просто кальцинування на відміну від комплексного очищення, яке вимагає електролітичний шлях для виробництва безводного хлориду магнію.

З іншого боку, основні недоліки термічних процесів включають відносно високу вартість відновників феросиліцію і зокрема алюмінію та періодичну роботу, необхідну через вакуум, який спричиняє нижчу продуктивність і призводить до проникнення повітря, що призводить до втрати магнію.

Карботермічне відновлення як нова технологія виробництва. Сучасний технологічний процес Піджена відомий своїм складним управлінням і високими експлуатаційними витратами. Крім того він споживає величезну кількість енергії. Це призвело до пошуку більш ефективних і стійких технологій виробництва. Альтернативним шляхом виробництва є вакуумне карботермічне відновлення магнію (процес VCTRM), коли магnezія реагує з вуглецем з утворенням магнію та пари монооксиду вуглецю [14] (рис. 2).

Незважаючи на те, що цей спосіб виробництва пройшов широкомасштабні промислові випробування в середині ХХ століття, він привернув більше уваги лише в останні десятиліття, оскільки вуглець є дешевшим відновником, ніж феросиліцій, він легкодоступний і у разі успіху загальна вартість виробництва буде значно нижчою, ніж метод Піджена [11]. Тому конденсація парів магнію та їх відділення від монооксиду вуглецю все ще є серйозною проблемою. Крім того, зростає дослідницький інтерес до сонячного карботермічного відновлення (рис. 3) [15]. Дослідження показали, що цей процес споживає менше енергії та

викидає менше вуглецевого газу порівняно з методом Піджена (5,31 проти 15,9 кг CO_2).

Вторинне виробництво магнію. Зі збільшенням використання магнію в усьому світі слід очікувати більш значні обсяги відходів магнію. Магній добре переробляється і його переробка може стати додатковим джерелом постачання для основного виробництва. Сьогодні існують як флюсові, так і безфлюсові технології переробки магнію. Перероблений магній зберігає ті самі хімічні, фізичні та механічні характеристики, які мав вихідний. Крім того, переробка магнію споживає лише 5 % енергії, необхідної для його виробництва. Використання вторинного магнію також зменшує викиди вуглецю і зберігає матеріал у відновлюваній економіці. Однак магнієві сплави можна легко переробити лише в тому випадку, якщо їхній склад стабільний і не містить домішок [16]. Це пояснює чому більшість переробленого магнію отримується із відходів литих під тиском магнієвих сплавів, коли видається майже 30 % магнію під час виробничого процесу. Щоб переробка магнію по-справжньому почала розвиватися необхідно розробити процес переробки, який був би комерційно життєздатним і безпечним для навколишнього середовища. Сьогодні методи переробки магнію включають дистиляцію, переплавлення без солі або на основі солі, переробку в твердому стані та пряму конверсію.

3D друк як новий спосіб виробництва. Адитивне виробництво або 3D друк є новим способом отримання магнієвих сплавів. Загалом інтерес до 3D друку металів зростає завдяки його здатності налаштовувати та оптимізувати склад кожного сплаву відповідно до його застосування та отримувати

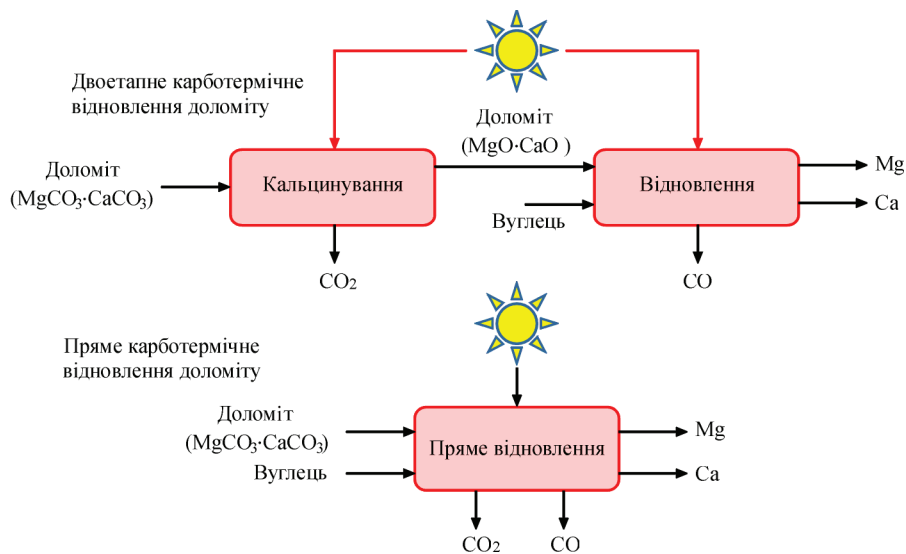


Рис. 3. Блок-схема процесів сонячного карботермічного відновлення магнію

найкращий можливий результат. Прикладом може бути друк сплавів у більш складній конфігурації до анатомічної геометрії тканин пацієнта, щоб сприяти прискореному росту клітин, проліферації та регенерації кісток [17].

Іншим прикладом може бути друк із магнієвих сплавів деталей складної геометрії. Раніше цього не можна було досягти за допомогою традиційного виробництва, що обмежувало його розвиток. Крім того, на відміну від звичайних способів виробництва, виготовлення деталей за допомогою адитивних технологій також може значно зменшити технічну складність і вартість індивідуального виробництва, підвищуючи його ефективність.

Можливості адитивного отримання магнієвих сплавів є перспективними. Однак дослідження того, як магнієві сплави можна надрукувати на 3D принтері досить обмежені, оскільки відомо, що це пов'язано з кількома проблемами [18]. По-перше, магній хімічно реактивний і горючий матеріал. Він має низьку температуру випаровування, що ускладнює змішування та друк магнієвих сплавів із бажаним складом, щільністю, міцністю, біосумісністю та корозійною поведінкою. Підготовка вихідної сировини також є небезпечною, оскільки порошки магнію мають високу схильність до вибуху. Сьогодні двома типовими методами адитивного виробництва для отримання деталей із магнієвих сплавів є дугове адитивне виробництво способом дугового зварювання (WAAM) та селективне лазерне плавлення (SLM), відоме як метод плавлення шару порошку [18].

Легування, структура та властивості магнієвих сплавів. Магній — найлегший інженерний метал. Чистий магній має низьку щільність ($1,74 \text{ г/см}^3$) і демонструє більш високе співвідношення міцності до ваги та кращу пластичність і

ливарну здатність, ніж алюміній або сталь. Порівняно з іншими металами та полімерними матеріалами магній не токсичний і має кращі показники тепло- та електропровідності, поглинання вібрації та ударів, амортизаційної здатності, а також хорошу оброблюваність і може формуватися будь-яким встановленим методом. Однак недоліком є його схильність до корозії. Він швидко кородує за двох умов: коли сплав складається зі специфічних металевих домішок або під впливом агресивних видів електроліту. Технології нанесення покриттів (електрохімічне, конверсійне, анодування) були розроблені та використані для подолання цієї особливості магнієвих сплавів [19]. Чистий магній (99,8 %) ідеально підходить для металургійних і хімічних цілей, але його необхідно легувати для застосувань у інженерних конструкціях, щоб посилити його властивості без шкоди для ключових характеристик [6].

Плавлення та лиття магнієвих сплавів у вакуумній інертній атмосфері є кращим способом виробництва, оскільки магній твердне краще, ніж інші литі метали. Крім того, хімічно неактивне середовище може запобігти будь-якому забрудненню реакційноздатними газами. Твердорозчинне і дисперсійне зміцнення другою фазою зазвичай використовуються для зміцнення магнієвих сплавів [20]. Компоненти сплаву та їх хімічний склад можуть впливати на покращення фізичних властивостей магнієвих сплавів.

Легуючі елементи. Найбільш поширеними і переважними легуючими елементами є алюміній та цинк. Як алюміній, так і цинк достатньо економічні та добре розчинні в магнії. Алюміній можливо використовувати для покращення міцності, твердості і розширення діапазону плавлення сплаву, одночасно зменшуючи його корозійну

здатність. Відповідного діапазону міцності і пластичності можливо досягти шляхом зміни вмісту алюмінію в сплаві [21]. При використанні разом із цинком він може додатково підвищити міцність сплаву при кімнатній температурі.

Додавання цинку саме по собі може збільшити текучість магнієвих сплавів при литті та покращити стабільність розмірів. Коли цинк разом із магнієвими сплавами змішується з такими домішками, як нікель і залізо, це може підвищити стійкість сплаву до корозії. Цинк не утворює самостійних фаз з легуючим компонентом — марганцем. У сплаві МА2-1 утворюється γ -фаза ($Mg_{17}Al_{12}$). При рекристалізації сплаву внаслідок термічної обробки або зварювання, а також у процесі розпаду пересиченого твердого розчину ця фаза виділяється, входячи до складу псевдоевтектики. Псевдоевтектика здебільшого розташовується по границях зерен. Первинна фаза $Mg_{17}Al_{12}$ є зміцнюючою, зберігається у сплаві після деформації та зварювання. Деякими авторами встановлено, що γ -фаза $Mg_{17}Al_{12}$ має здатність збагачуватися цинком і додатково алюмінієм, утворюючи інтерметалідну фазу $Mg_{17}(Al, Zn)_{12}$, яка представлена у вигляді грубих виділень.

Надмірно великі концентрації алюмінію призводять до зниження пластичності і погіршують деформаційні можливості сплавів у гарячому та холодному станах. Цинк не тільки підвищує міцність, але й відносне подовження сплавів з алюмінієм. Однак при вмісті більше 1,5 % Zn оброблюваність тиском сплавів системи Mg–Al–Zn погіршується. Марганець у ці сплави вводиться переважно для підвищення корозійної стійкості.

Проведені останні роки дослідження показали, що легування магнієвих сплавів рідкісноземельними металами (РЗМ) дозволяє суттєво підвищити їх міцнісні властивості.

Леговані магнієві сплави металами РЗМ церієвої (La, Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Eu) й ітрієвої (Sc, Y, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb) груп мають переваги та

недоліки, якщо порівнювати їх за властивостями. У сплавах з металами церієвої групи досягаються менші властивості міцності, але для досягнення максимального зміцнення потрібно менший час старіння. У сплавах з металами ітрієвої групи може досягатися більший рівень зміцнення, але після тривалих витримок при старінні і при більшому вмісті кошовних рідкісноземельних металів. У ряді випадків доцільно спільне використання металів РЗМ обох груп для легування магнієвих сплавів.

Мікроструктура магнієвих сплавів у вихідному стані переважно складається з рівновісних зерен розміром від 100 до 1000 мкм у внутрішніх ділянках та границях, на яких розташовуються дисперсні та дисперсоїдні змінюючі фази. Ці фази можуть відігравати важливу роль у властивостях магнієвих сплавів після проведення відповідної термообробки (рис. 4).

Розмір та розподіл фаз, що утворюються під час лиття або під час наступних стадій термічної чи термомеханічної обробки, залежить від відповідних параметрів термічної обробки. Дисперсні частинки протидіють зростанню розміру зерна згідно моделі Зінера–Стро, при якій розмір зерна зростає зі зменшенням розміру частинок та збільшенням їх об'ємної частки. Ефект закріплення границь зерен дисперсоїдами Zr та без них у магнієвому сплаві наведено на рис. 5. У магнієвих сплавах без використання алюмінію у якості дисперсоїдоутворюючого елемента часто використовують цирконій, тоді як у сплавах з алюмінієм системи Mg–Al доцільним є використання марганцю з формуванням інтерметалідів AlMn. Додатки Zr також є ефективними як подрібнювачі зерна під час лиття, що уможливило виробництво дрібнозернистих магнієвих сплавів.

Значна частина виробів із магнієвих сплавів отримується методом екструзії. Внаслідок цього такі магнієві сплави мають відмінності у мікроструктурі, що пов'язане з процесами рекристалі-

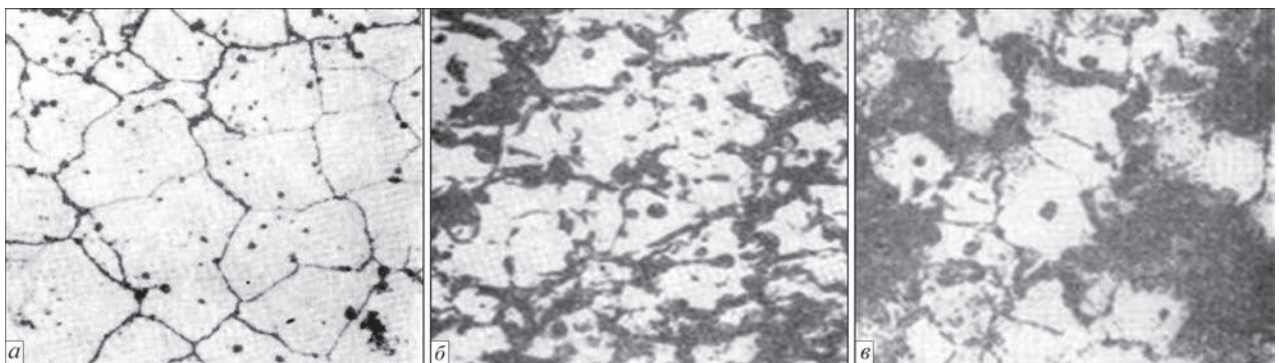


Рис. 4. Мікроструктура ($\times 100$) литого магнієвого сплаву М15 (9 % Al, 0,5 % Mn, 0,8 % Zn) після різних режимів термічної обробки: а — у литому стані; б — після гартування; в — після гартування + старіння

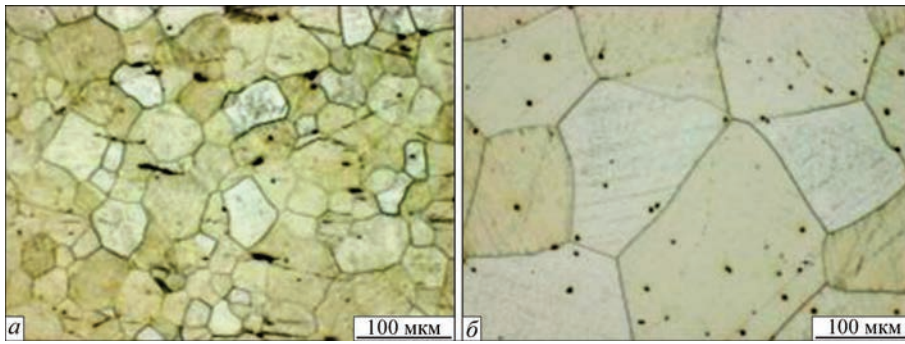


Рис. 5. Мікроструктура магнієвого сплаву, що містить РЗМ, після ковки та термічної обробки: *a* — з цирконієм (~0,4 мас. %); *б* — без цирконію

зації зерен на скупченнях другої фази, екструдованих при підвищених температурах (рис. 6).

Структурно-фазовий склад магнієвих сплавів переважно визначається його системою легування. Існує ряд фаз твердіння, які утворюються в рівноважному стані з твердим розчином магнію, а саме: $Mg_{17}Al_{12}$ (система Mg–Al), Mg_2Ca (система Mg–Ca), Mg_2Sn (система Mg–Sn), Mg_4Ag (система Mg–Ag), Al_2Re та Al_2Ca (система Mg–Al–Ca–Re), $MgCu_2$ (система Mg–Cu–Zn), $Mg_6Ca_2Zn_3$ (система Mg–Ca–Zn), $X_{Mg}MgReZn$ (система Mg–Gd–Zn та Mg–Y–Zn), $PHI_{Al}MgZn$ (система Mg–Al–Zn). Також у магнієвих сплавах можливо формування метастабільних фаз: $MgZn_2$ (система Mg–Zn) та Mg_7Re (система Mg–Re).

Особливістю магнієвих сплавів є знижена швидкість дифузії більшості компонентів у магнієвому твердому розчині. Низькі швидкості дифузії сприяють розвитку дендритної ліквідації, вимагають великого часу витримки при нагріванні, полегшують фіксацію твердих розчинів при гартуванні, але ускладнюють розпад пересичених твердих розчинів при старінні.

Магнієві сплави мають високу пластичність у гарячому стані і добре деформуються при нагріванні. Для деформованих сплавів дифузний відпал зазвичай поєднують з нагріванням для обробки тиском. Магнієві сплави легко ріжуться, шліфуються та поліруються.

Недоліками магнієвих сплавів є погані ливарні властивості, схильність до газонасичення, окис-

лення та займання при литті. Для запобігання утворенню дефектів при виплавці та зварюванні використовують спеціальні флюси, для зменшення пористості застосовують невеликі додатки кальцію (до 0,2 %), а для зниження окиснюваності — добавки берилію (0,02...0,05 %).

Окрім традиційного способу легування останніми роками було досягнуто значного прогресу у застосуванні нанокомпозитів на основі магнієвих сплавів, які додатково зміцнюють сплави [22]. На характеристики цих сплавів впливають як легуючі компоненти, так і наночастинки, що армують сплав [23]. Підвищений дослідницький інтерес у цій області пов'язаний з тим, що зміцнення наночастинками може покращити міцність і пластичність магнію без будь-яких негативних наслідків.

Американським товариством випробувань матеріалів (ASTM) було запропоновано систему позначень для ідентифікації магнієвих сплавів та визначення їх складу (рис. 7) [24].

Всі магнієві сплави розподіляються на дві великі групи — литі та деформовані. Серед литих сплавів виділяється група сплавів, що була отримана способом лиття під тиском (AZ91, AS41, AE42). Деформовані магнієві сплави розподіляються на деформовані ковкою, прокаткою та екструзією.

Проведений аналіз літературних джерел показав, що розвиток магнієвих сплавів поступово йшов шляхом використання більш складних композицій з метою отримання специфічних властивостей: міцності (суперлегкі, високоміцні), в'язкості (термічно

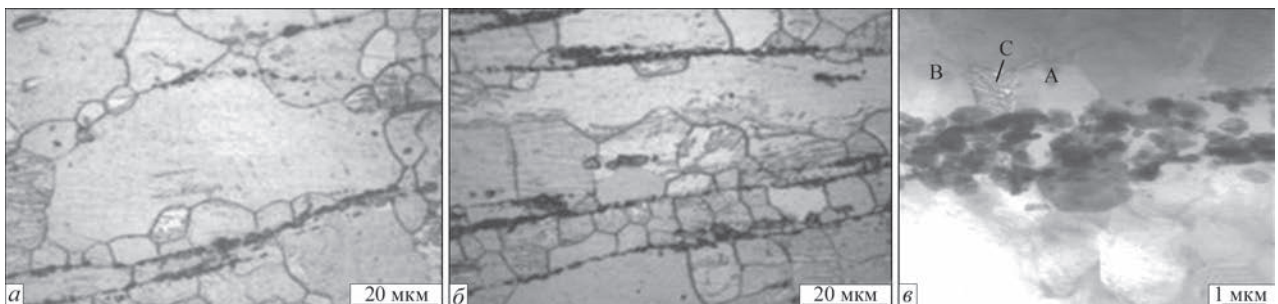


Рис. 6. Мікроструктура магнієвого сплаву AZ31 + 0,8 мас. % Sr, екструдованого при температурах 250 (*a*), 350 °C (*б*) та рекристалізація на частинках Al–Sr фаз (*в*)

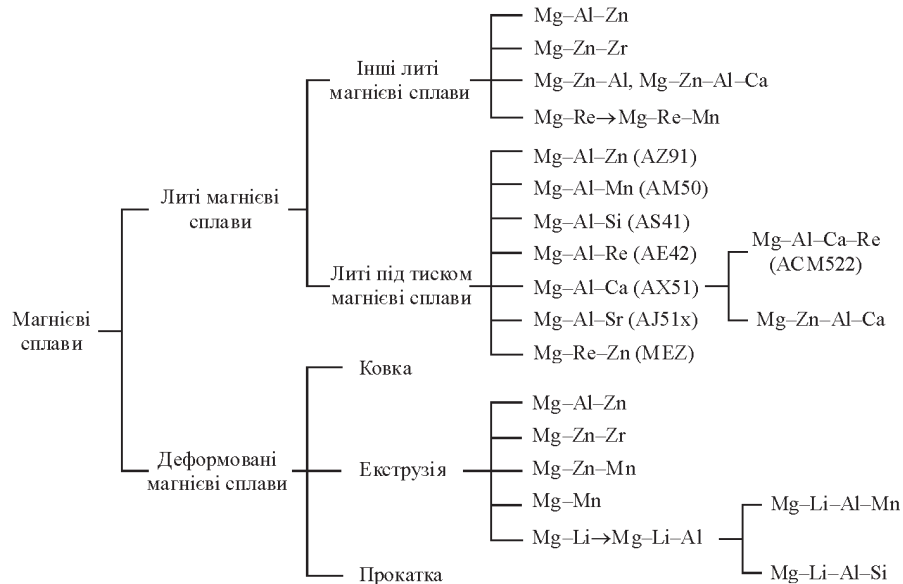


Рис. 7. Класифікація закордонних магнієвих сплавів [24]

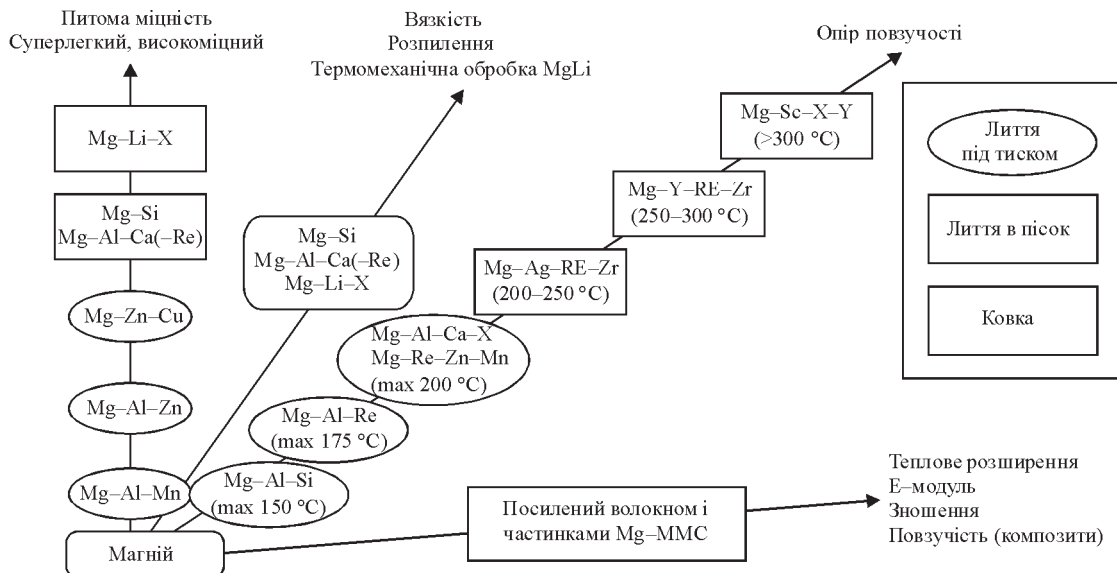


Рис. 8. Напрямки розвитку закордонних магнієвих сплавів [25]

або термомеханічно зміцнені), повзучості, термічно-го розширення, зносу та ін. (рис. 8) [25].

Магнієві сплави з алюмінієм — це AZ31 і AZ91. Сплав AZ31 широко використовується в авіабудуванні завдяки низькій масовій щільності та хорошим механічним властивостям. Водночас сплав AZ91 залишається одним із найпопулярніших ливарних сплавів завдяки своїй високій міцності, відмінній корозійній стійкості та хорошій ливарній здатності. Механічні властивості магнію сплавів AZ31 та AZ91D наведено в табл. 1.

Таблиця 1. Механічні властивості магнієвих сплавів

Матеріал/сплав	Щільність, г/см ³	Міцність на тиск, МПа	Міцність на розтяг, МПа	Модуль пружності, ГПа
Магній	1,74	20...115	90...190	45
AZ31 (деформований)	1,78	83...97	241...260	—>—
AZ91D (ливарний)	1,81	160	230	—>—

Проведений аналіз літературних джерел показав, що основні проблеми слід очікувати при зварюванні литих магнієвих сплавів (AZ63F, ZE41F, ZK51A, ZK61A) внаслідок розвитку в них дендритної ліквіації, хімічної та структурної неоднорідності, формування пор та несучільностей, сегрегації зміцнюючих фаз (табл. 2). Тоді як деформовані ковкою магнієві сплави (HK31A, ZE10A, ZK21A) мають чудову зварюваність.

Використання магнієвих сплавів. Розрахунки показують, що використання легких

Таблиця 2. Відносна зварюваність магнієвих сплавів

Литі у кокіль та під тиском									
AM100	AZ63A	AZ81A	AZ91AC	AZ92A	EK41A	EZ33A	HK31A	HZ32A	OE22A
B	C	B	B	B	B	A	B	C	B

Закінчення табл. 2

Литі у кокіль та під тиском				Деформовані ковкою				
ZE41A	ZH62A	ZK51A	ZK61A	HK31A	HM21A	HM31A	ZE10A	ZK21A
C	C	D	D	A	A	A	A	B

Примітка. А — дуже добре; В — добре; С — задовільно; D — погано.

магнієвих сплавів замість більш важких (алюмінієвих і титанових сплавів або сталей) може покращити паливну ефективність літака та зменшити шкідливі викиди. Це означає значну економію палива та нижчі експлуатаційні витрати. Заміна алюмінієвих сплавів на магнієві може забезпечити зменшення ваги майже на 60 т, що складає 28 % від ваги літака.

Разом з тим виявились обмеження та критичні аспекти використання магнієвих сплавів в сучасній авіації. Це переважно пов'язане з його горючістю, довговічністю поверхні та корозійною стійкістю.

Сьогодні алюміній та його сплави все ще мають значну перевагу над магнієм та його сплавами для аерокосмічних конструкцій. Але нещодавній прогрес у прикладних дослідженнях займистості магнієвих сплавів призвів до відкриття менш

горючих матеріалів, що дало можливість для їх більш широкого використання у пасажирських літаках та автомобілях. Підвищення механічної міцності магнієвих сплавів, таких як Elektron 21 або Elektron 675, які демонструють вдвічі більшу міцність ніж алюміній, також буде сприяти їх подальшому застосуванню[26].

Хоча перші спроби використання магнію та його сплавів в автомобілях відносяться до початку ХХ століття, загальна частка магнієвих металевих матеріалів в автомобільній промисловості залишається мізерною порівняно зі сталлю та алюмінієм. На рис. 9 представлено ретроспективу використання магнію та його сплавів у автомобілях різних виробників в період 1930–2000 рр.

Основним типом литих магнієвих сплавів в автомобільній промисловості є серія сплавів на

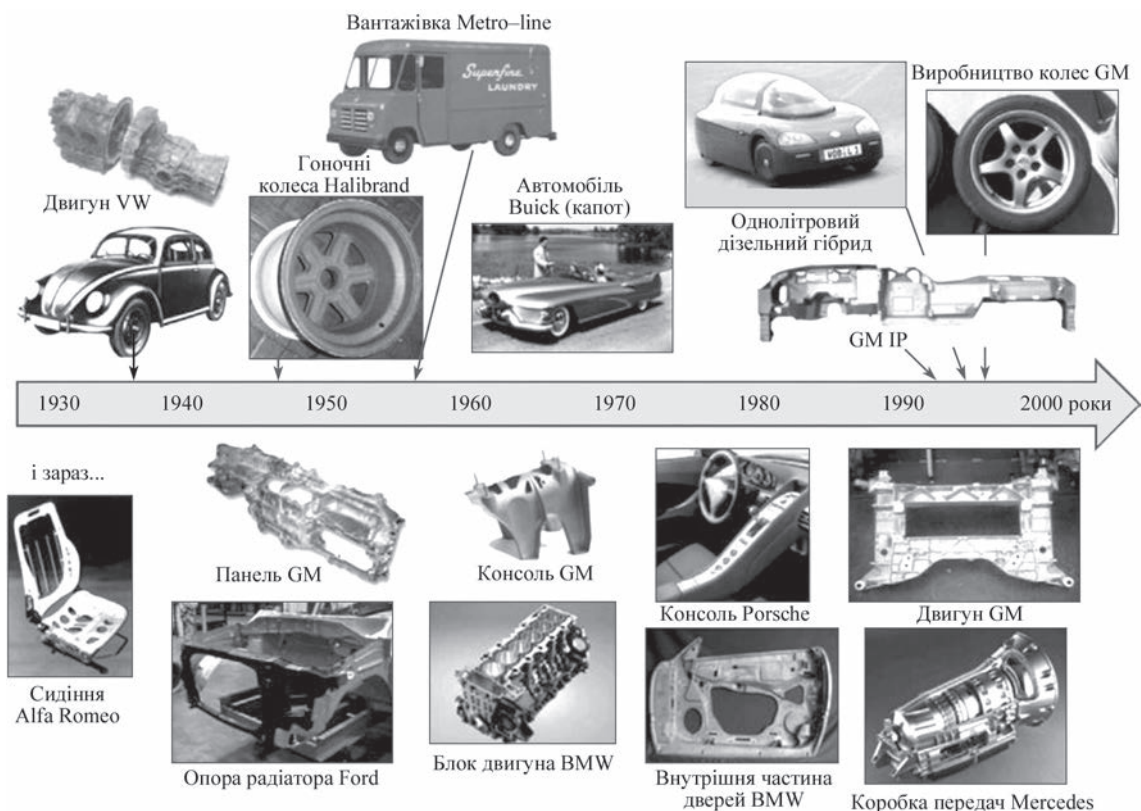


Рис. 9. Ретроспектива використання магнієвих сплавів у автомобільній промисловості

основі: системи Mg–Al (AZ, AM), рідкісноземельних елементів (WE43, E21) і сплавів марки ZK.

Крім того, для застосувань при підвищених температурах розглядається можливість використання високоміцних магнієвих сплавів з нанокompозитами, оскільки вони мають чудову термічну та розмірну стабільність [27]. Однак, окрім литих магнієвих сплавів, інші типи сплавів, наприклад, листовий деформований або екструдований магнієві сплави майже не застосовується в сучасній автомобільній промисловості.

Магнієві сплави знайшли широке використання в галузі охорони здоров'я та біомедичній промисловості [24]. Магній є природно біосумісним з організмом людини матеріалом. Він підтримує фізіологічні функції в організмі людини, включаючи структурну стабілізацію білків, нуклеїнових кислот, клітинних мембран, а також стимулює специфічні структурні або каталітичні активності білків або ферментів [1]. Крім того, магній не токсичний і не подразнює шкіру, сприяє загоєнню тканин.

Магній також є біорозсмоктуваним і біоактивним матеріалом. У якості імплантатів магнієві сплави мають нижчий модуль пружності, ніж інші аналоги, що є їх перевагою як біоматеріалу. Оскільки модуль пружності магнію ближчий до жорсткості природної кістки при використанні, йому у більшості віддається перевага.

Часто організм потребує лише тимчасової присутності імплантату для підтримки регенерації тканин і відновлення порушених фізичних функцій. Здатність магнію до біологічного розкладання є як його найбільшою перевагою, так і слабкістю. Магній швидко розкладається у фізіологічному середовищі. Така прискорена деградація може поставити під загрозу механічну цілісність і міцність відповідних імплантатів. Також це може призвести до небажаних реакцій та визвати біотоксичність.

Серед недоліків використання магнієвих сплавів є їх слабка корозійна стійкість. В залежності від умов використання у магнієвих сплавах можуть поширюватися різні види корозії: гальванічна, точкова, ниткоподібна, міжкристалітна (IGC), відшарування (EFC), щілинна, корозійне розтріскування під напругою (SCC), корозійна втома (CF) та ерозійно-корозійний знос [5].

Аналіз використаної літератури показав ключові стратегії подолання корозійного руйнування магнієвих сплавів, що складаються з очищення, легування та модифікації поверхні. Ці стратегії використовують принцип уповільнення процесу корозії за рахунок зменшення швидкості накопичення водню та локального підлучення. Незважаючи на значні досягнення у керуванні магнієвою корозією, ця проблема все ще залишається актуальною.

Висновки

1. Доступність магнію та унікальне поєднання властивостей (легка вага, специфічне високе співвідношення міцності до ваги, чудова оброблюваність і здатність до лиття) зробили його дуже привабливим для застосування. Легування магнію іншими елементами (Al, Mn, Zn, Si, Re) або міцними наночастинками дозволяє покращити його наявні властивості, щоб розширити сферу застосувань. Ці фактори дозволили магнію знайти своє місце в аерокосмічній, автомобільній, військовій і атомній промисловостях та медицині.

2. Існуючі проблеми використання магнієвих сплавів (вогнезаймистість, горючість, довговічність, біорозчинність, корозійна стійкість, зварюваність) вирішуються за рахунок його легування, керування його хімічним та структурно-фазовим складом, застосуванням відповідних режимів термомеханічної обробки, використанням зміцнення поверхні.

3. Сучасні способи отримання первинного магнію та його сплавів є достатньо енергоємними та неефективними у виробництві, внаслідок чого поширюються дослідження в галузі адитивного виробництва магнієвих сплавів і використання технологій «зеленої» енергетики. Екологічно безпечний процес переробки магнію та його сплавів також є одним із варіантів отримання необхідної металопродукції.

Список літератури/References

1. Junxiu Chen, Lili Tan, Xiaoming Yu et al. (2018) Mechanical properties of magnesium alloys for medical application. *J. of Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, **87**, 68–79.
2. Radha, R., Sreekanth, D. (2017) Insight of magnesium alloys and composites for orthopedic implant applications. *J. of Magnesium and Alloys*, **5(3)**, 286–312.
3. Yan Yang, Xiaoming Xiong, Jing Chen et al. (2021) Research advances in magnesium and magnesium alloys worldwide in 2020. *Ibid.*, **9(3)**, 705–747.
4. Dobrzański, L.A. (2019) The importance of magnesium and its alloys in modern technology and methods of shaping their structure and properties. *Magnesium and its alloys*. CRC Press: Boca Raton, FL, USA, 1–28.
5. Song, G.L., Atrens, A. (1999) Corrosion mechanisms of magnesium alloys. *Adv. Eng. Mater.*, **1**, 11–33.
6. Dieringa, H.; Stjohn, D.; Prado, M.T.P.; Kainer, K. (2021) Latest Developments in the field of magnesium alloys and their applications. *Front. Mater.*, **8(July)**, 1–3. DOI: 10.3389/fmats.2021.726297
7. Polmear, I.J. (1994) Magnesium alloys and applications. *Mater. Sci. Technol.*, **10**, 1–16.
8. Tae-Hyuk Lee, Toru H. Okabe, Jin-Young Lee et al. (2021) Development of a novel electrolytic process for producing high-purity magnesium metal from magnesium oxide using a liquid tin cathode. *J. of Magnesium and Alloys*, **9(5)**, 1644–1655.
9. (2001) U.S. Geological Survey. 01-341, Magnesium, Its Alloys and Compounds. <https://pubs.usgs.gov/of/2001/of01-341/>
10. Gao, F., Nie, Z.-R., Wang, Z.-H. et al. (2008) Assessing environmental impact of magnesium production using pidgeon

- process in China. *Transact. Nonferrous Met. Soc. China*, **18**, 749–754.
11. Durlach, J. (2006) Overview of magnesium research: History and current trends. *New Perspectives in Magnesium Research*. Springer, London, UK, 3–10.
 12. Holywell, G.C. (2005) Magnesium: The first quarter millennium. *JOM*, **57**, 26–33.
 13. Yang Tian, Lipeng Wang, Bin Yang et al. (2022) Comparative evaluation of energy and resource consumption for vacuum carbothermal reduction and Pidgeon process used in magnesium production. *J. of Magnesium and Alloys*, **10(3)**, 697–706.
 14. Hamed Abedini Najafabadi, Nesrin Ozalp, Michael Epstein, Richard Davis (2020) Solar carbothermic reduction of dolomite: direct method for production of magnesium and calcium. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, **59(33)**, 14717–14728.
 15. Mendis, C.L., Singh, A. (2013) Magnesium recycling: To the grave and beyond. *JOM*, **65**, 1283–1284.
 16. Karunakaran, R., Ortgies, S., Tamayol, A. et al. (2020) Additive manufacturing of magnesium alloys. *Bioact. Mater.*, **5**, 44–54.
 17. Davim, J.P. (2020) *Additive and subtractive manufacturing: Emergent technologies*. De Gruyter, Berlin, Germany.
 18. Kulekci, M.K. (2008) Magnesium and its alloys applications in automotive industry. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **39**, 851–865.
 19. Abbott, T. Casting Technologies, Microstructure and Properties. *Magnesium and its Alloys*. CRC Press: Boca Raton, FL, USA, 2019, 29–45.
 20. Fujisawa, S., Yonezu, A. (2014) Mechanical property of microstructure in die-cast magnesium alloy evaluated by indentation testing at elevated temperature. *Proc. of Int. Congress on Recent Advances in Structural Integrity Analysis (Apcf/Sif-2014)*. Elsevier, Amsterdam, The Netherlands, 422–426.
 21. Gupta, M., Wong, W.L.E. (2015) Magnesium-based nanocomposites. *Lightweight materials of the future. Mater. Charact.*, **105**, 30–46.
 22. Moosbrugger, C., Marquard, L. (2017) *Engineering properties of magnesium alloys*. ASM International, Materials Park, OH, USA.
 23. Krishnan K. Sankaran, Rajiv S. Mishra (2017) *Chapt. 7. Magnesium alloys. Metallurgy and design of alloys with hierarchical microstructures*. Elsevier, 345–383.
 24. Jeal, N. (2005) High-performance magnesium. *Advanced Materials & Processes*, **9**, 65–67.
 25. Tekumalla, S., Gupta, M. (2020) Introductory chapter: An insight into fascinating potential of magnesium. In: *Magnesium — the wonder element for engineering/biomedical applications*. IntechOpen, London, UK.
 26. Luthringer, B.J.C., Feyerabend, F., Willumeit-Römer, R. (2014) Magnesium-based implants: A mini-review. *Magnesium Res.*, **27**, 142–154.
 27. Zeng, R.-C., Yin, Z.-Z., Chen, X.-B., Xu, D.-K. (2018) Corrosion types of magnesium alloys. *Magnesium Alloys — Selected Issue*. IntechOpen, London, UK.

PRODUCTION, PROPERTIES AND PROSPECTS OF APPLICATION OF MODERN MAGNESIUM ALLOYS

V.A. Kostin, Yu.V. Falchenko, A.L. Puzrin, A.O. Makhnenko
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

A literature review of the current state of magnesium alloy production technology is given, alloy properties and the influence of alloying elements on them are analyzed, microstructure and the main phases forming in the cast and wrought magnesium alloys are determined, a classification of modern magnesium alloys of foreign production is presented, further paths of their development are outlined, and problems in magnesium alloy application are defined. Magnesium alloying by other elements (Al, Mn, Zn, Si, Re, etc.) or strong nanoparticles allows significant improvement of its existing properties so as to expand its scope of application. Current problems in magnesium alloy application (flammability, combustibility, surface durability, biosolubility, corrosion resistance, weldability) are solved by alloying, controlling the chemical and structural-phase composition, application of the respective modes of thermomechanical treatment and surface hardening. Ref. 27, Tabl. 2, Fig. 9.

Key words: electrolysis, metal-ceramic restoration; Bunsen and Pidgeon processes; cast and wrought magnesium alloys; corrosion; biocompatibility; biodegradation

Надійшла до редакції 26.09.2022

XXII Міжнародна науково-технічна конференція
«ПРИЛАДОБУДУВАННЯ: СТАН І ПЕРСПЕКТИВИ»
Присвячена 125-річчю Київського політехнічного інституту
16–17 травня 2023 р., м. Київ, Україна

Приладобудівний факультет КПІ ім. Ігоря Сікорського
03056, м. Київ, пр. Берестейський, 37, корп. 1,
<http://conferences.uran.ua>, <http://conferencepb.kpi.ua/conferencepb2023>



ЗАСТОСУВАННЯ ГРАФІТОВАНИХ ГНОТОВИХ ЕЛЕКТРОДІВ НА ДУГОВИХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНИХ ПЕЧАХ ПОСТІЙНОГО СТРУМУ

О.Г. Богаченко¹, Д.Д. Міщенко¹, І.О. Гончаров¹, В.І. Брагинець¹, І.О. Нейло¹, Ю.А. Плевако²

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

²ПрАТ «Ферротрейдинг». 69009. м. Запоріжжя, вул. Теплична, 7.

Показано, що ефективним засобом покращення техніко-економічних показників дугових сталеплавильних печей постійного струму є гнотові графітовані електроди, розроблені в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. Дослідженнями на промислових печах типу ДСП ПТ-12 встановлено, що дуга гнотового електрода завжди тримається в центрі електрода, чим забезпечується стійкий електричний режим плавки на довгих дугах і низьких напругах джерела живлення. Встановлено, що напруга в прикатодній області, а також діапазон пульсацій струму і напруги гнотової дуги істотно нижче, ніж у звичайного (монолітного) графітованого електрода. Гнотові електроди на дугових сталеплавильних печах постійного струму забезпечують економію активної електроенергії, зниження реактивної потужності, збільшення $\cos \phi$ і продуктивності, зниження чаду легуючих та рівня шуму печі. Бібліогр. 20, табл. 2, рис. 9.

Ключові слова: гнотові графітовані електроди; дугові сталеплавильні печі змінного та постійного струму; електроенергія; вольт-амперна характеристика; пульсації струму та напруги; продуктивність печі

Вступ. У роботах [1–3] зазначено, що характерною особливістю світової металургійної промисловості в останні десятиліття є виробництво сталі, що збільшується рік у рік. Так, з середини 70-х років ХХ століття виробництво сталі збільшилося у 2,8 рази і склало у 2021 р. 1,950 млрд т.

Близько 30 % сталі від зазначеної кількості виплавляється в дугових сталеплавильних печах змінного (ДСП) та постійного (ДСП ПС) струму. При цьому загальна частка електросталі також безперервно збільшується і може досягти 43 % до 2050 р. [4, 5].

Зростання виробництва сталі відбувалося в умовах жорсткої конкуренції на ринку металопродукції і це зумовило бурхливий розвиток різних технологій та відповідного обладнання для виплавки сталі, її позапічної обробки, розливу, переділу тощо. Всі ці розробки мають покращувати такі найважливіші техніко-економічні показники плавки, як витрата електроенергії, вогнетривів і графітованих електродів, збільшувати продуктивність агрегатів за умови забезпечення високої якості металу та задоволення вимог до охорони навколишнього середовища.

Дуже важливим етапом у розвитку виробництва електросталі, що дозволило суттєво покращити техніко-економічні показники та екологічні проблеми цього виробництва, було створення та широке впровадження у промисловості дугових печей постійного струму.

Незаперечними перевагами ДСП ПС є: ефективне перемішування металу й шлаку; висока стабільність горіння дуги та її більш висока темпе-

ратура; порівняно низька витрата електроенергії; низький чад металу та легуючих; дуже низька витрата електродів та вогнетривів; висока і стабільна якість та задовільна собівартість металу. Відзначається також стабільно низький рівень шуму печі, що працює (на 15...20 %); істотне зниження пило- та газовикидів (у 6...10 разів) і рівня перешкод в живильну електромережу.

Основними недоліками ДСП ПС є: наявність одного або кількох подових електродів; відхилення дуги у бік, протилежний джерелу живлення; необхідність використання на потужних печах електродів граничних розмірів — 700, 750 і навіть 810 мм [5–9].

Природно, що при виборі типу печі враховують не тільки зазначені фактори, але й стан і характеристики мереж, забезпеченість шихтою, особливості інфраструктури, вид і призначення продукції та багато іншого. Проте, кількість прихильників ДСП ПС зростає, а деякі з них вважають, що переваги ДСП ПС вже незаперечно доведені [10–14]. Число ДСП ПС безперервно збільшується і в цей час у світі експлуатуються майже 1000 ДСП та 200 ДСП ПС [2, 5, 15, 16].

Методика досліджень і обговорення результатів. Сталеплавильники завжди шукали й намагалися розкрити потенційні можливості електродів, щоб використовувати їх як універсальний інструмент для керування параметрами плавки, і, як наслідок, поліпшення техніко-економічних показників роботи печі в цілому [17].

Щодо ДСП ПС в ІЕЗ ім. Є.О. Патона були розроблені такі багатофункціональні електроди, що

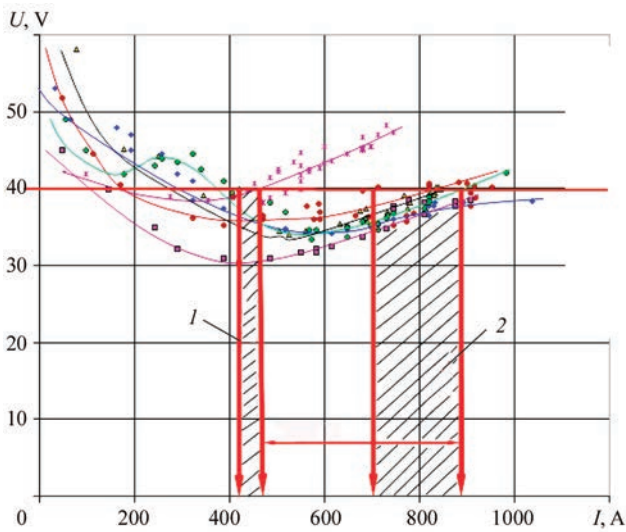


Рис. 1. ВАХ дуг монолітного (1) та гнотового (2) електродів діаметром 50 мм: × — моноліт; ♦ — Г1; ■ — Г2; ▲ — Г3; ● — Г4; ● — Г5; $L_d = 15$ мм, анод — графіт

мають тверду активну вставку або гніт. Ці електроди отримали назву гнотових електродів. Гніт в електроді отримують шляхом свердління в звичайному (монолітному) електроді одного або декількох вертикальних отворів, що заповнюються різними компонентами, в т.ч. містять елементи I та II груп таблиці Менделєєва з низькою роботою виходу електронів. Завдяки цьому в прикатодній області електрода створюються сприятливі термодинамічні умови для іонізації газів стовпа дуги. В результаті принципово змінюються геометричні та енергетичні параметри дуги, зокрема, її вольт-амперні характеристики (ВАХ), змінюється форма робочого торця електрода та інші характеристики, що зумовлюють можливість ефективної оптимізації технологічних та електричних режимів плавки та, як наслідок, покращення техніко-економічних

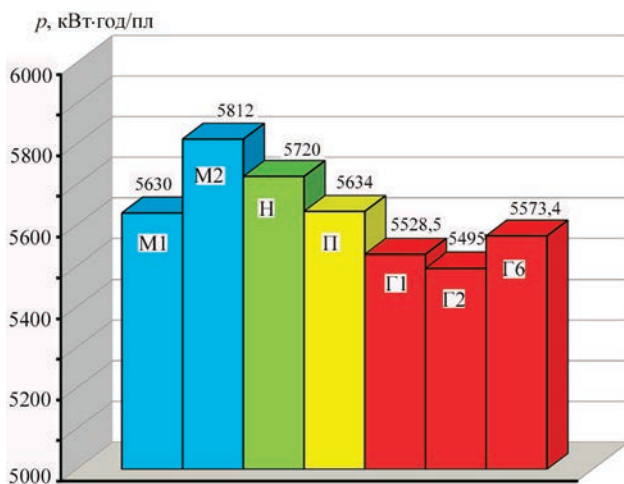


Рис. 2. Питома витрата активної електроенергії на плавках за серійним режимом з використанням монолітних (М1, М2), ніпеля порожнистого (П) та гнотових електродів (Г1, Г2, Г6) (8 ступінь напруги)

показників роботи печі. Про це свідчать результати лабораторних і промислових досліджень, викладених у роботі [18]. Як приклад на рис. 1 наведені ВАХ монолітного та гнотового електродів. Видно, що при рівних напругах дуг (40 В) струм гнотових електродів в 1,8 раза перевищує струм монолітного електрода (900 і 500 А відповідно). Гніт може бути виготовлений в електроді будь-якої якості та розмірів. Об'єктом наших досліджень було обрано ДСП ПС, де відсутня переполаризація дуги і найповніше виявляються властивості гнотового електрода.

У процесі досліджень та випробувань гнотових електродів проведено понад 100 промислових експериментальних плавок, випробувано 10 складів гнотів, 8 експериментальних електричних режимів та ін.

Роботи проводилися на 12-тонній ДСП ПС з набивним кислим футеруванням з використанням графітованих електродів діаметром 350 мм при переплаві відходів FeSiMn. Важливо відзначити, що при застосуванні гнотових електродів конструкція печі не змінюється. Нестабільна якість шихти (значний розкид за хімічним та фракційним складом, а також за вмістом CaO) обумовлювала чималий розкид значень витрати електроенергії, якщо його віднести до однієї тонни придатного феросплаву.

Тому питома витрата активної електроенергії в конкретних умовах виробництва прийнята як витрата на плавку (на вихідну масу шихти, p , кВт·год/пл), економія електроенергії і порівнювані показники прийняті як середні за максимальною кількістю ідентичних плавок.

Програма робіт передбачала: проведення порівняльних випробувань гнотових електродів різного складу та монолітних електродів на серійних режимах (рис. 2); оцінку впливу на витрату електроенергії коротких і довгих дуг у порівнянні з серійним режимом (рис. 3, 4) та зниженої напруги джерела живлення на довгих дугах для гнотових електродів та ніпелів (рис. 5); оцінку зміни реактивної потужності та cosφ для гнотових і монолітних електродів (рис. 6).

З рис. 2 витікає, що гнотові електроди (Г1, Г2 і Г6) на серійних режимах забезпечують зниження витрати активної електроенергії в порівнянні з монолітними (М1 і М2), ніпелями (Н) і порожнистими електродом (П) на 2,4...5,3 %.

Відомо, що ефективним засобом економії електроенергії є робота печі на довгих дугах [19]. Говорячи про довжину дуги стосовно гнотового електрода, треба зауважити, що його торець завжди має форму увігнутої напівсфери, що принципово відрізняє його від монолітного електрода.

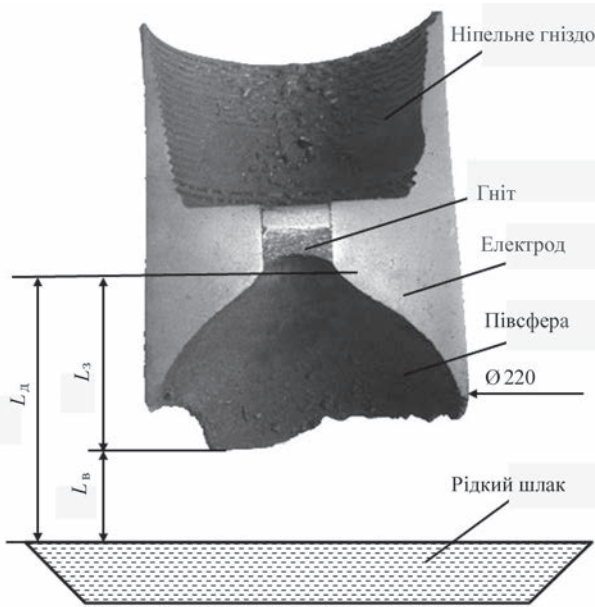


Рис. 3. Макротемплет гнотового електрода з вихідним діаметром 350 мм і складові довжини дуги гнотового електрода (L_d , L_z , L_b)

Тому довжина дуги гнотового електрода (L_d) складається з довжини її відкритої (L_b) і закритої (L_z) частин (рис. 3). При цьому L_d гнотового електрода в 1,3...1,5 рази завжди більше за L_d монолітного електрода при рівних параметрах електричного режиму, що обумовлено наявністю гнота та його складом. У цій роботі за вихідну умову бралася практична рівність довжини дуги монолітного (L_m) електрода та відкритої частини дуги гнотового електрода (L_b) в умовах серійного електричного режиму. Збільшення (або зменшення) довжини дуги L_b на експериментальних режимах здійснювалося шляхом відповідного коригування напруги дуги та струму у другій половині плавки (після другої завалки шихти). Порівняльні результати цих досліджень наведено на рис. 4. Видно, що робота на довгих дугах забезпечує зниження питомої витрати електроенергії на гнотових електродах у середньому на 3,2 %, а порівняно з монолітними електродами на 8,35 % (рис. 2). Треба зазначити, що через низьку стійкість набивної кислоти футеровки, що використовується для переплаву відходів FeSiMn, навіть при порівняно невеликому збільшенні довжини дуги (на 10...15 %), виявилось неможливим достатньою мірою розкрити вплив фактора довгої дуги гнотових електродів на економію електроенергії. Тут є певний резерв у частині економії електроенергії, який, на нашу думку, буде значним при плавленні сталевого брухту на печі з основним футеруванням. Ще одним фактором, що забезпечує економію активної електроенергії на гнотових електродах, стала стійка робота печі

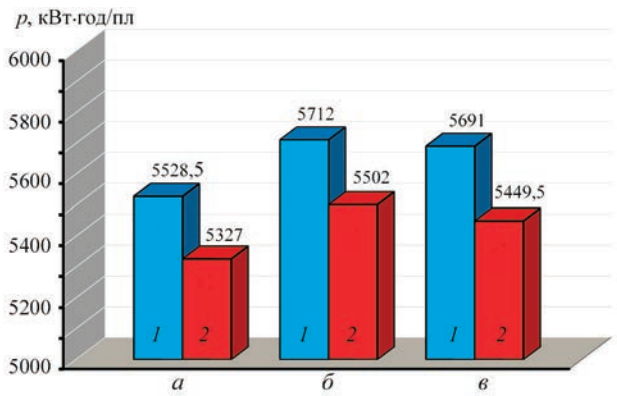


Рис. 4. Питома витрата активної електроенергії на плавках з гнотівими електродами на короткій (1) та довгій (2) дугах: а — серійна (1) та довга (2) дуги, гніт Г1; б — гніт Г2; в — гніт Г5

на знижених напругах пічного трансформатора (рис. 5). З цього рисунку видно, що плавки на електроді Г2 на довгій дузі та 9 ступені забезпечили економію електроенергії на 2...4 % порівняно з роботою на довгій дузі на 8 ступені (рис. 5, а, б) (серійний режим на монолітних електродах не стійкий на 9 ступені напруги). Така сама залежність спостерігалася на інших гнотових електродах і ніпелях (рис. 5, в). Важливо зазначити, що робота печі на довгих дугах забезпечила найвищу продуктивність, що визначається часом плавки, в середньому — 2,11 год як на 8-ій (531 В), так і на 9-ій (467 В) ступенях напруги без втрати температури металу перед зливом. На дослідних режимах, що передбачають короткі дуги, час плавки збільшився в середньому до 2,28 год, тобто на 7,5 %. Більш того, гнотові електроди забезпечили стійку роботу печі та економію електроенергії на 2,5 % і на 10-ій (394 В) ступені. Ці дані чітко свідчать про високу стабільність дуги гнотових електродів та експериментальних електричних режимів, що обумовлено ефективною роботою компонентів

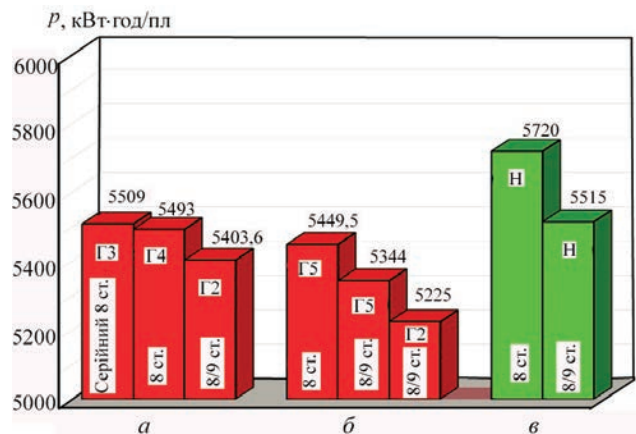


Рис. 5. Питома витрата активної електроенергії на 8 та 9 ступенях напруги: а — гнотові електроди Г2 (V серія), Г3 і Г4 (IV серія) (склад F2); б — гнотовий електрод Г5 (IV серія) (склад F3); в — ніпелі (серійний режим)

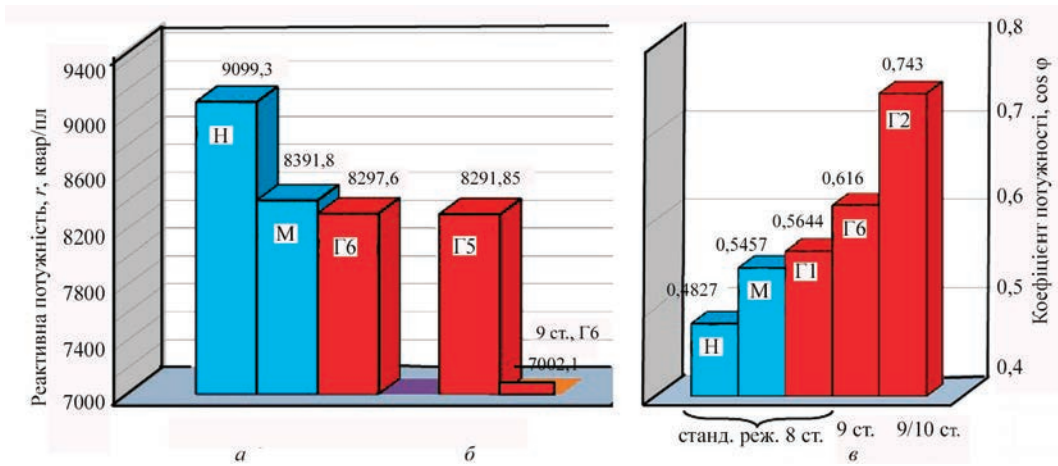


Рис. 6. Порівняльні показники зниження реактивної потужності і $\cos \varphi$: а — стандартний режим, ніпель № 5 (Н), монолітні електроди (М) (плавка 3485...3487 за Батовським) та гнотовий електрод Г6 (плавка 3732...3735); б — стандартний режим, Г5 та дослідний режим, № 8 на 9 ступені напруги, Г6; в — $\cos \varphi$ на стандартному режимі 8 ступеня, на дослідному режимі 9 ступеня, на дослідному режимі 9/10 ступеня

гнота. Таким чином, гнотові графітовані електроди при роботі на довгих дугах і низьких ступенях напруги джерела живлення можуть забезпечити до 8,35 % економії активної електроенергії та збільшення продуктивності печі на 7,5 %.

Гнотові електроди забезпечують також суттєве зниження реактивної потужності (рис. 6). Вже на плавці за стандартним режимом відбувається зниження реактивної потужності на гнотових електродах у порівнянні з ніпелями та монолітними електродами на 8,8 та 1,1 % відповідно (рис. 6, а). Ще більше знижується реактивна потужність при використанні гнотових електродів при зниженій напрузі трансформатора (9 ступінь) та довгою дугою в порівнянні з гнотовим електродом на стандартному режимі (рис. 6, б). А порівняно з ніпелями на стандартному режимі цей показник знижується на 23 %.

Гнотові електроди також зумовлюють зростання $\cos \varphi$ (рис. 6, в). З рисунка випливає, що $\cos \varphi$ зростає з 0,4827 (8 ступінь) при плавленні на ніпелях за стандартним режимом до 0,743 при плавці на гнотових електродах за дослідним режимом на 10 ступені трансформатора.

Отже, при роботі на гнотових електродах оптимальних складів, низьких напругах трансформатора та довгих дугах забезпечується економія активної електроенергії до 8,35 %, зниження реактивної потужності на 23 % і збільшення $\cos \varphi$ з 0,483 до 0,743.

Для забезпечення фактів економії активної електроенергії та зниження реактивної потужності розглянемо ВАХ дуг монолітних та гнотових електродів (рис. 7). Вказані ВАХ отримані на модельних електродах діаметром 50 мм для монолітного та п'яти експериментальних складів гнота.

На промислових ДСП ПТ-12 плавки ведуться на максимальному струмі (17,1...17,3 кА) з використанням монолітних та гнотових графітованих електродів з вихідним діаметром 350 мм. На установці (моделі) з електродами діаметром 50 мм зазначений струм відповідає струму 345...350 А. Як видно з рис. 7, при використанні гнотових електродів (залежно від їх складу) один і той самий струм (400 А) досягається при значно меншій напрузі (32 В), ніж у разі монолітного електрода (62 В). Таке зниження напруги забезпечується завдяки наявності в матеріалі гнота речовин з низькою роботою виходу електронів. Цим пояснюється стійка робота дуги гнотового електрода на низьких напругах трансформатора (9 і 10 ступені), тому що має місце струм, створюваний компонентами гнотів (струм емітерів).

На рис. 1 цей струм становить 400 А. Одним з найважливіших наслідків роботи компонентів гно-

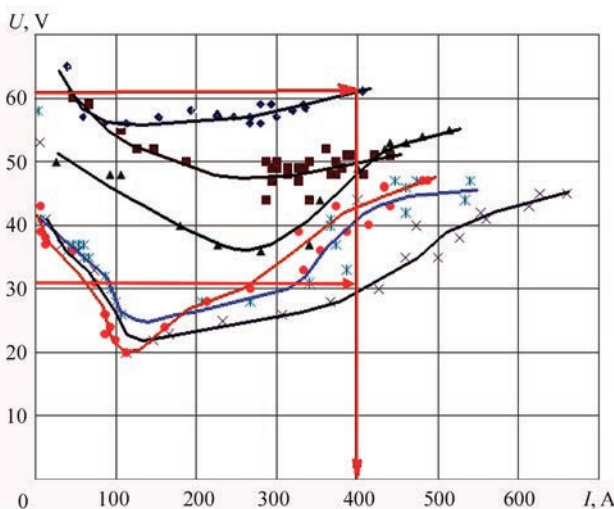


Рис. 7. ВАХ дуг, отримані на монолітному та гнотовому електродах, анод-мідь: ♦ — М; ■ — Г1; ▲ — Г2; × — Г3; * — Г4; ● — Г5

Таблиця 1. Електричні параметри дуг при довжині 15 мм*

Параметри	Моноліт		Гніт Г3		Гніт Г4		Гніт Г5	
		% від P_d		% від P_d		% від P_d		% від P_d
Загальна напруга на дузі (U_d), В	52	—	36	—	41	—	39	—
Катодна напруга (U_k), В	18	—	6	—	7,5	—	9	—
Напруга стовпа дуги (U_c), В	20	—	20	—	20,5	—	19	—
Анодна напруга (U_a), В	14	—	10	—	13	—	11	—
Струм дуги (I_d), А	300	—	420	—	320	—	313	—
Загальна потужність (P_d), Вт	15608	—	15128	—	13120	—	12226	—
Потужність катода (P_k), Вт	5403	35	2521	17	2400	19	2821	23
Потужність стовпа (P_c), Вт	6003	38	8404	56	6560	51	5956	49
Потужність анода (P_a), Вт	4202	27	4202	28	4160	30	3448	28

*Наведено середні дані за трьома вимірами.

та (емітерів) є суттєве зменшення падіння напруги на катодній плямі гнотових електродів (табл. 1).

Як впливає з даних табл. 1, має місце одна з важливих відмінностей у параметрах дуг — падіння напруги на катодній плямі гнота в 2...3 рази нижче, ніж у дуги монолітного електрода. Зазначена особливість дуги гнота присутня як при рівних довжинах дуг, так і при рівних напругах дуг. Це зумовлює істотне зниження теплових втрат в прикатодній області гнотового електрода. У сукупності зі стабільною прив'язкою дуги на гноті та стабільним електричним режимом плавки це обумовлює зазначену вище економію активної електроенергії.

Про реактивну потужність. На перший погляд виглядає досить дивним факт таких високих показників реактивної потужності (сумірних з активною потужністю) в електричному ланцюзі випрямленого струму. Разом з тим відомо, що в електричних ланцюгах, що містять накопичувачі енергії (дросель, конденсатор) та нелінійний елемент, можуть виникати автоколивання або так званий детермінований хаос [20]. Таким елементом ланцюга в ДСП ПС є електрична дуга, що має властивості нелінійного активного (нереактивного) накопичувача енергії. Дослідження осцилограм напруги та струму, які були записані на промислових ДСП ПТ-12 для монолітного та гнотового електродів на стандартних режимах, показали, що амплітуда пульсацій як струму, так і напруги (особливо напруги) значно більше у разі монолітного електрода, аж до переполяризації напруги. Було встановлено, що діапазон пульсацій напруги та струму у гнотових електродів на 15 і 31 % відповідно менше, ніж у монолітних.

Зменшення амплітуди пульсацій означає зменшення частки змінної складової у випрямленому

струмі, що обумовлює зниження реактивної потужності до 23 %.

Для пояснення впливу активуючих компонентів гнота на рівень пульсації електричних параметрів дуги слід знову повернутися до ВАХ дуг. Для наочності залежності $U = f(I)$, що наведені на рис. 7, перерахуємо в залежність опору дуги від струму $R = f(I)$. Експериментальні виміри були оброблені також за допомогою пакета комп'ютерної математики Scilab і отримані математичні залежності $R = f(I)$ для кожного розглянутого випадку. Результати математичної обробки експериментальних вимірів наведені на рис. 8. Діапазону номінальних струмів плавки у промисловій печі ДСП ПС-12 (14,9...17,8 А) у модельних умовах на

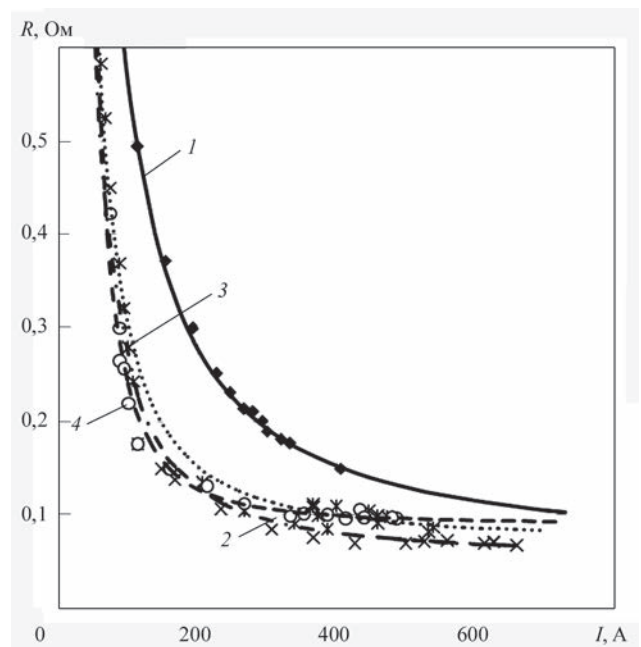


Рис. 8. Залежність опору дуги від струму ($R = f(I)$) для монолітного та гнотових електродів: 1 — М; 2 — Г3; 3 — Г4; 4 — Г5

Таблиця 2. Результати математичної обробки осцилограм дуг на модельних електродах діаметром 50 мм

Електрод	Рівняння залежності $R = f(I)$, Ом	Рівняння похідної dR/dI , Ом/А	Значення dR/dI при $I = 350$ А, Ом/А
Монолітний	$R(I) = 128,56 \cdot I^{-1.2} + 0,056$	$dR/dI = -154,274 \cdot I^{-2.2}$	$-3,903 \cdot 10^{-4}$
Г3	$R(I) = 208,52 \cdot I^{-1.5} + 0,055$	$dR/dI = -312,777 \cdot I^{-2.5}$	$-1,365 \cdot 10^{-4}$
Г4	$R(I) = 230,52 \cdot I^{-1.5} + 0,071$	$dR/dI = -345,783 \cdot I^{-2.5}$	$-1,509 \cdot 10^{-4}$
Г5	$R(I) = 1512,84 \cdot I^{-2} + 0,090$	$dR/dI = -3025,671 \cdot I^{-3}$	$-0,706 \cdot 10^{-4}$

електродах діаметром 50 мм відповідають струми 345...350 А. У табл. 2 наведено деякі результати математичної обробки осцилограм дуг на модельних електродах.

Показником нелінійності ВАХ для заданого значення струму є кут нахилу щодо кривої залежності опору дуги від струму $R = f(I)$. Значення тангенса цього кута дорівнює першій похідній dR/dI у цій точці. Лінійна залежність ВАХ характеризується сталістю опору, тобто горизонтальною лінією залежності опору від струму.

Значення похідної dR/dI для струму 345...350 А можна вважати показником нелінійності ВАХ. Чим більше dR/dI відмінно від нуля, тим більше ВАХ відрізняється від лінійної залежності і, як видно з наведених даних, у гнотів цей показник ближче до нуля, ніж у монолітного електрода. Іншими словами, чим ближче ВАХ дуги знаходиться до лінійної залежності в робочому діапазоні струмів, тим менше пульсації струму та напруги, що зумовлюють зниження реактивної потужності під час роботи на гнотових електродах. Тут же меншою мірою виражене явище автоколивань в електричному ланцюзі ДСП ПС.

Наведені вище розрахункові, експериментальні та практичні дані свідчать про явні енергетичні переваги гнотової дуги. Ці дані отримані при переплаві відходів 30 % FeSiMn, тобто порівняно простої, однорідної шихти. Це стало переконливою основою використовувати гнотові електроди для переплаву складнішої, багатofракційної, важкої шихти. Такою шихтою був каталізатор — продукт очищення нафти. Основу його становив Al_2O_3 . У каталізаторі міститься також велика кількість нікелю, молібдену, ванадію. Особливістю є високий вміст сірки (до 4...6 %) та високий залишковий вміст нафтопродуктів. Основна мета переплаву цього матеріалу полягала в тому, щоб максимально отримати молібден і нікель (зливки), а також отримати шлак з високим вмістом V_2O_5 (більше ніж 12 %) для виробництва 50 % FeV. Попередня підготовка каталізатора перед плавкою не проводилася, що зумовлювало вкрай нестабільний електричний та технологічний режими і, як наслідок, техніко-економічні показники плавки. На цьо-

му тлі перевірка ефективності роботи гнотових електродів представляла великий інтерес. Робота включала три етапи:

етап 1 — перепплав власне каталізатора з отриманням ванадійвмісткого шлаку і металевої фази (зливків), що містять Ni та Mo;

етап 2 — рафінування зливків та отримання продукту з максимально високим вмістом Ni та Mo;

етап 3 — отримання ферованадію.

Техніко-економічні показники (продуктивність, кг/год; вихід металевої фази (зменшення чаду), %; витрата електроенергії, кВт·год/т) перепплаву каталізатора по етапах із застосуванням монолітних (М) та гнотових (Г) електродів представлені на рис. 9. Стрілки вказують порівнювані показники.

Наведені дані свідчать насамперед про те, що гнотові електроди на всіх етапах перепплаву каталізатора та його продуктів мають суттєві переваги в порівнянні з монолітними електродами. Ці переваги мають великий діапазон значень (рис. 9, а–в), що пояснюється двома чинниками: перший — відсутність належної підготовки шихти (каталізатора) і, як наслідок, нестабільність електричних та технологічних режимів плавки; другий — показники, що порівнюються, багато в чому визначаються складом гнотів.

Дані, наведені на рис. 9, а–в, показують наступне: продуктивність печі при перепплаві каталізатора збільшується на 21,3...23,6 %; збільшення виходу металевої фази (зниження чаду Ni, Mo, Fe) становить 1...9 %; зниження питомої витрати електроенергії досягає 16,6...30,0 %. Стабільно вищі показники забезпечені на плавках із застосуванням гнотів складу Г11.

При перепплаві металевої фази (зливків) забезпечуються такі показники (рис. 9, г–е): продуктивність печі зростає до 96...108 %; вихід металевої фази збільшується на 1,9...10,3 % і економія електроенергії становить 1,3...2,8 % на гнотових електродах.

При виплавці ферованадію з використанням гнотів Г12 (рис. 9, ж–и) продуктивність печі також зростає на 4,2 %; забезпечується зниження чаду ванадію до 17 % при виплавці 50 % ферованадію, економія електроенергії становить при цьому 7,1 %.

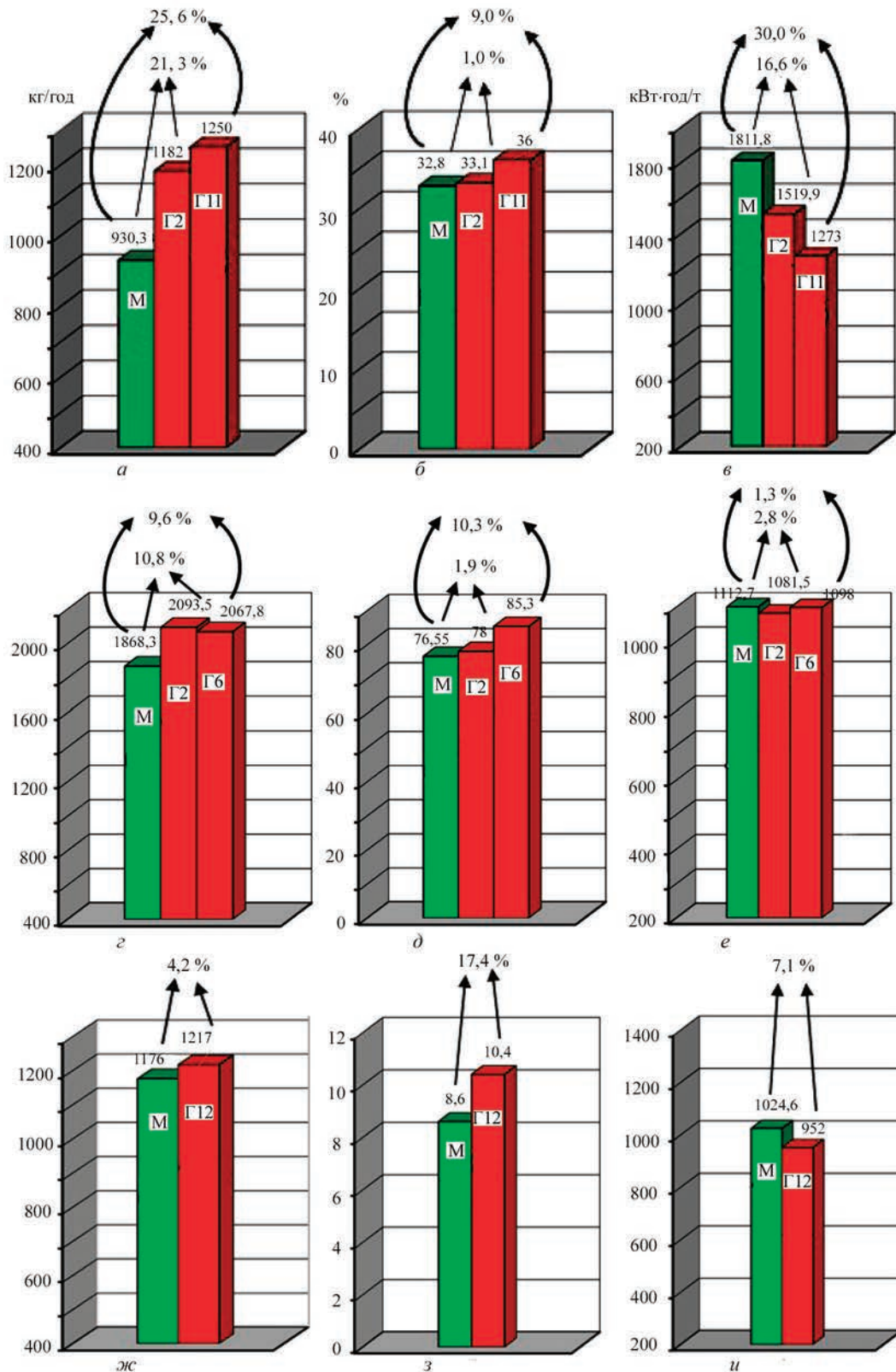


Рис. 9. Продуктивність печі (а, г, ж), вихід металевої фази (зниження чадy Fe, Ni, Mo) (б, д, з) та витрата електроенергії (в, е, и) при переплаві: каталізатора із застосуванням монолітних (М) та гнотових (Г2 та Г11) електродів (етап 1); металевої фази (зливків) із застосуванням монолітних (М) та гнотових (Г2 та Г6) електродів (етап 2); виплавці ферованадію при використанні монолітних (М) та гнотових (Г12) електродів (етап 3)

У процесі дослідних плавок на печі ДСП ПС-12 було встановлено, що істотною перевагою гнотових електродів є і те, що при їх застосуванні у 2,0...2,5 рази знижується розкид часу плавок, отже

забезпечується висока стабільність електричного і теплового режимів роботи печі та повніший перебіг фізико-хімічних процесів.

Важливою відмінністю гнотових електродів є те, що робочий торець такого електрода під час плавки завжди має форму увігнутої напівсфери, незалежно від складу гноту та параметрів електричного режиму. Ця напівсфера впливає на два важливі технологічні фактори. По-перше, вона може концентрувати у собі до 50 % потужності дуги. Це в поєднанні з високою стабільністю довгих дуг на гнотових електродах забезпечує ефективне розплавлення великогабаритної шихти, менше число обривів дуг при проплавленні «колодязів» та ін. Тому, припускаємо, що має знизитися на 20...30 % витрата вогнетривів, зменшиться кількість ремонтів печі і зрости її загальна продуктивність.

Підтверджено також, що гнотова дуга обумовлює зниження рівня шуму при роботі ДСП ПС-12 на 10...12 %.

Наведені у статті дані послужили підставою для робіт з використання гнотових електродів на сталеплавильних дугових печах змінного струму.

Висновки

1. Зазначено, що понад 30 % світового виробництва сталі виплавляється в дугових печах постійного (ДСП ПС) та змінного струму (ДСП).

2. Ефективним засобом покращення техніко-економічних показників ДСП ПС є застосування гнотових графітованих електродів, розроблених в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. Гнотові електроди мають у своєму складі компоненти з низькою роботою виходу електронів, що створює сприятливі термодинамічні умови для іонізації газів стовпа дуги в прикатодній області.

3. Встановлено, що дуга гнотового електрода завжди стійко тримається на гноті та не мігрує по торцю електрода, характеризується високою стабільністю при великій довжині та на низьких напругах джерела живлення.

4. Встановлено, що за рівних напруг струм дуги гнотового електрода в 1,8 рази більше струму монолітного електрода.

5. Встановлено, що падіння напруги в прикатодній області гнотового електрода у 2...3 рази менше, ніж у монолітного, що істотно знижує втрати енергії (тепла) в цій частині дуги.

6. Показано, що амплітуда коливань напруги та струму дуги гнотового електрода нижче в середньому на 15 та 31 % відповідно, порівняно з дугою монолітного електрода.

7. Відповідно до особливостей і параметрів дуги гнотових електродів при переplаві відходів

FeSiMn на промисловій ДСП ПС забезпечуються: стабільний електричний режим; економія активної електроенергії до 8,35 % під час роботи на подовжених дугах; зниження реактивної потужності до 23 %; підвищення $\cos \phi$ з 0,48 до 0,74; збільшення продуктивності печі на 7,5 %; скорочення розкиду часу плавки у 2,0...2,5 рази.

8. При переplаві каталізатора та його похідних (зливки, ванадійвмісткий шлак, виплавка ферованадію) гнотові електроди залежно від їх складу забезпечують: збільшення продуктивності печі до 25,6 %; зниження чаду Ni та Mo при переplаві та рафінуванні зливок на 10,3 %; зниження чаду ванадію на 17,4 % при виплавці ферованадію; зниження витрати електроенергії на 30 %.

9. Отримані результати дали підставу для проведення робіт із застосування гнотових електродів на дугових печах змінного струму.

Список літератури

1. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. (2008) *Производство стали*. Т. 1. Москва, Теплотехник.
2. (2013) «*Steeltime*». Информац. портал о черной и цветной металлургии.
3. Белковский А.Г., Кац Я.Л., Криснянский М.В. (2012) Современное состояние и тенденции развития технологии производства стали в ДСП и их конструкций. *Сталеплавильное производство*, **8**, 15–18.
4. Грищенко С.Г., Грановский В.К. (2015) Металлургия мира и Украины в 2015 г.: Проблемы и перспективы. *Международная научно-техн. конференция. Нац. металлург. академия Украины, Днепропетровск, Украина, 9–11 декабря, 2015*, сс. 23–26.
5. Shatokha V. (2015) Review of core support capabilities of the equipment SoS analysis and evaluation. *Proc. of 2nd Inter. Conf. on Advanced in Metallurgical Processes and Material (Kyiv, Ukraine, June 3–5 2015)*.
6. Миляев А.Ф., Кадников С.В. (2002) Выбор типа и емкости агрегатов для выплавки чугуна и стали в литейных цехах. *Электрометаллургия*, **11**, 21–24.
7. Дюдкин Д.А., Бать С.Ю., Гринберг С.Е., Маринцев С.Н. (2003) *Производство стали на агрегате ковша-печь*. Донецк, ООО «Юго-Восток».
8. Ramires M., Alexis I., Trarage G. et al. (2002) Перемешивание расплава в дуговой печи постоянного тока. *Новости черной металлургии за рубежом*, **3**, 54–57.
9. Савицки А. (2000) О выборе рациональной конструкции ДСП постоянного тока. *Электрометаллургия*, **8**, 13–19.
10. (2015) *Классификация современных дуговых электропечей. Дуговые печи переменного и постоянного тока*. Украинская Ассоциация сталеплавильщиков. Информац. портал.
11. Еланский Д.Г. (2001) Тенденции развития электросталеплавильного производства. *Электрометаллургия*, **5**, 3–18.
12. Платонов Б.П., Котельников О.И. (1996) Исследование пылегазовых выбросов дуговых печей постоянного и переменного тока. *Литейное производство*, **1**, 24–27.
13. Володин А.М., Богдановский А.С., Малиновский В.С. (2004) Результаты работы печи постоянного тока ДСП ПТУ-20 на АООТ «Тяжпрессмаш». *Там же*, **4**, 31–35.

14. Макаров А.Н., Шимко М.Б., Острик В.В. (2004) Анализ основных технико-экономических показателей работы дуговых печей постоянного и переменного тока. *Электротехнология*, **3**, 5–9.
15. Boom Rob (2015) Breakthrough development in ironmaking and steelmaking: collaboration or competition. *Proc. of 2nd Inter. Conf. on Advanced in Metallurgical Processes and Materials (Kyiv, Ukraine, June 3–5 2015)*.
16. Тищенко П.И., Тимошенко С.Н., Онищенко С.П. (2015) Подовые электроды ДСП ПТ. *Обзор основных технических решений*. ДонНТУ, ЧП «Фирма «РОУД», Украинская Ассоциация сталеплавильщиков. Информац. портал о черной и цветной металлургии, Донецк, Украина.
17. Патон Б.Е., Лакомский В.И., Галинич В.И. и др. (2011) Фитильные электроды электродуговых печей. *Черные металлы*, **5**, 13–15.
18. Богаченко А.Г., Мищенко Д.Д., Брагинец В.И. и др. (2016) Экономия электроэнергии на дуговых сталеплавильных печах постоянного тока с графитированными фитильными электродами. *Современная электротехнология*, **1**, 58–64.
19. Казачков Е.А., Чепурной А.Д. (2005) Пути повышения производительности дуговых сталеплавильных печей. *Вісник приазовського державного технічного університету*, **15**, 1–5.
20. Сидорец В.Н., Пентегов И.В. (2013) *Детерминированный хаос в нелинейных цепях с электрической дугой*. Киев, Международная ассоциация «Сварка».
6. Milyaev, A.F., Kadnikov, S.V. (2002) Choice of type and capacity of cast iron and steel in foundry. *Elektrometallurgiya*, **11**, 21–24 [in Russian].
7. Dyudkin, D.A., Bat, S.Yu., Gri8nberg, S.E., Marintsev, S.N. (2003) *Steel production at ladle-furnace unit*. Donetsk, OOO Yugovostok [in Russian].
8. Ramires, M., Alexis, I., Trapage, G. et al. (2002) Stirring of melt in direct current arc furnace. *Novosti Chyornoj Metallurgii za Rubezhom*, **3**, 54–57 [in Russian].
9. Savitsky, A. (2000) On choice of rational design of direct current DSP. *Elektrometallurgiya*, **8**, 13–19 [in Russian].
10. (2015) *Classification of modern arc electric furnaces. Direct and alternating current arc furnaces*. Ukrainian Association of steelmakers. Inform. Portal [in Russian].
11. Elansky, D.G. (2001) Tendencies of development of electric steelmaking. *Elektrometallurgiya*, **5**, 3–18 [in Russian].
12. Platonov, B.P., Kotelnikov, O.I. (1996) Examination of dust-gas emissions of direct and alternating current arc furnaces. *Litejnoe Proizvodstvo*, **1**, 24–27 [in Russian].
13. Volodin, A.M., Bogdanovsky, A.S., Malinovsky, V.S. (2004) Results of operation of DC furnace DS PTU-20 at OJSC “Tyazhpresmash”. *Ibid.*, **4**, 31–35 [in Russian].
14. Makarov, A.N., Shimko, M.B., Ostriker, V.V. (2004) Analysis of the main technical and economic indices of DC and AC arc furnace operation. *Elektrometallurgiya*, **3**, 5–9 [in Russian].
15. Boom Rob (2015) Breakthrough development in ironmaking and steelmaking: Collaboration or competition. *Proc. of 2nd Inter. Conf. on Advanced in Metallurgical Processes and Materials (Kyiv, Ukraine, June 3–5 2015)*.
16. Tishchenko, P.I., Timoshenko, S.N., Onishchenko, S.P. (2015) *Hearth electrodes DSP PT. Review of the main technical solutions*. DonNTU, PE ROUD Society. Ukrainian Association of steelmakers. Inform. Portal on Ferrous and Nonferrous Metallurgy. Donetsk, Ukraine [in Russian].
17. Paton, B.E., Lakomsky, V.I., Galinich, V.I. et al. (2011) Cored electrodes of electric arc furnaces. *Chiornye Metally*, **5**, 13–15 [in Russian].
18. Bogachenko, A.G., Mishchenko, D.D., Braginets, V.I. et al. (2016) Saving of electric power at the arc steel melting furnaces of direct current with graphitized cored electrodes. *Sovrem. Elektrometall.*, **1**, 58–64.
19. Kazachkov, E.A., Chepurnoj, A.D. (2005) Ways to increase the productivity of arc steel furnaces. *Visnyk Pryazov. DTU*, **15**, 1–5 [in Russian].
20. Sidorets, V.N., Pentegov, I.V. (2013) *Deterministic chaos in non-linear circuits with an electric arc*. Kyiv, IAW [in Russian].

References

1. Dyudkin, D.A., Kisilenko, V.V. (2008) *Steelmaking*. Vol. 1. Moscow, Teplotekhnik [in Russian].
2. (2013) «*Steltime*». Data portal on ferrous and non-ferrous metallurgy.
3. Belkovsky, A.G., Kats, Ya.L., Krisnyansky, M.V. (2012) State-of-the-art and tendencies of development of steel production technology in DSP and their structures. *Stalaplavilnoe Proizvodstvo*, **8**, 15–18 [in Russian].
4. Grishchenko, S.G., Granovsky, V.K. (2015) Metallurgy of the world and Ukraine in 2015: Problems and Prospects. *Int. Sci.-Tech. Conf. of National Metallurgical Academy of Ukraine (Ukraine, Dnipro, 9–11 December, 2015)*, 23–26 [in Russian].
5. Shatokha V. (2015) Review of core support capabilities of the equipment SoS analysis and evaluation. *Proc. of 2nd Inter. Conf. on Advanced in Metallurgical Processes and Material (Kyiv, Ukraine, June 3–5 2015)*.

APPLICATION OF GRAPHITIZED WICK ELECTRODES IN DC ARC STEEL FURNACES

O.G. Bogachenko¹, D.D. Mishchenko¹, I.O. Honcharov¹, V.I. Braginets¹, I.O. Neilo¹, Yu.A. Plevako²

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

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

²PJSC «Ferrotrading», 7 Teplychna str., 69009, Zaporizhzhya.

It is shown that wick graphitized electrodes are an effective means of improvement of technical and economic parameters of DC arc steel furnaces. These electrodes were developed at the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. Investigations in industrial furnaces of DSP PT-12 type showed that the wick electrode arc always stays in the electrode center, thus providing a stable electric mode of melting with long arcs and low voltages of the power source. It was established that voltage in the cathode area, as well as the ripple ranges of the current and voltage of the wick arc are essentially lower than for the regular (monolithic) graphitized electrode. In DC arc steel furnaces wick electrodes provide saving of active power, lowering of reactive power, increase of $\cos \varphi$ and efficiency, lowering of alloying element burnout and furnace noise level. Ref. 20, Tabl. 2, Fig. 9.

Key words: wick graphitized electrodes; AC and DC arc steel furnaces; electric power; volt-ampere characteristic; current and voltage ripple; furnace performance

Надійшла до редакції 20.02.2023

ДОСЯГНЕННЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ДЛЯ ВІДБУДОВИ УКРАЇНСЬКОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ, НАУКИ ТА ІНЖИНІРИНГУ

7–8 грудня 2022 р. Міжнародний інститут сучасних технологій (МІСТ) у співробітництві з Київським академічним університетом, проектом Academ.City та Міжнародним інститутом бізнесу в готелі «Національний» (м. Київ) провели україно-американську онлайн-конференцію «Досягнення адитивних технологій для відбудови української промисловості, науки та інжинірингу». Конференція була проведена за сприянням та участю спеціалістів Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. У конференції прийняли участь кращі світові розробники технологій, виробники обладнання, програмного забезпечення та матеріалів, а також провідні українські фахівці даної галузі, які обговорили сучасні тренди у адитивних технологіях, останні досягнення в обладнанні та матеріалах, питання інженерної освіти для сучасних технологій 3D друку, найновіші досягнення адитивних технологій у медицині. До участі в роботі конференції були запрошені українські промисловці, а також компанії, що вже працюють з технологіями 3D друку, викладачі та студенти інженерних спеціальностей, інженери та зацікавлені у побудові кар'єри у галузі дизайну для сучасного виробництва.

Під час конференції проведено чотири секції: сучасні тренди в адитивних технологіях; останні досягнення у адитивних технологіях/3D прінтингу; інженерна освіта для адитивних технологій; новітні адитивні технології у медицині.

До пленарних виступів було залучено лідерів галузі, розробників обладнання та програмного забезпечення,

представників провідних навчальних закладів і наукових установ. З доповідями виступили Юджин Геллер (PALITRA, США), Марк Абшир (Additive Manufacturing Users Group AMUG, США), Алекс Меджіріцкі (Formlabs Ohio, США), Калум Стюарт (SPEE3D, США), Омер Тюран (Stratasys, США), Дмитро Ковальчук (Червона Хвиля, Україна), Метью Крессі (MIT, США), Сергій Веретюк (Ноосфера, Україна), Керім Генк (Synopsys Simpleware division, США), Максим Русиник (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України), Юрій Богомол (Київський політехнічний інститут ім. І. Сікорського, Україна) та інші.

Під час проведення конференції учасники обговорили сучасні тенденції в застосуванні 3D друку, нові розробки апаратного та програмного забезпечення, матеріалів, а також актуальні питання наукових досліджень, інноваційної діяльності та інженерної освіти. Основним напрямком панельних дискусій були перспективи співпраці українських і американських компаній та спеціалістів в ключових аспектах розвитку адитивного виробництва в Україні.

За матеріалами сайту
<https://iimt.com.ua/3d-conference-2022>

Заснований у 2022 р. та розташований у м. Києві Міжнародний інститут сучасних технологій (МІСТ) є освітнім, дослідницьким та інженерним центром найсучасніших інженерних та виробничих технологій для України. МІСТ має на меті допомогти українським інженерам використати найсучасніше програмне забезпечення і обладнання для виробництва, щоб відновити та розвинути українську промисловість. МІСТ — прямий шлях для українських інженерів на світовий ринок передових технологій. Програми МІСТ особливо зосереджені, але не обмежуються, технологіями адитивного виробництва. МІСТ об'єднує виробників обладнання, розробників програмного забезпечення, науковців, інженерів, бізнесменів, які зацікавлені в розвитку інженерного та виробничого потенціалу України.

Історія Київського академічного університету (КАУ) починається з Київського відділення Московського фізико-технічного інституту (КВ МФТІ), яке було створене за ініціативи Бориса Євгеновича Патона з метою забезпечити можливість українським студентам, що навчались в МФТІ, повертатись і працювати в Україні. У 1997 р. КВ МФТІ реорганізовано у Фізико-технічний навчально-науковий центр (ФТННЦ) НАН України, а у 2016 р. утворено державну наукову установу «Київський академічний університет» шляхом реорганізації ФТННЦ НАН України.



Пам'яті Л.І. Маркашової



13 березня 2023 р. пішла з життя Людмила Іванівна Маркашова — доктор технічних наук, професор, провідний науковий співробітник відділу фізико-хімічних досліджень матеріалів ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

Л.І. Маркашова народилася 2 квітня 1937 р. у м. Артемівськ Донецької області.

У 1961 р. закінчила Донецький політехнічний інститут, отримала диплом інженера-металурга за фахом металофізик (спеціалізація «Електронна мікроскопія, структурно-фазовий аналіз металів, сплавів та їх з'єднань»). З 1965 по 2023 р. працювала в ІЕЗ в лабораторії електронної мікроскопії. В 1973 р. захистила кандидатську дисертацію за спеціальністю «Металознавство і термічна обробка металів», а в 1992 р. — докторську за спеціальностями «Зварювання та споріднені процеси і технологія» та «Металознавство і термічна обробка металів».

Маркашова Л.І. приймала активну участь у науково-педагогічній роботі. Була керівником студентів при проходженні ними наукової практики від навчальних закладів та науковим керівником їх дипломних робіт. Участь Маркашової Л.І. у науково-педагогічній роботі підтверджується нагородженням відзнакою Національної академії наук України за підготовку наукової зміни.

Маркашова Л.І. була членом Спеціалізованої вченої ради Д 26.182.02 при ІЕЗ по захисту кандидатських та докторських дисертацій. Активно працювала як опонент та рецензент дисертацій на здобуття наукових звань кандидата та доктора технічних наук зі зварювання, металознавства, матеріалознавства та металофізики.

Л.І. Маркашова автор більше 300 наукових робіт у вітчизняних та закордонних виданнях. Регулярно приймала участь з доповідями у наукових конференціях національного та міжнародного рівня.

Л.І. Маркашова — відомий фахівець та перша в ІЕЗ докторка наук в галузі зварювального матеріалознавства, що вирішувала складні наукові і технічні завдання. Під її керівництвом були захищені чотири кандидата технічних наук.

Основний напрямок наукової діяльності Людмили Іванівни пов'язаний з комплексними дослідженнями (на всіх структурних рівнях) металів, сплавів, зварних з'єднань: розробка ме-

тодик прецизійного структурного аналізу; дослідження комплексу фізико-хімічних процесів, що супроводжують зварювання, процесів пластичної деформації, руйнування, фазоутворення, структурно-фазових перетворень, масопереносу в контактних поверхнях різномірних металів, металів з неметалами, композиційних матеріалів, дослідження взаємозв'язку структури з властивостями міцності, пластичності та тріщиностійкості; вивчення впливу структурних факторів на процеси зміцнення; формування концентраторів внутрішніх напружень, а також механізмів їх релаксації в процесі зварювання та експлуатаційних умовах.

Людмила Іванівна займалась: вивченням кінетики формування зварних з'єднань, виконаних зварюванням без розплавлення; дослідженнями, що пов'язані з проблемами та вивченням взаємозв'язку структури з властивостями зварних з'єднань низько-, середньо- та високолегованих сталей, а також кольорових металів та сплавів, виконаних зварюванням плавленням; дослідженнями зварювості металів та сплавів при розробці технологій зварювання та ремонті металоконструкцій гірничорудного обладнання, будівельної та автодорожньої техніки, спеціальної техніки бронекорпусного виробництва; розробкою технологій відновлення наплавленням зношених поверхонь коліс вантажного та пасажирського залізничного транспорту; оптимізацією технологічних процесів зварювання, а саме — труб газотранспортної системи; кольорових металів конструкцій спеціального призначення (титанові сплави) та аерокосмічної техніки (високолеговані сплави на алюмінієвій основі); високоміцних, жароміцних сталей та кольорових металів; різномірних металів при зварюванні тиском (дифузійне зварювання, зварювання прокаткою, тертям, ударне зварювання у вакуумі, магнітно-імпульсне, зварювання вибухом); зварюванням плавленням (дугове зварювання, лазерне та гібридне лазерно-дугове зварювання); інженерією поверхонь (нанесення покриттів, імпульсно-плазмове зміцнення, лазерне, лазерно-мікроплазмове легування поверхонь та ремонтні роботи по відновленню залізничних коліс після тривалої експлуатації).

Л.І. Маркашова була вченим світового рівня, мала талант вченого та керівника. Її душевна теплота і доброзичливість здобули авторитет та повагу співробітників. З глибоким сумом переживають цю втрату друзі, колеги, учні. Пам'ять про Людмилу Іванівну збережеться назавжди в їх серцях.

*Колектив Інституту електрозварювання
ім. Є.О. Патона, редколегія
та редакція журналу «Сучасна електрометалургія»*

ПЕРЕДПЛАТА 2023

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 12 випусків на рік. ISSN 0005-111X. Передплатний індекс 70031.	280	840	1680	3360
«Сучасна електрометалургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	–	280	560	1120
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	–	280	560	1120
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	560	1680	3360	6720

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою банделроллю.

** Журнал «The Paton Welding Journal» містить статті, отримані від авторів з усього світу і вибірково переклади на англійську мову статей з журналів «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль».

Передплату на журнали можна оформити по каталогах передплатних агентцій «УКРПОШТА», «Преса», «Прес Центр» та у видавництві. Передплата через видавництво з любого місяця на любой термін, в т.ч. на попередні періоди та окремі статті, починаючи з першого року видання.

Передплата на електронну версію журналів.

Вартість передплати на електронну версію журналів дорівнює вартості передплати на друковану версію. Випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі pdf або для IP-адреси комп'ютера передплатника надається доступ до відповідних архівів журналу.

Передплата через сайт видавництва:

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/tdnk/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/subscription>

На сайті видавництва у 2023 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2021 рр.



Журнал «**Автоматичне зварювання**» є міжнародним науково-технічним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень за напрямками: матеріалознавство та металургія зварювання, наплавлення та інших споріднених технологій; технології та матеріали для зварювання конструкційних матеріалів; виробництво зварних метало конструкцій для різних галузей промисловості; відновлювальний ремонт для подовження ресурсу зварних конструкцій і вузлів; проблеми міцності, конструювання та оптимізації зварних конструкцій; технології 3D друку, які базуються на зварювальних процесах; гібридні технології зварювання. В журналі публікується також інформація про нові зварювальні матеріали, джерела живлення та технології; звіти про виставки, конференції та семінари, анонси нових книг та винаходів, новини від відомих компаній та інше.



Журнал «**Сучасна електрометалургія**» є міжнародним науково-теоретичним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень у сферах: металургія чорних і кольорових металів та сплавів; спеціальна електрометалургія (електрошлакова, електронно-променева, плазмова- та вакуумно-дугова технології); нові матеріали; енерго- і ресурсозбереження; матеріалознавство, 3D технології у спеціальній електрометалургії. Публікується також допоміжна інформація з тематики журналу.

Публікується також допоміжна інформація з тематики журналу.



Журнал «**Технічна діагностика та неруйнівний контроль**» є міжнародним науково-технічним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень з діагностики матеріалів і конструкцій та методи неруйнівного контролю для оцінки стану матеріалів і конструкцій; теорія, методи і засоби технічної діагностики. Розміщуються матеріали з моніторингу конструкцій та подовження ресурсу та працездатності засобами НК. Публікується супутня інформація з тематики журналу, а також інформація про події та новини в Українському товаристві НК та ТД.

РЕКЛАМА В ЖУРНАЛАХ

Реклама публікується на обкладинках і внутрішніх вклейках журналів.

Перша сторінка обкладинки – 200x200 мм.

Друга, третя і четверта сторінки обкладинки – 200x290 мм.

Перша, друга, третя, четверта сторінки внутрішньої обкладинки – 200x290 мм.

Вклейка А4 – 200x290 мм. Розворот А3 – 400x290 мм. А5 – 185x130 мм.

Розміри журналів після обрізу 200x290 мм.

Всі файли в форматі IBM PC, кольорова модель СМΥΚ, роздільна здатність 300 dpi.

ВАРТІСТЬ РЕКЛАМИ

Ціна договірна. Передбачена система знижок. Вартість публікації статті на правах реклами становить половину вартості рекламної площі. Публікується тільки профільна реклама з тематики журналів. Відносно вартості, знижок та термінів публікації прохання звертатися у видавництво.

ВИДАВНИЦТВО

Міжнародна Асоціація «Зварювання»
 03150, Київ, вул. Казимира Малевича, 11
 Тел./факс: 38044 205-23-90
 E-mail: journal@paton.kiev.ua
<https://patonpublishinghouse.com>