

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. Стівченко,

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. Івасішин, 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 2024

Передплатний індекс 70693

4 випуски на рік (видається щоквартально)

Друкована версія: 1200 грн. за річний комплект

з урахуванням доставки

рекомендованою бандероллю.

Електронна версія: 1200 грн. за річний комплект.

ЗМІСТ*

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

*Ахонін С.В., Березос В.О., Северин А.Ю., Корнійчук В.Д.,
Іщук Ю.Т., Єрохін О.Г.* Багатоцільова електронно-променева
установка УЕ-5810 3

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

*Біктагіров Ф.К., Шаповалов В.О., Гнатушенко О.В.,
Ігнатюк А.П., Барабаш В.В., Грищенко Т.І.* Отримання
сталемідного подового електрода для дугових печей
постійного струму 9

ПЛАЗМОВО-ДУГОВА ТЕХНОЛОГІЯ

Шаповалов В.О., Могилащенко В.Г., Карпець М.В., Козін Р.В.
Термічне розкладання гематитових котунів при нагріванні
арговою плазмою 13

*Коржик В.М., Строгонов Д.В., Бурлаченко О.М., Ганущак О.В.,
Войтенко О.М.* Установка нового покоління для плазмово-
дугового нанесення покриттів і розпилення струмопровідних
дротових матеріалів 19

ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ СТАЛІ ТА ФЕРОСПЛАВІВ

*Римар С.В., Богаченко О.Г., Гончаров І.О., Нейло І.О.,
Кузьменко Г.В., Губатюк Р.С.* Математичне моделювання
електричних і теплових процесів в графітованих гнотових
електродах для дугових сталеплавильних печей постійного
струму 28

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

*Маркашова Л.І., Григоренко С.Г., Берднікова О.М., Ахонін С.В.,
Кушнарєва О.С., Алексеєнко Т.О., Половецький Є.В.* Вплив
структурно-фазового складу титанових сплавів, легованих
ніобієм і кремнієм, на механічні характеристики їх зварних
з'єднань 40

*Зяхор І.В., Наконьчний А.О., Wang Qichen, Linyu Fu,
Кольцов В.В.* Технології виготовлення біметалічних композитів
Cu–Al (Огляд) 48

ІНФОРМАЦІЯ

Історія журналу «Сучасна електрометалургія» 56

Державний політехнічний музей імені Бориса Патона 58

*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. Ovchynukov, 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 2024

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

Akhonin S.V., Berezos V.O., Severin A.Iu., Kornijchuk V.D., Ishchuk Iu.T., Erokhin O.G. Multipurpose electron beam unit UE-5810 3

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Biktagirov F.K., Shapovalov V.O., Hnatushenko O.V., Ignatov A.P., Barabash V.V., Hrishchenko T.I. Producing steel-copper hearth-level electrode for dc arc furnaces 9

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Shapovalov V.O., Mogylatenko V.G., Karpets M.V., Kozin R.V. Thermal decomposition of hematite pellets at heating by argon plasma 13

Korzhyk V.M., Strogonov D.V., Burlachenko O.M., Ganushchak O.V., Voitenko O.M. New generation unit for plasma-arc deposition of coatings and spraying of current-conducting wire materials 19

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

Rymar S.V., Bogachenko O.G., Honcharov I.O., Neilo I.O., Kuzmenko H.V., Hubatyuk R.S. Mathematical modeling of electric and thermal processes in graphitized wick electrodes for DC arc steelmaking furnaces 28

MATERIALS SCIENCE

Markashova L.I., Hryhorenko S.G., Berdnikova O.M., Akhonin S.V., Kushnaryova O.S., Alekseenko T.O., Polovetskiy E.V. Influence of structure-phase composition of titanium alloys doped by niobium and silicon, on mechanical characteristics of their welded joints 40

Ziakhor I.V., Nakonechnyi A.O., Wang Qichen, Linyu Fu, Koltsov V.V. Manufacturing technologies of Cu–Al bimetallic composites (Review) 48

INFORMATION

History of “Electrometallurgy Today” journal 56

Boris Paton state polytechnic museum 58

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

БАГАТОЦІЛЬОВА ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА УСТАНОВКА УЕ-5810

С.В. Ахонін¹, В.О. Березос¹, А.Ю. Северин¹, В.Д. Корнійчук², Ю.Т. Іщук², О.Г. Єрохін²

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

²ДП «НВЦ «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України».

03028, м. Київ, вул. Ракетна, 26. E-mail: titan.paton@gmail.com

Для реалізації технологій електронно-променевої плавки в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України створено багатофункціональну електронно-променеву установку мегаватного класу УЕ-5810, розраховану на виплавку зливків титану та його сплавів вагою до 20 т. Наведено опис багатоцільової універсальної електронно-променевої установки УЕ-5810 і її технічні характеристики. Викладено функціональні особливості вузлів установки, технологічного оснащення, електронних гармат. Електронно-променева установка УЕ-5810 є надійним високопродуктивним агрегатом промислового типу для плавки високореакційних металів і сплавів, а також обробки оплавленням поверхні отриманих зливків. Бібліогр. 12, рис. 8.

Ключові слова: електронно-променева установка, електронно-променева гармата, технологічна оснастка, плавка, оплавлення, зливки

Вступ. Високі вимоги до якості металевих виробів, а також значні досягнення в підвищенні надійності роботи електронно-променевого обладнання та його автоматизації обумовлюють все більш широке застосування технології електронно-променевої плавки (ЕПП) при металургійній переробці титану [1–3]. Прогнозована загальна річна виробнича потужність виготовлення зливків титану і його сплавів саме способом ЕПП найближчим часом може сягнути позначки більше 50 тис. т на рік [4]. Насамперед така тенденція обумовлена тим, що заснована на використанні електронного променя, як незалежного потужного джерела нагріву, технологія ЕПП отримала в останні роки надійну технічну реалізацію у вигляді сучасних високопродуктивних і ефективних електронно-променевих установок конструкції фірм «TIMET» (США), «TyssenKrupp» (Німеччина), «TOHO Titanium» (Японія), «Panzhuhua Steel Titanium Industry Company» (Китай), ДП «НВЦ «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України», які

забезпечують отримання високоякісних зливків титану і зниження собівартості металургійної переробки титану [5, 6].

Тому, основною тенденцією у розвитку обладнання для реалізації технологій ЕПП є створення великих багатофункціональних електронно-променевих установок мегаватного класу, розрахованих на виплавку зливків вагою понад 10 т.

В Україні накопичено багатий досвід по створенню таких установок [5–8]. Електронно-променеві установки останнього покоління дозволяють за рахунок досить простої операції заміни технологічної оснастки здійснювати практично всі технологічні схеми ЕПП. В ІЕЗ ім. Є.О. Патона в 2004 р. була спроектована, побудована і запущена в експлуатацію універсальна багатоцільова промислова електронно-променева установка УЕ-5810 з продуктивністю 1,5 тис. т на рік, яка не має аналогів в світі (рис. 1).

Конструкція УЕ-5810 відрізняється від раніше розроблених і експлуатованих в промисло-



Рис. 1. Зовнішній вигляд електронно-променевої установки УЕ-5810

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>

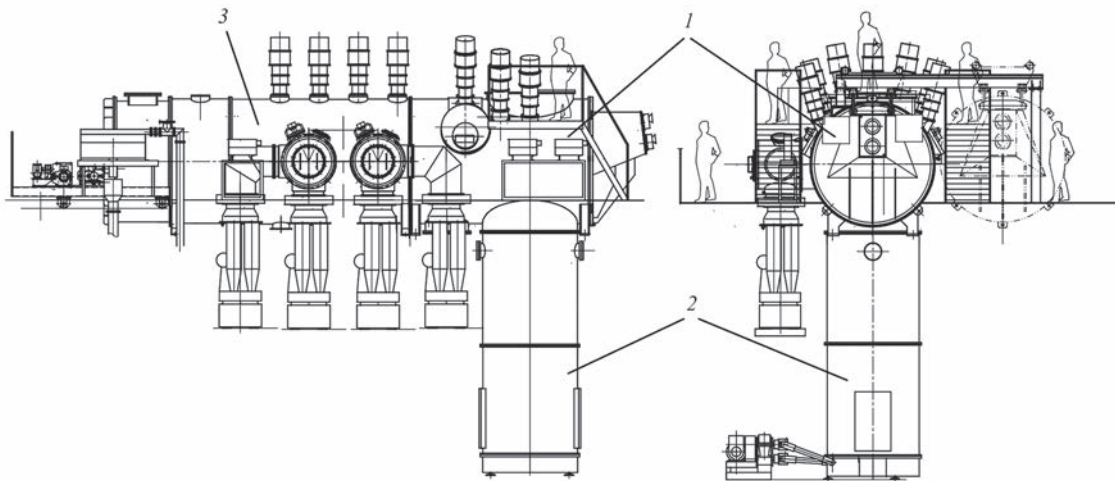


Рис. 2. Конструкція електронно-променевої установки UE-5810: 1 — камера плавки; 2 — камера витягування; 3 — камера заготовки/опалення

вості України установок більш високим рівнем технічних та економічних характеристик [9]. В UE-5810 механізми подачі в зону плавки сировини і витягування зливка виконано ланцюговими. Це дозволяє збільшити вдвічі габарити камер завантаження і зливка у порівнянні зі штоковим виконанням механізмів подачі, значно зменшити монтажний простір та збільшити довжину одержуваних зливків. Крім того, установка відрізняється високою технологічністю при проведенні деяких процесів плавки, яка досягається шляхом нескладної заміни однієї оснастки на іншу, зокрема, дозволяє проводити плавку зливків круглого перетину від 400 до 1200 мм, прямокутного перетину розміром від 155×950 до 410×1310 мм і довжиною до 4 м.

Установка традиційно складається з камер плавки, витягування зливка та його завантаження, яка при необхідності трансформується в камеру для опалення зливка (рис. 2). Всі камери мають примусове водяне охолодження.

Основні технічні характеристики електронно-променевої установки UE-5810 наступні:

встановлена потужність, кВ·А	5100
технологічна потужність, кВт	3700
прискорююча напруга, кВ	30
кількість гармат, шт.	11
найбільші розміри заготовки, м:	
довжина	6
перетин	0,9
найбільші розміри зливків, м:	
довжина	4,0
діаметр	1,2
для прямокутного перетину	1,3×0,4
габарити установки, м	27×10×6

При цьому, враховуючи всі переваги електронно-променевої плавки з проміжною ємністю, крім звичайного титанового брухту, можливе застосування неподрібнених блоків титанової губки (як вихідної шихти), що дозволяє істотно знизити витрати для виробництва титанових зливків діаметром до 1200 мм. Крім того, схема побудови UE-5810 дозволяє поєднати процеси опалення



Рис. 3. ЕПП блоків губчастого титану: а — блок губчастого титану масою 4 т в порівнянні з блоком масою 0,7 т; б — ЕПП одержання зливка діаметром 1100 мм з недроблених блоків губчастого титану

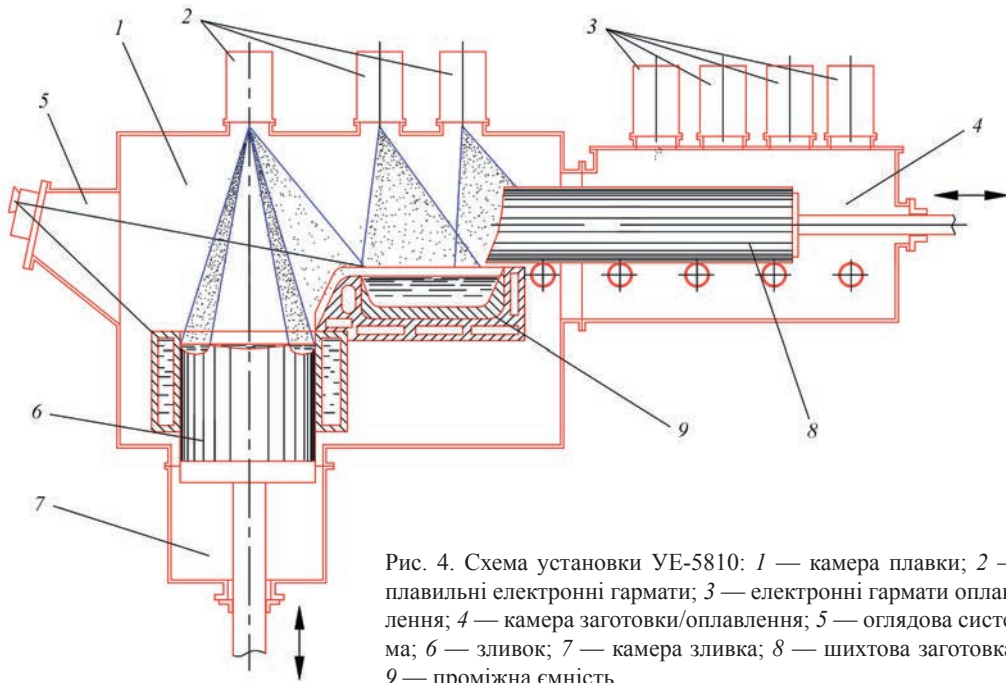


Рис. 4. Схема установки UE-5810: 1 — камера плавки; 2 — плавильні електронні гармати; 3 — електронні гармати оплавлення; 4 — камера заготовки/оплавлення; 5 — оглядова система; 6 — зливок; 7 — камера зливка; 8 — шихтова заготовка; 9 — проміжна ємність

бічної поверхні блоку ще на етапі попереднього підігріву і плавки в одній вакуумній камері. Плавка неподроблених блоків губчастого титану масою 0,7...5,0 т в електронно-променевої установці UE-5810 (рис. 3) дозволяє виключити з технологічного циклу виробництва зливків не тільки етап пресування витратного електрода для подальшого переплаву, а й операцію дроблення блоків та сортування губчастого титану на шматки розмірами до 70 мм і залучати до переплаву титанову губку низьких сортів [10]. Це, у свою чергу, забезпечує

підвищення техніко-економічних показників на 20 % порівняно з ЕПП губчастого титану фракціями 12...70 мм та істотно знижує витрати на виробництво титанових зливків діаметром до 1200 мм і довжиною до 4000 мм з первинної сировини.

На камері плавлення встановлено шість електронно-променевих гармат для ведення безпосередньо процесу одержання зливка, а на камері заготовки/оплавлення — п'ять електронно-променевих гармат для попереднього підігріву шихти в процесі виплавки зливка або ведення процесу об-

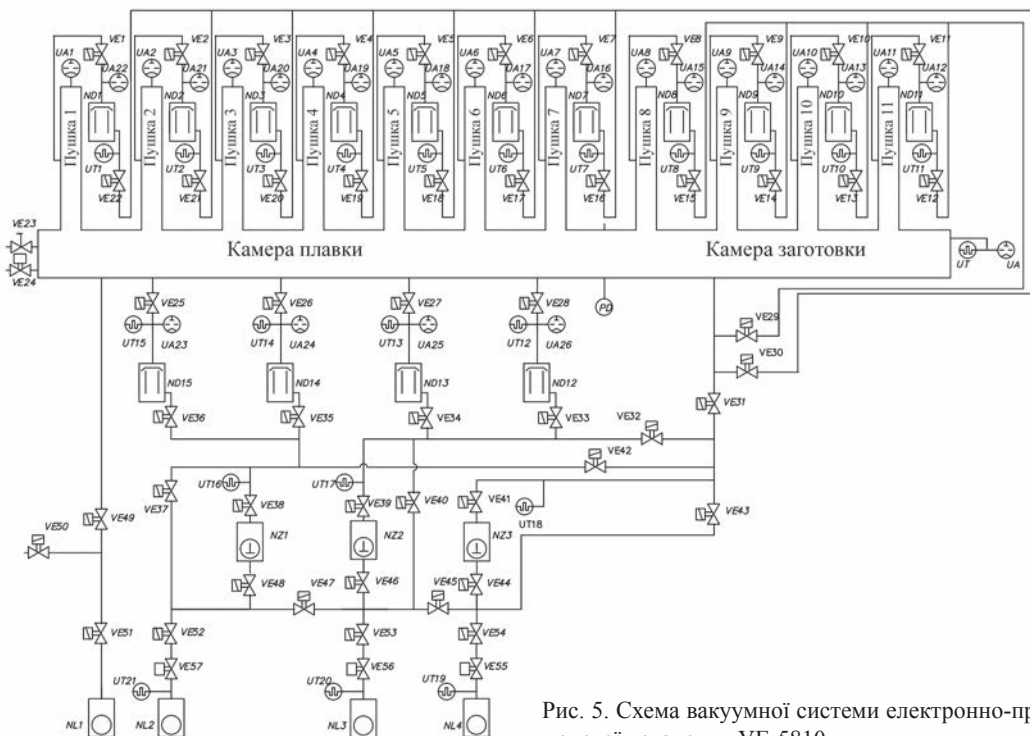


Рис. 5. Схема вакуумної системи електронно-променевої установці UE-5810

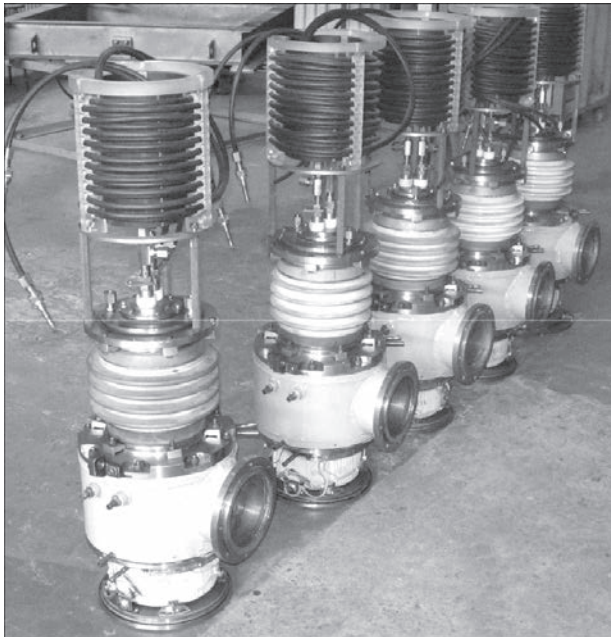


Рис. 6. Електронні гармати «Патон-300»

робки поверхні зливка шляхом оплавлення електронними променями (рис. 4).

Вакуумна система складається з трьох пар форвакуумних механічних насосів типу НВЗ-300 і 2ДВН-1500 та чотирма бустерними паромасляними насосами 2НВБМ-630 (рис. 5). Кожна гармата підсилена індивідуальним дифузійним насосом

Н-160. Вакуумна система установки УЕ-5810 дозволяє створити розрідження в об'ємі плавильної камери (10^{-2} Па) і гарматах (10^{-3} Па), яке забезпечує безперерйну роботу гармат і необхідний ступінь рафінування металу, що переплавляється, впродовж всього технологічного процесу.

Установка УЕ-5810 оснащена електронно-променевими гарматами аксіального типу «Патон-300» [1], загальна кількість яких на установці складає 11 шт. (рис. 6).

Технічні характеристики гармати «Патон-300»

Номінальна потужність, кВт	300
Прискорююча напруга, кВ	30
Максимальна частота розгортки, Гц	1000
Максимальний струм, А	10
Кут відхилення пучка від осі гармати, град	0...35

Завдяки можливості програмного сканування електронного променя по поверхні металевої ванни форма поперечного перетину кристалізатора і, отже, зливка, що формується, може бути різною (кругла, прямокутна, квадратна і, при необхідності, іншої більш складної форми).

В процесі одержання зливок ЕПП їх поверхня може мати дефекти різного ливарного походження. Традиційно зливки з такими дефектами піддаються механічній обробці, при цьому кількість відходів у

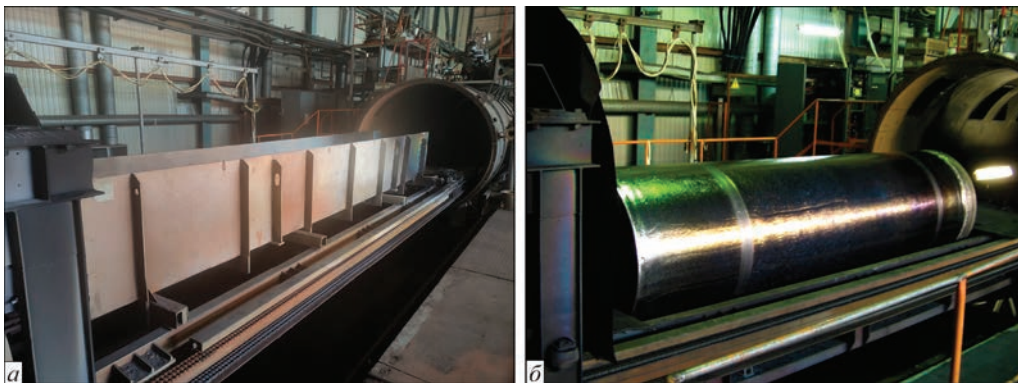


Рис. 7. Камера заготовки/оплавлення: а — з завантаженим коробом для виплавки зливка; б — з завантаженим зливком після оплавлення поверхні

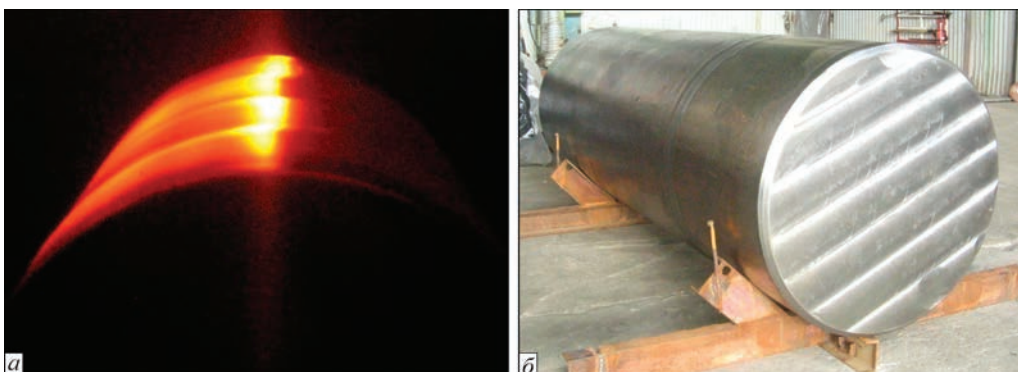


Рис. 8. Процес оплавлення (а) і оплавлений зливков діаметром 1100 мм (б)

вигляді стружки може становити до 15 % в залежності від сортаменту зливків. На цей час розроблена та впроваджена у виробництво технологія електронно-променевого оплавлення бічної поверхні зливків круглого та прямокутного перерізу [11]. При цьому поверхня зливків після електронно-променевого оплавлення рівна, бездефектна і не вимагає подальшої механічної обробки [12].

Тому, з метою уніфікації електронно-променевої установки UE-5810 її було конструктивно спроектовано так, щоб поєднати процеси плавки і оплавлення бічної поверхні зливків. При цьому в камері завантаження змонтовано обертові валки, на які безпосередньо встановлюється невитратний короб з шихтою при процесі плавки зливка, або короб знімається і на обертові валки завантажуються зливки для проведення процесу оплавлення його поверхні (рис. 7).

Конструкція UE-5810 передбачає можливість оплавлення зливків круглого перетину діаметром до 1200 мм (рис. 8) або зливків слябів перетином 410×1310 мм і довжиною до 4 м. Для реалізації цієї особливості у верхній частині камери завантаження встановлені п'ять електронно-променевих гармат аксіального типу. У самій камері завантаження для оплавлення зливка є механізм обертання зливка, що представляє собою два обертових валки, розташованих паралельно. Для контролю технологом процесу оплавлення праворуч від оператора на бічній стінці камери завантаження розташовані чотири оглядові системи.

За весь період експлуатації електронно-променевої установки UE-5810 показала себе надійним високопродуктивним агрегатом промислового типу для плавки високореакційних металів і сплавів, а також обробки оплавленням поверхні отриманих зливків.

Список літератури

1. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) *Електронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
2. Ладохин С.В. (2010) Перспективы создания в Украине электронно-лучевых плавильных установок нового поколения. *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*, **3**, 170–173.
3. Xiaojun Wang, Zhanqian Chen, Feng Chen et al. (2007) The electron beam cold hearth melting technology. *Proc. of 11th World Conf. on Titanium (Ti-2007): Science and Technology (3–7 June 2007, Kyoto, Japan)*. Ed. by M. Niinomi, Vol. 2, pp. 185–188.
4. http://www.antares.com.ua/upload/file/3Titanium_Production_Presentation_rus.pdf
5. Тригуб Н.П., Жук Г.В., Корнейчук В.Д. и др. (2007) Промышленная электронно-лучевая установка УЭ-5812. *Современная электрометаллургия*, **1**, 11–14.
6. Собко-Нестерук О.Е., Третьяк Н.Г., Чайка Н.В. и др. (2012) Новая печь VT02 для электронно-лучевой плавки титановых сплавов, разработанная в МК «АНТАРЕС». *Современная электрометаллургия*, **3**, 20–25.
7. Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. и др. (2019) Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М. *Современная электрометаллургия*, **3**, 15–22.
8. Тригуб Н.П., Жук Г.В., Пап П.А. и др. (2003) Электронно-лучевая установка УЭ-121. *Современная электрометаллургия*, **2**, 17–20.
9. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Козлитин Д.А. и др. (1997) *Электронно-лучевая плавка*. Киев, Наукова думка.
10. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В. (2005) Получение титановых слитков из недробленых блоков губчатого титана методом электронно-лучевой плавки. *Титан*, **2**, 23–25.
11. Пикулин А.Н., Жук Г.В., Тригуб Н.П., Ахонин С.В. (2003) Электронно-лучевое оплавление слитков титана. *Современная электрометаллургия*, **4**, 17–19.
12. Пикулин А.Н. (2016) Электронно-лучевое оплавление слитков сложнелегированных титановых сплавов. *Современная электрометаллургия*, **3**, 26–30.

References

1. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
2. Ladokhin, S.V. (2010) Prospects of creation of electron beam melting installations of new generation in Ukraine. *Visnyk DDMA*, **3**, 170–173 [in Russian].
3. Xiaojun Wang, Zhanqian Chen, Feng Chen et al. (2007) The electron beam cold hearth melting technology. In: *Proc. of 11th World Conf. on Titanium (Ti-2007): Science and Technology (3–7 June 2007, Kyoto, Japan)*. Ed. by M. Niinomi, Vol. 2, 185–188.
4. http://www.antares.com.ua/upload/file/3Titanium_Production_Presentation_rus.pdf
5. Trigub, N.P., Zhuk, G.V., Kornejchuk, V.D. et al. (2007) Commercial electron beam installation UE-5812. *Advances in Elektrometallurgy*, **1**, 9–11.
6. Sobko-Nesteruk, O.E., Tretyak, N.G., Chaika, N.V. et al. (2012) New VT02 furnace for electron beam melting of titanium alloys constructed at the Antares company. *Advances in Elektrometallurgy*, **3**, 178–184.
7. Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berzoz, V.A. et al. (2019) Laboratory electron beam unit UE-208M. *Suchasna Elektrometall.*, **3**, 15–22 [in Russian].
8. Trigub, N.P., Zhuk, G.V., Pap, P.A. et al. (2003) Electron beam installation UE-121. *Advances in Elektrometallurgy*, **2**, 17–20.
9. Paton, B.E., Trigub, N.P., Kozlitin, D.A. et al. (1997) *Electron beam melting*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
10. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V. (2005) Producing of titanium alloys from uncrushed blocks of spongy titanium by electron beam melting. *Titan*, **2**, 23–25 [in Russian].
11. Pikulin, A.N., Zhuk, G.V., Trigub, N.P., Akhonin, S.V. (2003) Electron beam fusion of titanium ingots. *Advances in Elektrometallurgy*, **4**, 17–19.
12. Pikulin, A.N. (2016) Electron beam fusion of ingots of complexly-alloyed titanium alloys. *Sovrem. Elektrometall.*, **3**, 26–30.

MULTIPURPOSE ELECTRON BEAM UNIT UE-5810

S.V. Akhonin¹, V.O. Berezos¹, A.Iu. Severin¹, V.D. Kornijchuk², Iu.T. Ishchuk², O.G. Erokhin²

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

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

²SC «SPC «Titan» of the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine».

26 Raketna Str., Kyiv. E-mail: titan.paton@gmail.com

In order to implement the electron beam melting technologies the E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU developed a multifunctional electron beam unit UE-5810 of megawatt class, designed for producing ingots of titanium and its alloys of up to 20 tons weight. Description of a multi-purpose universal electron beam unit UE-5810 and its specification are given. Functional features of the components of the unit, technological fixtures and electron gun are described. Electron beam unit UE-5810 is a reliable highly efficient installation of industrial type for melting highly reactive metals and alloys, as well as treatment of the produced ingots by surface melting. 12 Ref., 8 Fig.

Keywords: electron beam unit, electron beam gun, technological fixtures, melting, surface melting, ingot

Надійшла до редакції 12.07.2023

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України
Товариство зварників України
Міжнародна Асоціація «Зварювання»

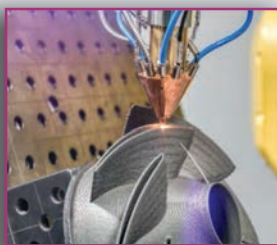
НАУКОВО-ТЕХНІЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ

СУЧАСНІ НАПРЯМИ РОЗВИТКУ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ

Конференція присвячена **105-й** річниці від дня народження академіка Бориса Патона м. Київ, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона, 27 листопада 2023 р.

Тематика конференції

- ♦ адитивні технології, що базуються на зварювальних, металургійних та гібридних процесах;
- ♦ електронно-променеві технології в галузі адитивних технологій;
- ♦ 3D друк;
- ♦ селективне лазерне плавлення;
- ♦ плазово-порошкове наплавлення;
- ♦ математичне моделювання фізичних процесів в адитивних технологіях;
- ♦ матеріали для адитивних технологій;
- ♦ адитивні технології при виготовленні деталей із пластмас та виробів медичного призначення;
- ♦ матеріалознавство в галузі адитивних технологій;
- ♦ неруйнівний контроль в галузі адитивних технологій технології.



Робочі мови: українська, англійська.

Контрольні дати

Подання заявок та тез доповідей:
до 07.11.2023

Подання заявок без доповіді:
до 21.11.2023

Розсилка програми:
до 22.11.2023

Оплата організаційного внеску:
до 27.11.2023



Виставка

Під час роботи конференції в корпусі № 4 ІЕЗ ім. Є.О. Патона буде проведена виставка «Зварювання та споріднені технології».

Час роботи виставки:
27 листопада з 10:00 до 16:00.

Умови участі у виставці
оговорюються окремо.

Адреса для листування

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, вул. Казимира Малевича, 11, м. Київ, 03150,
тел./факс: (38044) 205-23-90 E-mail: journal@paton.kiev.ua, www.pwi-scientists.com/ukr/at2023

ОТРИМАННЯ СТАЛЕМІДНОГО ПОДОВОГО ЕЛЕКТРОДА ДЛЯ ДУГОВИХ ПЕЧЕЙ ПОСТІЙНОГО СТРУМУ

Ф.К. Біктагіров, В.О. Шаповалов, О.В. Гнатушенко, А.П. Ігнатов, В.В. Барабаш, Т.І. Грищенко

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

Розроблено технологію електрошлакового наплавлення міді на сталь для виробів з великими перерізом і товщиною міді. Наплавлення здійснюється з попереднім електрошлаковим підігрівом поверхні сталеві заготовки до температури вище за температуру плавлення міді, але нижче, ніж температура плавлення сталі. Потім формується сталемідний перехідний шар шляхом подачі в шлакову ванну міді у рідкому вигляді або у вигляді твердої дискретної присадки. Після цього наплавляється шар міді необхідної товщини. Для кожної стадії наплавлення розроблено шлаки з різною температурою плавлення. Показано, що при електрошлаковому наплавленні забезпечується міцне з'єднання з мінімальним проникненням заліза в мідь. Виготовлено біметалічні сталемідні заготовки подових електродів стрижневого типу для 12-тонної ДСП постійного струму з мідною частиною діаметром 320 мм та висотою 450 мм. Бібліогр. 9, рис. 7.

Ключові слова: біметал, сталь–мідь, електрошлакова наплавка, перехідний шар, якість, подовий електрод

Вступ. У дугових печах постійного струму як донний струмопідвід використовуються електроди різної конструкції [1]. Широкого застосування набули подові електроди у вигляді біметалевого сталемідного стрижня, який встановлюється у футерованому днищі печі таким чином, що сталеві його частина контактує з рідким металом, а мідна частина є охолоджуваним елементом (рис. 1). Працездатність такого електрода значною мірою залежить від якості з'єднання міді зі сталлю. Чим менший електричний і тепловий опір як перехідної зони, так і подового електрода в цілому, тим менші витрати джоулевого тепла на його нагрівання і менша глибина проплавлення сталеві частини. Останнє важливо з точки зору руйнування футерування печі, яке посилюється під час контакту з рідким металом.

Відомі кілька технологій одержання подібного сталемідного подового електрода стрижневого типу. Це з'єднання сталеві і мідної заготовок способом алюмотермічного зварювання (Компанія «Danieli», Італія) [1, 2], послідовного електрошлакового перепау у струмопідвідному кристалізаторі сталеві та мідної витратних електродів (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України) [3, 4], електрошлакового наплавлення міді на сталеву заготовку в теплоізолюваному графітовому тиглі з використанням невитратного графітового електрода (Фірма «РОУД», Україна) [5, 6].

Отримання якісного з'єднання сталь–мідь ускладнюється суттєвою відмінністю фізичних і хімічних властивостей цих металів, у тому числі температури плавлення та густини. А з основних

вимог є обмеження зони проникнення заліза в мідь через різке зниження електро- і теплопровідності цієї ділянки. Крім того, є небезпека утворення перитектичних сполучень заліза з міддю, які призводять до зниження механічних властивостей металу в місцях їхнього розташування.

При алюмотермічному зварюванні, особливо великих перерізів, складно забезпечувати рівномірне проплавлення сталі та міді з отриманням за всією площею дотику вузької перехідної зони.

При почерговому електрошлаковому перепау сталеві та мідної заготовок передбачається наявність у кристалізаторі до початку плавки міді рідкої металеві (сталеві) ванни. Краплі міді при потраплянні в неї спускатимуться на дно ванни. Рідке залізо перемішуватиметься і взаємодіятиме з рідкою міддю і, маючи меншу густину, спливатиме, поступово розчиняючись вже у мідній ванні. Тому перехідна зона й область міді, що до неї прилягає, збагачуватиметься залізом.

Технологія фірми «РОУД» базується на виконаних в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ дослідженнях і розробках з електрошлакового наплавлення міді на сталь, у тому числі з нижнім розташуванням сталеві поверхні, що наплавляється [7, 8]. У цих роботах показано, що для отримання мінімального за товщиною перехідного шару, надійного та міцного з'єднання сталі з міддю наплавлення треба починати після нагрівання поверхневого шару сталеві заготовки до 1100...1300 °С. Тобто, наплавлення міді здійснюється на тверду сталеву підкладку. У цьому випадку забезпечується мінімальний за товщиною перехідний шар з незнач-

Ф.К. Біктагіров — <https://orcid.org/0000-0001-7843-4261>, В.О. Шаповалов — <https://orcid.org/0000-0003-1339-3088>,

О.В. Гнатушенко — <https://orcid.org/0000-0002-0328-0875>, А.П. Ігнатов — <https://orcid.org/0000-0001-8138-3565>,

В.В. Барабаш — <https://orcid.org/0000-0001-8138-3565>, Т.І. Грищенко — <https://orcid.org/0000-0001-7840-9832>

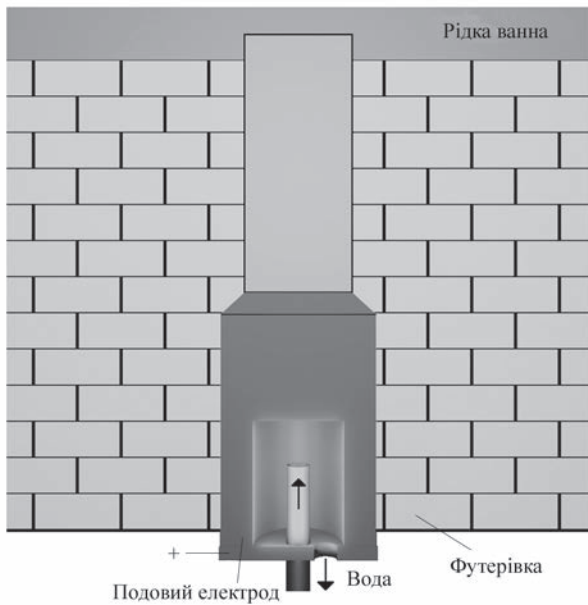


Рис. 1. Розташування подового електрода стрижневого типу в ДСП

ним, за рахунок дифузійних процесів, проникненням заліза в мідь.

Методика досліджень, обладнання і результати. Технологія наплавлення міді на сталь багато в чому індивідуальна для конкретного виробу. Для виготовлення й постачання на одне з промислових підприємств України подових електродів стрижневого типу з мідною частиною діаметром 320 мм та

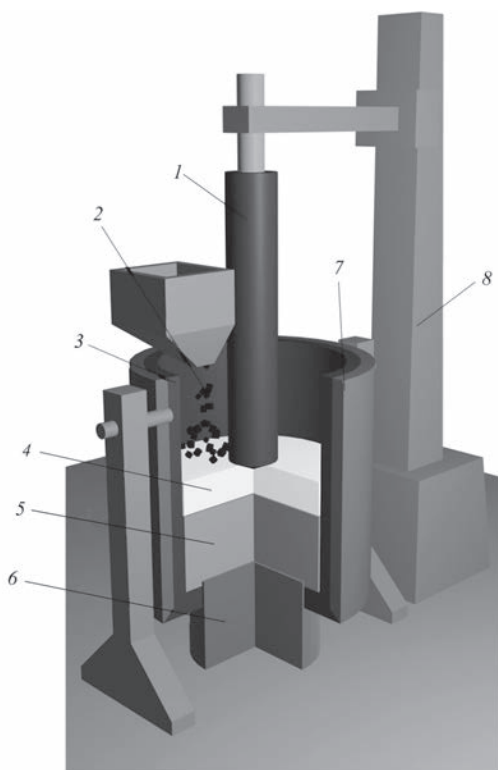


Рис. 2. Схема електрошлакового наплавлення міді на сталь: 1 — графітовий електрод; 2 — мідна присадка; 3 — графітовий тигель; 4 — шлакова ванна; 5 — металева ванна; 6 — сталева заготовка; 7 — теплоізоляція; 8 — колонна

масою близько 350 кг були проведені дослідження та експерименти з отриманням біметалічного сталемідного з'єднання великого перерізу способом електрошлакового наплавлення з використанням обладнання та оснащення, показано на рис. 2. Така технологічна схема наплавлення близька до тієї, що описана в патенті на винахід щодо отримання сталемідного з'єднання [9].

Процес отримання заготовки подового електрода в такий спосіб можна умовно розділити на три основні етапи. Перший — це нагрівання поверхні, що наплавляється, другий — отримання біметалічного з'єднання сталь–мідь і третій — отримання масивного мідного тіла заготовки.

Спочатку при діаметрі мідної частини 200 мм відпрацьовувалася технологія отримання перехідного шару за допомогою електрошлакового нагрівання сталеві заготовки з подальшою подачею до плавильного простору дискретної мідної присадки або рідкої міді. Якщо використовується тверда мідь, то, потрапляючи в шлакову ванну, вона плавиться і вже у рідкому вигляді покриває поверхню сталеві заготовки, утворюючи наплавний шар. Було визначено, що за порівняно низької температури підігріву підкладки на межі сталь–мідь може утворитися шлаковий прошарок, а за високої — розплавлення сталі та її спливання вже у твердому вигляді у рідкій міді, як це показано на рис. 3.

Утворення шлакового шару між сталлю і міддю неприпустимо, тому температура плавлення шлаку, що використовується, має бути нижче, ніж температура плавлення міді та температура підігріву підкладки. З цією метою після розігрівання сталі до шлаку системи $\text{CaF}_2\text{--CaO--Al}_2\text{O}_3$, що використовується на першому етапі, вводили кріоліт і буру в кількостях, що забезпечують зниження його температури плавлення до 1000 °С. Що стосується перегріву поверхні сталеві заготовки, то внаслідок нерівномірності температури за її перерізом (дещо вищу температуру має зона під електро-



Рис. 3. Зовнішній вигляд сталемідного з'єднання при надмірному оплавленні сталеві частини



Рис. 4. Зовнішній вигляд сталемідного з'єднання діаметром 320 мм, отриманого електрошлаковим наплавленням міді на сталь

дом), можливе незначне оплавлення її центральної зони. Важливо в такому випадку виключити глибоке проникнення заліза в мідь. Для цього після подачі перших порцій міді і утворення мідного прошарку здійснювали заморожування ванни та фіксацію заліза в цьому тонкому шарі завдяки зниженню потужності електрошлакового процесу та інших заходів, що дають змогу зменшити перегрів міді. Внаслідок цього надалі залізо може проникати у мідь лише за допомогою дифузії.

Завданням третього етапу технології була електрошлакова плавка міді з формуванням якісної мідної частини заготовки подового електрода без дефектів внутрішньої і зовнішньої будови. Мета досягалася за рахунок коригування складу шлаку та підвищення потужності, що підводиться до шлакової ванни.

Результати, отримані під час попередніх досліджень, були застосовані для виготовлення макета подового електрода. Однак збільшення перерізу мідної частини в 2,5 рази з діаметра 200 до 320 мм викликало необхідність коригування технології. Експериментально шляхом наплавлення на сталь шару міді товщиною від 50 до 70 мм і подальшого вивчення біметалічного з'єднання були визначені оптимальні параметри процесу, що забезпечують високу якість перехідної зони. У цьому разі, як по-

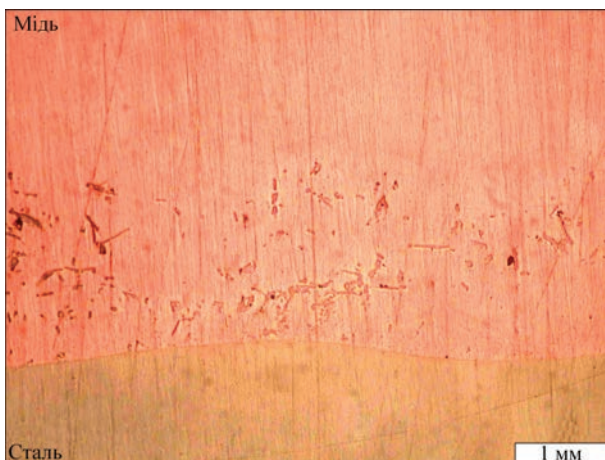


Рис. 5. Вигляд центральної осьової зони заготовки, отриманої електрошлаковим наплавленням міді на сталь

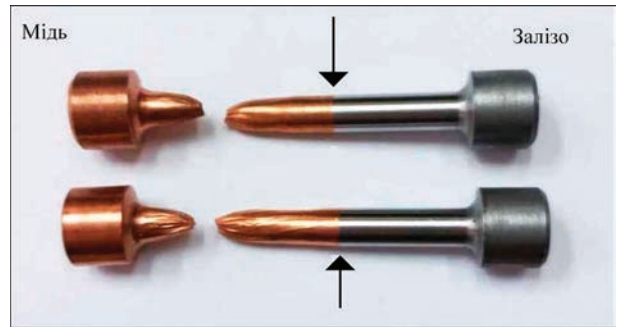


Рис. 6. Вигляд зразків біметалічної сполуки сталь-мідь після випробування на розрив

казано на рис. 4, сплавлення відбувається за всією площею дотику металів практично без розплавлення сталі. Тільки в центральній осьовій зоні є невеликі ділянки, де відбувається незначне оплавлення поверхні сталевої заготовки. Проте навіть у цих місцях вже на відстані 5...10 мм від умовної границі поділу металів вміст заліза становить менше ніж 0,05 % із подальшим зниженням на відстані 30...40 мм практично до рівня, регламентованого для міді марки М1.

З наведеного на рис. 5 збільшеного зображення ділянки сталемідної заготовки видно, що невелика кількість сталі, що розплавилася, спливає в рідкій мідній ванні, але внаслідок її заморожування, про що говорилося вище, далеко не проникає.

Розроблена технологія наплавлення міді на сталь забезпечує надійне та міцне з'єднання цих металів. Про це свідчать результати механічних випробувань зразків, вирізаних із зони переходу сталь-мідь. Розрив відбувається у мідній частині (рис. 6).

Після відпрацювання процесу електрошлакового наплавлення на макетах подового електро-



Рис. 7. Чорнова (а) і чистова (б) заготовки подового електрода стрижневого типу

да отримані заготовки для виготовлення подових електродів. Вигляд заготовки подового електрода після проведення процесу наплавлення і механічного оброблення наведено на рис. 7.

Із виплавлених заготовок були виготовлені подові електроди і передані до металургійного підприємства. Зараз вони успішно експлуатуються при виплавленні сталі на печі ДСП-12 постійного струму. Нагляд і збір даних щодо експлуатації електродів у подальшому сприятиме поліпшенню технології наплавлення міді на сталь.

Висновки

1. Розроблено технологію електрошлакового наплавлення міді на сталь для виробів великого перерізу.

2. Показано, що під час електрошлакового наплавлення міді на сталь досягається якісне сплавлення металів при невеликій протяжності перехідної зони.

3. Виготовлено заготовки подового електрода стрижневого типу з діаметром мідної частини 320 мм для сталеві дугової печі постійного струму ДСП-12.

Список літератури

1. Лопухов Г.А. (2004) Подовый электрод дуговой сталеплавильной печи постоянного тока конструкции фирмы «Danieli». *Электromеталлургия*, **6**, 48–51.
2. Gensini G., Pavlicevic M. (1994) *Cooled bottom electrode for direct current electric furnace*. Danieli & Co Off. Mec. Spa (Italy). Priority data 05.11.1994. Patent US 5651024. H05B 7/06. www.espacenet.com
3. Зайцев В.А., Медовар Л.Б., Тищенко П.И. и др. (2011) Применение ЭШП по двухконтурной схеме для получения сталемедных заготовок анодов дуговых печей постоянного тока. *Современная электрометаллургия*, **2**, 3–7.
4. Зайцев В.А., Медовар Л.Б. (2009) Подовые электроды дуговых печей постоянного тока. *Современная электрометаллургия*, **2**, 3–8.

5. Тищенко П.И., Тимошенко С.Н., Онищенко С.П. (2012) *Подовые электроды ДСППТ*. Обзор основных технических решений. <http://uas.su/articles/steelmaking/2012/00001.php>
6. Тищенко П.И., Тищенко А.П., Тимошенко С.Н., Фридман М.А. (2012) Подовый электрод дуговой печи постоянного тока. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, **7**, 282–284.
7. Лычко И.И. (1969) *Электрошлаковая наплавка меди и ее сплавов на сталь*. Киев, УкрНИИТИ.
8. Лычко И.И. (1978) *Электрошлаковая наплавка меди и ее сплавов на сталь в нижнем положении*. Сб. «Сварка и наплавка тяжелых цветных металлов». Киев, ИЭС им. Е.О. Патона, сс. 40–42.
9. Пасічник С.Ю., Пасічник А.Ю., Корицький Г.Г. (2014) *Спосіб електрошлакового наплавлення міді і її сплавів на сталь*. Україна, Пат. 104262.

References

1. Lopukhov, G.A. (2004) Hearth electrode of DC arc steel furnace of Danieli Company design. *Elektrometallurgiya*, **6**, 48–51 [in Russian].
2. Gensini, G., Pavlicevic, M. (1994) *Cooled bottom electrode for direct current electric furnace*. Danieli & Co Off. Mec. Spa (Italy). Priority data 05.11.1994. Patent US 5651024. H05B 7/06. www.espacenet.com
3. Zaitsev, V.A., Medovar, L.B., Tishchenko, P.I. et al. (2011) Using two-circuit electroslag remelting for producing steel-copper blanks for anodes of DC arc furnaces. *Advances in Electrometallurgy*, **2**, 63–68.
4. Zaitsev, V.A., Medovar, L.B. (2009) Hearth electrode of DC arc furnaces. *Sovrem. Elektrometallurgiya*, **2**, 3–8.
5. Tishchenko, P.I., Timoshenko, S.N., Onishchenko, S.P. (2012) Hearth electrodes DSPPT. Review of main technical solutions [in Russian] <http://uas.su/articles/steelmaking/2012/00001.php>
6. Tishchenko, P.I., Tishchenko, A.P., Timoshenko, S.N., Fridman, M.A. (2012) Hearth electrode of DC arc furnaces. *Metallurgicheskaya i Gornorudnaya Promyshlennost*, **7**, 282–284 [in Russian].
7. Lychko, I.I. (1969) *Electroslag cladding of copper and its alloys on steel*. Kyiv, UkrNIINTI [in Russian].
8. Lychko, I.I. (1978) *Flat electroslag cladding of copper and its alloys on steel*. In: Welding and cladding of heavy nonferrous metals. Kyiv, PWI, 40–42 [in Russian].
9. Pasichnyk, S.Yu., Pasechnik, A.Yu., Korytskyi, G.G. (2014) *Method of electroslag cladding of copper and its alloys on steel*. Pat. UA 104262 [in Ukrainian].

PRODUCING STEEL-COPPER HEARTH-LEVEL ELECTRODE FOR DC ARC FURNACES

F.K. Biktagirov, V.O. Shapovalov, O.V. Hnatushenko, A.P. Ignatov, V.V. Barabash, T.I. Hrishchenko
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

Technology of electroslag surfacing of steel with copper for products of a large cross-section and copper thickness was developed. Surfacing is performed with electroslag preheating of the steel billet surface to a temperature higher than copper melting temperature, but lower than that of steel melting. Then the steel-copper transition layer is formed by feeding copper into the slag pool in the liquid state or in the form of solid discrete filler. This is followed by deposition of a copper layer of the required thickness. Slags with different melting temperature were developed for each surfacing stage. It is shown that electroslag surfacing ensures a strong bonding with minimal penetration of iron into copper. Bimetal steel-copper billets of rod-type hearth-level electrodes with the copper part of 320 mm diameter and 450 mm height were produced for 12 ton DC ASF. 9 Ref., 7 Fig.

Keywords: bimetal, steel-copper, electroslag surfacing, transition layer, quality, hearth-level electrode

Надійшла до редакції 10.08.2023

ТЕРМІЧНЕ РОЗКЛАДАННЯ ГЕМАТИТОВИХ КОТУНІВ ПРИ НАГРІВАННІ АРГОНОВОЮ ПЛАЗМОЮ

В.О. Шаповалов¹, В.Г. Могилатенко^{1,2}, М.В. Карпець², Р.В. Козін¹

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

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

²НТУУ «КПІ» ім. Ігоря Сікорського. 03056, м. Київ, Берестейський просп., 37. E-mail: vmogilatenko@gmail.com

У зв'язку з глобальним потеплінням виникло питання зменшення викидів парникових газів при будь-яких промислових процесах і у тому числі в металургії. Рішення цього питання в металургійній галузі пов'язане з прямим відновленням заліза воднем і використанням висококонцентрованих джерел енергії для нагрівання, зокрема плазми. При високих температурах у рідкому розплаві оксидів можливе розкладання оксидів ще до використання водню для відновлення. Це дає можливість одержати в'юститний розплав за вмістом кисню без гематиту і магнетиту. Одержані висновки підтверджені термодинамічними розрахунками і результатами дослідження кінетики розкладання оксидів котуна при плазово-дуговій плавці в атмосфері аргону. Бібліогр. 18, табл. 3, рис. 5.

Ключові слова: оксиди заліза, термічне розкладання, термодинаміка дисоціації, кінетика розкладання, плазово-дугова плавка, в'юститний розплав

Вступ. Глобальне потепління визнано однією з основних проблем людства і тому вже зараз йдеться про кліматичну мобілізацію усіх країн щодо вирішення цього питання. При цьому Україна та ЄС мають об'єднати зусилля для цілковитої декарбонізації та екомодернізації економіки [1]. Для переходу на «Зелену» енергетику потрібна державна підтримка саме відновлюваних джерел енергії, які будуть постачати енергію для промисловості. «Зелена» енергетика є неодмінною умовою для виробництва будь-якої продукції, у тому числі «зеленої» сталі.

Щодо металургії, то парникові гази, особливо CO₂, утворюються у великих кількостях при виробництві сталі. До 2050 р. ЄС прагне зменшити викиди CO₂ з 1300 до 80...320 кг на тонну сталі. Крім того, ЄС запровадить податок на прикордонне вуглецеве коригування, від чого Україна може суттєво постраждати, особливо її металургія та деякі інші галузі промисловості: хімічна промисловість, виробництво цементу і графітових електродів, теплоенергетика та ін. [1].

Парникові гази утворюються практично на всіх етапах металургійного переділу: при спалюванні палива, протіканні реакцій зневуглецювання металу, розкисненні розплаву вуглецем, розкладанні компонентів флюсу тощо.

Пряме відновлення заліза з оксидів відомо досить давно. У роботах [2–7] наведено результати вивчення процесів відновлення заліза в твердому стані з руди або котунів різними відновними газами та газовими сумішами. Аналіз цих робіт показує, що відновлення воднем має велику пере-

вагу перед способом відновлення заліза у газовому середовищі вуглецем або в атмосфері водяного газу. Головна перевага його полягає в тому, що різко знижуються викиди металургійним підприємством пилу, сірчистих газів, оксиду та діоксиду вуглецю в атмосферу. Одержуваний після відновлення продукт — губчасте залізо, практично не містить сірки та фосфору.

Стан питання. Поєднання відновлення заліза з котунів спочатку у твердому, а потім і у рідкому стані, проведено в роботі [8]. Одночасне плавлення та відновлення зразків досягалося у плазово-дуговій печі. Було встановлено, що гематит (Fe₂O₃) відновлюється до суміші магнетиту (Fe₃O₄) та в'юститу (FeO) у суто аргонній плазмі. Втрата кисню гематитом внаслідок термічного розкладання при безперервному нагріванні більше 15 хв становить приблизно 14 % загального його зниження. Аналіз літературних джерел показує, що більшість досліджень спрямовані в основному на відновлення залізняку в твердому стані, а досліджень в області відновлення воднем рідкої залізної руди недостатньо.

Аналіз досліджень розкиснення заліза аргонно-водневою високотемпературною плазмою, проведених в ІЕЗ ім. Є.О. Патона [9–12], показав, що водневе розкиснення не набуло належного розвитку переважно внаслідок низької швидкості процесу. І хоча відновлення заліза з розплаву оксидів до FeO відбувається досить легко, але остання стадія відновлення до Fe протікає дуже мляво [13].

В.О. Шаповалов — <http://orcid.org/0000-0003-1339-3088>, В.Г. Могилатенко — <http://orcid.org/0000-0002-6550-2058>,

М.В. Карпець — <http://orcid.org/0000-0001-9528-1850>, Р.В. Козін — <http://orcid.org/0000-0002-8501-0827>

У той же час, відновлення заліза при плазмово-дуговій плавці (ПДП) забезпечується інтенсифікацією процесів відновлення як застосуванням водню замість вуглецю або водяного газу, так і високою температурою плазми [14]. При плазмовій плавці температура дуги на зрізі сопла плазмотрона становить до 18000...25000 К і в зоні дуги відбуваються утворення атомів з молекул водню, їх іонізація та збудження. Атоми при зіткненні з металом можуть передавати йому не тільки свою кінетичну енергію, а й внутрішню енергію коливального та обертального руху [15–18]. У такому стані водень є дуже активним і відновлює залізо швидше ніж вуглець.

Температура поверхневого шару розплаву залежить від багатьох факторів: струму плавки, довжини дуги, витрати плазмоутворювального газу та його природи. За межами зони анодної плями температура металу значно знижується приблизно з 3700...4000 до 2300...2800 К [17, 18]. Все це впливає на термодинаміку та кінетику розкладання оксидів заліза. Термічне розкладання оксидів при ПДП може заощаджувати водень, який не є дешевим. І в той же час, термічне розкладання котунів при ПДП в аргоні у відомій нам науковій літературі відображено дуже слабо. Тому є сенс розглянути термодинаміку і кінетику цього процесу.

Методика дослідження і устаткування для плавлення. Загальний вигляд плазмово-дугової установки УПІ показано на рис. 1. Вона дозволяє вивчати поглинання газу із плазми рідким металом або шлаком при умові, коли вся поверхня рідкої ванни покрита плазмовим факелом і з ванною контактує активний газ. Герметична камера охолоджується водою, є оглядова система спостереження за плазмовою дугою, системи юстировки плазмотрона, регулювання та контролю тиску газу.

Методика проведення плавки полягає в наступному. Зразок вагою 5,5...7,5 г завантажується в

плавильну камеру на закритий клиновий кристалізатор. У камері створюється вакуум 98,07 кПа, а потім об'єм камери заповнюється інертним газом (аргон) до тиску 83,36...98,07 кПа. Надалі проводиться підпал дуги плазмотрона, у якості плазмоутворювального газу використовується аргон. Протягом 30 с відбувається плавлення зразка котуна, а потім витримка при плазмовому обігріві. Після закінчення витримки зразок швидко кристалізується у клиновому мідному охолоджуваному водою кристалізаторі.

Рентгеноструктурні дослідження зразків проводили на дифрактометрі ДРОН УМ-1 у монохроматичному мідному K_{α} випромінюванні методом крокового сканування ($U = 35$ кВ; $I = 25$ мА, час експозиції в точці 5 с, крок $0,05^{\circ}$, вихідні щілини 1×12 мм). Обробку отриманих дифрактограм виконували з використанням програми для повнопрофільного аналізу рентгенівських спектрів від суміші полікристалічних фазових складових PowderCell 2.4. Профілі дифракційних максимумів апроксимували функцією псевдо-Войта (Pseudo-Voigt). Для розрахунків використовували міжнародну кристалографічну базу даних PDF-2.

Результати експериментів та їх обговорення. Термодинаміка розкладання оксидів заліза. При температурах розплавлених оксидів заліза і особливо при плазмовому нагріванні, коли температура поверхневих шарів розплаву може сягати 4000°C , створюються умови для розкладання оксидів заліза. У табл. 1 наведено дані розрахунку температур рівноваги реакцій розкладання оксидів заліза у розрахунку на один моль кисню, що видаляється з розплаву, а на рис. 2 — зміну вільної енергії Гіббса цих реакцій.

Реакція розкладання Fe_2O_3 до Fe_3O_4 відбувається ще до розплавлення гематиту, а після переходу у рідкий стан одержуємо рідкий оксид складу

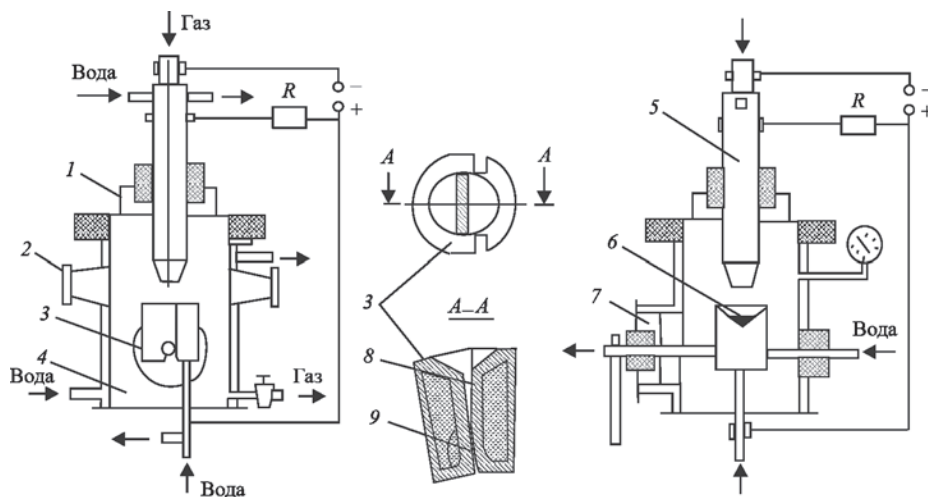


Рис. 1. Схема експериментальної плазмово-дугової установки УПІ [11]: 1 — кришка; 2 — оглядовий пристрій; 3 — кристалізатор, що розкривається; 4 — реакційна камера; 5 — плазмотрон; 6 — розплавлений зразок; 7 — центрувальний фланець; 8 — зразок, що закристалізувався; 9 — вісь повороту рухомого елемента кристалізатора

магнетиту та кисень. Подальше видалення кисню з магнетиту його розкладанням можливе лише при зростанні температури розплаву вище приблизно 3175 К за реакцією $2\text{Fe}_3\text{O}_4 = 6\text{FeO} + \text{O}_2$.

При швидкому нагріванні вище приблизно 2250 К можливе утворення в'юститу за реакцією 2 (рис. 2, а), за температур вище 3152 К розкладання гематиту буде відбуватися до заліза (реакція 3, рис. 2, а). Таким чином, проходження реакцій розкладання (рис. 2) буде визначатися швидкістю нагрівання гематиту і швидкістю протікання реакцій розкладання оксидів.

З наведених даних можна зробити висновок: по-перше, досягнення температур розплаву понад 3000 К можливе лише при застосуванні висококонцентрованих джерел нагріву (наприклад, плазми), і по-друге, немає сенсу використовувати для відновлення заліза водень з самого початку розплавлення, якщо при високих температурах всі наведені реакції йдуть до кінця та при використанні для нагріву плазми температура поверхні розплаву в анодній плямі дуги може сягати до 4000 К. Як випливає з табл. 1, на протікання реакцій можуть накладатися лише деякі кінетичні обмеження, які призведуть до повільного перебігу певних із них у залежності від температури. Слід зауважити, що в умовах експерименту поверхня всього розплавленого зразка знаходилася в зоні анодної плями.

Таким чином, термічному розкладанню може бути підданий будь-який тип залізняку: гематит, магнетит, гетит (гідрооксид $\text{FeO}(\text{OH})$ складом Fe_2O_3 — 89,9 і H_2O — 10,1 %). Однак найбільшу термодинамічну ймовірність проходження мають реакції розкладання гематиту або гетиту після його зневоднення. Реакції розкладання можуть проходити одночасно і при умові досягнення необхідної високої температури буде одержано розплав заліза. Найповільнішою ланкою процесу є розкладання магнетиту і в'юститу, на що вказують розрахункові дані констант рівноваги реакцій (табл. 1).

Якщо врахувати, що в реальних умовах ПДП температура поверхневого шару розплаву в анодній плямі (3700...4000 К) значно відрізняється від температури за її межами (2300...2800 К) [17, 18],

Таблиця 1. Температури рівноваги, зміна вільної енергії Гіббса та константа рівноваги реакцій розкладання оксидів заліза при 4000 К

Реакція	Температура рівноваги реакції ($\Delta G = 0$), К	$\lg K_p^{4000\text{К}}$	$\Delta G^{4000\text{К}}$, Дж
$6\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{O}_2$	1578	18,92	-1445526
$2\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4\text{FeO} + \text{O}_2$	2250	7,12	-543893
$2/3\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4/3\text{Fe} + \text{O}_2$	3152	3,69	-281561
$2\text{Fe}_3\text{O}_4 = 6\text{FeO} + \text{O}_2$	3175	1,22	-93077
$1/2\text{Fe}_3\text{O}_4 = 3/2\text{Fe} + \text{O}_2$	3517	1,78	-136065
$2\text{FeO} = 2\text{Fe} + \text{O}_2$	3562	1,97	-150395

то не всі вище розглянуті реакції можуть проходити. Але за умови видалення кисню з атмосфери печі за межами анодної плями не буде відбуватися оборотна реакція утворення оксидів. При великій витримці розплаву під дією плазми можливе проходження всіх реакцій до кінця. А в реальних умовах є можливість одержання розплаву в'юститу.

Кінетика розкладання оксидів заліза. Розкладання оксидів заліза вивчали при плазмовому нагріванні зразка котуна вагою до 7,5 г. Склад швидко закристалізованих розплавів визначали рентгеновським методом. Рентгенограми вихідного і кінцевого зразків наведені на рис. 3, а всі одержані результати по вмісту оксидів у зразках — у табл. 2.

Слід зауважити, що хоча анодна пляма плазми перекривала повністю розплавлений об'єм зразка, однак водоохолоджуваний мідний клиновий кристалізатор охолоджував зразок до такого ступеня, що він не мав змогу перегрітися до температур розкладання оксидів до заліза. У кількості в'юститу, що утворився, враховували і FeO , зв'язаний у силікат $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$.

При витримці 180 і 210 с розплав розігрівався достатньо сильно, зростала його рідкоплинність, він затікав у щілину кокілю та кристалізувався. Тому останні два результати, що наведені у табл. 2, не враховували при побудові графіка (рис. 4).

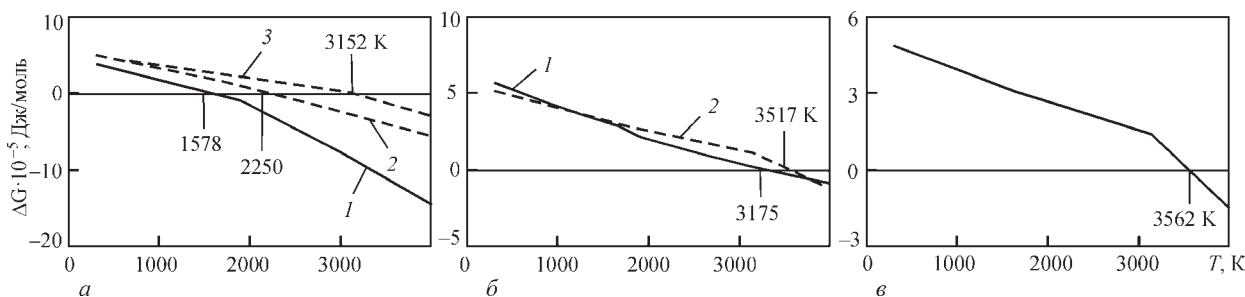


Рис. 2. Зміна вільної енергії Гіббса реакцій розкладання (дисоціації) оксидів заліза: а — гематиту (1 — $6\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{O}_2$; 2 — $2\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4\text{FeO} + \text{O}_2$; 3 — $2/3\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4/3\text{Fe} + \text{O}_2$); б — магнетиту (1 — $2\text{Fe}_3\text{O}_4 = 6\text{FeO} + \text{O}_2$; 2 — $1/2\text{Fe}_3\text{O}_4 = 3/2\text{Fe} + \text{O}_2$); в — в'юститу ($2\text{FeO} = 2\text{Fe} + \text{O}_2$)

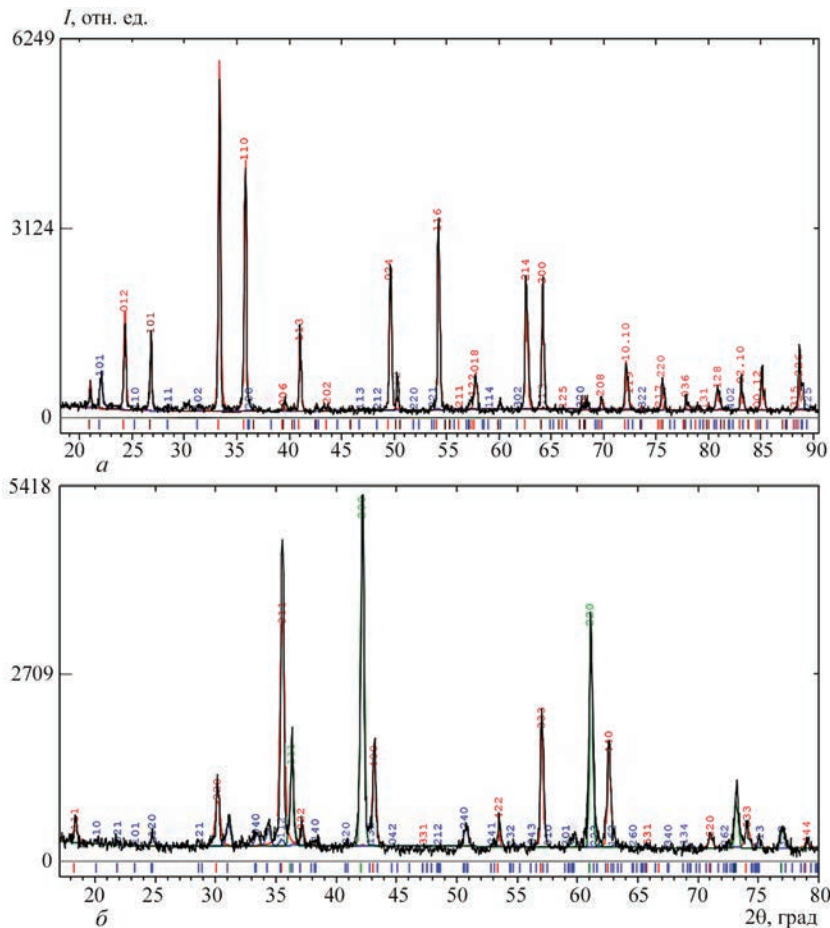


Рис. 3. Рентгенограми вихідного (а) і кінцевого (б) зразків оксидів (150 с витримки, табл. 2)

Таблиця 2. Кінетика зміни кількості оксидних фаз котуна при ПДП

Фаза	Час плавки, с							
	0	30	60	90	120	150	180	210
Fe ₂ O ₃	79,2	8,9	0	0	0	0	0	0
Fe ₃ O ₄	0	59,8	45,6	42,4	36,1	37,1	61,1	63,4
∑ FeO	0	29,0	44,0	53,3	63,5	60,9	38,9	32,0
2FeO·SiO ₂	0	8,1	35,4	13,9	4,8	7,0	0	0
SiO ₂	20,8	—	—	—	—	—	—	—

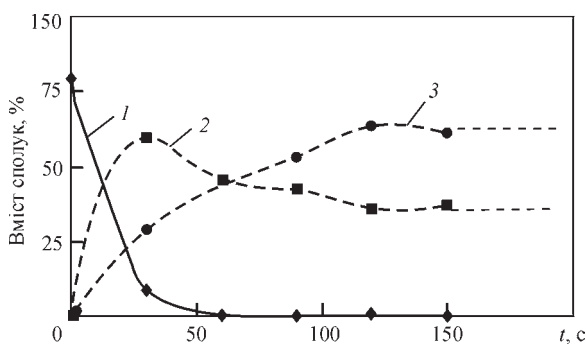


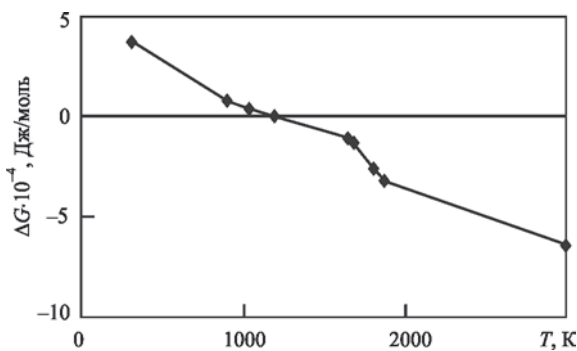
Рис. 4. Зміна вмісту оксидів у швидко закристалізованому розплаві після різної витримки при ПДП: 1 — Fe₂O₃; 2 — Fe₃O₄; 3 — FeO

Можна припустити, що відбувається певна стабілізація складу оксидів розплаву, що пов'язано з обмеженнями у протіканні реакції розкладання вищих оксидів заліза до в'юститу. Приблизний склад такого розплаву наступний: 37 % Fe₃O₄ і 63 % FeO, тобто 24,21 % кисню та 75,79 % Fe. Таким чином, зменшення вмісту кисню за рахунок термічного розкладання за 150 с обробки розплаву аргонною плазмою склало в абсолютних одиницях приблизно 5,8 %.

Одним із способів одержання розплаву в'юститу може бути додавання в магнетито-в'юститний розплав заліза. Тоді може відбуватися реакція

Таблиця 3. Термодинамічні характеристики рівняння хімічної реакції $\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{Fe} = 4\text{FeO}$

T, К	ΔH , Дж/моль	ΔS , Дж/(моль·К)	ΔG , Дж/моль	$\lg K_p$
298	54500	56,24	37740	-6,6307
900	34038	29,40	7577	-0,4408
1033	29982	25,31	3834	-0,1943
1184	27057	22,72	160	-0,0071
1650	153639	99,49	-10515	0,3336
1673	153258	99,26	-12808	0,4008
1809	141985	93,12	-26463	0,7659
1870	5723	20,27	-32174	0,9008
3000	39770	34,51	-63752	1,1126

Рис. 5. Зміна вільної енергії Гіббса реакції $\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{Fe} = 4\text{FeO}$

$\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{Fe} = 4\text{FeO}$, особливо при температурах вище плавлення заліза, незважаючи на відносно невелике значення константи рівноваги реакції (рис. 5, табл. 3).

Таким чином, існує можливість одержання розплаву в'юстити плазмОВО-ДУГОВОЮ ПЛАВКОЮ в атмосфері аргону з додаванням у оксидний розплав чистого заліза. Цей висновок буде перевірено найближчим часом.

Висновки

1. Використання аргонОВО-водневої плазми є перспективним для одержання так званого «зеленого» заліза з котунів оксидів, що запобігає виділенню парникових газів.

2. Термічне розкладання оксидів заліза, яке відбувається при нагріванні та розплавленні котунів, в умовах високих температур плазми і відтоку кисню, що при цьому виділяється, може грати позитивну роль у зменшенні витрат водню при відновленні заліза. Водень можна використовувати тільки на останньому етапі відновлення заліза з FeO.

3. Зменшення вмісту кисню за рахунок термічного розкладання за 150 с обробки розплаву аргонОВО-плазМОЮ склало приблизно 5,8 % і є перспектива подальшого його зменшення.

4. Термодинамічні розрахунки показали, що існує можливість одержання чисто в'юститного розплаву додаванням чистого заліза до розплаву

котуна, який надалі можна піддавати обробці аргонОВО-водневою плазМОЮ.

Список літератури

1. Гура К.Ю., Петрук В.Г. (2021) Аналіз сучасних тенденцій декарбонізації та екомодернізації енергетики України і світу. *Вісник ВПІ*, **5**, 19–26. DOI: <https://doi.org/10.31649/1997-9266-2021-158-5-19-26>
2. Da Costa A.R., Patisson F. (2013) Modelling a new, low CO₂ emissions, hydrogen steelmaking process. *J. of Cleaner Production*, **46**, 27–35. DOI: <https://arxiv.org/ftp/arxiv/papers/1402/1402.1715.pdf>
3. Spreitzer D., Schenk J. (2019) Reduction of iron oxides with hydrogen – A review. *Steel Research Inter.*, **90(10)**, 1900108. DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.201900108>
4. Zuo Hb., Wang C., Dong J. et al. (2015) Reduction kinetics of iron oxide pellets with H₂ and CO mixtures. *Inter. J. of Minerals, Metallurgy and Materials*, **22(7)**, 688–696. DOI: [10.1007/s12613-015-1123-x](https://www.researchgate.net/publication/282499310). <https://www.researchgate.net/publication/282499310>
5. Donghui Liu, Xiaozhe Wang, Jianliang Zhang et al. (2017) Study on the controlling steps and reduction kinetics of iron oxide briquettes with CO–H₂ mixtures. *Metall. Res. Technol.*, **114(6)**, 611. DOI: <https://doi.org/10.1051/metal/2017072>. <https://www.researchgate.net/publication/320229625>
6. Heidari A., Niknahad N., Iljana M., Fabritius T. (2021) A review on the kinetics of iron ore reduction by hydrogen. *Materials*, **14(24)**, 7540. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma14247540>
7. Patisson F., Mirgaux O., Birat J.-P. (2021) Hydrogen steelmaking. Pt 1: Physical chemistry and process metallurgy. *Matériaux & Techniques*, **109(3–4)**, 303–313. DOI: <https://doi.org/10.1051/mattech/2021025>
8. Isnaldi R. Souza Filho, Hauke Springer, Yan Ma et al. (2022) Green steel at its crossroads: Hybrid hydrogen-based reduction of iron ores. DOI: <https://arxiv.org/ftp/arxiv/papers/2201/2201.13356.pdf>
9. Забарилло О.С., Слышанкова В.А., Лакомский В.И. (1968) Поведение кислорода в металле оплавающейся заготовки при плазменно-водородном раскислении. *Специальная электрометаллургия*, **1**, 128–134.
10. Забарилло О.С., Лакомский В.И. (1968) Водородное раскисление при плазменно-дуговом переплаве пермалоя 50Н. *Специальная электрометаллургия*, **2**, 61–69.
11. Забарилло О.С., Лакомский В.И. (1968) Поведение углерода при плазменно-дуговом переплаве сплава 50Н и железа армо. *Специальная электрометаллургия*, **4**, 78–85.
12. Забарилло О.С. (1969) *Плазменно-водородное раскисление железа, никеля и их сплавов*: дис ... канд. техн. наук. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона.
13. Shapovalov V.O., Mogylatenko V.G., Viktagirov F.K., Kozin R.V. (2023) Analysis of direct reduction of iron by hydrogen. *Сб. тр. XV Міжнар. наук.-техн. конф. «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2023»*, 27–28

- квітня 2023 р., м. Київ, сс. 33–40. DOI: https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2023/06/conferenziya_2023.pdf
14. Mogylatenko V.G., Shapovalov V.O., Biktagirov F.K., Kozin R.V. (2023) Thermal decomposition of hematite pellets during plasma-arc smelting in argon atmosphere. *Сб. тр. XV Міжнар. наук.-техн. конф. «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2023»*, 27–28 квітня 2023 р., м. Київ, сс. 23–29. DOI: https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2023/06/conferenziya_2023.pdf
 15. Лакомский В.И. (1974) *Плазменно-дуговой переплав*. Киев, Техника.
 16. Naseri M., Seftjani, Schenk J. (2018) Reaction kinetics of molten iron oxides reduction using hydrogen. *La Metallurgia Italiana*, July, 7–8, 5–14. DOI: <https://www.researchgate.net/publication/327594827>
 17. Григоренко Г.М., Помарин Ю.М. (1989) *Водород и азот в металлах при плазменной плавке*. Киев, Наукова думка.
 18. Патон Б.Є., Григоренко Г.М., Шейко І.В. та ін. (2013) *Плазмові технології та устаткування в металургії і ливарному виробництві*. Київ, Наукова думка.
- References**
1. Gura, K. Yu., Petruk, V.G. (2021) Analysis of modern tendencies of decarbonization and eco-modernizing of power engineering in Ukraine and in the world. *Visnyk VPI*, 5, 19–26 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.31649/1997-9266-2021-158-5-19-26>
 2. Da Costa, A.R., Patisson, F. (2013) Modelling a new, low CO₂ emissions, hydrogen steelmaking process. *J. of Cleaner Production*, 46, 27–35. DOI: <https://arxiv.org/ftp/arxiv/papers/1402/1402.1715.pdf>
 3. Spreitzer, D., Schenk, J. (2019) Reduction of iron oxides with hydrogen — A review. *Steel Research Inter.*, 90(10), 1900108. DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.201900108>
 4. Zuo, Hb., Wang, C., Dong, Jj. et al. (2015) Reduction kinetics of iron oxide pellets with H₂ and CO mixtures. *Inter. J. of Minerals, Metallurgy and Materials*, 22(7), 688–696. DOI: 10.1007/s12613-015-1123-x. <https://www.researchgate.net/publication/282499310>
 5. Donghui Liu, Xiaozhe Wang, Jianliang Zhang et al. (2017) Study on the controlling steps and reduction kinetics of iron oxide briquettes with CO–H₂ mixtures. *Metall. Res. Technol.*, 114(6), 611. DOI: <https://doi.org/10.1051/metal/2017072>. <https://www.researchgate.net/publication/320229625>
 6. Heidari, A., Niknahad, N., Iljana, M., Fabritius, T. (2021) A review on the kinetics of iron ore reduction by hydrogen. *Materials*, 14(24), 7540. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma14247540>
 7. Patisson, F., Mirgaux, O., Birat, J.-P. (2021) Hydrogen steel-making. Pt 1: Physical chemistry and process metallurgy. *Matériaux & Techniques*, 109(3–4), 303–313. DOI: <https://doi.org/10.1051/mattech/2021025>
 8. Isnaldi, R. Souza Filho, Hauke Springer, Yan Ma et al. (2022) Green steel at its crossroads: Hybrid hydrogen-based reduction of iron ores. DOI: <https://arxiv.org/ftp/arxiv/papers/2201/2201.13356.pdf>
 9. Zabarilo, O.S., Slyshankova, V.A., Lakomsky, V.I. (1968) Behavior of oxygen in metal of melted billet at plasma-hydrogen deoxidizing. *Spets. Elektrometallurgiya*, 1, 128–134 [in Russian].
 10. Zabarilo, O.S., Lakomsky, V.I. (1968) Hydrogen deoxidizing in plasma-arc remelting of permalloy 50H. *Spets. Elektrometallurgiya*, 2, 61–69 [in Russian].
 11. Zabarilo, O.S., Lakomsky, V.I. (1968) Behavior of hydrogen in plasma-arc remelting of 50H alloy and armco iron. *Spets. Elektrometallurgiya*, 4, 78–85 [in Russian].
 12. Zabarilo, O.S. (1960) *Plasma-hydrogen deoxidizing of iron, nickel and their alloys*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Kyiv, PWI [in Russian].
 13. Shapovalov, V.O., Mogylatenko, V.G., Biktagirov, F.K., Kozin, R.V. (2023) Analysis of direct reduction of iron by hydrogen. In: *Proc. of 15th Int. Sci.-Techn. Conf. on New Materials and Technologies in Machine-Building-2023 (Kyiv, April 27–28, 2023)*, 33–40. DOI: https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2023/06/conferenziya_2023.pdf
 14. Mogylatenko, V.G., Shapovalov, V.O., Biktagirov, F.K., Kozin, R.V. (2023) Thermal decomposition of hematite pellets during plasma-arc smelting in argon atmosphere. In: *Proc. of 15th Int. Sci.-Techn. Conf. on New Materials and Technologies in Machine-Building-2023 (Kyiv, April 27–28, 2023)*, 23–29. DOI: https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2023/06/conferenziya_2023.pdf
 15. Lakomsky, V.I. (1974) *Plasma-arc remelting*. Kyiv, Tekhnika [in Russian].
 16. Naseri Seftjani, M., Schenk, J. (2018) Reaction kinetics of molten iron oxides reduction using hydrogen. *La Metallurgia Italiana*, 7–8, 5–14 <https://www.researchgate.net/publication/327594827>
 17. Grigorenko, G.M., Pomarin, Yu.M. (1989) *Hydrogen and nitrogen in metals during plasma melting*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
 18. Paton, B.E., Grigorenko, G.M., Sheiko, I.V. et al. (2013) *Plasma technologies and equipment in metallurgy and foundry*. Kyiv, Naukova Dumka [in Ukrainian].

THERMAL DECOMPOSITION OF HEMATITE PELLETS AT HEATING BY ARGON PLASMA

V.O. Shapovalov¹, V.G. Mogylatenko^{1,2}, M.V. Karpets², R.V. Kozin¹¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: shapovalov@paton.kiev.ua²National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute».37 Pobedy Prosp., 03056, Kyiv, Ukraine. E-mail: vmogilatenko@gmail.com

Global warming raised the issue of reducing greenhouse gas emissions in any industrial processes, including metallurgy. Solution of this problem in the metallurgical field is associated with direct reduction of iron ore with hydrogen and application of highly concentrated energy sources for heating, in particular plasma. At high temperatures, oxides can decompose in the liquid oxide melt even before hydrogen is used for reduction. It enables producing the wustite melt by oxygen content without hematite and magnetite. The conclusions reached were confirmed by thermodynamic calculations and results of studying the kinetics of decomposition of pellet oxides in plasma-arc melting in argon atmosphere. 18 Ref., 3 Tabl., 5 Fig.

Keywords: iron oxides, thermal decomposition, dissociation thermodynamics, decomposition kinetics, plasma-arc melting, wustite melt

Надійшла до редакції 21.06.2023

УСТАНОВКА НОВОГО ПОКОЛІННЯ ДЛЯ ПЛАЗМОВО-ДУГОВОГО НАНЕСЕННЯ ПОКРИТТІВ І РОЗПИЛЕННЯ СТРУМОПРОВІДНИХ ДРОТОВИХ МАТЕРІАЛІВ

В.М. Коржик, Д.В. Строгонов, О.М. Бурлаченко, О.В. Ганущак, О.М. Войтенко

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

Представлено плазмово-дугову установку промислового типу загальною потужністю до 50 кВт для нанесення функціональних покриттів на деталі відповідального призначення та сферодизації дротових матеріалів. Особливістю установки є використання системи водяного охолодження внутрішніх деталей плазмотрона, зміненої конструкції соплової і катодної частин та зменшення загальних габаритів плазмотрона, що забезпечує більш високу продуктивність процесу, розширення галузей його застосування, підвищення механічних та технологічних характеристик отримуваних гранул і покриттів та ін. Представлена мікроструктура та результати досліджень гранулометричного складу дисперсної фази, які свідчать про формування щільних покриттів з пористістю менше 1 %, що утворюються з гранул сферичної форми переважно у вузькому гранулометричному діапазоні 20...100 мкм. Бібліогр. 17, табл. 1, рис. 9.

Ключові слова: плазмово-дугове розпилення, струмопровідний дріт, нанесення покриттів, сферодизація, гранулометричний склад, міцність зчеплення, щільність, сферичність

Вступ. Перші роботи з дослідження процесу плазмово-дугового напилення були виконані в 60-х роках минулого століття. Поштовхом до цього став бурхливий розвиток авіаційно-ракетної техніки, що вимагало створення нових ефективних способів нанесення тугоплавких покриттів на важконавантажені деталі авіаційних і ракетних ГТД (газотурбінні двигуни) та РРД (рідинні ракетні двигуни). У 1961 р. у США був запатентований спосіб плазмового-дугового напилення з використанням струмопровідного дроту-аноду [1]. Розвиток цього способу був обумовлений в першу чергу рядом проблем, що виникають при напиленні порошковими матеріалами плазмотронами непрямої дії, зокрема низькою ерозійною стійкістю мідних сопел в зоні анодної плями, невисокими значеннями ККД (коефіцієнт корисної дії) нагрівання порошку в плазмовому струмені, КВМ (коефіцієнт використання матеріалу) на рівні 20...60 % та ін. [2, 3]. У СРСР цей спосіб також знайшов широке розповсюдження. Наприклад, у роботах [4–7] автори за допомогою даної технології на установці ІМЕТ-108 (ІМЕТ РАН ім. Байкова) наносили покриття (рис. 1, а) та отримували сферичні порошки із тугоплавких дротових матеріалів на основі вольфраму, молібдену, ніобію та ін. Слід зауважити, що даний спосіб забезпечував високу продуктивність, яка при потужності 20...25 кВт складала 10...12 кг/год за вольфрамовим дротом, проте значними недоліками зазначеного процесу були

широкий гранулометричний склад розпилюваних частинок в інтервалі значень 40...1000 мкм та значна ступінь їх окиснення внаслідок малої протяжності аргонового струменя, що обумовлювало низьку щільність нанесених покриттів (пористість 4...10 %), міцність зчеплення 25...35 МПа та ін.

Подальшим розвитком даного способу була розробка та виготовлення серійних установок УН-126 і КТ-088 (ІЕЗ ім. Є.О. Патона, Україна) [8, 9] та PLAZER 30-PL-W (ТОВ «Науково-виробничий Центр «ПЛАЗЕР», Україна) [10], де усування зазначених недоліків здійснювалось за рахунок використання супутнього газового струменя (рис. 1, б). Супутній потік газу коаксіально направлений до плазмового формує конфігурацію останнього, сприяє його обтисканню і тим самим зменшує кут розкриття факелу з розпилюваних частинок, збільшує швидкість витікання та динамічний напір плазмового струменя, що у свою чергу створює умови для отримання оптимального гранулометричного і хімічного складів дисперсної фази [11]. Це призводить до зменшення пористості покриттів до 1...4 %, підвищення міцності зчеплення покриттів до 40...60 МПа та ін. За кордоном дана технологія набула свого найбільшого розвитку на початку 2000-х рр. та стала відома як процес РТВА (Plasma Transferred Wire Arc). Технологія РТВА була запатентована в 2009 р. і використовується переважно при відновленні та підвищенні зносостійкості внутрішніх

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>, О.В. Ганущак — <https://orcid.org/0000-0003-4392-6682>,
О.М. Войтенко — <https://orcid.org/0000-0003-4946-6517>

© В.М. Коржик, Д.В. Строгонов, О.М. Бурлаченко, О.В. Ганущак, О.М. Войтенко, 2023

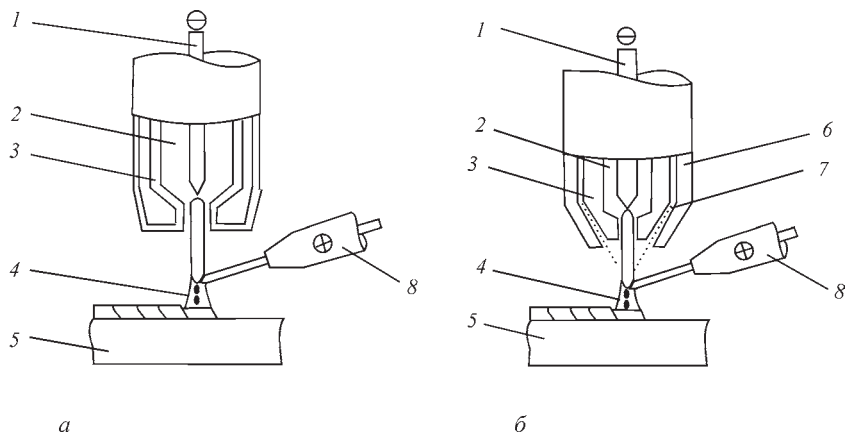


Рис. 1. Основні різновиди процесу плазмово-дугового напилення струмопровідних дрових матеріалів з (а) і без (б) використання супутнього потоку газу відповідно: 1 — неплавкий вольфрамовий катод; 2 — ввід плазموутворюючого газу; 3 — плазموутворююче сопло; 4 — факел з розпилюваних частинок; 5 — виріб; 6 — обтискаюче сопло; 7 — струмінь супутнього газу; 8 — плавкий дріт-анод

поверхонь (> 50 мм) таких елементів двигунів як блоки циліндрів для концернів «Ford», «Nissan», «Volkswagen» та ін. Основна маса робіт з розробки такого обладнання виконана в США (Flame Spray Industries), Німеччині (GTV) та Швейцарії (Oerlikon). Цей спосіб відрізняється високими властивостями міцності напиленого покриття (до 80 МПа), низькою пористістю (1...2 %), продуктивністю (на рівні 10 кг/год) та ін. [12].

Окрім сфери нанесення покриттів ця технологія отримала значний поштовх з розвитком адитивних технологій друку тривимірних виробів і починає широко застосовуватися для отримання високоякісних сферичних гранул, які отримують в процесі розпилення дрових матеріалів PAT (Plasma Atomization Technology) [13]. На сьогодні відоме обладнання [14, 15], яке дозволяє отримувати гранули з коефіцієнтом сферичності більше 0,8 та виходом фракції 20...100 мкм більше 50 мас. %.

Проте слід зауважити, що наразі спосіб плазмово-дугового напилення й розпилення має ряд суттєвих обмежень по продуктивності, яка в загальному випадку складає не більше 12 кг/год і не дає змогу застосувати компактні дроти діаметром більше 2,0 мм, а у випадку розпилювання порошкових дрових діаметром більше 1,6 мм з тугоплавкими неелектропровідними компонентами (WC, V₄C та ін.) — забезпечити процеси металургійної взаємодії оболонки та серцевини порошкового дроту, внаслідок чого утворюються гранули з високим ступенем гетерогенності за хімічним і фазовим складом. Це обумовлено обмеженою потужністю плазмово-дугового обладнання, яка для всіх моделей обладнання не перевищує 30 кВт (300 А і 100 В) внаслідок використання системи газового охолодження.

Тому подальший розвиток даної технології плазмово-дугового напилення та розпилення

може полягати у проектуванні нових конструкцій плазмотронів з водяним охолодженням і оптимізованою геометрією соплової частини та зменшеними габаритами, що дасть змогу підвищити струмове навантаження з 300 до 500 А, збільшити продуктивність процесу, підвищити швидкісні характеристики плазмового струменя, інтенсифікувати процеси диспергування дроту і процеси металургійної взаємодії при плавленні компонентів порошкових дрових та ін.

Розробка плазмотрона підвищеної потужності для плазмово-дугового розпилення і нанесення покриттів із струмопровідних дрових. Опираючись на результати попередніх розробок і накопичений досвід експлуатації серійних варіантів плазмотронів для плазмово-дугового напилення, була поставлена мета створення плазмотрона марки PLAZER 50-W підвищеної потужності (до 50 кВт) та розширеними технологічними можливостями (як для отримання сферичних гранул, так і для нанесення покриттів на зовнішні і внутрішні поверхні діаметром ≥ 70 мм).

Оптимізація конструкції плазмотрона полягала у наступному: збільшенні струмового навантаження за рахунок проектування системи водяного охолодження соплової частини, катодного й анодного вузлів. Це дозволило використовувати значення струму на рівні 400...500 А у порівнянні з серійним плазмотроном PLAZER 30-W установки PLAZER 30-PL-W [10], де за рахунок використання повітряного охолодження цей показник не може перевищувати 300 А. Також конструкція з водяним охолодженням дозволяє використовувати у якості плазموутворюючого газу гелій або суміші на його основі, що у свою чергу інтенсифікує процеси нагріву, плавлення, диспергування і сферодизації струмопровідних компактних і порошкових дрових;

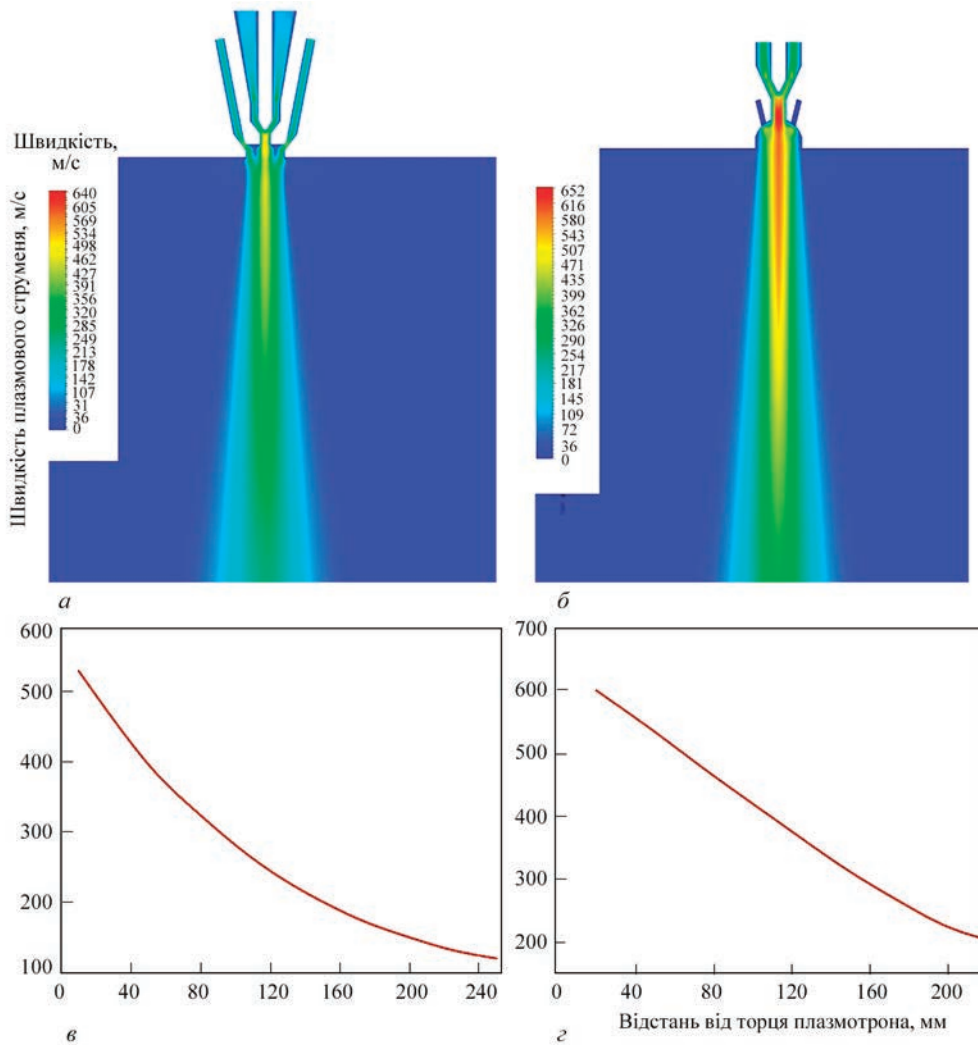


Рис. 2. Візуалізація процесу моделювання швидкісних характеристик плазмового струменя (а, б) і його характеристик (в, г): а, в — серийний плазмотрон PLAZER 30-W; б, г — розроблений плазмотрон PLAZER 50-W

оптимізації геометрії газорозрядної камери за рахунок зміни співвідношень довжини соплового каналу (l) до його діаметра (d) з 1,0 до 1,4, на 15 % збільшується максимальна швидкість витікання плазмового струменя з 520 до 600 м/с згідно розрахункам у CFD (Computational Fluid Dynamics) програмному продукті (рис. 2) та побудови сферичної ділянки, що розширюється на виході з сопла (по типу сопла Лавалю [16]), і забезпечує отримання більш рівномірної температури і електричної щільності плазми та протяжність плазмового струменя, що у свою чергу інтенсифікує процеси сферодизації та забезпечує більше прискорення частинок. Також була розроблена вдосконалена система обдуву плазмового струменя супутнім потоком газу у зоні формування конусу розпилення, яка забезпечує ламінарне витікання потоку супутнього газу (у порівнянні з прототипом, де потік супутнього газу витікає через кільцевий зазор з переважно турбулентним характером руху). Це забезпечує збільшення протяжності ви-

сокошвидкісної, високотемпературної зони плазмового струменя, зменшення кута розкриття конусу розпилення та отримання оптимального складу дисперсної фази.

Зовнішній вигляд, конструкція нового плазмотрона PLAZER 50-W (рис. 3) та його характеристики наведено нижче.

Технічні характеристики серийного PLAZER 30-W та розробленого PLAZER 50-W плазмотронів

	PLAZER 30-W	PLAZER 50-W
Максимальний струм, А	300	500
Максимальна напруга, В	80	120
Витрата супутнього газу, м ³ /год	30–60	15–30
Витрата плазмоутворюючого газу, м ³ /год	13	13
Тип плазмоутворюючого газу	аргон	аргон, гелій та їх суміші
Діаметр сопла, мм	3	3
Габарити Д×Ш×В, мм	90×70×175	250×60×50
Вага, кг	1,5	1,5
Тип охолодження	повітряне	водяне

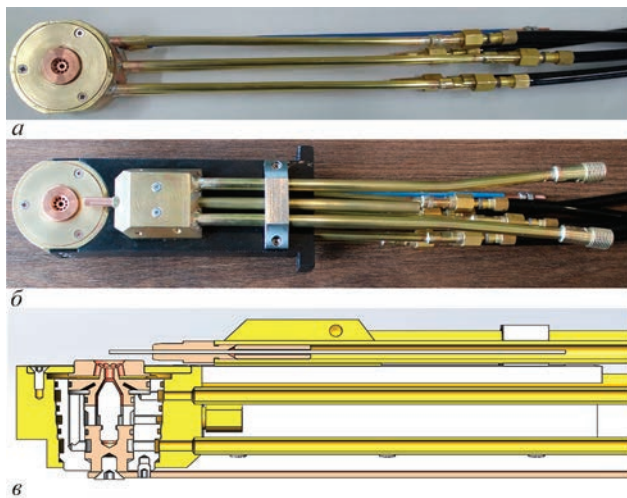


Рис. 3. Зовнішній вигляд і комп'ютерна 3D модель розробленого плазматрона PLAZER 50-W для плазмово-дугового напilenня: а — зовнішній вигляд; б — зовнішній вигляд у зборі з анодним вузлом та кріпленням до маніпулятора; в — 3D модель газорозрядної камери

Як видно із технічних характеристик, розроблений плазмотрон PLAZER 50-W має відмінності від плазматрону попередньої модифікації PLAZER 30-W і вони наступні: збільшено струмове навантаження з 300 до 500 А на внутрішні деталі плазматрону за рахунок заміни системи повітряного охолодження водяним; більш ефективно охолодження катодного і соплового вузлів плазматрону, що дозволяє використовувати у якості плазмоутворюючого газу гелій та суміші на його основі, які значно підвищують потужність плазмової дуги (за рахунок збільшення напруги з 80 до 120 В) та збільшують ефективність нагріву плавкого дроту-анода; збільшено швидкість витікання плазмового струменя та довжину зони аргонової плазми при обтисканні плазмового струменя супутнім газом, оптимальний ефект від цього проявляється при менших його витратах (до 30 м³/год).

Необхідно відмітити, що завдяки невеликим габаритам (висотному розміру) плазматрону є можливість застосовувати його для напilenня внутрішніх поверхонь діаметром більше 70 мм і для сферодизації струмопровідних дротів у камерах розпилення (у т. ч. малогабаритних).

Дослідження гранулометричного складу і мікроструктури покриттів, отриманих на розробленому плазматроні. Було виконано порівняльні дослідження гранулометричного складу продуктів розпилення (сферичних гранул) при на-

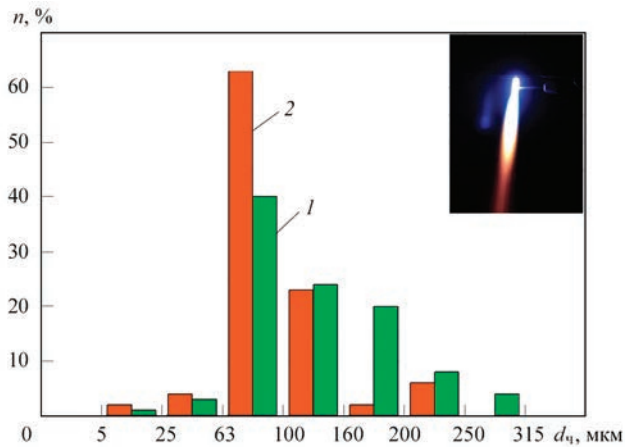


Рис. 4. Розподіл гранулометричного складу гранул, отриманих за допомогою розробленого плазматрону PLAZER 50-W (1) та плазматрону попередньої модифікації PLAZER 30-W (2)

ступних технологічних параметрах плазматрону попередньої модифікації і розробленого (таблиця).

Аналіз гранулометричного складу продуктів розпилення (рис. 4) показав, що при розпиленні на серійному плазматроні PLAZER 30-W основною фракцією порошку (90 % від загальної маси) є фракція 63...250 мкм, а для плазматрону PLAZER 50-W — 63...160 мкм при відсутності фракції 250...315 мкм, а доля фракції 160...200 мкм не перевищує 2 мас. % (для серійного плазматрону цей показник складає 20 %).

Відповідно до отриманих даних розподілу гранулометричного складу гранул, отриманих при використанні серійного PLAZER 30-W та розробленого плазматрону PLAZER 50-W (рис. 4), було розраховано середній діаметр розпилюваних частинок. Ці розрахунки показали, що розроблена конструкція газорозрядної камери плазматрону сприяє зменшенню цього показника з 134 до 99 мкм, що у свою чергу повинно сприяти отриманню більш однорідної, дрібнодисперсної ламелярної структури покриття.

На цих параметрах режиму було напилено покриття з струмопровідного компактного дроту з нержавіючої сталі марки AISI 304 ($d = 1,6$ мм). На рис. 5 наведено порівняння мікроструктури покриттів, напилених на серійному і розробленому плазматронах при однакових режимах розпилення.

Аналіз мікроструктури покриття, напиленого на розробленому плазматроні, показав, що у цьому випадку покриття є більш однорідним, з пористістю близькою до 1 %. У структурі покриття майже від-

Параметри режиму плазмово-дугового напilenня струмопровідного дроту AISI 304 діаметром 1,6 мм

Марка плазматрону	Струм, А	Напруга дуги, В	Витрата аргону, л/хв	Витрата повітря, м ³ /год	Відстань катод-анод, мм	Швидкість подачі дроту, м/хв
PLAZER 30-W	235	80	50	48	10	10,0
PLAZER 50-W	→—	85	→—	30	→—	10,5

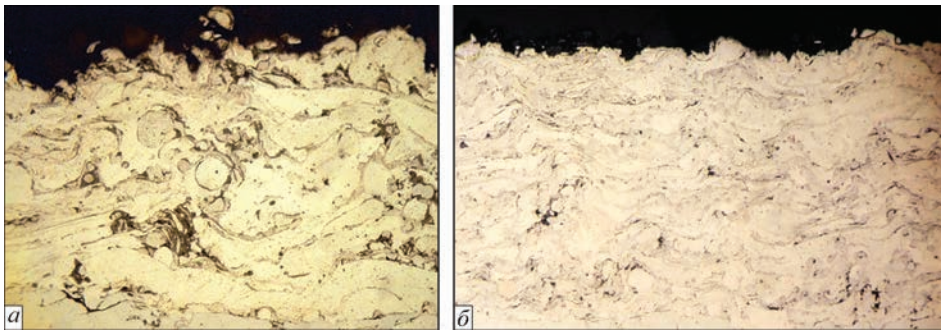


Рис. 5. Мікроструктура покриття із нержавіючого дроту AISI 30, напilenого на серийному плазмотроні PLAZER 30-W (а) і на розробленому PLAZER 50-W (б)

сутні округлі сферичні нерозплавлені частинки, товщина ламелей зменшилась з 25 до 15 мкм.

Дослідження форми частинок дисперсної фази показало, що загалом гранули мають правильну сферичну форму (рис. 6), коефіцієнт сферичності ($S_{\text{сф}}$) складає 0,75...0,85. При цьому доля гранул неправильної форми не перевищує ~ 2 мас. %. Проте, слід відмітити, що розпилення дроту і формування струменя з перегрітих частинок та їх подальше твердіння здійснювалось на повітрі та воді, де мають місце процеси інтенсивної хімічної взаємодії матеріалу дроту з киснем, азотом і воднем, що може спричинити погіршення параметрів сферичності порошку. В роботі [17] відмічається, що плазово-дугове розпилення дроту у камерах з інертною атмосферою дозволяє отримувати порошок, коефіцієнт сферичності якого може досягати майже 0,90. Тому підвищення параметрів сферичності частинок можна досягти за рахунок створення інертної атмосфери у середовищі, де відбуваються процеси розпилення, диспергування та твердіння порошків.

Аналізуючи перелічене вище, процес плазово-дугового розпилення дровових матеріалів з використанням плазмотрона PLAZER 50-W можна розглядати як промисловий процес для отримання сферичних гранул з виходом фракції 20...100 мкм до 90 мас. %, що задовольняє вимогам до гранулометричного складу і коефіцієнта сферичності для таких процесів 3D друку як SLM (Selective Laser Melting), SLS (Selective Laser Sintering), DMLS (Direct Metal Laser Sintering) та ін. В цілому, в даному інтервалі гранулометричного складу практично всі отримані фракції можуть бути використані як матеріали для найбільш розповсюджених технологій 3D друку, так і для гранульної металургії. Фракція 20...80 мкм складає 48 % від загальної маси порошку (SLM); 45...106 мкм — 64 % (SLS); 45...160 мкм — 85 % (DMLS); 106...160 мкм — 22 % (гаряче ізостатичне пресування (ГІП) або HIP (Hot Isostatic Pressing)).

Отримані результати були апробовані при напilenні внутрішньої циліндричної поверхні ($d_{\text{вн}} = 95$ мм) струмопровідним компактним дротом марки AISI 304 діаметром 1,6 мм (рис. 7).

Розробка установки нового покоління для плазово-дугового розпилення струмопровідних дротів. Використання розробленого плазмотрона підвищеної потужності, який забезпечує більш широкі технологічні можливості процесу плазово-дугового розпилення струмопровідних дротів (сферодизація дротів отримання сферичних дрібнодисперсних гранул, нанесення покриттів не тільки на зовнішні, а і на внутрішні поверхні діаметром ≥ 70 мм тощо), потребує інтелектуалізації процесів керування і контролю великою кількістю параметрів у режимі реального часу, в тому числі підвищення ступеня автоматизації технологічного процесу плазово-дугового розпилення. Для цього було створено спеціалізовану систему керування установкою, яка включає у себе вимірювальну, пускорегулюючу і сигнальну апаратуру, використання сенсорної панелі, програмованого логічного контролера (ПЛК) і розробки відповідного програмного забезпечення.

Програмне забезпечення містить у собі всі функції керування, настроювання, індикації й аварійної сигналізації режимів роботи установки. ПЛК виконує роль виконавчого обчислювального

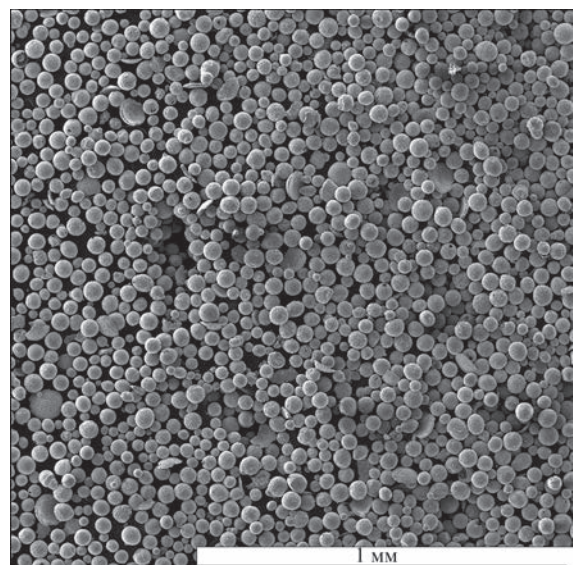


Рис. 6. Морфологія гранул із нержавіючої сталі AISI 304 фракції 20...100 мкм, отриманих при плазово-дуговому розпиленні дроту діаметром 1,6 мм

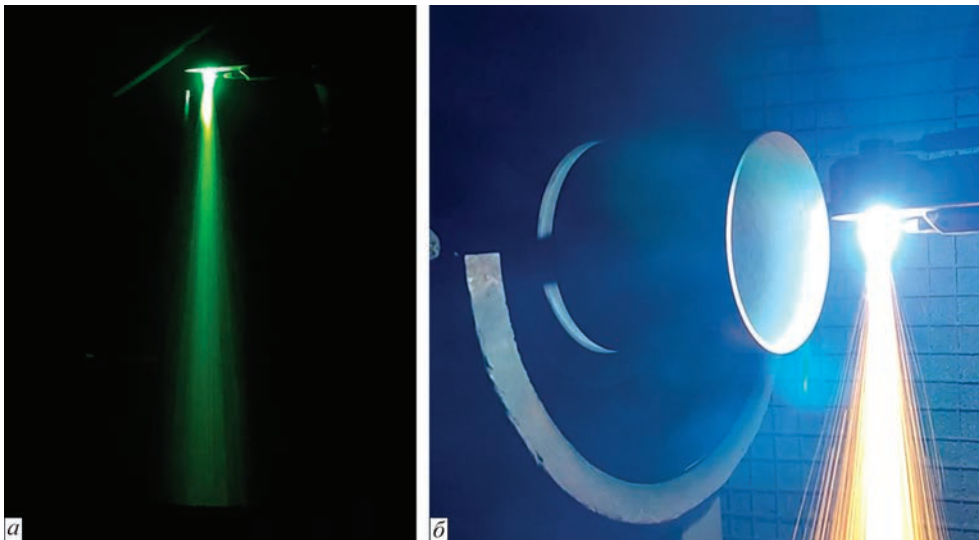


Рис. 7. Зовнішній вигляд двофазного запиленого струменя (а) і процесу напилення (б) внутрішньої циліндричної поверхні ($d_{\text{вн}} = 95$ мм) струмопровідним компактним дротом AISI 304

пристрою, який на основі отриманих даних від системи моніторингу відпрацьовує коригування параметрів процесу розпилення та коригує алгоритм роботи обладнання, змінюючи струм, витрати газів, швидкість подачі дроту тощо.

Вікна інтерфейсу головної системи управління (мобільного пульта управління) наведено на рис. 8, в. Вони поділяються на 5 основних вікон.

Вікно автоматичного керування (Auto mode). Тут оператор задає мінімум основних технологічних параметрів, режим управління (зовнішній пуск/стоп або локальний) і може запускати роботу обладнання. За управління циклом технологічного процесу повністю відповідає автоматизоване програмне забезпечення, яке відпрацьовує процес відповідно до заздалегідь прописаних алгоритмів циклограми. Зліва також наведено індикацію та виведення основних показників системи вимірювання сигналів (струму, напруги, витрати та тиску газів, температури контурів, цифрового стану датчиків, клапанів тощо).

Вікно ручного керування (Hand mode). Тут є можливість гнучкого керування за допомогою прямого впливу оператора на кожен вузол обладнання під контролем самого оператора. Ручне керування рекомендується проводити лише кваліфікованим фахівцям.

Вікно завдання налаштувань обладнання (Options). Тут є можливість задавати гнучкі налаштування обладнання, такі як межі сигналів, за якими спрацьовує система стеження за аварійними ситуаціями, також стартові, кінцеві та перехідні значення технологічних параметрів, тимчасові затримки, час реагування та спрацьовування при аварійних відключеннях та інші тонкі технологічні налаштування.

Вікно аварійних повідомлень (Alarms). Це вікно служить для виведення повідомлень у разі виникнення аварійних ситуацій, які на основі останньої вимірної інформації дають зрозуміти оператору причину виникнення аварійної зупинки (це може бути недостатня витрата газів, тиску газів, занадто більший або маленький струм/напруга, перегрів

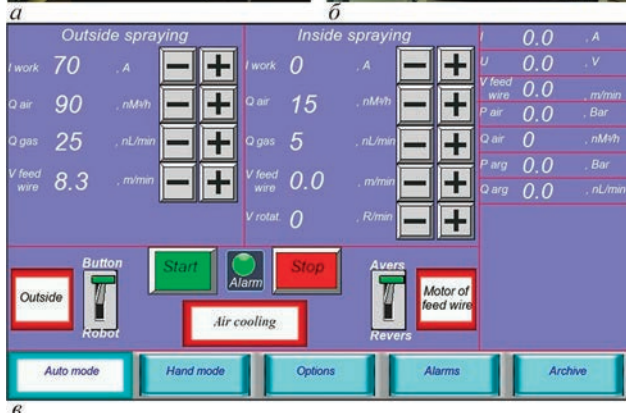
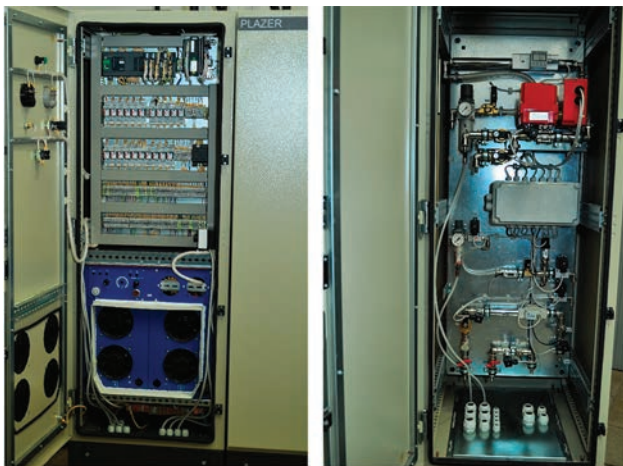


Рис. 8. Зовнішній вигляд розробленої шафи керування процесом плазмово-дугового напилення струмопровідних дротів: а, б — електрична частина та блок газової підготовки відповідно; в — інтерфейс панелі введення технологічних параметрів процесу

обладнання тощо). У разі усунення причини аварії можна заново запустити технологічний процес.

Вікно архіву даних (Archive). У цьому вікні відбуватиметься автоматичний запис та зберігання показань датчиків обладнання. Всі параметри пишуться на флеш-карту і мають можливість бути експортованими на персональний комп'ютер для зберігання та аналізу даних.

Також відмінною особливістю зазначеного обладнання є покращений ергономічний дизайн і інтерфейс керування установкою, адаптований під процеси плазово-дугового напилення зовнішніх і внутрішніх поверхонь та сферодизації дротів (рис. 8, в). Розроблена пневмо-гидравлічна схема (рис. 8, б) у поєднанні з модернізованою конструкцією плазмотрона дозволяє використовувати гелій та суміші на його основі у якості плазмотворюючого газу. Передбачена можливість подачі горючих газів в супутній газовий струмінь з метою зменшення ступеня окиснення частинок для певного ряду матеріалів (за рахунок створення відновлюваної атмосфери). Для підвищення продуктивності процесу з метою збільшення його енергоефективності (при використанні більших (2...3 мм) діаметрів дротів) були проведені роботи по збільшенню струмового навантаження на зазначеному обладнанні. З цією метою було модернізовано вузол охолодження тиристорів (підібрані та встановлені більш потужні вентилятори), що дозволяє підвищити діапазон регулювання струмом з 380 до 500 А.

Виробництво описаної установки нового покоління (рис. 9) організовано в ТОВ «Науково-технічний Центр «ПЛАЗЕР» (Україна) під маркою «PLAZER 50-PL-W». Вказане обладнання поставлено на експорт, в тому числі в Китай на підприємство «Zibo KNC Petroleum Equipment Co., Ltd», і використовується для нанесення захисних покриттів на відповідальні деталі нафтовидобувного обладнання та на труби поверхонь нагріву сміттєспалювальних заводів із застосуванням в якості матеріалів для напилення компактних і порошкових дровів діаметрами 1,6...2,4 мм (у т. ч. із сердечником з тугоплавких неелектропровідних матеріалів).

**Технічні характеристики
установки PLAZER 50-PL-W**

Споживана потужність, кВт	не більше 50
Напруга живильної мережі трифазного змінного струму частотою 50 Гц, В	380 ⁺¹⁹ ₋₃₈
Напруга холостого ходу, В	160
Діапазон регулювання робочого струму, А	100...500
Діапазон регулювання робочої напруги, В	30...100
Найбільша тривалість включення, %	100
Витрати повітря при тиску 0,6 МПа, нм ³ /год	15...60
Витрати аргону або гелію при тиску 0,1 МПа, нм ³ /год	1...3
Швидкість подачі дроту, м/хв	2...15
Охолодження плазмотрона	водяне
Ресурс сопла й катоду плазмотрона, год	

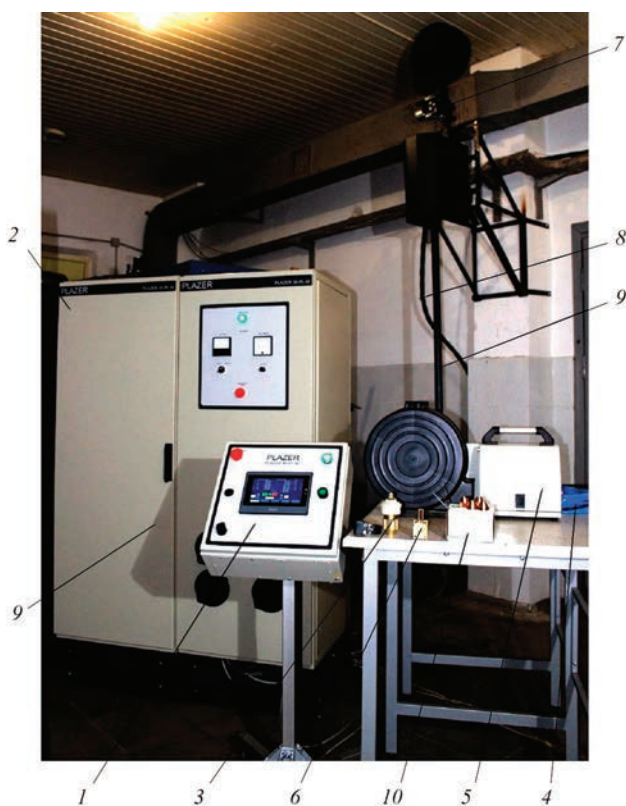


Рис. 9. Основні вузли установки для нанесення покриттів плазово-дуговим напиленням струмопровідних дровів: 1 — система керування з програмованим контролером та сенсорною панеллю; 2 — спеціалізоване інверторне джерело електроживлення; 3 — блок плазмотрона для напилення на зовнішні поверхні з повітряним охолодженням; 4 — кабель-шланговий пакет плазмотрона для напилення на зовнішні поверхні; 5 — система подачі дроту для напилення на зовнішні поверхні; 6 — головка для напилення на зовнішні і внутрішні поверхні з водяним охолодженням; 7 — система подачі дроту для напилення на внутрішні поверхні; 8 — кабель-шланговий пакет плазмотрона для напилення на внутрішні поверхні; 9 — комплект запасних частин

(машинного часу)	не менше 100
Тиск води для охолодження, МПа	0,3...0,5
Витрата води на охолодження, нм ³ /год	0,4...0,6
Діаметр застосовуваних дровових матеріалів, мм	1,0...2,4
Тип керування	автоматизоване
Тип контролеру	ПЛК

Висновки

1. Розроблено установку нового покоління для плазово-дугового нанесення покриттів і розпилення струмопровідних дровових матеріалів, особливістю якої є використання плазмотрона із підвищеними струмовим навантаженням та ефективністю нагріву плавкого дроту, покращеними масо-габаритними характеристиками та інтелектуальною системою автоматичного управління і контролю розширеною кількістю технологічних параметрів у режимі реального часу. На підприємстві ТОВ «Науково-технічний Центр «ПЛАЗЕР»

(Україна) організовано її серійне виробництво під маркою PLAZER 50-PL-W.

2. Розроблена установка в порівнянні із попередніми аналогами дозволяє: підвищити продуктивність процесу розпилення з 12 до 16...18 кг/год; використовувати для напилення як компактні, так і порошкові дроти діаметром до 2,4 мм (у т. ч. із сердечником з тугоплавких неелектропровідних матеріалів; отримувати високоякісні покриття з пористістю менше 1 %; отримувати сферодизовані гранули з основною дрібнодисперсною фракцією 20...160 мкм.

3. До основного переліку деталей, на які наносяться захисні покриття за допомогою розробленої установки, відносяться плунжера, штоки, поршні різних насосів, ротори, вали турбін, штанги бурових свердловин, деталі гідравлічного та енергетичного обладнання, вали і інші деталі суднових дизелів та іншого суднового обладнання, деталі хімічного обладнання, великогабаритні складу залізничної техніки (осі, колінчасті вали, шатуни і гільзи дизелів локомотивів) та багато іншого.

4. Зменшення габаритів плазмотрона із одночасним підвищенням ефективності нагріву розпилюваного дроту в розробленій установці сприяє розширенню галузей його застосування, а саме дозволяє його використовувати як для напилення зовнішніх і внутрішніх поверхонь діаметром більше 70 мм (блоків циліндрів, внутрішніх поверхонь труб та ін.), так і для плазмово-дугової сферодизації дротів у камерах розпилення (у т.ч. малогабаритних) для отримання сферичних гранул дрібнодисперсних фракцій з коефіцієнтом сферичності 0,75...0,85, що відповідають вимогам до матеріалів для таких методів 3D друку як SLM, SLS, EBM, DMLS та гранульної металургії (HIP).

Список літератури

1. Yenni D., McGill W., Lyle J. (1961) *Electric arc spraying*. United States, Pat. 2982845.
2. Кудинів В.В. (1962) Нанесение тугоплавких покрытий дуговой плазмой. *Технология машиностроения*, **21**, 41–45.
3. Кудинів В.В. (1966) Нагрев токоведущей проволоки сжатой дугой. *Сварочное производство*, **4**, 11–13.
4. Краснов А.Н. (1965) Плазменное распыление вольфрама. *Порошковая металлургия*, **3**, 1–5.
5. Краснов А.Н. (1965) Плазменное распыление молибдена. *Порошковая металлургия*, **1**, 1–5.
6. Бобров Г.В., Привезенцев В.И., Умнова Л.В. (1965) Образование частиц при плавлении проволоки в плазменном потоке. *Порошковая металлургия*, **1**, 79–86.
7. Петруничев В.А., Титков В.В. (1977) К механизму плазменного распыления проволоки. *Физика и химия обработки материалов*, **1**, 14–16.
8. Зеленин В.И., Кавуненко П.М., Тисенков В.В. и др. (2009) Применение плазменно-дуговой металлизации для восстановления колесных пар грузовых вагонов. *Автоматическая сварка*, **12**, 36–40.
9. Зеленин В.И., Кавуненко П.М., Теплюк В.М. и др. (2009) Усовершенствованная технология восстановления шек

- осей колесных пар тележек грузовых вагонов. *Сварщик*, **12**, 8–9.
10. Коржик В.Н., Короб М.Ф. (2012) Механизированная линия PLAZER 30PL-W для плазменно-дугового проволочного напиления покрытий на крупногабаритные детали типа «вал». *Сварщик*, **4**, 13–15.
11. Коржик В.М., Хаскін В.Ю., Харламов М.Ю. та ін. (2022) Вплив супутнього обтискаючого потоку на структуру і властивості покриття при плазмово-дуговому напилюванні плавким струмопровідним дротом-анодом. *Автоматичне зварювання*, **2**, 1–8.
12. Bobzin K., Cook D., Kowalsky K. et al. (2007) Thermal spraying of cylinder bores with the PTWA internal coating system. *Proc. of the ASME Inter. Engine Combustion Engine Division Fall 2007 Technical Conf. ICEF07*, 1–8.
13. 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>
14. Коржик В.М., Строгонов Д.В., Бурлаченко О.М. та ін. (2023) Ефективність процесу плазмово-дугової сферодизації струмопровідного титанового дроту. *Сучасна електрометалургія*, **1**, 1–9.
15. Kaplan M.A., Gorbenko A.D., Ivannikov A.Y. et al. (2022) Preparation and investigation of spherical powder made from corrosion-resistant 316L steel with the addition of 0.2 % and 0.5 % Ag. *Materials*, **7887(15)**, 13. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma15227887>
16. Cao M., Gitzhofer F., Gravelle D.V. et al. (1997) A torch nozzle design to improve plasma spraying techniques. *plasma sources science and technology. IOP Publ.*, **8**. DOI: <https://doi.org/10.1088/0963-0252/6/1/006>
17. Kalayda T.A., Kirsankin A.A., Ivannikov A.Y. et al. (2021) The plasma atomization process for the TiAlV powder production. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **1942**, 012046. DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1942/1/012046>

References

1. Yenni, D., McGill, W., Lyle, J. (1961) *Electric arc spraying*. United States, Pat. 2982845.
2. Kudinov, V.V. (1962) Deposition of refractory coatings by arc plasma. *Tekhnologiya Mashinostroeniya*, **21**, 41–45 [in Russian].
3. Kudinov, V.V. (1966) Heating of current-conducting wire by constricted arc. *Svarochn. Proizvodstvo*, **4**, 11–13 [in Russian].
4. Krasnov, A.N. (1965) Plasma spraying of tungsten. *Poroshk. Metallurgiya*, **3**, 1–5 [in Russian].
5. Krasnov, A.N. (1965) Plasma spraying of molybdenum. *Poroshk. Metallurgiya*, **1**, 1–5 [in Russian].
6. Bobrov, G.V., Privezentsev, V.I., Umnova, L.V. (1965) Formation of particles in wire melting in plasma flow. *Poroshk. Metallurgiya*, **1**, 79–86 [in Russian].
7. Petrunichev, V.A., Titkov, V.V. (1977) To mechanism of plasma spraying of wire. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, **1**, 14–16 [in Russian].
8. Zelenin, V.I., Kavunenko, P.M., Tisenkov, V.V. et al. (2009) Application of plasma-arc metallisation for restoration of wheel pairs. *The Paton Welding J.*, **12**, 28–31.
9. Zelenin, V.I., Kavunenko, P.M., Teplyuk, V.M. et al. (2009) Improved technology for restoration of axle necks of wheel pairs of freight-car trucks. *Svarshchik*, **12**, 8–9 [in Russian].
10. Korzhik, V.N., Korob, M.F. (2012) Mechanized line PLAZER 30PL-W for plasma-arc wire spraying of coatings on large-sized parts of «shaft» type. *Svarshchik*, **4**, 13–15 [in Russian].
11. Korzhyk, V.M., Khaskin, V.Yu., Yao Yuhui, Demianov, O.I. 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>
12. Bobzin, K., Cook, D., Kowalsky, K. et al. (2007) Thermal spraying of cylinder bores with the PTWA internal coating system. In: *Proc. of the ASME Inter. Engine Combustion Engine Division Fall 2007 Technical Conf. ICEF07*, 1–8.
13. 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>
14. Korzhyk, V.M., Strogonov, D.V., Burlachenko, O.M. et al. (2023) Effectiveness of the process of plasma-arc spheroidization of current-conducting titanium wire. *Suchasna Elektrometal.*, 1, 33–42.
15. Kaplan, M.A., Gorbenko, A.D., Ivannikov, A.Y. et al. (2022) Preparation and investigation of spherical powder made from corrosion-resistant 316L steel with the addition of 0.2 % and 0.5 % Ag. *Materials*, 7887(15), 13. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma15227887>
16. Cao, M., Gitzhofer, F., Gravelle, D.V. et al. (1997) A torch nozzle design to improve plasma spraying techniques. In: *Plasma Sources Science and Technology. IOP Publ.*, 8. DOI: <https://doi.org/10.1088/0963-0252/6/1/006>
17. Kalayda, T.A., Kirsankin, A.A., Ivannikov, A.Y. et al. (2021) The plasma atomization process for the TiAlV powder production. *J. Phys.: Conf. Ser.*, 1942, 012046. DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1942/1/012046>

NEW GENERATION UNIT FOR PLASMA-ARC DEPOSITION OF COATINGS AND SPRAYING OF CURRENT-CONDUCTING WIRE MATERIALS

V.M. Korzhyk, D.V. Strogonov, O.M. Burlachenko, O.V. Ganushchak, O.M. Voitenko
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

A plasma-arc unit of industrial type of up to 50 kW total power for deposition of functional coatings on critical parts and spheroidization of wire materials is presented. A feature of the unit is application of a system of water cooling of plasmatron inner components, modified design of the nozzle and cathode parts and reduction of plasmatron overall dimensions, ensuring a higher productivity of the process, widening of its application areas, improvement of mechanical and technological characteristics of the produced granules and coatings, etc. Presented is the microstructure and results of studying the granulometric composition of the dispersed phase, which are indicative of producing dense coatings with less than 1 % porosity, which form from granules of a spherical shape predominantly in a narrow particle size range of 20...100 μm. 17 Ref., 1 Tabl., 9 Fig.

Keywords: plasma-arc spraying, current-conducting wire, coating deposition, spheroidization, particle size distribution, bond strength, density, sphericity

Надійшла до редакції 20.06.2023

ПЕРЕДПЛАТА 2024

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 6 випусків на рік. ISSN 0005-111X. Передплатний індекс 70031	–	–	900	1800
«Сучасна електрометалургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693	–	300	600	1200
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475	–	300	600	1200
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	600	1800	3600	7200

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.

** 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 агенцій «УКРПОШТА», «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.

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРИЧНИХ І ТЕПЛОВИХ ПРОЦЕСІВ В ГРАФІТОВАНИХ ГНОТОВИХ ЕЛЕКТРОДАХ ДЛЯ ДУГОВИХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНИХ ПЕЧЕЙ ПОСТІЙНОГО СТРУМУ

С.В. Римар, О.Г. Богаченко, І.О. Гончаров, І.О. Нейло, Г.В. Кузьменко, Р.С. Губатюк

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

Представлено результати математичного моделювання електричних і теплових процесів в графітованих гнотових (композитних) і монолітних електродах для сталеплавильних печей постійного струму. Розрахунки здійснено за допомогою розробленої математичної моделі на основі методу скінченних елементів при введенні ряду спрощень і припущень. Модель дозволяє визначити закономірності електричних і теплових процесів, що протікають в електродах. Досліджено розподіл густини струму, електричного потенціалу і температури в композитних електродах при застосуванні різного складу гнотів із різним співвідношенням між їх питомими електричними опорами й опорами електрода, що надає можливість прогнозувати їх роботу при застосуванні в дугових печах. Результати оціночних розрахунків показали, що гнотові електроди мають менші електричні втрати і температуру їх нагрівання від монолітних електродів, що робить їх більш енерго- та ресурсоефективними. Бібліогр. 8, рис. 8.

Ключові слова: композитні (гнотові) електроди, монолітні електроди, розподіл густини струму, розподіл електричного потенціалу, розподіл температури, вплив складу гнотів, енергоефективність, ресурсоефективність

Вступ. Сучасне металургійне виробництво є дуже енергоємним, відрізняється високою складністю і взаємодією різних технологічних процесів та знаходиться під впливом жорстких вимог до охорони навколишнього середовища й економії природних ресурсів. В останні роки у світі біля 600...650 млн. т сталі виробляється в електродугових печах постійного і змінного струму. Покращення таких найважливіших показників плавки як витрати електроенергії та графітованих електродів, економія феросплавів і легуючих речовин, підвищення продуктивності печей і т. п. завжди були й будуть у центрі уваги фахівців, зайнятих у виробництві електросталі. У вирішенні цих задач істотний ефект дає використання в дугових печах графітованих гнотових (композитних) електродів. Ці електроди розроблені в Інституті електродування ім. Є.О. Патона НАН України й успішно випробувані на промислових електродугових печах постійного і змінного струму ємністю 6...50 т [1–3]. Подальше підвищення ефективності плавки із застосуванням гнотових електродів часто вимагає безпосередніх досліджень на діючих промислових печах. Однак високі температури в об'ємі печі, дуже високі температури на поверхні електродів (~ 4000 °С в зоні дуги) та інші фактори часто роблять неможливим проведення таких досліджень. В цих випадках можна застосовувати

сучасні методи математичного моделювання електричних і температурних полів для прогнозування фізико-хімічних процесів в електродах і робочих зонах дуг, дифузійних процесів в системі гніт-електрод тощо [4–6].

Задачею дослідження є визначення основних закономірностей електричних і теплових процесів, що протікають в графітованих гнотових електродах дугових сталеплавильних печей (ДСП) постійного струму.

Метою роботи є здійснення оціночного розрахунку електричних і теплових процесів в графітованих гнотових електродах для ДСП постійного струму з розробкою для цього математичної моделі із введенням ряду спрощень і припущень. Ці розрахунки необхідні для дослідження і прогнозування процесів, які відбуваються в електродах при різних електричних параметрах процесу плавлення металу, а також при різних електричних параметрах, обумовлених складом гнотів електродів.

Методологічно робота ґрунтується на закономірностях розповсюдження електричних і температурних полів з використанням рівнянь Ома при розрахунку електричної частини задачі, рівнянь Фур'є з урахуванням випромінювання і конвективного теплообміну з поверхні в оточуючий простір при розрахунку теплової частини задачі, рівнянь Джоуля–Ленца, які поєднують обидві частини. Застосо-

С.В. Римар — <https://orcid.org/0000-0003-0490-4608>, О.Г. Богаченко — <https://orcid.org/0000-0002-3306-6626>, Р.С. Губатюк — <https://orcid.org/0000-0002-0851-743X>

© С.В. Римар, О.Г. Богаченко, І.О. Гончаров, І.О. Нейло, Г.В. Кузьменко, Р.С. Губатюк, 2023

вусться метод кінцевих елементів, який сполучає інтегральні характеристики із значеннями векторних характеристик досліджуваних електричних і теплових полів. Враховано залежність фізичних властивостей матеріалів від температури.

В результаті роботи отримані розрахункові картини розподілу густини струму, електричного потенціалу і температури в гнотових та монолітних електродах при їх нагріванні в часовій області і при сталому режимі та виявлені закономірності їх розподілу.

До оригінальності роботи слід віднести вперше проведені дослідження розподілу густини струму, електричного потенціалу і температури в гнотових електродах при застосуванні різного складу гнотів, що надає можливість прогнозувати їх роботу при застосуванні в ДСП постійного струму.

Практичне значення роботи полягає у можливості розрахунковим шляхом визначати вплив складу гнотів в електродах на енергетичну, технологічну та економічну складові роботи дугових печей.

У зв'язку з цим актуальним є питання вивчення електричних і теплових процесів в графітованих гнотових електродах.

При побудові математичної моделі для здійснення оціночного розрахунку електричних і теплових процесів в графітованих гнотових електродах були прийняті спрощення та припущення. Основні із них такі: внутрішні процеси в дузі не розглядалися; електричний контакт струмопідводу в межах контактної поверхні вважався однорідним, а залежність контактного опору від напруженості електричного поля, густини струму і об'ємних тепловиділень не враховувалася; постійною величиною задавалася температура на катодній плямі стовпа дуги на торці електрода. Температура пічних газів навколо електрода і температура стінок печі по їх висоті вважалися такими, що змінюються за лінійним законом, а температура на поверхні розплавленого шлаку постійна; оскільки дифузійні процеси в системі гніт–електрод знаходяться на стадії вивчення, вони розглядалися як випадки незначної дифузії елементів, а для одного випадку — як повна дифузія, що опосередковано враховано зміною питомих електричних опорів електрода і гнота від температури. Всі інші електричні і теплофізичні параметри не залежали від дифузії; шлях проходження електричного струму вибирався через всю, умовно нерухому, поверхню катодної плями дуги на нижньому торці електрода.

Результати досліджень. Рівняння математичної моделі. Запишемо загальні базові рівняння неперервності для стаціонарної електричної задачі,

які використовувалися при математичному моделюванні:

$$\nabla \mathbf{J} = \mathbf{Q}_j \mathbf{E}; \quad \mathbf{J} = \sigma \mathbf{E} + \mathbf{J}_e; \quad \mathbf{E} = -\nabla V,$$

де ∇ — оператор Набла; \mathbf{J} — вектор густини струму; \mathbf{Q}_j — вектор джерел струму; σ — питома електрична провідність матеріалу, $\sigma = 1/\rho$, ρ — його питомий електричний опір; \mathbf{E} — вектор напруженості електричного поля; \mathbf{J}_e — вектор густини генерованого ззовні струму; V — векторний потенціал. Друге рівняння являє собою закон Ома в диференційній формі запису.

Задача вирішується за граничними умовами. По-перше, електричній ізольованості поверхні електрода (окрім поверхонь підведення і відведення струму):

$$\mathbf{n} \mathbf{J} = 0,$$

де \mathbf{n} — одиничний нормальний вектор.

По-друге, електричний потенціал на верхній клемі $V = 0$. На плямі катода дуги на нижній поверхні торця електрода задається значення струму I , що протікає в електроді.

Рівняння Фур'є для нестационарної теплової задачі в часовій області, яке описує розподіл температурного поля при теплообміні в електроді, наступне:

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

де γ — густина матеріалу; C_p — питома теплоємність матеріалу, що залежить від температури T ; ∂ — знак диференціалу; t — час; λ — теплопровідність, як функція від температури; Q — питома потужність джерел тепла (при нагріванні тіла постійним електричним струмом розподіл об'ємних тепловиділень в системі $Q = \mathbf{J}^2/\sigma$).

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

При стаціонарному режимі перший член у цьому виразі зникає.

Граничні умови для теплової задачі наступні. По-перше, на катодній плямі дуги на нижній поверхні торця електрода діє окремий випадок 1-го роду — ізотермічна умова постійного значення температури $T_0 = 4440$ °С [5] при монолітному електроді і $T_0 = 3600$ °С при гнотовому електроді. Останнє значення вираховано із співвідношення температур дуг для монолітного [7] і гнотового [8] електродів, де температура дуги гнотового електрода приблизно на 16...20 % нижча за температуру дуги монолітного електрода. Зроблено припу-

шення, що температура катодних плям для таких електродів має приблизно таку ж різницю.

По-друге, по всій площині поверхні, окрім катодної плями, діє випадок 3-го роду, що враховує відтік тепла q_h за рахунок конвективного теплообміну з оточуючим середовищем

$$q_h = \alpha(T_{ext} - T),$$

де α — коефіцієнт конвективного теплообміну, який задається різним на різних ділянках поверхні; T_{ext} — температура оточуючого середовища, яка також різна для різних ділянок.

По-третє, для врахування теплових втрат від випромінювання q_e по всій площині поверхні, окрім катодної плями, задається вираз:

$$q_e = \varepsilon\delta(T_{amb}^4 - T^4),$$

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

Із дослідних даних роботи сталеплавильної печі постійного струму типу ДСП ПС-12 відомо, що катодна пляма на торці монолітного графітованого електрода при струмі 11 кА, усереднено, має діаметр 50 мм, площу — 19,6 см², густину струму — 561,2 А/см², питому потужність — 55,56 кВт/см², а гнотового електрода відповідно діаметр — 200 мм і площу півсфери — 314 см², густину струму — 35 А/см², питому потужність — 1,48 кВт/см². Анодна пляма на поверхні розплаву для монолітного електрода при тому ж струмі має діаметр 100 мм, площу — 78,5 см², густину струму — 140 А/см², питому потужність — 8 кВт/см², а для гнотового електрода відповідно діаметр —

230 мм, площу — 415 см², густину струму — 26,5 А/см², питому потужність — 1,75 кВт/см².

Ці данні виступають при розрахунках як перевірені, до яких треба наближатися, і як початкові значення.

У сталому тепловому режимі печі, усереднено, температура розплавленого шлаку дорівнює 1620 °С; температура пічних газів у районі нижньої бічної поверхні електрода — 2500 °С; у районі верхньої бічної поверхні електрода у склепіння печі — 1800 °С; температура поверхні бічної стінки печі над розплавленим шлаком — 1700 °С; температура поверхні бічної стінки печі у склепіння — 1500 °С.

На рис. 1 представлені залежності питомих електричних опорів (ρ) від температури (T): 1 — монолітного графітованого електрода; 1' — графітованої частини гнотового електрода, в якому відбулися деякі дифузійні процеси системи гніт-електрод, які зменшили його питомий електричний опір у порівнянні із опором монолітного електрода; 11, 15, 15', 19, 19' — гнотів різних складів із елементами з низькою роботою виходу електронів [1–3], які поки не вказуються.

З рис. 1 видно, що може існувати три випадки співвідношень між питомими електричними опорами графітованої частини електрода і складу гнота: опір гнота на всій протяжності діапазону температур більше за опір електрода (це випадок з електродом 1' і гнота 15'); коли з якогось значення температури відбулася повна дифузія елементів електрода і гнота й опори електрода і гнота вирівнюються (це випадок із складом електрода 1' і гнота 19' при температурах вище 2500 °С); при температурах до 1900...2500 °С значення опору гнота більше за опір електрода, а із зростанням температури стає меншим (це найбільш поширені випадки з електродом 1' і гнотами 11, 15 і 19, які відрізняються температурами точок перетину кривих опорів електрода і гнота). В останньому випадку при високих температурах гніт стає більш електропровідний за електрод і електричні втрати в гнотових електродах стають менші за втрати в монолітних електродах.

Випадок відокремлених від печі і дуги електродів. Для аналізу розповсюдження температурного поля в гнотових електродах при проходженні по ним постійного електричного струму і їх порівняння із монолітним електродом розглянемо випадок, коли електричний струм проходить крізь відокремлені від печі і дуги електроди, які знаходяться на відкритому просторі при атмосферній температурі оточуючого середовища. Електричний струм подається між контактом верхнього

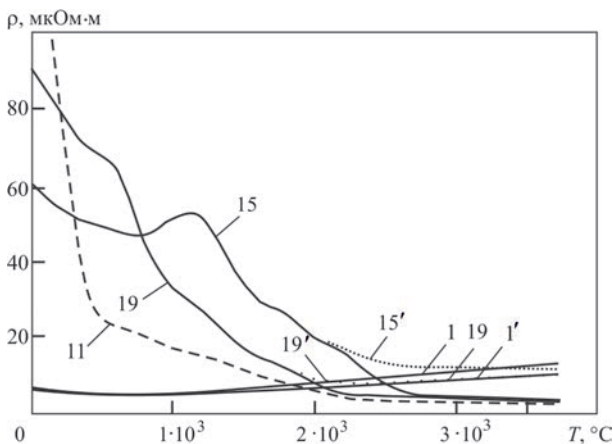


Рис. 1. Залежності питомих електричних опорів ρ від температури T : 1 — монолітного графітованого електрода; 1' — графітованої частини гнотового електрода, в якому відбулися дифузійні процеси системи гніт-електрод; 11, 15, 15', 19, 19' — гнотів різних складів

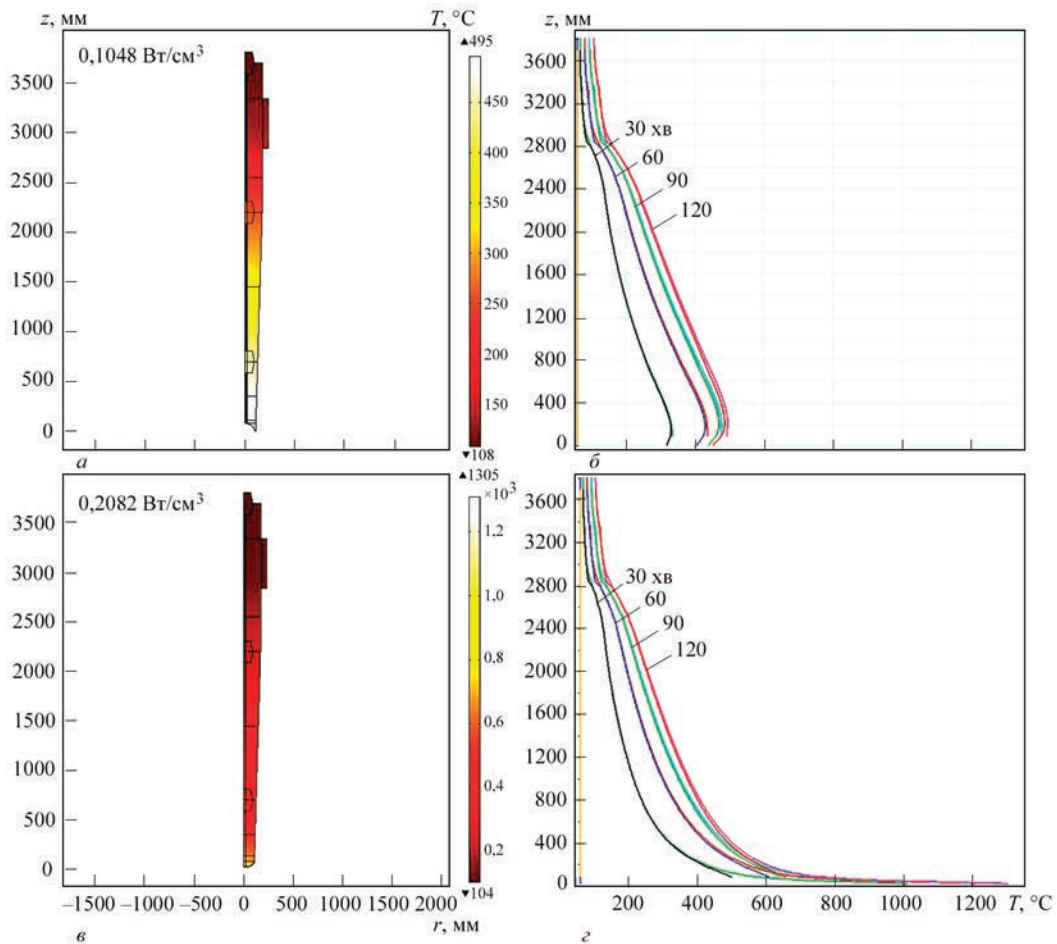


Рис. 2. Температурне поле в гнотовому електроді (а, б) зі складом гнота 11 і монолітному (в, г) при нагріванні струмом 11 кА з 20 °С на відкритому повітрі до усталеної через 2 год температури (а, в) і криві нагріву по висоті (z) електрода (координаті z) по осі симетрії електрода (більші температури) і по поверхні (менші температури) із кроком 30 хв (б, г)

струмопідводу і контактом із розмірами катодної плями, що імітує катод на нижньому торці електрода. При цьому перша гранична умова теплової частини задачі змінена з ізотермічної 1-го роду на однорідну адіабатичну 2-го роду, коли площа контакту із розмірами катодної плями термічно ізолювана і через неї не проходить тепловий потік.

Діаметр наскрізних отворів для заповнення їх гнотами дорівнює, як приклад, 50 мм. Електроди мають таку ж форму, як і електроди в печі, у яких діаметр (215 мм) у нижньому торці менше за початковий діаметр (350 мм) у верхній частині в зв'язку з вигаром електрода. Висота електродної свічки при моделюванні взята 3700 мм, відстань від нижнього торця електрода до склепіння печі і до нижнього торця верхнього струмовідводу має відповідно 2200 і 2840 мм. Висота верхнього струмопідводу — 500 мм. Через електроди для всіх варіантів розрахунку тече струм 11 кА. Діаметри катодних плям для гнотового і монолітного електродів дорівнюють відповідно 210 і 50 мм. Секції електродів з'єднані між собою монолітними графітованими ніпелями з питомими опорами на

15 % нижчими за опір монолітного графітованого електрода і на 5 % нижчим для нижнього ніпеля, який довший час перебуває під дією високих температур печі і в якому відбулися дифузійні процеси між ним і електродом.

Розглядається вісісиметрична задача з осями координат 0, z і 0, r (z — вертикальна вісь в аксіальному напрямку; r — горизонтальна вісь в радіальному напрямку) із графічним представленням на рисунках 1/2 частини розрахункової області від вертикальної осі симетрії.

На рис. 2, а показаний розрахунковий розподіл температурного поля в гнотовому електроді із складом гнота 11 при нагріванні струмом з 20 °С на відкритому повітрі до усталеної через 2 год температури, а на рис. 2, б — криві нагріву по висоті електрода (координаті z) по осі симетрії електрода (більші температури) і по поверхні (менші температури) із кроком 30 хв. Для інших складів гнотів результати мало відрізнялись від отриманих для складу гнота 11.

На рис. 2, в, г показано аналогічний розподіл температурного поля і криві нагріву для монолітного електрода.

Зазначимо, що характерною особливістю гнотового електрода є форма його нижнього торця. Вона має куполоподібну увігнуту форму, що обумовлено наявністю наскрізного отвору з гнотом, а у монолітному електроді — опуклу, оскільки дуга гнотового електрода принципово відрізняється від дуги монолітного геометричними і електричними параметрами. Гнотова дуга розосереджена (її діаметр порівняний з діаметром торця електрода), просторово стійка, еластична, дуже стабільна в широкому діапазоні довжин і електричних режимів, має високу теплову інерційність і меншу температуру, зосереджується практично на одному місці. В монолітному електроді дуга сконцентрована, катодна пляма невелика і вона постійно мігрує по поверхні торця електрода, випалюючи його і легуючі елементи із розплаву. Відповідно цьому струм в районі катодної плями в гнотових електродах проходить відносно рівномірно через збільшену площу катодної плями, його густина близька до густини струму в тілі електрода і нагрівання нижньої частини електрода струмами не таке значне, як у монолітному електроді, в якому струм сконцентрований в невеликій за площею

катодній плямі і нагрівання електрода струмами у цій області суттєве.

Ці особливості характеризують рис. 2, *a–г*, на яких видно суттєву різницю в температурах електродів (495 і 1305 °С) поблизу катодної плями в їх торцях у випадку відокремлених від печі і дуги електродів. При моделюванні контакт, який імітує катодну пляму є нерухомий і не враховує її переміщення в монолітному електроді, що дає декілька завищені значення температури, але тенденція розподілу температур є цілком прогнозованою. Розраховані усереднені питомі резистивні електричні втрати у всьому об'ємі гнотового електрода (рис. 2, *a, б*) дорівнюють 0,1048 Вт/см³, а монолітного електрода (рис. 2, *в, г*) — 0,2082 Вт/см³. Вдвічі більші втрати в монолітному електроді обумовлені концентрацією густини струму у катодній плямі, хоча в самому тілі електрода при даних температурах вони нижчі, ніж в гнотовому електроді, оскільки останні по причині наявності гноту при невисоких температурах мають більший електричний опір.

Із викладеного випливає, що у випадку проходження електричного струму крізь відокремлені від

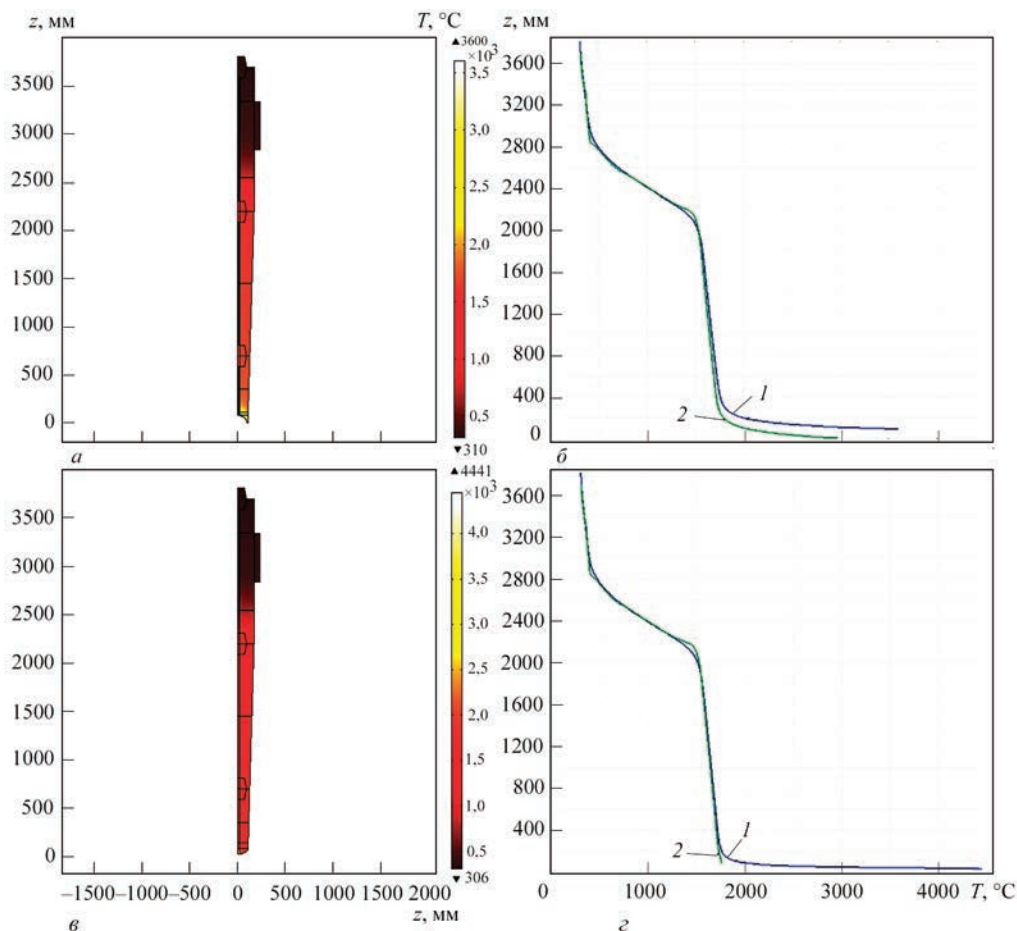


Рис. 3. Температурне поле в гнотовому електроді із складом гнота 11 (*a*) і монолітному (*в*) та криві нагріву по висоті електрода (координати z) (*б, г*): крива 1 — по осі симетрії електрода; крива 2 — по поверхні

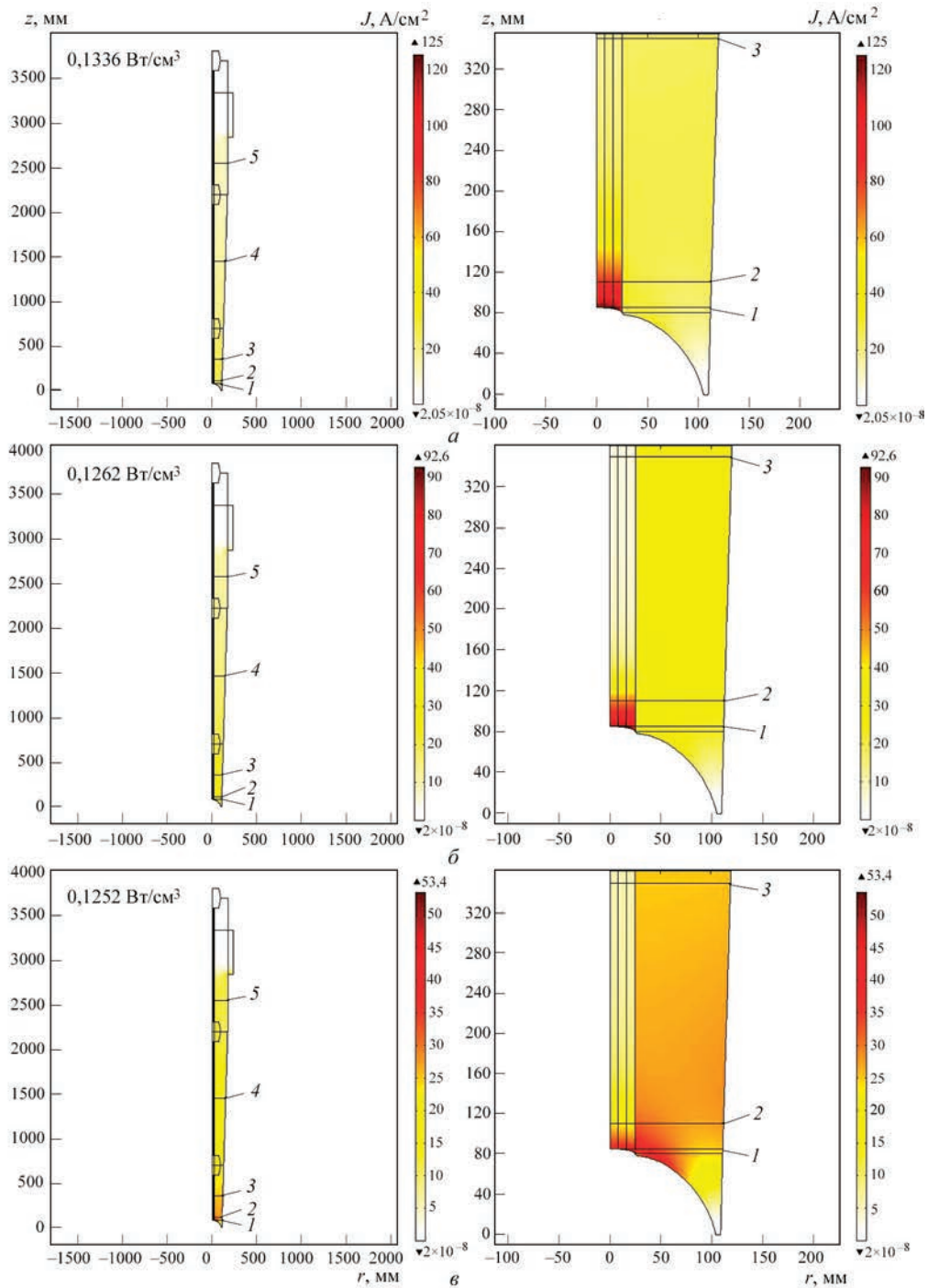


Рис. 4. Розподіл густини струму в електродах із складом гнота: 11 (а); 15 (б); 15' (в)

печі і дуги електроди, які знаходяться на відкритому просторі при атмосферній температурі оточуючого середовища, електричні втрати і температури в гнотових електродах нижче, ніж в монолітних, що дозволяє прогнозувати енергетичну ефективність гнотових електродів вище, ніж монолітних, а також менші витрати матеріалу гнотового електрода на вигорання, а відповідно їх більшу ресурсну ефективність.

Випадок впливу на електрод температур катодної плями дуги, розплаву, пічних газів і стінок печі.

Далі будемо розглядати усталені теплові режими при впливі на електрод зазначених температур.

На рис. 3, а, б представлено розрахункове температурне поле в гнотовому електроді зі складом гнота 11 (а) і криві нагріву по висоті електрода (координаті z) (б), а на рис. 3, в, г — аналогічне температурне поле і криві нагріву для монолітного електрода. Порівнюючи криві нагріву, видно, що в монолітному електроді температури всередині і на поверхні дуже близькі, на відміну від гнотового електрода, в якому до 1900 °С

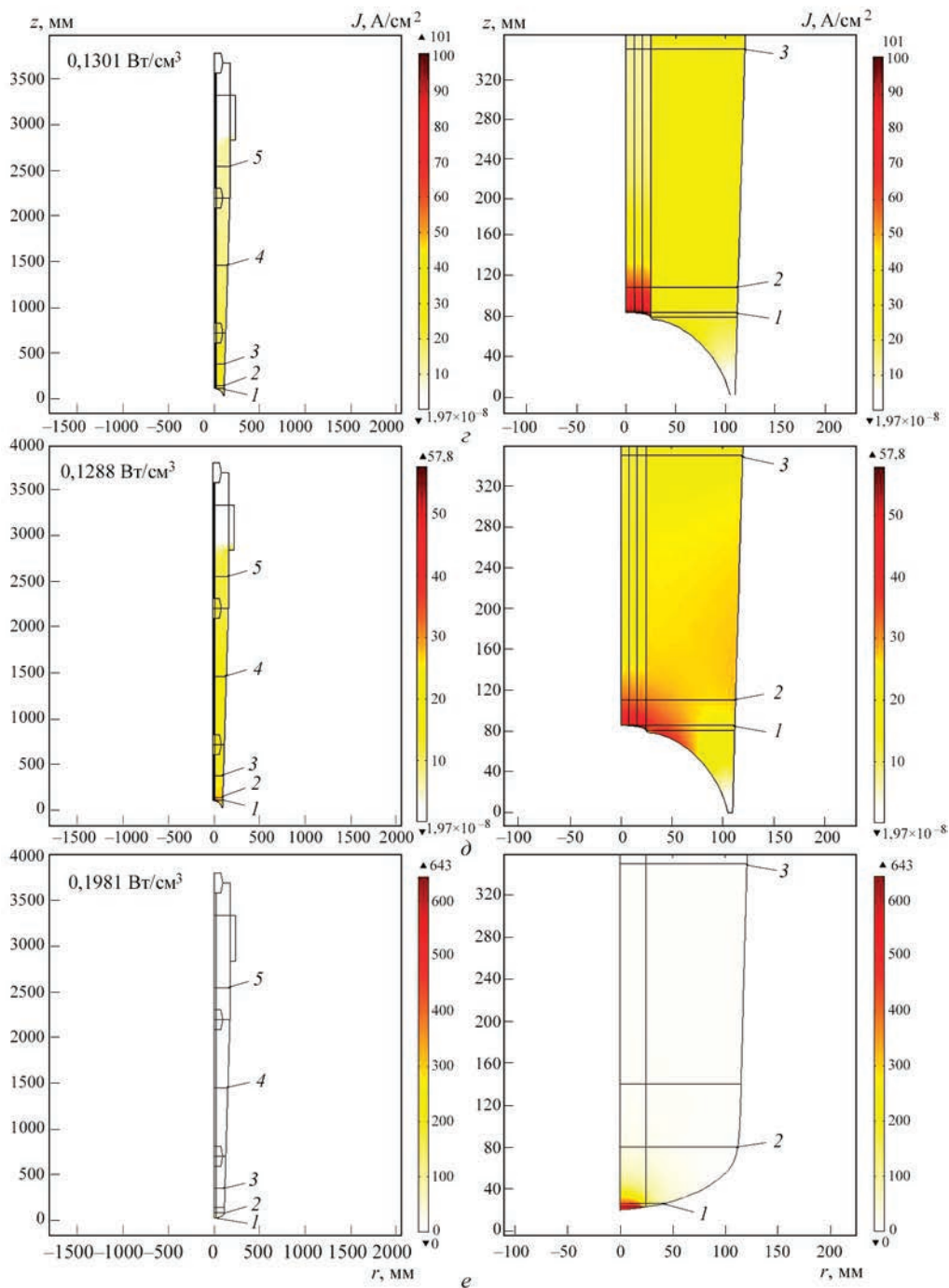


Рис. 4. Розподіл густини струму в електродах із складом гнота: 19 (z); 19' (d); монолітному електроді (e); 1...5 — перерізи

питомий електричний опір складу гнота 11 більший за опір графітованого тіла електрода і тепловиділення в них різняться. За цієї ж причини температура на більшій протяжності гнотового електрода трохи вища із-за більшого тепловиділення при проходженні по електроду струму. Але вище температури 1900 °С питомий електричний опір складу гнота стає меншим за опір графітованого тіла електрода і тепловиділення зменшується. В монолітному електроді високі значення температур концентруються ближче до

невеликої за розміром катодної плями, куди стягуються лінії струму, викликаючи дуже високі значення його густини і інтенсивне нагрівання цієї зони електрода. До того ж суттєвий внесок в рівень температур електродів вносить температура катодних плям дуги. Оскільки катодна пляма в гнотовому електроді за площею близька до площі торця електрода, то і теплові потоки з неї прогрівують торець електрода на більшу глибину. Але температура катодної плями гнотового електрода менша, ніж у монолітного.

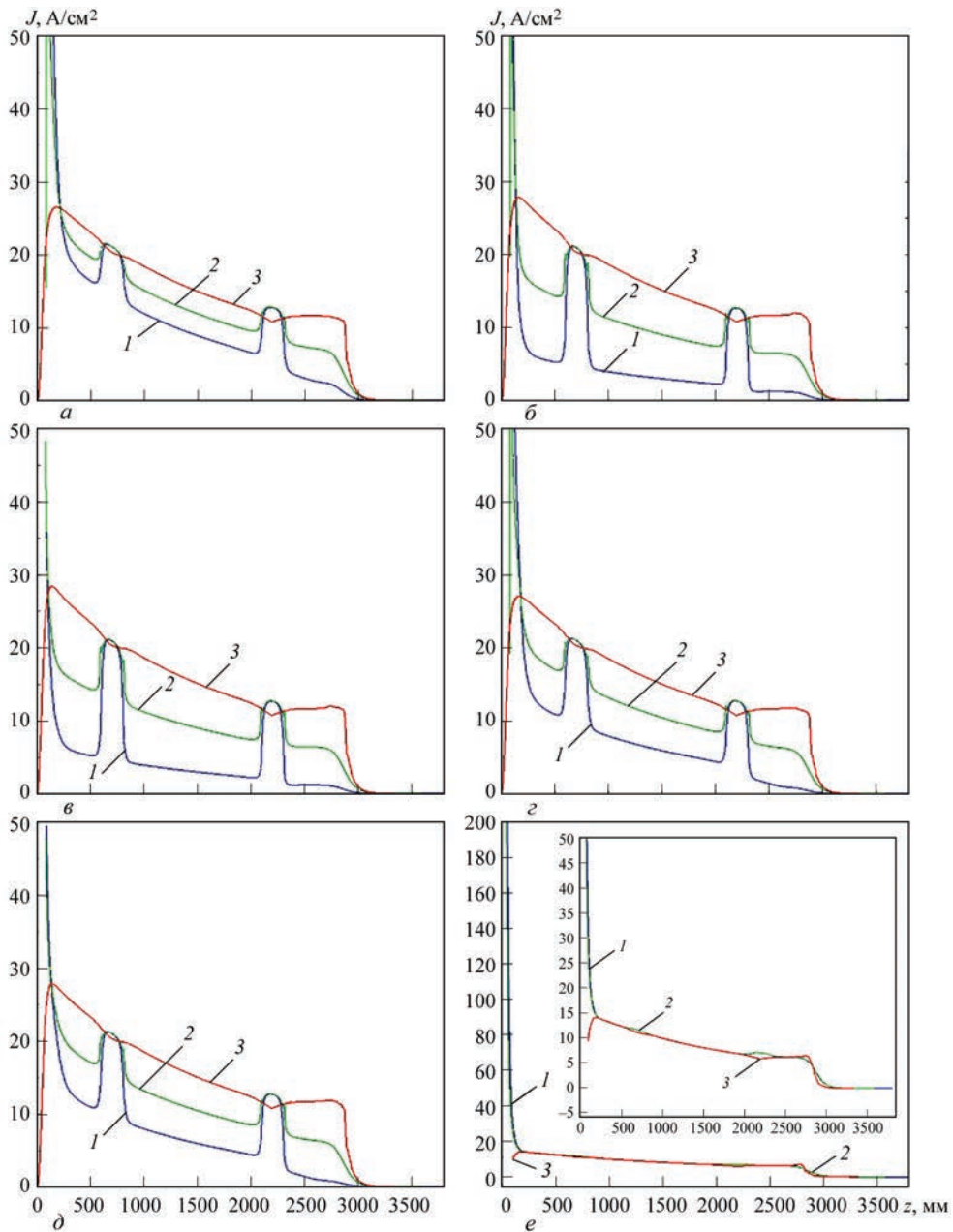


Рис. 5. Криві густини струму по висоті електрода (координаті z): крива 1 — по осі симетрії електрода; крива 2 — границі гнота і тіла електрода; крива 3 — на поверхні електрода в електродах із складом гнота: 11 (а); 15 (б); 15' (в); 19 (г); 19' (д); монолітному електроді (е) (на рисунку праворуч показана збільшена нижня частина графіку)

Розглянемо картину розподілу струму (його густину) в електродах для всіх складів гнотів, питомі електричні опори яких представлені на рис. 1.

На рис. 4 показано розподіл густини струму в гнотових електродах: із складом гнота 11 і усередненими питомими резистивними електричними втратами в електроді $0,1336 \text{ Вт/см}^3$ (а); із складом гнота 15 і втратами $0,1262 \text{ Вт/см}^3$ (б); із складом гнота 15' і втратами $0,1252 \text{ Вт/см}^3$ (в); із складом гнота 19 і втратами $0,1301 \text{ Вт/см}^3$ (г); із складом гнота 19' і втратами $0,1288 \text{ Вт/см}^3$ (д); монолітному електроді і втратами $0,1981 \text{ Вт/см}^3$ (е). Видно, що розподіл густини струму в електродах корелюється із їх питомими електричними опорами при

різних температурах (рис. 1). На ділянках з більшими значеннями опорів гнотів густина струму в них менша ніж в графітованому тілі самого електрода на прилеглих ділянках і навпаки. Найбільша густина струму спостерігається поблизу катодної плями монолітного електрода, що обумовлює високу температуру в цій зоні і її підвищений торцевий вгар. Усереднені питомі резистивні електричні втрати в гнотових електродах менші, ніж у монолітному електроді на 32...37%. Оскільки електричні втрати пропорційні струму в квадраті, то можна прогнозувати, що на 5,7...6,1% можливо підвищити струмове навантаження в гнотових електродах в процесі плавлення до зрівняння

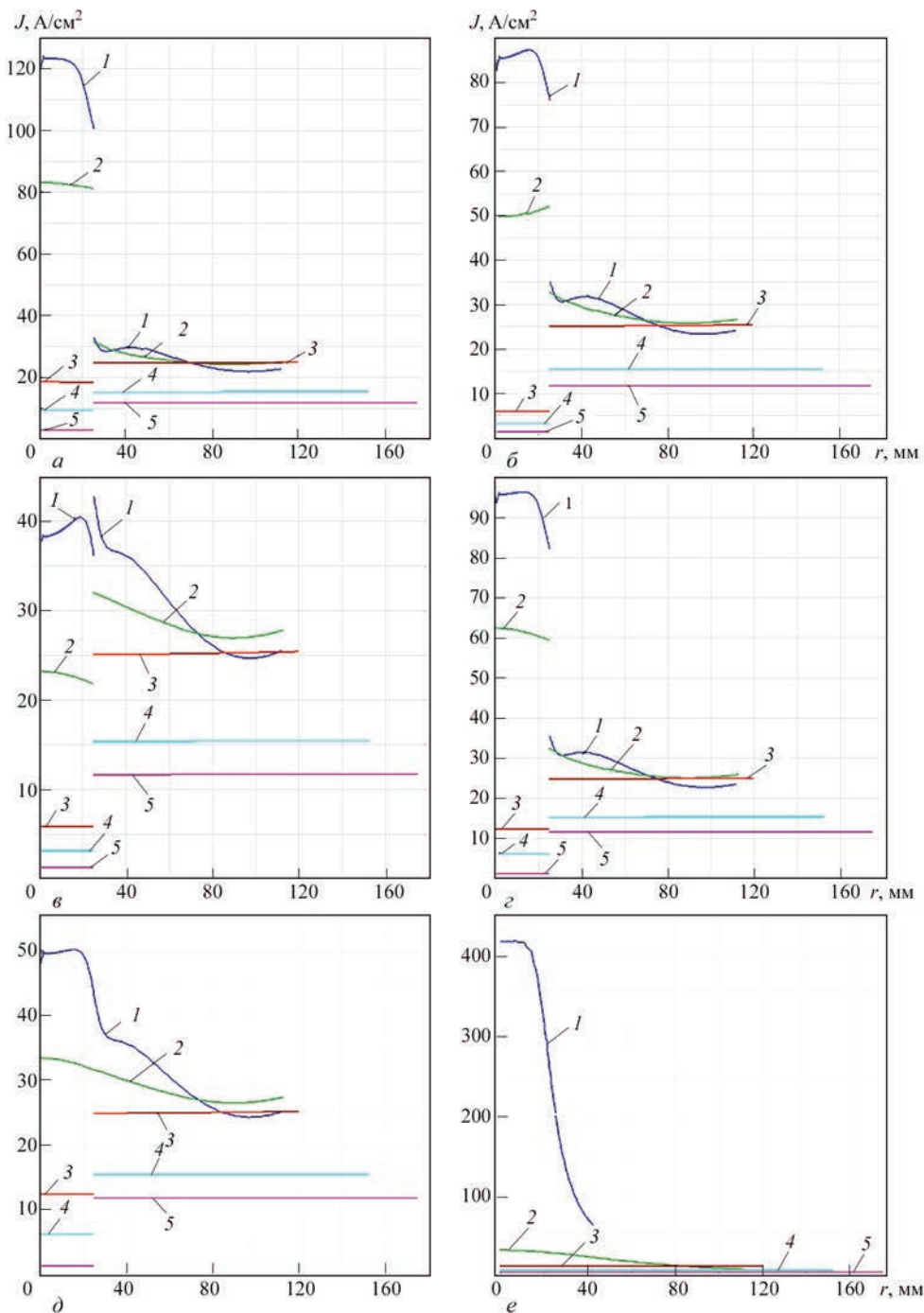


Рис. 6. Криві густини струму в радіальному напрямі (координаті r) на різній висоті (перерізи 1...5 див. рис. 4) в електродах із складом гнота: 11 (а); 15 (б); 15' (в); 19 (г); 19' (д); монолітному електроді (е)

електричних втрат в гнотових і монолітних електродах, що підвищить продуктивність плавлення сталі і економію електричної енергії.

На рис. 5 наведено криві густини струму по висоті електрода (координаті z): по осі симетрії електрода — крива 1; на границі гнота і тіла електрода — крива 2; на поверхні електрода — крива 3 в електродах із складом гнота: 11 (а); 15 (б); 15' (в); 19 (г); 19' (д); монолітному електроді (е). Горби на кривих співпадають з ділянками розташування ніпелів.

На рис. 6 представлені криві густини струму в радіальному напрямку (координаті r) на різній висоті (перерізи 1...5, див. рис. 4) в електродах із складом гнота: 11 (а); 15 (б); 15' (в); 19 (г); 19' (д); монолітному електроді (е). Розриви кривих на рис. 6 в гнотових електродах відображають границі сполучення гнота і електрода, у яких різні значення питомих електричних опорів.

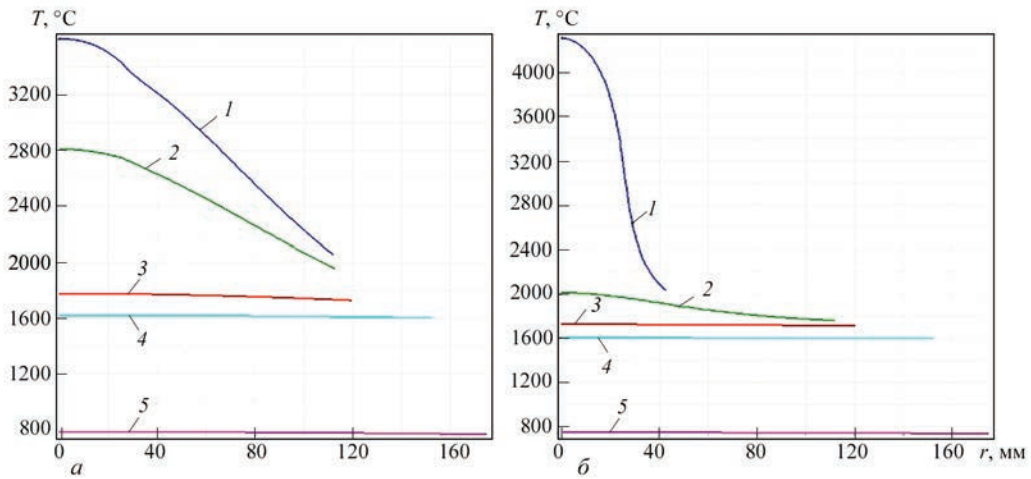


Рис. 7. Криві температур в радіальному напрямі (координати r) на різній висоті (перерізи 1...5 див. рис. 4): гнотових електродів (а); монолітного електрода (б)

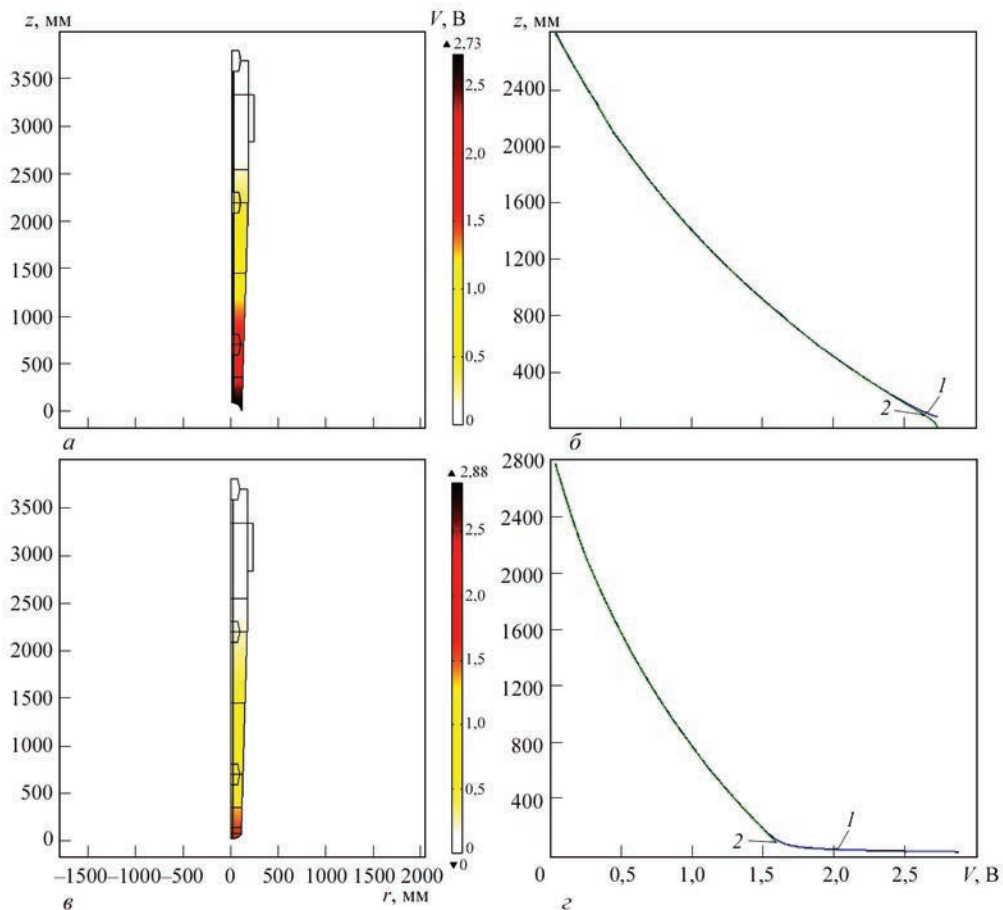


Рис. 8. Розподіл електричного потенціалу (V) в тілі електрода (ліворуч) і по його висоті (праворуч) гнотових електродів (а, б) і монолітних (в, г): крива 1 відповідає осі симетрії електрода, крива 2 — поверхні електрода

Розподіл густини струму в електродах на рис. 5 і 6 також корелюється із значеннями їх питомих електричних опорів при різних температурах (рис. 1).

На рис. 8 наведено розподіл електричного потенціалу в електроді (на рис. ліворуч) і по його висоті (праворуч) гнотових (а, б) і монолітних (в, г) електродів (крива 1 відповідає осі симетрії електрода, крива 2 — поверхні електрода). Цей показ-

ник для різних типів розглянутих складів гнотів електродів змінюється мало, тому рисунки надані для одного складу гнота 11. Електричний потенціал в гнотових електродах вище, ніж в монолітному електроді, у зв'язку із тим, що електричний опір розглянутих складів гнота при температурах до 1900...2500 °С більший за опір монолітного електрода. Однак високі концентрації густини струму

у катодній плямі в монолітних електродах призводить і до більших електричних втрат в них.

Подальші дослідження повинні стосуватися удосконаленню математичної моделі із меншою кількістю спрощень і припущень, а також побудові математичної моделі і здійсненню розрахунків при роботі трьох електродів трифазної печі змінного струму.

Висновки

1. Розроблена математична модель для чисельного оціночного розрахунку електричних і теплових процесів в графітованих гнотових (композитних) і монолітних електродах ДСП постійного струму при введенні ряду спрощень і припущень. Модель дозволяє визначати основні закономірності процесів, розглядати розподіл температурних полів, електричного потенціалу і густини струму в електроді, його можливі концентрації, будувати графіки залежності визначених характеристик від ряду параметрів і складу гнотів із різним співвідношенням між їх питомими електричними опорами і опорами електрода. Це надає можливість прогнозувати роботу електродів при застосуванні в дугових печах.

2. В гнотовому електроді дуга розосереджена (її діаметр порівняний з діаметром торця електрода), просторово стійка, еластична, дуже стабільна в широкому діапазоні довжин і електричних режимів, має високу теплову інерційність і меншу температуру, зосереджується практично на одному місці. В монолітному електроді дуга сконцентрована, катодна пляма невелика і вона постійно мігрує по поверхні торця електрода, випалюючи його і легуючі елементи із розплаву. Відповідно цьому показано, що струм в районі катодної плями в гнотових електродах проходить відносно рівномірно через збільшену площу катодної плями, його густина близька до густини струму в тілі електрода і нагрівання його нижньої частини струмами не таке значне, як у монолітному електроді, в якому струм сконцентрований в невеликій за площею катодній плямі і нагрівання електрода струмами у цій області суттєве.

3. У випадку проходження електричного струму крізь відокремлені від печі і дуги електроди, які знаходяться на відкритому просторі при атмосферній температурі оточуючого середовища, електричні втрати і температури в гнотових електродах нижче, ніж у монолітних, що дозволяє прогнозувати енергетичну ефективність гнотових електродів вищу, ніж монолітних, а також менші витрати матеріалу гнотового електрода на вигорання, а відповідно їх більшу ресурсну ефективність. Температура торцевої частини гнотових електродів склала $495\text{ }^{\circ}\text{C}$, монолітного — $1305\text{ }^{\circ}\text{C}$. Усереднені питомі резистивні електричні втра-

ти у всьому об'ємі електродів при тих же умовах (поза піччю) і струмі 11 кА дорівнюють: для дослідженого гнотового електрода — $0,105\text{ Вт/см}^3$; монолітного $0,208\text{ Вт/см}^3$. Двічі більші втрати в монолітному електроді обумовлені концентрацією густини струму у катодній плямі, хоча в самому тілі електрода при даних температурах вони нижчі, ніж в гнотовому електроді, оскільки останні по причині наявності гнота мають більший електричний опір при невисоких температурах.

4. При впливі на електрод температур катодної плями дуги, розплаву, пічних газів і стінок печі розраховані усереднені питомі резистивні електричні втрати в досліджених гнотових електродах лежать в діапазоні $0,125\dots 0,134\text{ Вт/см}^3$ і вони менші, ніж у монолітного електрода ($0,198\text{ Вт/см}^3$) на $32\dots 37\%$. Можна прогнозувати, що струмове навантаження в гнотових електродах в процесі плавлення можливо підвищити на $5,7\dots 6,1\%$ до зрівняння електричних втрат в гнотових і монолітних електродах, що підвищить продуктивність плавлення сталі і дасть економію електричної енергії.

5. Для більшості типів гнотових електродів значення електричного опору гнота при температурах до $1900\dots 2500\text{ }^{\circ}\text{C}$ більше за опір графітованого тіла електрода. Відповідно опір ділянки гнотових електродів при цих температурах перевищує опір такої ж ділянки монолітного електрода. Із зростанням температури вище зазначеного діапазону електричний опір більшості типів гнотів стає меншим за опір графітованого тіла електрода і опір гнотових електродів на такій ділянці стає меншим за опір аналогічної ділянки монолітного електрода.

6. За результатами проведеного оціночного розрахунку із прийнятими в математичній моделі спрощеннями і допущеннями можна зробити попередній висновок, що гнотові електроди мають менші електричні втрати, температуру у робочого торця електрода, порівнюючи їх із монолітними електродами, що робить перші більш енерго- і ресурсоефективними. Це підтверджується і на практиці при роботі дугових сталеплавильних печей постійного струму із такого типу електродами.

Список літератури

1. Патон Б.Е., Лакомский В.И., Галинич В.И., Мищенко Д.Д. (2011) Фитильные электроды электродуговых печей. *Черные металлы*, **5**, 13–15.
2. 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 электрометаллургия*, **1**, 58–64. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2016.01.09>
3. Патон Б.Е., Богаченко О.Г., Кійко С.Г. та ін. (2021) Досвід застосування графітованих гнотових електродів на промисловій дуговій сталеплавильній печі змінного струму.

Сучасна електрометалургія, **1**, 48–53. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2021.01.06>

4. Пашацкий Н.В., Молчанов Е.А. (1998) Тепловое состояние электродов дуговых печей. *Изв. вузов. Черная металлургия*, **5**, 24–26.
5. Кожухов А.А., Мерекер Э.Э., Сазонов А.В. (2008) К вопросу о распределении температур в электродах дуговой сталеплавильной печи. *Изв. вузов. Черная металлургия*, **9**, 7–10.
6. Мохов В.А., Ячиков В.М. (2012) Моделирование теплового состояния графитированного электрода дуговой печи с учетом испарительного охлаждения. *Электрометаллургия*, **11**, 35–41.
7. Крикент И.В., Кривцун И.В., Демченко В.Ф., Пиптюк В.П. (2013) Численное моделирование сильноточного дугового разряда в установке ковш–печь постоянного тока. *Современная электрометаллургия*, **3**, 45–50.
8. Лакомский В.И. (1997) *Оксидные катоды электрической дуги*. Запорожье, Изд-во фирмы «Интернал».

References

1. Paton, B.E., Lakomsky, V.I. Galinich, V.I., Mishchenko, D.D. (2011) Cored electrodes of electric arc furnaces. *Chyorn. Metally*, **5**, 13–15 [in Russian].
2. 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 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2016.01.09>
3. Paton, B.E., Bogachenko, O.G., Kyiko, S.G. et al. (2021) Experience of application of graphitized wick electrodes in industrial steel-making AC furnace. *Suchasna Elektrometall.*, **1**, 48–53 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2021.01.06>
4. Pashatsky, N.V., Molchanov, E.A. (1998) Thermal state of electrodes of arc furnaces. *Izv. Vuzov. Chyorn. Metallurgiya*, **5**, 24–26 [in Russian].
5. Kozhukhov, A.A., Mereker, E.E., Sazonov, A.V. (2008) To problem of temperature distribution in electrodes of arc steel-making furnace. *Izv. Vuzov. Chyorn. Metallurgiya*, **9**, 7–10 [in Russian].
6. Mokhov, V.A., Yachikov, V.M. (2012) Modeling of thermal state of arc furnace graphitized electrode taking into account evaporation cooling. *Elektrometallurgiya*, **11**, 35–41 [in Russian].
7. Krikent, I.V., Krivtsun I.V., Demchenko, V.F. et al. (2013) Numerical modeling of high-current arc discharge in DC ladle-furnace unit. *Sovrem. Elektrometall.*, **3**, 45–50.
8. Lakomsky, V.I. (1997) *Oxide cathodes of electric arc*. Zaporozhie, Izd-vo Internal [in Russian].

MATHEMATICAL MODELING OF ELECTRIC AND THERMAL PROCESSES IN GRAPHITIZED WICK ELECTRODES FOR DC ARC STEELMAKING FURNACES

S.V. Rymar, O.G. Bogachenko, I.O. Honcharov, I.O. Neilo, H.V. Kuzmenko, R.S. Hubatyuk
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

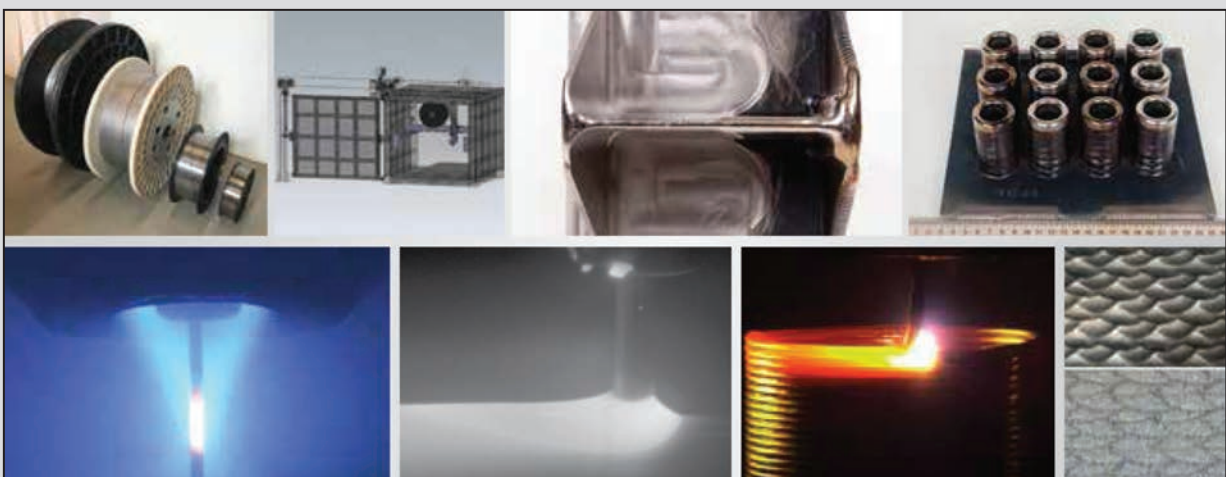
11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: stement@ukr.net

The paper presents the results of mathematical modeling of electric and thermal processes in graphitized wick (composite) and monolithic electrodes for DC steelmaking furnaces. Calculations were performed using the developed mathematical model based on the finite element method with introduction of a number of simplifications and assumptions. The model allows determination of the regularity of electric and thermal processes running in the electrodes. Distribution of current density, electric potential and temperature in composite electrodes was studied at application of different wick compositions with different ratios of their specific electric resistances and electrode resistances, which enables prediction of their performance at application in arc furnaces. Results of estimated calculations showed that wick electrodes have lower electric losses and their heating temperature than monolithic electrodes, making them more energy and resource efficient. 8 Ref., 8 Fig.

Keywords: composite (wick) electrodes, monolithic electrodes, current density distribution, electric potential distribution, temperature distribution, influence of wick composition, energy efficiency, resource efficiency

Надійшла до редакції 03.07.2023

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВИЙ 3D ДРУК МЕТАЛЕВИМ ДРОТОМ



<https://xbeam3d.com/>

ВПЛИВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СКЛАДУ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ЛЕГОВАНИХ НІОБІЄМ І КРЕМНІЄМ, НА МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЇХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

Л.І. Маркашова, С.Г. Григоренко, О.М. Берднікова,
С.В. Ахонін, О.С. Кушнарьова, Т.О. Алексеєнко, Є.В. Половецький

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: svitlanahryhorenko2@gmail.com

Наведено результати детальних досліджень методом трансмісійної електронної мікроскопії та виконано оцінку у системі хімічний склад→структура→властивості зварних з'єднань, отриманих електронно-променевим зварюванням експериментальних жароміцних багатокомпонентних титанових сплавів, легованих ніобієм і кремнієм. Встановлено, що для усунення градієнта за міцністю та в'язкістю руйнування необхідно забезпечити формування однорідної диспергованої пластинчастої структури при рівномірному розподілі щільності дислокацій і частинок фазових виділень. Така структура забезпечуватиме високий рівень механічних властивостей і тріщиностійкість металу зварних з'єднань титанових сплавів. Бібліогр. 20, табл. 2, рис. 6.

Ключові слова: титанові сплави, хімічний склад, зварні з'єднання, структурно-фазовий склад, дислокаційна структура, субструктура, фазоутворення, стехіометричний склад, зміцнення, локальні внутрішні напруження, тріщиностійкість

Вступ. Розвиток наукомістких галузей промисловості і енергозберігаючих технологій сьогодні неможливо уявити без використання нових матеріалів, що мають підвищений рівень властивостей. Це, перш за все, висока міцність, пластичність, в'язкість і корозійна стійкість. Цим вимогам повною мірою відповідають титан і сплави на його основі, які є унікальними конструкційними матеріалами, що дозволяють значно підвищити експлуатаційні параметри виробів відповідального призначення. Сплави на основі титану знайшли широке застосування в авіакосмічній галузі, хімічному та енергетичному машинобудуванні, медицині. Титанові сплави успішно використовують і як броньовий матеріал.

У сучасній промисловості широко застосовуються титанові сплави з поліпшеним комплексом експлуатаційних характеристик, отриманих за рахунок твердорозчинного зміцнення шляхом комплексного легування титану Al, V, Zn, Nb, Cr, Mo та іншими елементами. Відомо, що легуючі елементи по різному впливають на поліморфні перетворення титану [1]. Доведено, що деякі α - і β -стабілізатори

та нейтральні зміцнюючі елементи у титанових сплавах можна розташувати у послідовності за підвищенням впливу на зміцнення (межі міцності при введенні 1 мас. % елемента) (табл. 1) [2]. Легуючі елементи можна також розташувати за підвищенням пластичності у наступній послідовності: Co, Fe, Nb, Re, V, Al, Mn, Cr, Sn [2].

В останні роки набув розвитку такий напрям, як створення титанових сплавів з додатковим підвищенням механічних властивостей за рахунок виділення в структурі інтерметалідних фаз або хімічних сполук. Дисперсійне зміцнення інтерметалідами є сучасним, перспективним і вже досить випробуваним способом підвищення високотемпературних властивостей титанових сплавів. Крім відомих алюмінідів титану Ti_3Al і $TiAl$ почали широко використовувати тугоплавкі і термодинамічно стабільні силіциди титану Ti_5Si_3 ($T_{пл} = 2120$ °C; $\Delta F = -147$ ккал/моль) та бориди титану TiB і TiB_2 ($T_{пл} = 2060$ °C; $\Delta F = -35$ ккал/моль) [3].

Високотемпературні титанові сплави традиційно відносяться до групи псевдо- α -сплавів [2], проте сьогодні проводяться дослідження в напрямку

Таблиця 1. Послідовність хімічних елементів у підвищенні межі плинності титанових сплавів

Елемент	Nb	Zr	Sn	V	Al	Mo	Cr	Mn	Fe	Si
σ_B , кгс/мм ²	1,5	2,0	2,5	3,5	5,0	5,0	6,5	7,5	7,5	12

С.Г. Григоренко — <http://orcid.org/0000-0003-0625-7010>, О.М. Берднікова — <http://orcid.org/0000-0001-9754-9478>,
С.В. Ахонін — <http://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, О.С. Кушнарьова — <http://orcid.org/0000-0002-2125-1795>,
Т.О. Алексеєнко — <http://orcid.org/0000-0001-8492-753X>, Є.В. Половецький — <http://orcid.org/0000-0002-8113-0434>

© Л.І. Маркашова, С.Г. Григоренко, О.М. Берднікова, С.В. Ахонін, О.С. Кушнарьова, Т.О. Алексеєнко, Є.В. Половецький, 2023

розробки нових двофазних жароміцних ($\alpha+\beta$)-титанових сплавів, які можуть використовуватися за високих температур [4]. Наприклад, новий високо-температурний двофазний ($\alpha+\beta$)-титановий сплав TC31 системи Ti–Al–Sn–Zr–Nb–Mo–W–Si може використовуватися в діапазоні температур від 650 до 700 °C [5–7]. Оскільки сплав має гарну міцність і властивості повзучості під високим навантаженням та високою температурою, він широко застосовується в аерокосмічній галузі [8, 9]. Особливий інтерес направлено на розробку титанових сплавів, що стійкі до горіння, наприклад сплави Ti14 (Ti–13Cu–1Al–0,2Si) і Ti40 (Ti–25V–15Cr–0,2Si) [10]. Розробка цих сплавів дозволила усунути проблему несправності авіаційних двигунів, що виникає під час високого тиску й тертя.

Перспективний напрямок був запропонований при розробці двофазних жароміцних ($\alpha+\beta$)-титанових сплавів відділом металургії та зварювання титанових сплавів ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ [11, 12]. Проведено детальні дослідження і оцінка у системі хімічний склад → структура → властивості зварних з'єднань експериментальних жароміцних багатокомпонентних титанових сплавів, легованих кремнієм та ніобієм [13, 14]. Виявлення закономірностей впливу легування титанових сплавів на структурно-фазовий склад зварних з'єднань та їх експлуатаційні властивості є актуальним завданням і метою цієї роботи.

Методика досліджень. Результати їх обговорення. У цьому плані з урахуванням процесів фазоутворення було проведено ряд досліджень по впливу технології зварювання і хімічного складу титанових сплавів на субзеренну й дислокаційну структуру, на умови утворення дисперсних фаз, їх склад та розподіл в матеріалі зварних з'єднань, виконаних електронно-променевим зварюванням (ЕПЗ). Були розроблені критерії оцінки впливу структурно-фазових складових на показники міцності та тріщиностійкості зварних з'єднань. Результати досліджень дозволили науково направлено регулювати структурно-фазові складові в напрямку зміцнення металу, а також їх вплив на показники тріщиностійкості металевих матеріалів, локальних внутрішніх напружень, що формуються в структурі за різних умов легування та під впливом термодформаційного процесу зварювання. Методами трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) проведено дослідження тонкої структури металу у зоні термічного впливу, що є найбільш проблемною зоною в зварних з'єднаннях з точки зору фізико-механічних характеристик. Вивчено внутрішню будову пластинчастих структур β -, α - та α' -фаз, їх параметри, особливос-

ті фазоутворення, а також щільність та розподіл дислокацій. Дослідження тонких фольг на просвіт дозволили отримати детальну інформацію про фазові утворення, що формуються в зварному з'єднанні та розрізняються за розміром, морфологією, стехіометричним складом і зонами локалізації, в тому числі і по границях пластинчастих структур, у внутрішніх обсягах субструктури. Аналітичними оцінками диференційованого вкладу структурно-фазових факторів і параметрів у рівень характеристик міцності і тріщиностійкості металу зони термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань титанових сплавів виявлено позитивний вплив дисперсної пластинчастої субструктури при рівномірному розподілі наночастинок фазових утворень силіцидного та іншого інтерметалідного типу.

З метою визначення структурних факторів, які гарантують необхідний рівень механічних властивостей та тріщиностійкість матеріалів запропоновано проведення комплексної аналітичної оцінки наступних характеристик [15–20]: структурного зміцнення ($\Sigma\Delta\sigma_T$), в'язкості руйнування (K_{1c}), локальних внутрішніх напружень ($\tau_{вн}$), локалізованої деформації (ϵ_n).

Аналітичну оцінку зміцнення матеріалів ($\Sigma\Delta\sigma_T$) виконували з урахуванням внеску кожного зі структурних параметрів: розмірів зерен (D_3), субзерен (d_3), щільності дислокацій (ρ), розмірів частинок фаз (d_q) та відстаней між ними (λ), об'ємної частки (V_q) структур та розглядали як суму наступних компонентів:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р.} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{д.з.}$$

де σ_0 — опір ґратки металу руху вільних дислокацій (напруження тертя решітки або напруження Пайерлса–Набарро); $\Delta\sigma_{т.р.}$ — зміцнення твердого розчину легуючими елементами і домішками (твердорозчинне зміцнення); $\Delta\sigma_3$, $\Delta\sigma_c$ — зміцнення за рахунок величини зерна та субзерна відповідно до залежності Холла–Петча (зернограничного та субструктурного зміцнення); $\Delta\sigma_d$ — дислокаційне зміцнення, яке обумовлено міждислокаційною взаємодією; $\Delta\sigma_{д.з.}$ — зміцнення за рахунок дисперсних частинок по Оровану (дисперсійне зміцнення).

Компоненти, що обумовлюють основні механізми зміцнення наступні:

$$\sigma_0 = 2 \cdot 10^{-4} G, \text{ МПа,}$$

де G — модуль зсуву;

$$\Delta\sigma_{т.р.} = \sum k_i c_i, \text{ МПа,}$$

де k_i — коефіцієнт зміцнення; c_i — концентрація легуючого елементу у твердому розчині;

$$\Delta\sigma_3 = k_3 D_3^{-1/2}, \Delta\sigma_c = k_c d_c^{-1}, \text{ МПа,}$$

де k_c, k_y — коефіцієнти, що враховують бар'єрний ефект субграниць та границь; D_z, d_c — розмір зерна та субзерна відповідно;

$$\Delta\sigma_d = \alpha G b \rho^{1/2}, \text{ МПа,}$$

де α — коефіцієнт; b — вектор Бюргерса;

$$\Delta\sigma_{д.з.} = 0,81 \frac{G b}{4\pi} \varphi \ln \frac{l 2r}{2b(1-2r)},$$

де φ — коефіцієнт, що характеризує тип дислокацій, які взаємодіють з частинками фаз; r — радіус частинок; l — відстань між ними.

Значення коефіцієнта інтенсивності напружень (K_{Ic}) визначалось по залежності Крафта:

$$K_{Ic} = \sqrt{2E\sigma_T d_y},$$

що включає модуль пружності матеріалу (E), його зміцнення (σ_T) та експериментальні дані фрактографічного аналізу зламів — розмір ямок на верхній руйнування (d_y), значення яких прирівняно до значення критичного розкриття тріщини.

Важливим етапом структурно-аналітичного дослідження впливу структури на властивості матеріалів було виявлення реальних картин розподілу локальних внутрішніх напружень, а також динаміки їх зміни при різних технологічних параметрах зварювання, обробки матеріалів тощо та при подальшому зовнішньому навантаженні. Поставлена задача має ключове значення, оскільки процеси руйнування починаються безпосередньо з зародження концентраторів внутрішніх напружень. Оскільки розподіл і рівень локальних внутрішніх напружень та деформацій можуть бути визначені тільки на основі реальних картин розподілу щільності дислокацій, то для цього використовували метод ТЕМ.

Оцінку рівня локальних внутрішніх напружень та їх градієнтів в залежності від структурних чинників визначали по щільності і розподілу дефектів кристалічної ґратки по залежності:

$$\tau_{вн} = G b h \rho / \pi (1 - \nu),$$

де G — модуль зсуву; b — вектор Бюргерса; h — товщина фольги ($2 \cdot 10^{-5}$ см); ν — коефіцієнт Пуассона; ρ — щільність дислокацій.

Величину локалізованої деформації визначали по залежності Конрада:

$$\epsilon_d = \alpha_1 \rho b S,$$

Таблиця 2. Хімічний склад жароміцних сплавів, мас. %

Сплав	Al	Sn	Zr	Mo	V	Nb	Si	K _β
1	5,2	3,3	4,2	0,1	0,6	0,8	0,6	0,07
2	4,3	4,4	6,0	1,6	0,7	4,3	0,4	0,33

де α_1 — коефіцієнт, що зв'язує деформацію розтягування зі зсувною деформацією; ρ — щільність дислокацій; b — вектор Бюргерса; S — середня відстань переміщення дислокацій в процесі навантаження, яке згідно з дослідженнями ТЕМ відповідає параметрам субструктури.

Отримані дані для різних структурних складових, що формуються в досліджуваних матеріалах, дозволяють визначити як структурні складові впливають на тріщиностійкість металу. Несприятливі структурні складові, з точки зору формування градієнтних по щільності дислокацій та інтенсивності зон локалізації деформації, призводять до крихкого руйнування металів.

Дослідження проводили на зварних з'єднаннях двох дослідних жароміцних багатокомпонентних титанових сплавів. Ці сплави відносять до псевдо- α -сплавів (сплав 1) та ($\alpha+\beta$)-сплавів (сплав 2) (табл. 2).

Зварні з'єднання були виконані електронно-променевим зварюванням із застосуванням установки УЛ-144 з джерелом живлення ЕЛА 60/60 зварювальною гарматою ЦФ-19 та системою керування променем СУ-220. Зварювання зразків розміром $150 \times 70 \times 13$ мм виконували у нижньому положенні. Режими зварювання: прискорювальна напруга — 60 кВт, струм променя — 80 мА, швидкість зварювання — 7 мм/с. Для запобігання розтріскування безпосередньо після зварювання зварні з'єднання піддавали локальній термічній обробці у вакуумній камері: нагрівання — до 900 °С, потужність електронного променя — 5 кВт, швидкість переміщення плями нагрівання — 10 мм/с, ширина зони нагріву зварного з'єднання при локальній електронно-променевій термічній обробці — 20 мм, витримка — 10 хв і подальше охолодження у вакуумі. Температуру зразка контролювали за допомогою термопар, закріплених зі зворотного боку зразка на відстані 10 мм від шва.

Методом ТЕМ були проведені дослідження тонкої структури ЗТВ у біляшовній ділянці, як найбільш проблемної у зварних з'єднаннях титанових сплавів (рис. 1, 2).

У металі зварного з'єднання сплаву 1 у ЗТВ формується переважно структура з α' -фазою і невеликою кількістю β -фази (рис. 1, а, б). Ширина голчастих пластин складової α' -фази становить 0,3...1,5 мкм (рис. 1, а). Щільність дислокацій у внутрішніх об'ємах пластин має нерівномірний характер. Характерним є формування пластинчастих структур з помітним підвищенням щільності дислокацій до $\rho = (7...8) \cdot 10^{10}$ см⁻² на фоні загального низького її рівня $\rho = 10^9$ см⁻² (рис. 1, а). У пластинчастих структурах з підвищеною щіль-

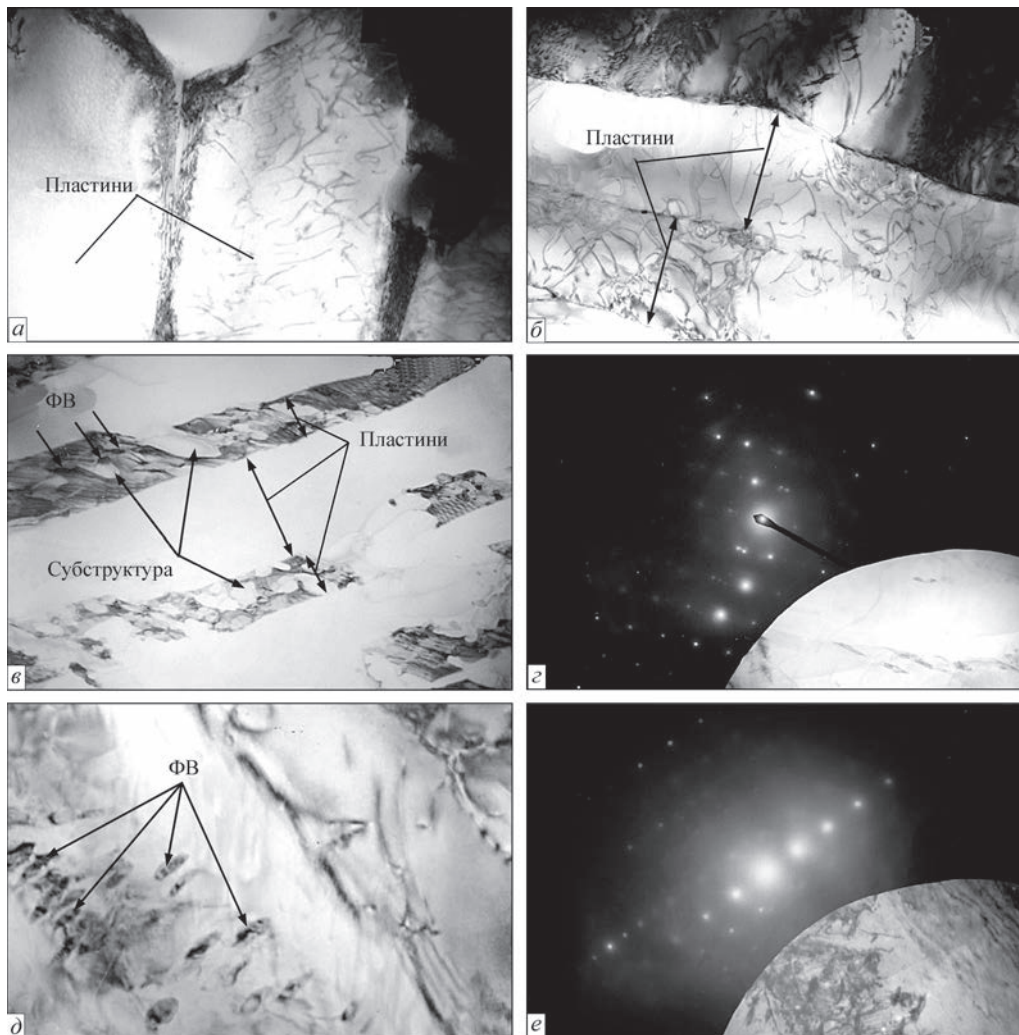


Рис. 1. Тонка структура металу ЗТВ сплаву 1: пластинчаста α' -фаза з низькою (а, $\times 30000$) і високою (б, $\times 20000$) щільністю дислокацій; формування субструктури (в, $\times 50000$); частинки ФВ у матриці пластин (д, $\times 37000$); з, е — мікродифракції відповідних структур (в) і (д)

ністю дислокацій формується субструктура розміром до 100 нм (рис. 1, в).

Порівняльний аналіз тонкої структури та дифракційних картин дозволив отримати інформацію про частинки фазових виділень (ФВ) у матриці та по границях пластинчастих структур. У внутрішніх об'ємах пластинчастої субструктури формуються дисперсні фазові виділення розміром 10...20 нм (рис. 1, в, з). Це переважно фази Ti_5Si_3 , а також $Ti_2Zr_3Si_3$ та Ti_3Al . Крім того, формуються фази більших розмірів (до 120 нм), які не пов'язані зі структурними границями (рис. 1, д, е). При цьому фазоутворення такого характеру супроводжується суттєвим збільшенням щільності дислокацій до $\rho = (7...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Дослідження структури зварних з'єднань сплаву 2 показали, що у біляшовній зоні формується так само структура з α' - та β -фазами. При відносно рівномірному розподілі щільності дислокацій $\rho = (7...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ та частинок фазових виділень спостерігається помітне диспергування структури

(рис. 2, а, б). Розміри пластинчастих структур (0,2...0,5 мкм) у 2...3 рази менші порівняно з пластинчастими структурами металу ЗТВ сплаву 1. Аналіз мікродифракційних картин α' -фази показав, що стехіометричний склад фазових виділень силіцидних та інтерметалідних фаз такий же як і в ЗТВ сплаву 1 (Ti_5Si_3 , $Ti_2Zr_3Si_3$ та Ti_3Al), однак вони менших розмірів — 10...60 нм (рис. 2, б-е).

Фрактографічними дослідженнями зламів зварних з'єднань дослідних сплавів показано наступне. Для поверхні зламу зварних з'єднань дослідного сплаву 1 характерно крихке трансекрystalітне руйнування в поєднанні з квазікрихким. Елементами мікрорельєфу поверхні зламу є фасетки квазікрихкого руйнування розміром 15...30 мкм і пластинчасті структурні складові розміром 7...20 \times 2...4 мкм з дисперсними частинками 0,5...1,0 мкм (рис. 3, а). Аналіз хімічного складу частинок фазових виділень поверхні зламу показав наявність 8,3...13,4 % Al; 1...2 % Si; 3,0...4,8 % Zr. Рейковий рельєф, утворений на по-



Рис. 2. Тонка структура металу ЗТВ сплаву 2: пластинчаста α' -фаза (а, б, $\times 37000$); формування субструктури (в, $\times 50000$); частинки ФВ у матриці пластин (г, $\times 37000$; д, $\times 30000$); з, е — мікродифракції відповідних структур (в) і (д)

верхні руйнування зародженням і злиттям поздовжніх мікропор, свідчить про руйнування пластинчастою структурою, що містить частинки $Ti_2Zr_3Si_3$.

Поверхня зламів зварних з'єднань дослідного сплаву 2 представляє однорідне квазікрихе

руйнування транскристалітного типу з ознаками відриву по границях субструктури та дисперсними ямками в'язкого характеру розміром 1...3 мкм (рис. 3, б). Квазікрихкому руйнуванню характерна наявність дрібних фасеток розміром 2...5 мкм з оз-

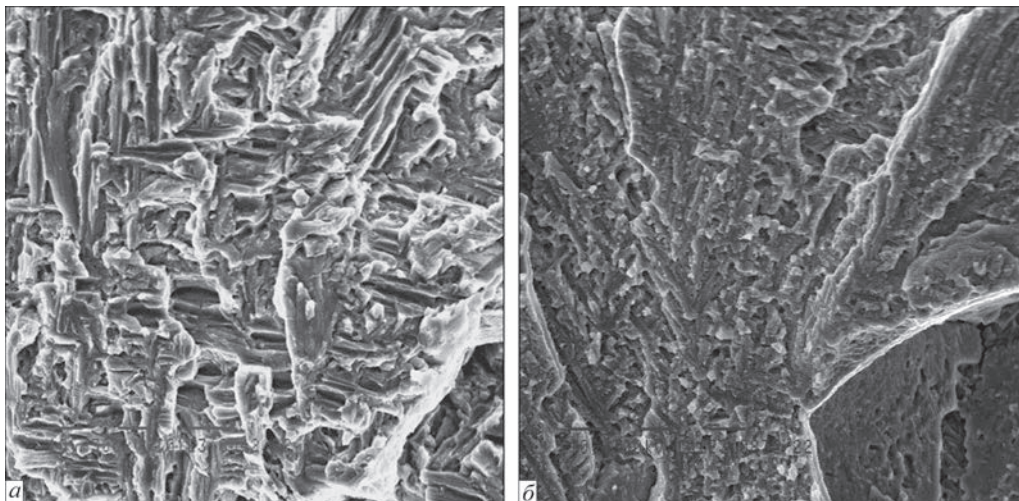


Рис. 3. Мікроструктура ($\times 1010$) поверхні руйнування титанових сплавів: а — крихе руйнування з внутрішньооб'ємними фазовими виділеннями в пластинчастих структурах (сплав 1); б — квазікрихе руйнування з дисперсними ямками (сплав 2)

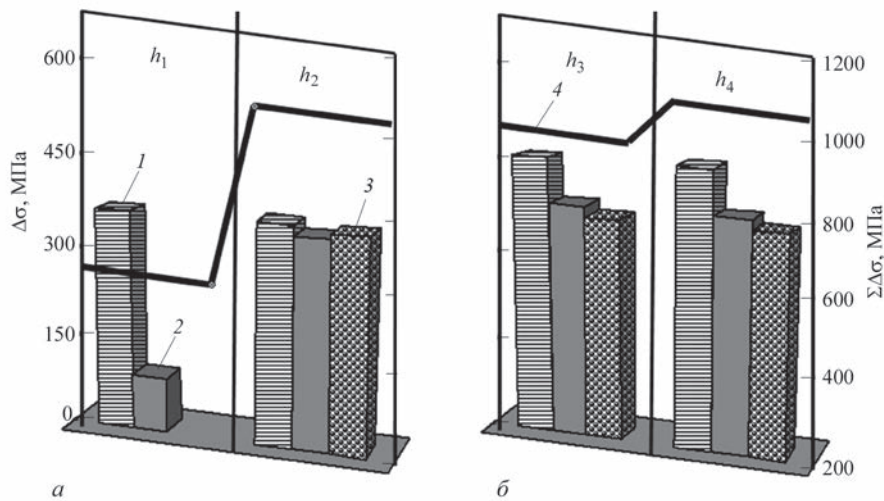


Рис. 4. Внесок різних компонентів структурного зміцнення (субзеренного — $\Delta\sigma_c$, дислокаційного — $\Delta\sigma_d$, дисперсійного — $\Delta\sigma_{д.з.}$) у розрахункове значення зміцнення ($\Sigma\Delta\sigma_T$): а — сплав 1; б — сплав 2; h_i — ширина пластин; 1 — $\Delta\sigma_c$; 2 — $\Delta\sigma_d$; 3 — $\Delta\sigma_{д.з.}$; 4 — $\Sigma\Delta\sigma_T$

наками руйнування за субструктурною складовою. Розмір фасеток квазікрихкого руйнування відповідає субструктурним складовим в α' -мартенситі. Хімічний аналіз елементного складу частинок на поверхні зламу зварного з'єднання дослідного сплаву 2 показав вміст 7,5...10,3 % Al; 0,9...1% Si; 4,7...6 % Zr; 3,3...4 % Nb; 2...3 % Mo (рис. 3, в, з).

Порівняння типів руйнування показало наступне. Злами зварних з'єднань дослідних сплавів 1 і 2, виконаних ЕПЗ, відрізняються за характером руйнування (рис. 3). Для зварних з'єднань сплаву 1 характерні зони протяжного транскристалітного, переважно крихкого типу руйнування великих пластинчастих структур (рис. 3, а). Для зламів зварних з'єднань сплаву 2 характерно однорідне квазікрихке руйнування з ознаками пластичної деформації та диспергування структури (рис. 3, б).

Аналітичними оцінками диференційного внеску різних структурно-фазових факторів і параметрів, що формуються в зварних з'єднаннях досліджуваних сплавів у зміну структурного зміцнення ($\Sigma\Delta\sigma_T$), показано наступне (рис. 4).

Для металу ЗТВ зварних з'єднань дослідного сплаву 1 спостерігається градієнтна (приблизно в 1,8 рази) зміна структурного зміцнення. Пластинчастим структурам із низькою щільністю дислокацій ($\rho = 10^9 \text{ см}^{-2}$) характерний низький рівень зміцнення ($\Sigma\Delta\sigma_T = 570 \text{ МПа}$) (рис. 4, а). Різке підвищення до $\Sigma\Delta\sigma_T = 1010 \text{ МПа}$ спостерігається у пластинчастих структурах з високою щільністю дислокацій ($\rho = (7...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) та найбільш насичених фазовими виділеннями. Це призводить до зростання дислокаційного ($\Delta\sigma_d = 250 \text{ МПа}$) та дисперсійного ($\Delta\sigma_{д.з.} = 375...400 \text{ МПа}$) зміцнень. У більшій зоні сплаву 2 має місце більш рівномірний розподіл характеристик міцності при досить

високому його рівні ($\Sigma\Delta\sigma_T = 910...1040 \text{ МПа}$) у сформованих мартенситних фазах пластинчастого типу (рис. 4, б). Це пов'язано з більш дрібно-дисперсною структурою.

Підвищення зміцнення обумовлено диспергуванням субструктури ($\Delta\sigma_c = 530 \text{ МПа}$), а порівняно рівномірне підвищення загальної дислокаційної щільності в об'ємах металу приводить до зміцнення порядку $\Delta\sigma_d = 360 \text{ МПа}$. При цьому внесок дисперсійного зміцнення $\Delta\sigma_{д.з.} = 420...500 \text{ МПа}$.

Розрахункові оцінки в'язкості руйнування (K_{Ic}) згідно залежності Краффта показали суттєву різницю для структури досліджуваних сплавів. Для градієнтної за розмірами та щільністю дислокацій пластинчастої структури металу ЗТВ зварних з'єднань дослідного сплаву 1 характерне зниження K_{Ic} до 16...30 $\text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$. У разі дослідного сплаву 2 показник K_{Ic} збільшується до 20...37 $\text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ (рис. 5). Це зумовлено диспергуванням пластинчастих структур і частинок фазових виділень при рівномірному розподілі щільності дислокацій.

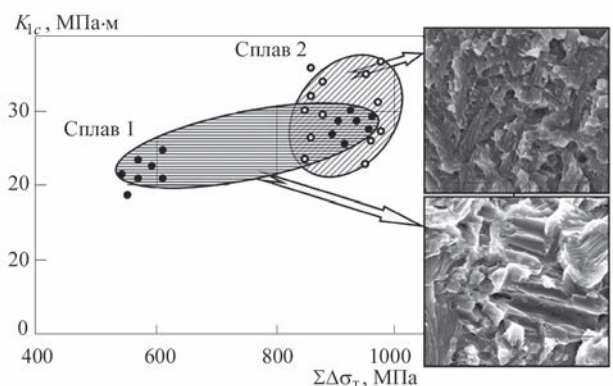


Рис. 5. Розрахункові значення міцності ($\Sigma\Delta\sigma_T$) і в'язкості руйнування (K_{Ic}) металу ЗТВ зварних з'єднань дослідних сплавів та відповідно фрактограми крихкого (сплав 1) та квазікрихкого (сплав 2) руйнування, $\times 4020$

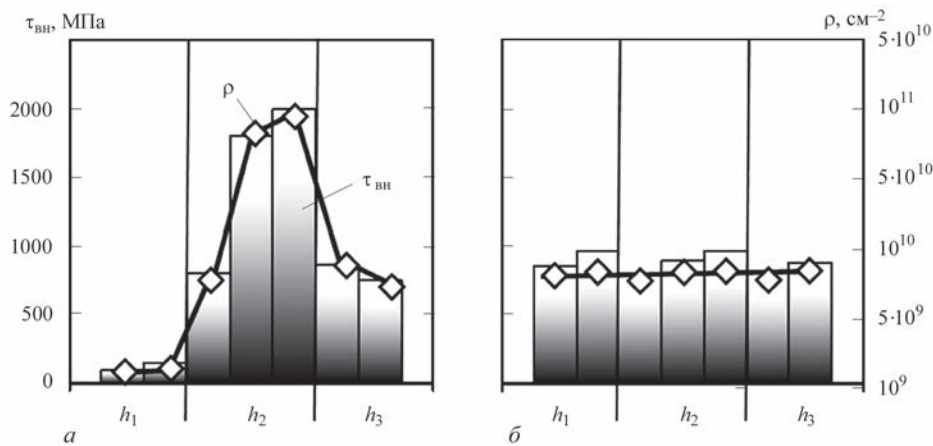


Рис. 6. Рівень локальних внутрішніх напружень ($\tau_{\text{вн}}$), що формуються у структурі зварних з'єднань у пластинчастих структурах: *a* — градієнтних за розподілом щільності дислокацій (ρ) (сплав 1); *б* — при рівномірному розподілі щільності дислокацій (сплав 2); h_i — ширина пластин

За результатами дослідження дислокаційної структури виконані оцінки зміни внутрішніх напружень ($\tau_{\text{вн}}$) у металі ЗТВ зварних з'єднань. Показано, що для металу ЗТВ сплаву 1 спостерігається градієнтний розподіл внутрішніх напружень від 10...100 до 750...860 МПа (рис. 6, *a*). Це пов'язано зі зміною щільності дислокацій у пластинах різного типу: з низькою ($\rho = 10^9 \dots 10^{10} \text{ см}^{-2}$) та високою ($\rho = 7 \dots 8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) щільністю дислокацій. Однак спостерігаються зони з більш високою щільністю дислокацій ($\rho = 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), де локальні внутрішні напруження досягають до 2000 МПа (рис. 6, *a*).

Для ЗТВ сплаву 2 характерно достатньо рівномірний розподіл внутрішніх напружень ($\tau_{\text{вн}} = 860 \dots 970 \text{ МПа}$), що відповідає рівномірній щільності дислокацій ($\rho = (8 \dots 9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) у пластинчастих структурах (рис. 6, *б*).

Висновки

1. Біляшовній зоні зварного з'єднання псевдо- α -сплаву характерне найбільш активне фазоутворення силіцидів переважно в окремих зернах β -фази та в одиничних α' -пластинах з високою щільністю дислокацій при формуванні субструктури. Дислокаційна структура α' -пластини в основному має невисоку щільність дислокацій при відсутності силіцидів та інтерметалідів. Фазові виділення спостерігаються у зернограничних прошарках та вздовж між пластинами. Формування у біляшовній зоні псевдо- α -сплаву фазових виділень, що відрізняються за дисперсністю та щільністю дислокацій призводить до градієнтних характеристик міцності та в'язкості руйнування у суміжних пластинчастих структурах. Відбувається значна зміна структурного зміцнення у складових суміжних пластинчастих структур α' -фази з низькою та високою щільністю дислокацій при наявності силіцидних та інтерметалідних фаз. У

зонах з високою щільністю дислокацій в місцях дислокаційних скупчень встановлено максимальний рівень локальних внутрішніх напружень — концентраторів зародження мікротріщин.

2. Для біляшовної зони зварних з'єднань ($\alpha+\beta$)-титанового сплаву мартенситного типу характерно формування дрібнопластинчастої структури, дисперсних силіцидних та інтерметалідних фазових виділень при рівномірному їх розподілі. Безградієнтний розподіл щільності дислокацій в α' - і β -фазах запобігає утворенню концентраторів внутрішніх напружень і забезпечує тріщиностійкість отриманих покриттів. У біляшовній зоні ($\alpha+\beta$)-титанового сплаву має місце більш високий і рівномірний рівень характеристик міцності та в'язкості руйнування.

3. Для усунення градієнта за міцністю і в'язкістю руйнування необхідно забезпечити формування однорідної диспергованої пластинчастої структури при рівномірному розподілі щільності дислокацій та частинок фазових виділень. Така структура забезпечуватиме високий рівень механічних властивостей і тріщиностійкість металу зварних з'єднань титанових сплавів.

Список літератури/References

1. Eremenko, V.N. (1960) *Titanium and its alloys*. Kyiv, Izd-vo AN Ukr.SSR [in Russian].
2. Gurevich, S.M., Zamkov, V.N., Kompan, Ya.Yu. et al. (1979) *Metallurgy and technology of welding of titanium and its alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
3. Gnesin, G.G., Skorokhod, V.V. (2008) Inorganic materials science: Encyclopedic edition in 2 volumes. *Materials and Technologies*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
4. (1996) *Titanium 95: Science and Technology*. In: *Proc. of 8th World Conf. on Titanium, Birmingham, UK, London*.
5. Heping Deng, Wu Min, Anjun Mo, Yi Qin. (2023) Forming analysis and heat treatment of TC31 titanium alloy component with high ribs and thin webs. *Materials*, 16(7), 2860; <https://doi.org/10.3390/ma16072860>

6. Song, X.Y., Zhang, W.J., Ma, T. et al. (2017) In effect of heat treatment on the microstructure evolution of Ti–6Al–3Sn–3Zr–3Mo–3Nb–1W–0.2 Si titanium alloy. *Mat. Sci. Forum*; Trans. Tech. Publications Ltd. Stafa-Zurich, Switzerland, 1828–1833.
7. Zhang, W., Song, X., Hui, S. et al. (2014) W. Tensile behavior at 700 °C in Ti–Al–Sn–Zr–Mo–Nb–W–Si alloy with a bi-modal microstructure. *Mater. Sci. Eng. A*, **595**, 159–164.
8. Dipeng, W., Yong, W., Minghe, C. et al. (2019) High temperature flow behavior and microstructure evolution of TC31 titanium alloy sheets. *Rare Met. Mater. Eng.*, **48**, 3901–3910.
9. Dang, K., Wang, K., Liu, G. (2021) Dynamic softening and hardening behavior and the micro-mechanism of a TC31 high temperature titanium alloy sheet within hot deformation. *Materials*, **14**, 6515.
10. Yongnan Chen, Wenqing Yang, Arixin Bo, Yuantong Gu. (2018) Underlying burning resistant mechanisms for titanium alloy. *Materials and Design*, **156**, 588–595. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.07.025
11. Akhonin, S.V., Vrzhezhevskii, E.L., Belous, V.Yu., Petrichenko, I.K. (2017) Influence of preheating parameters and local heat treatment on structure and properties of dispersion-strengthened joints of silicon-containing titanium alloys made by electron beam welding. *The Paton Welding J.*, **7**, 43–47. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.07.09>
12. Akhonin, S.V., Berezos, V.O., Pikulin, O.M. et al. (2022) Producing high-temperature titanium alloys of Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn system by electron beam melting. *Suchasna Elektrometal.*, **2**, 3–9. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2022.02.01>
13. Markashova, L.I., Poznyakov, V.D., Berdnikova, E.N. et al. (2017) Structure and service properties of welded joints of high-strength steels, aluminium and titanium alloys. *Paton Welding J.*, **7**, 6–14. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.07.02>
14. Markashova, L.I., Akhonin, S.V., Grigorenko, G.M. et al. (2012) Structure and properties of welded joints on titanium alloys containing silicon additions. *The Paton Welding J.*, **11**, 6–15.
15. Paton, B.E., Grigorenko, G.M., Markashova, L.I. et al. (2018) Structure of large profiled single crystals of tungsten, produced by additive plasma-induction surfacing. *Suchasna Elektrometal.*, **4**, 42–51. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2018.04.03>
16. Markashova, L., Tyurin, Y., Berdnikova, O. et al. (2019) Effect of nano-structured factors on the properties of the coatings produced by detonation spraying method. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, 109–117.
17. Markashova, L., Berdnikova, O., Alekseienco, T. et al. (2019) Nanostructures in welded joints and their interconnection with operation properties. *Advances in Thin Films, Nanostructured Materials, and Coatings*. Eds by A.D. Pogrebnyak, V. Novosad. Singapore, Springer, 119–128. DOI: https://doi.org/10.1007/978-981-13-6133-3_12
18. Markashova, L.I., Pashchin, N.A., Berdnikova, E.N. et al. (2018) Influence of impulsive electric current on the fine structure of AMg6 aluminum alloy subjected to electrodynamic treatment. *Mater. Sci.*, **54(1)**, 82–87. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-018-0161-81.2>
19. Markaszowa, L.I., Poznyakow, W.D., Berdnikowa, E.N. (2018) Effect of welding parameters on the structure, mechanical properties and crack resistance of welded joints made of steel 14HGN2MDAFB. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*, **62(2)**, 41–49. DOI: <https://doi.org/10.17729/ebis.2018.2/5>
20. Grigorenko, G.M., Markashova, L.I., Golovko, V.V. et al. (2020) Influence of titanium-containing inoculants on the structure of metal in the welds of high-strength low-alloy steels. *Materials Science*, **56**, 195–202. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00415-z>

INFLUENCE OF STRUCTURE-PHASE COMPOSITION OF TITANIUM ALLOYS DOPED BY NIOBIUM AND SILICON, ON MECHANICAL CHARACTERISTICS OF THEIR WELDED JOINTS

L.I. Markashova¹, S.G. Hryhorenko, O.M. Berdnikova, S.V. Akhonin, O.S. Kushnaryova, T.O. Alekseenko, E.V. Polovetskyi

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

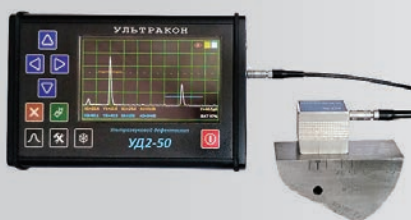
11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: svitlanahryhorenko2@gmail.com

Results of detailed investigations by the method of transmission electron microscopy are presented, and evaluation was performed in the system of chemical composition→structure→properties of welded joints produced by electron beam welding of experimental high-temperature multicomponent titanium alloys doped by niobium and silicon. It was found that in order to eliminate the gradient by strength and fracture toughness, it is necessary to ensure formation of a homogeneous dispersed platelike structure at uniform distribution of the density of dislocations and phase precipitate particles. Such a structure will ensure a high level of mechanical properties and crack resistance of metal in titanium alloy welded joints. 20 Ref., 2 Tabl., 6 Fig.

Keywords: titanium alloys, chemical composition, welded joints, structural-phase composition, dislocation structure, substructure, phase formation, stoichiometric composition, strengthening, local internal stresses, crack resistance

Надійшла до редакції 14.07.2023

УЛЬТРАЗВУКОВИЙ ДЕФЕКТОСКОП УД2-50



Сучасний малогабаритний ультразвуковий дефектоскоп загального призначення для неруйнівного контролю. Призначений для пошуку порушень суцільності та однорідності виробів, зварних з'єднань і напівфабрикатів з металів, пластиків, композитів, а також для вимірювання координат залягання і оцінки параметрів дефектів.

Розробник ТОВ НВФ «УЛЬТРАКОН»

MANUFACTURING TECHNOLOGIES OF Cu–Al BIMETALLIC COMPOSITES (REVIEW)

I.V. Ziakhor¹, A.O. Nakonechnyi¹, Wang Qichen², Linyu Fu³, V.V. Koltsov⁴

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

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: zyakhor2@ukr.net

²CIMC Offshore Engineering Institute Company Limited, Yantai, Shandong, P.R. China

³Yantai Fisend Bimetal Co. Limited, Yantai, Shandong, P.R. China

⁴Enterprise Technologies LTD. 1U Starosilska Str., 02125, Kyiv, Ukraine

Copper-aluminium composites are widely used in the power transmission, telecommunications, aviation, automotive and electronics industries. The review is devoted to the analysis of manufacturing technologies of bimetallic copper-aluminium composites. It is shown that two metallurgical methods for the production of Cu–Al composite blanks have been used — continuous casting with vertical core filling and continuous casting (VCFC) with horizontal core filling (HCFC). The last of the methods is most suitable for industrialization. The features of phase transformations at the Cu/Al interface during casting of bimetallic composites, their thermomechanical deformation, and welding are considered. It is shown that the interface between the Al-core and the Cu-shell is a multilayer structure consisting of layers of phases $\gamma_1(\text{Cu}_9\text{Al}_4)$, $\delta(\text{Cu}_3\text{Al}_2)$, $\eta_2(\text{CuAl})$, $\epsilon_2(\text{Cu}_3\text{Al}_2+x)$, $\theta(\text{CuAl}_2)$, and eutectic $\alpha(\text{Al})/\theta(\text{CuAl}_2)$ layers. For the production of copper-clad aluminium (CCA) wire from bimetallic blanks, methods of rolling, drawing and welding are used. The final goal of the review is to determine the initial data and technical solutions for the development of an effective technology for butt welding of copper-aluminium blanks in the production of CCA composites. 32 Ref., 1 Tabl., 6 Fig.

Keywords: copper-aluminum composite, copper-clad aluminum, continuous casting, Cu/Al interface, intermetallic layer, eutectic

Introduction. The review is devoted to the analysis of metallurgical technologies for the production of CCA composites, the study of diffusion processes, the microstructure formation, and phase transformation of the Cu/Al interfacial boundary during production process, heating, deformation, and welding. With the development and distribution of CCA composites, the problem arose of reliable welding of CCA blanks before the operation of drawing the wire billets to a given diameter. Particularly urgent problem is the need to weld billets of Cu–Al composite metals during CCA wire production – on cold drawing lines, where the welded joint is subjected to high mechanical stress and plastic deformation. The complexity of reliable welding of CCA composites is associated with the possibility of delamination of the aluminium core and the copper cladding layer, as well as the fact that when heated, aluminium and copper enter into a chemical reaction with the formation of brittle intermetallic layers. The final goal of the review is determination of the initial data and key technical solutions for the development of efficient technology and equipment for welding of copper-aluminium composite cable joints.

A significant number of publications are devoted to the study of technologies for the production of CCA composites, as well as, the study of its properties and structure, diffusion processes at the “copper–al-

uminium” interface during thermal, deformation and welding. These works provide information on various aspects of the problem of obtaining CCA composites, including plates, rods, and wires, in particular:

1. Analysis of the effectiveness of various (metallurgical and thermo-mechanical) technologies for the production of CCA-composites;

2. Study of diffusion processes and the formation of the Cu/Al interfacial boundary in the bimetal under various temperature-time conditions for the production of heat treatment and operation of the CCA;

3. Numerical modelling of the processes of formation of intermetallic compounds (IMC) during rolling and annealing of CCA-composites;

4. Study of the process of formation of the Cu/Al interface during welding and subsequent heat treatment of CCA composites.

Let’s take a look at some of these publications.

CCA-composites have been widely used in the fields of power transmission, signal transportation and energy transfer, in aviation, petroleum, chemical, shipbuilding, automobile, and electronics [1–8], and other industrial fields. Standard [1] specifies the dimensions, electrical characteristics and mechanical characteristics of aluminium — based and copper-clad aluminium conductors, for lightweight aircraft electrical cables and aerospace applications. It applies to

I.V. Ziakhor — <https://orcid.org/0000-0001-7780-0688>, A.O. Nakonechnyi — <https://orcid.org/0000-0002-6064-1219>,

V.V. Koltsov — <https://orcid.org/0009-0008-6078-1706>

stranded conductors over the nominal cross-sectional area range 0.22 mm² to 107 mm² inclusive. Standard [2] covers bare round copper-clad aluminium wire for electrical applications.

At present, one of the most common method of production of layered metal composites is a roll casting composite method. In addition, some other methods, such as the electromagnetic continuous rolling [8, 9], friction pressure welding [10], ultrasonic welding [11], and overlay welding method [12], and others, have also been studied and used in some development applications. However, for Cu/Al composite panels, the roll casting method has more advantages because of its high security and low energy cost. Wide, semi-solid, and whole roll casting can be achieved through roll casting method for Cu/Al composite panels, without any change in the original good electrical conductivity of the copper and aluminium, and the Cu/Al composite panels are a metallurgical combination, which can further improve the bonding strength of Cu/Al composite materials.

There are two main roll casting composite methods — a vertical core-filling continuous casting (VCFC) [7] technology and horizontal core-filling continuous casting (HCFC) [9–12] technology. HCFC technology is not only convenient for obtaining an impurity-free interface but is also suitable for industrialization. When preparing bimetallic composites by VCFC or HCFC technology, the dissimilar liquid metals were cast and bonded simultaneously. The bonding process was realized when liquid core metal filled into the presolidified metal sheath and solidified. Therefore, HCFC technologies can be classified into the category of liquid-solid bonding technology.

In paper [7] CCA rods with a diameter of 12 mm and a sheath thickness of 2 mm were fabricated by self-developed VCFC device (fig. 1). Fig. 2 shows the macro-morphology of a CCA rod fabricated by VCFC. It can be seen that Cu coating with dense

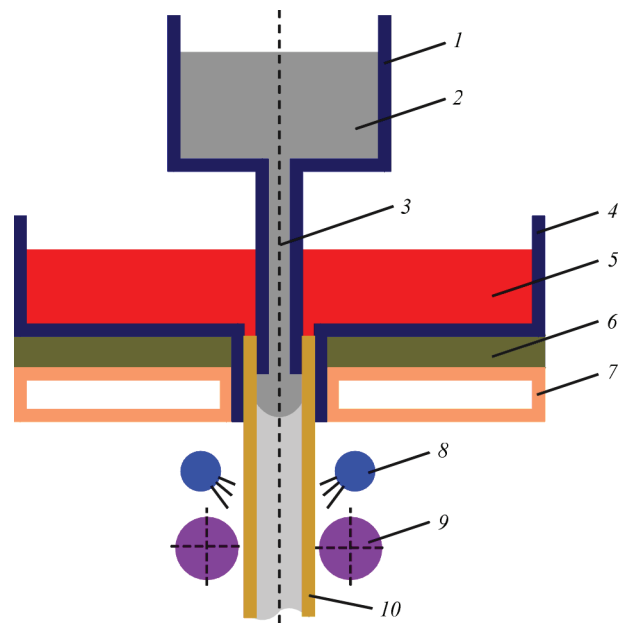


Fig. 1. Schematic diagram of vertical core-filling continuous casting for CCA composites: 1 — graphite crucible for aluminium; 2 — liquid aluminium; 3 — runner; 4 — graphite crucible for copper; 5 — liquid copper; 6 — heat insulating material; 7 — crystallizer; 8 — secondary cooler; 9 — pinch rolls; 10 — CCA composites

structure and uniform thickness was obtained by this technology. Based on the theoretical analysis and the previous experimental results, the main processing parameter ranges for the experiments were determined as follows: copper casting temperature $T_{Cu} = 1250$ °C, continuous casting speed $v = 60$ mm/min, secondary cooling located at 75 cm beneath the crystallizer.

The phase compositions of the fracture surface and Cu/Al interface were identified using X-ray diffraction (XRD) and transmission electron microscopy (TEM), respectively. Fig. 3 shows the SEM image of interfacial microstructure of CCA composite. It can be seen that there was a 250 μm-thick interface between the Cu sheath and Al core. Along the radial direction from the Cu sheath to the Al core, the interface can be

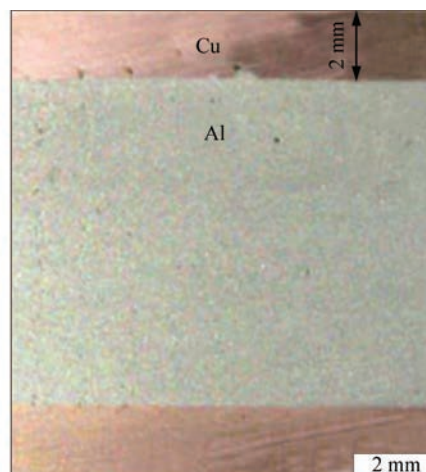
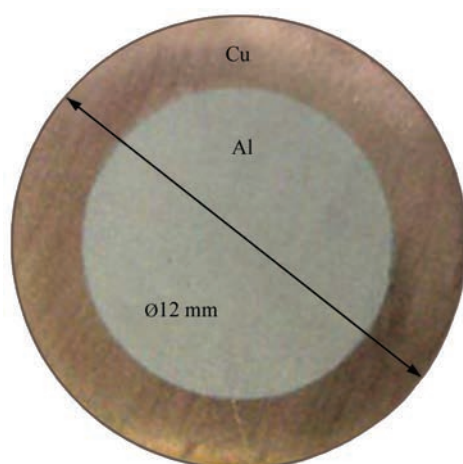


Fig. 2. Macro-morphology of CCA rod

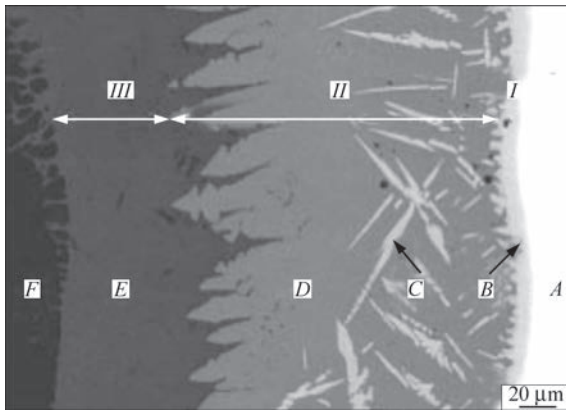
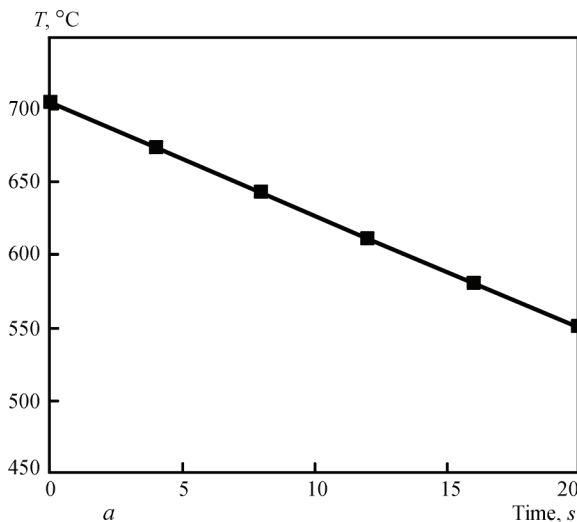


Fig. 3. SEM image of interface in CCA composites

divided into three sublayers with different thicknesses and morphologies. The contents of Cu and Al at the interface were measured by EDS analysis. The results are tabulated in Table.

The interfacial mechanism of formation of aluminium composites with a copper sheath was studied. The results showed that the interfacial structure of Cu/Al was mainly composed of layered $\gamma_1(\text{Cu}_9\text{Al}_4)$, cellular $\theta(\text{CuAl}_2)$, and $\alpha(\text{Al})+\theta(\text{CuAl}_2)$ phases. Sublayer I with little thickness was predicted to be layered $\gamma_1(\text{Cu}_9\text{Al}_4)$ phase. Sublayer II with large thickness was predicted to be cellular $\theta(\text{CuAl}_2)$ phase. In sublayer II, acicular compounds were predicted to be residual $\varepsilon_2(\text{Cu}_3\text{Al}_{2+x})$ phase corresponding to the composition analysis result. Sublayer III had a distinct feature of lamellar eutectic morphology.

Fig. 4, a shows the relation that Cu/Al interface temperature varies with time. It can be seen that the cooling rate of Cu/Al interface was very fast. Therefore, the interfacial bonding of Cu/Al was a continuous cooling solid-liquid reaction process, and the formation of Cu/Al interfacial layer was a result of the comprehensive effect of interfacial reaction-diffusion and rapid solidification.



Results of EDS analysis of interface in CCA composites

Position	x(Cu), %	x(Al), %	Predicted phase
A	99.43	0.57	$\alpha(\text{Cu})$
B	62.88	37.12	$\gamma_1(\text{Cu}_9\text{Al}_4)$
C	53.36	46.64	$\varepsilon_2(\text{Cu}_3\text{Al}_{2+x})$
D	35.24	64.76	$\theta(\text{CuAl}_2)$
E	21.96	78.04	$\alpha(\text{Al})+\text{CuAl}_2$
F	1.79	98.21	$\alpha(\text{Al})$

Fig. 4, b shows the Cu–Al binary phase diagram. T_1 is the initial contact temperature between solid Cu and liquid Al (about 700 °C), T_2 is the melting point of Al (660.452 °C), T_3 is the temperature of peritectic reaction $L + \varepsilon_2 = \eta_1$ (624 °C) and T_4 is the temperature of peritectic reaction of $L + \eta_1 = \theta$ (592 °C). Liquid Al flowed from the Al honeycomb duct to contact with the inner wall of solid Cu tube at T_1 .

The diffusion of Al atoms to Cu matrix led to a rapid dissolution of Cu, forming a thin liquid diffusion layer (DL) at the Cu/Al interface. Combined with the binary phase diagram of Cu–Al (fig. 4, b), the phases of $\varepsilon_2(\text{Cu}_3\text{Al}_{2+x})$, $\gamma_1(\text{Cu}_9\text{Al}_4)$ and $\beta(\text{Cu}_3\text{Al})$ could be generated at the temperature T_1 . Due to the slow growth rate of β phase and the short contact reaction time of Cu/Al, $\beta(\text{Cu}_3\text{Al})$ phase could be ignored. Moreover, residual acicular $\varepsilon_2(\text{Cu}_3\text{Al}_{2+x})$ phase was observed at the Cu/Al interface.

Based on the studies carried out in [7], the conclusions:

1) According to the analysis results of SEM, XRD and TEM, the interfacial structure of CCA composite contained three sublayers: Sublayer I was layered $\gamma_1(\text{Cu}_9\text{Al}_4)$ phase, Sublayer II was cellular $\theta(\text{CuAl}_2)$ and acicular residual $\varepsilon_2(\text{Cu}_3\text{Al}_{2+x})$

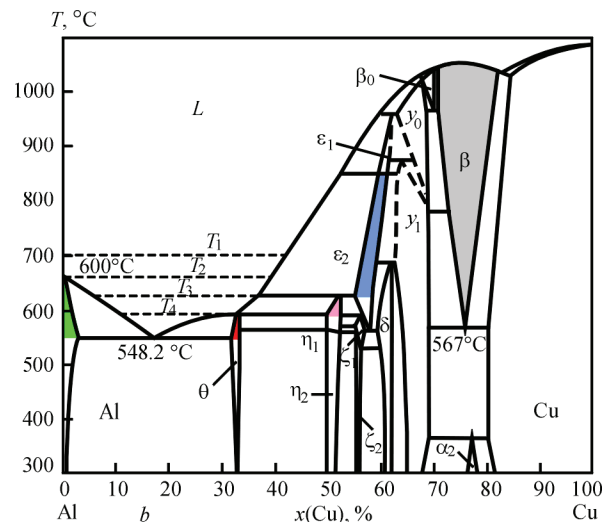


Fig. 4. Relationship between temperature of Cu/Al interface and time (a) and Cu–Al binary phase diagram (b)

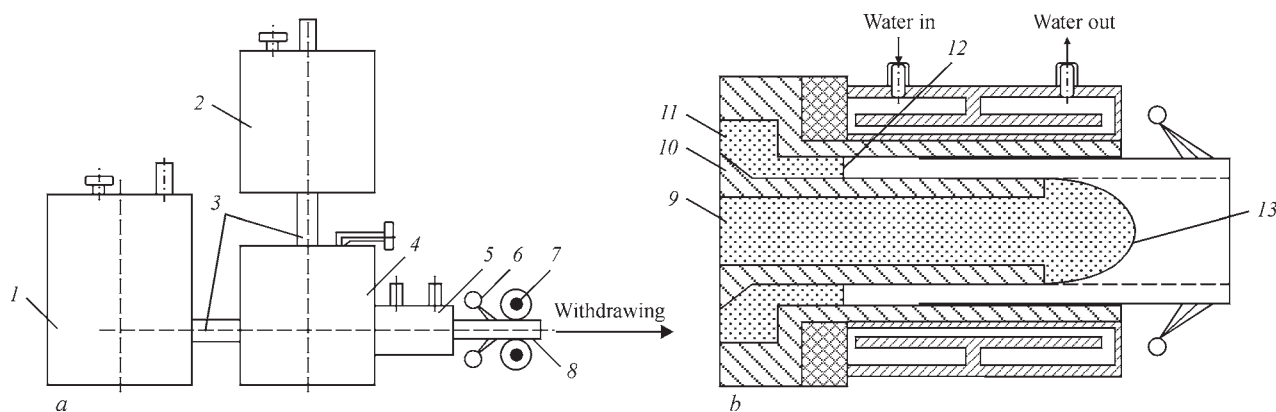


Fig. 5. Schematic diagram of the HCFC device for preparing CCA rod: (a) device and (b) composite mold: 1 — molten aluminum holding furnace; 2 — molten copper holding furnace; 3 — runner; 4 — composite mold holding furnace; 5 — composite mold; 6 — secondary cooling; 7 — pinch rolls; 8 — CCA rod; 9 — liquid aluminium; 10 — mandrel; 11 — liquid copper; 12 — solidification front of liquid copper; 13 — solidification front of liquid aluminum

phases, and Sublayer III was $\alpha(\text{Al})+\theta(\text{CuAl}_2)$ pseudo eutectic structure.

2) The nucleation driving force of $\varepsilon_2(\text{Cu}_3\text{Al}_2+x)$ was greater than that of $\gamma_1(\text{Cu}_9\text{Al}_4)$, which indicated that $\varepsilon_2(\text{Cu}_3\text{Al}_2+x)$ formed firstly at the Cu side interface.

3) The $\gamma_1(\text{Cu}_9\text{Al}_4)$ phase formed through solid diffusion reaction between $\varepsilon_2(\text{Cu}_3\text{Al}_2+x)$ and solid Cu. The $\theta(\text{CuAl}_2)$ and $\theta(\text{CuAl}_2)+\alpha(\text{Al})$ phases mainly formed by peritectic reaction and eutectic reaction, respectively.

In paper [9] CCA rods with a diameter of 30 mm and a sheath thickness of 3 mm were fabricated by horizontal core-filling continuous casting (HCFC) technology. Fig. 5 shows the schematic diagram of the HCFC device and the detailed structure of the composite mold.

The microstructure and morphology, distribution of chemical components, and phase composition of the interface between Cu and Al were characterized by scanning electron microscope (SEM), transmission electron microscope (TEM), and energy dispersive spectrometer (EDS). The formation mechanism of the interface and the effects of key processing parameters, e.g., aluminium casting temperature, secondary cooling intensity, and mean withdrawing speed on the interfacial microstructure and bonding strength were investigated. The results show that the CCA rod has a multilayered interface, which is composed of three sublayers — sublayer I is Cu_9Al_4 layer, sublayer II is CuAl_2 layer, and sublayer III is composed of $\alpha\text{-Al}/\text{CuAl}_2$ pseudo eutectic. The thickness of sublayer III, which occupies 92 to 99 pct of the total thickness of the interface, is much larger than the thicknesses of sublayers I and II. However, the interfacial bonding strength is dominated by the thicknesses of sublayers I and II; i.e., the bonding strength decreases with the rise of the thicknesses of sublayers I and II.

The CCA rod with the largest interfacial bonding strength of 67.9 ± 0.5 MPa was fabricated under such processing parameters as copper casting temperature 1503 K (1230 °C), aluminum casting temperature 1063 K (790 °C), primary cooling water flux 600 L/h, secondary cooling water flux 700 L/h, and mean withdrawing speed 87 mm/min. The total thickness of the interface of the CCA rod fabricated under the preceding processing parameters is about 75 μm , while the thicknesses of sublayers I and II are about 1.1 and 0.1 μm , respectively.

In paper [10] Al–17 at.% Cu alloy, which had the same eutectic structure as the eutectic microstructure layer on the interface of Cu–Al composite plate, was prepared by changing the cooling rate of ingot solidification to substitute the eutectic microstructure layer on the interface of Cu–Al composite plate (fig. 6), and the compression deformation behavior was investigated.

The conclusions are as follows: (1) when the deformation temperature ranges from 300 to 400 °C, the softening effect of dynamic recrystallization of $\alpha\text{-Al}$ in the eutectic microstructure layer is greater than the hardening effect, and then the uniform plastic deformation of eutectic microstructure is caused; (2) according to the true stress–strain curves of the eutectic microstructure layer in different deformation conditions, the relationships between true strain and material parameters were obtained by polynomial fitting based on the Arrhenius hyperbolic sinusoid model, and the constitutive equation of flow stress in the eutectic microstructure layer was established.

In paper [11] copper-aluminium (Cu–Al) based lamellar composites were prepared using a solid-liquid compound casting (SLCC) technology. Characterization results showed that the Cu–Al composites were fully-sintered at 700 °C under an argon atmosphere using the SLCC technology. Cu–Al interfacial

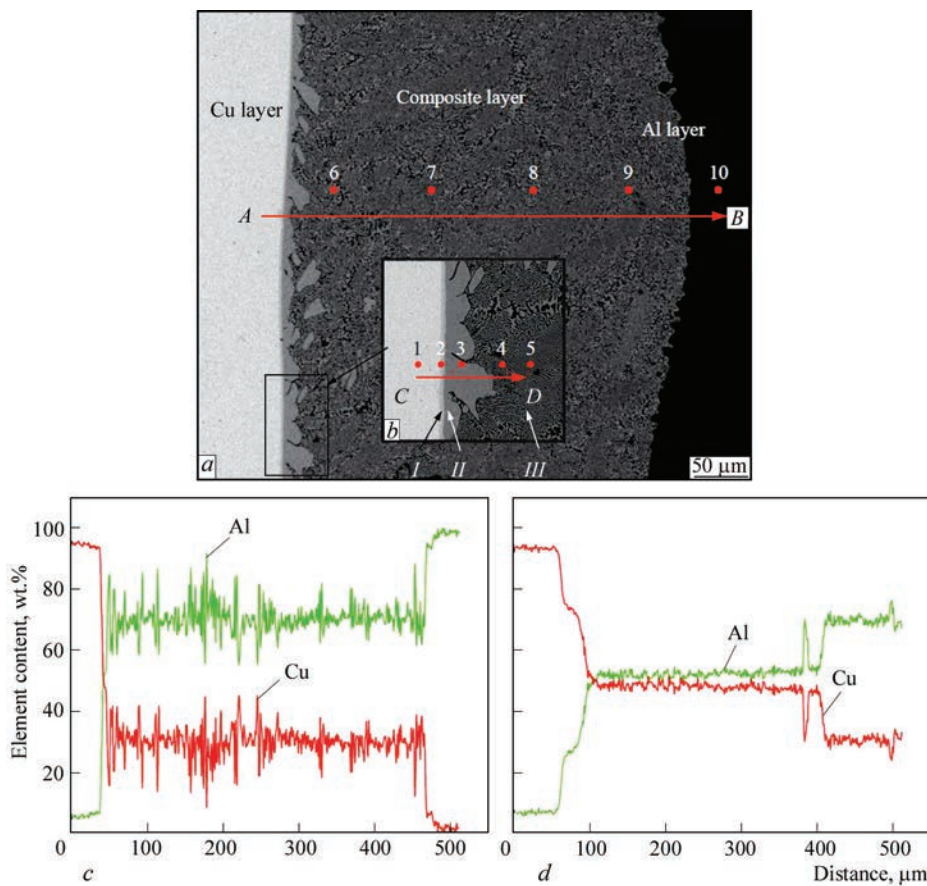


Fig. 6. Microscopic results and element distribution of the composite interface: *a*, *b* — microstructure of the interface; *c*, *d* — EDS line sweep analysis results of *A–B* in (*a*) and *C–D* in (*b*)

bonding was uniform with a well-defined transitional and inter-diffusion region. Intermetallic compounds and solid solutions of CuAl_2 , CuAl , Cu_9Al_4 , CuAl_3 and Cu_3Al_2 were detected at the interfacial region. With the increase of annealing temperature, the width of the Cu–Al interfacial region was increased, and the interfacial bonding strength was also increased, whereas the types of the intermediate phases were changed. With the increase of dwelling time at a given annealing temperature, the width of Cu–Al interfacial region was increased, the interfacial bonding strength was decreased and the mesophases were changed. The bonding strength of the as-prepared composite was 30 MPa, whereas those of specimens annealed at 200 °C for 2 h, 300 °C for 2 h, 400 °C for 2 h, 300 °C for 30 min and 300 °C for 1 h were 59, 39, 74, 56, and 49 MPa, respectively. The Cu–Al interfacial bonding mechanisms were identified to be rapid inter-diffusion of copper and aluminium and formation of interfacial and graded microstructures. The formation of copper-aluminium interface is a combined result of inter-atomic diffusion and interfacial chemical reactions, the latter of which is more dominant in the diffusion process.

In paper [12] the copper/aluminium (Cu/Al) clad sheets were produced on a horizontal twin-roll cast-

er and then were multi-pass rolled and annealed. The thickness of the as-cast clad sheet was 8 mm. Rolling was performed with total reductions of 12.5 %, 25 %, 37.5 %, 50 %, and 62.5 %, separately. The effects of the rolling and annealing processes on the interface and peel strength of the Cu/Al clad sheets were investigated. The evolution of the interface and crack propagation were studied. The interface thickness of the as-cast clad sheet reached 9 μm to 10 μm and the interface was composed of three IMC layers including Al_2Cu , AlCu , and Al_4Cu_9 . The average peel strength (APS) was only 9 N/mm. After multi-pass rolling, the peel strength first slightly increased and then gradually decreased with the increase of the rolling pass number. After rolling to 7 mm and annealing at 350 °C for 2 h. After rolling to 7 mm and annealing at 350 °C for 2 h, the clad sheet had the highest APS of 25 N/mm. This process can be used as the method to improve the peel strength of the Cu/Al clad sheets. The improvement in the peel strength was due to the following three factors: (1) mechanical locking formed in the Cu/Al direct contact region after rolling, (2) the region of the Al matrix fracture, and (3) mechanical biting from the Cu/Al direct contact region. In the process of multi-stage rolling, the multilayer structure of intermetallic phases and eutectic

is destroyed and dispersed, forming a Cu/Al interface without a continuous brittle layer with dispersed inclusions of intermetallic particles.

In paper [13] the solid-liquid method was used to prepare the continuous casting of copper cladding aluminium by liquid aluminium alloy and solid copper, and the interfacial phase formation of Al-Cu bimetal at different pouring temperatures (700, 750, 800 °C) was investigated by means of metallograph, scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectrometry (EDS) methods. The results showed that the pouring temperature of aluminium melt had an important influence on the element diffusion of Cu from the solid Cu to Al alloy melt and the reactions between Al and Cu, as well as the morphology of the Al-Cu interface. When the pouring temperature was 800 °C, there were abundant Al-Cu intermetallic compounds (IMC) near the interface. However, a lower pouring temperature (700 °C) resulted in the formation of cavities which was detrimental to the bonding and mechanical properties. Under the conditions in this study, the good metallurgical bonding of Al-Cu was achieved at a pouring temperature of 750 °C.

In paper [14] an innovative horizontal continuous casting method was developed and successfully used to prepare copper-clad aluminium (CCA) rods with a diameter of 85 mm and a sheath thickness of 16 mm. The solidification structure and element distribution near the interface of the CCA ingots were investigated by means of a scanning electron microscope, an energy dispersive spectrometer, and an electron probe X-ray microanalyzer. The results showed that the proposed process can lead to a good metallurgical bond between Cu and Al. The interface between Cu and Al was a multilayered structure with a thickness of 200 μm, consisting of Cu_9Al_4 , CuAl_2 , $\alpha\text{-Al}/\text{CuAl}_2$ eutectic, and $\alpha\text{-Al} + \alpha\text{-Al}/\text{CuAl}_2$ eutectic layers from the Cu side to the Al side. The mean tensile-shear strength of the CCA sample was 45 MPa, which fulfills the requirements for the further extrusion process. The bonding and diffusion mechanisms are also discussed in this paper.

In paper [15] it is noted that high performance Cu-Al composites have widely applied in aviation, aerospace and other fields, at the same time the continuous casting as one of composite forming technologies has been also developed in recent years. Obviously, it is an effective and cheap way to numerically simulate the solidification process of short process continuous casting for manufacturing Cu-Al composites before fabricating them. To meet the need of simulation, in this work, a numerical method for theoretically describing the Cu-Al composite forming in continuous casting processes was proposed. The vertical continuous casting of copper clad aluminium bar billet

and the horizontal continuous casting of copper and aluminium composite plate were performed. Based on this method, the steady state temperature fields in solidification processes in the above two kinds of casting technologies were numerically simulated by using pro-CAST software package.

In this work the effects of the theoretical parameters on the steady state temperature fields and then on the performance of Cu-Al composites fabricated by using the above two casting technologies were carefully discussed. It is found that the experimental and simulated results are in good agreement.

In high power automotive electronics [16] copper wire bonding is regarded as the most promising alternative for gold wire bonding in 1st level interconnects. In the Cu-Al ball bond interface the growth of intermetallic compounds can deteriorate the electrical and mechanical properties of the interconnection. A summary of the thermo-mechanical properties of Cu-Al intermetallic compounds is given. Delamination experiments were performed to study interfacial cracking in the Cu-Al system. Interfacial delamination initiates in the Al-rich intermetallics (CuAl , CuAl_2) and propagates easily into other intermetallic layers. The $\text{Cu}_9\text{Al}_4\text{-Cu}_{\text{s.s.}}$ is also found to be susceptible for delamination fracture. To quantify the corrosion and oxidation sensitivity of Cu-Al intermetallics 8 different aging experiments under various conditions (Δt , AT, air or halogen-rich solution or combined) were performed. In all cases the oxidation/corrosion attacks at the non-equilibrium $\text{Cu}_{\text{s.s.}}$ — interface with the Cu-Al intermetallics is more severe than of a homogeneous bulk solid solution of aluminium in copper (with more than 5 wt.% Al).

In paper [17] the copper wire bonded chip samples were annealed at the temperature range from 150 °C to 300 °C for 2 to 250 h, respectively. The formation of Cu/Al IMC was observed and the activation energy of Cu/Al IMC growth was obtained from an Arrhenius plot ($\ln(\text{growth rate})$ versus $1/T$). The obtained activation energy was 26 Kcal/mol and the behaviour of IMC growth was very sensitive to the annealing temperature. Determined that the reaction rate of Cu/Al IMC formation is 100 times slower than that of Au/Al IMC formation.

The phase diagram of Cu-Al system shown in fig. 4 identifies the possible IMCs formed between copper and aluminium. Cu/Al IMC phases which formed at the temperature range between 150 to 300 are as follows: γ_2 -phase (Cu_9Al_4) — 69.2 at.% Cu; δ -phase (Cu_3Al_2) — at.% Cu; ζ_2 -phase (Cu_4Al_3) — 57.1 at.% Cu; η_2 -phase (CuAl) — 50.0 at.% Cu; θ -phase (CuAl_2) — 33.3 at.% Cu.

To investigate the effects of IMC formation on the copper wire bondability on Al pad, ball shear tests were performed on annealed samples. For as-bonded samples, ball shear strength ranged from 240–260 gf, and ball shear strength changed as a function of annealing times. For annealed samples, fracture mode changed from adhesive failure at Cu/Al interface to IMC layer or Cu wire itself. The IMC growth and the diffusion rate of aluminium and copper were closely related to failure mode changes. Micro-XRD was performed on fractured pads and balls to identify the phases of IMC and their effects on the ball bonding strength. From XRD results, it was confirmed that the major IMC was Cu_9Al_4 and it provided a strong bondability.

It is known that in the production of dissimilar metals composites and their joining, pressure welding methods can also be used, namely: friction welding [18–21], resistance butt welding [22, 23], flash butt welding [24, 25], hybrid butt welding, involving a combination of resistance heating, flashing, and upsetting [26, 27]. To obtain dissimilar joints, explosion welding, and magnetic pulse welding are also used [28–32]. Analysis of the features of these methods in the production of copper-aluminium composites is planned in the next review.

Conclusions

1. The production of copper-aluminium composites is based on a combination of several technologies, namely: composite continuous casting of liquid aluminium on solid copper, multi-stage rolling, drawing, and heat treatment.

2. There are two main roll casting composite methods — a vertical core-filling continuous casting technology and horizontal core-filling continuous casting (HCFC) technology. HCFC technology is not only convenient for obtaining an impurity-free interface but is also suitable for industrialization.

3. HCFC technology allows ensuring good metallurgical bond between copper and aluminium. The interface between Al-core and Cu-sheath is a multilayered structure, consisting of $\gamma_1(\text{Cu}_9\text{Al}_4)$, $\delta(\text{Cu}_3\text{Al}_2)$, $\eta_2(\text{CuAl})$, $\varepsilon_2(\text{Cu}_3\text{Al}_{2+x})$, $\theta(\text{CuAl}_2)$, and eutectic $\alpha(\text{Al})/\theta(\text{CuAl}_2)$ layers.

4. In the process of multi-stage rolling, the multilayer structure of intermetallic phases and eutectic is destroyed and dispersed, forming a Cu/Al interface without a continuous brittle layer with dispersed inclusions of intermetallic particles.

References

1. ISO 13832:2013: *Aerospace — wire, aluminium alloy and copper-clad aluminium conductors — General performance requirements.*

2. ASTM B566-04a(2021): *Standard specification for copper-clad aluminium wire.* DOI: <https://doi.org/10.1520/B0566-04AR21/>
3. Liu T., Liu P., Wang Q.D. (2013) Research progress on copper/aluminium bimetal composite. *Mater. Rev.*, 27(19), 1.
4. Liu S.Y., Wang A.Q., Lyu S.J., Tian H.W. (2018) Interfacial properties and further processing of Cu/Al laminated composite: A review. *Mater. Rev.*, 32(5) 828.
5. Jingpei Xie., Aixia Mao, Wenyan Wang (2018) Study on interface structure of Cu/Al clad plates by roll Casting Qinghua Chang. *Metals*, 8, 770. DOI: <https://doi.org/10.3390/met8100770>
6. WANG Qudong, JIANG Haiyan (2020) New research progress on copper/aluminium bimetallic composites LIU Guoping. *Material Reports A*, 34(4). DOI: <https://doi.org/10.11896/cldb.19050192>
7. Chu Di, Jianyun Zhang, Jin-jin YAO et al. (2017) Cu–Al interfacial compounds and formation mechanism of copper cladding aluminium composites. *Transact. of Nonferrous Metals Society of China*, 1 November, 2521–2528. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(17\)60279-6](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(17)60279-6)
8. Jianjun Zhu, Guangkai Yu, Ting Liu et al. (2018) Application of copper cladding aluminium composites in UHV portable earthing and short-circuiting wires. *MATEC Web of Conf.*, 160(3):01004. DOI: <https://doi.org/10.1051/mateconf/2018160001004>
9. Ya-Jun Su, Xin-Hua Liu, Hai-You Huang et al. (2011) Interfacial microstructure and bonding strength of copper cladding aluminium rods fabricated by horizontal core-filling continuous casting. *Metallurgical and Materials Transact. A*, 42A(12), 4088–4099. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0785-x>
10. Jun Wang, Fan Zhao, Guoliang Xie et al. (2022) Hot compressive deformation of eutectic Al–17 at.% Cu alloy on the interface of the Cu–Al composite plate produced by horizontal continuous casting. *Inter. J. of Minerals, Metallurgy and Materials*. 29(8), 1578–1588. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12613-021-2276-4>
11. Hanyan Lia, Wenge Chena, Longlong Donga et al. (2018) Interfacial bonding mechanism and annealing effect on Cu–Al joint produced by solid-liquid compound casting. *J. of Materials Proc. Technology*, 252(2), 795–803. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.10.050>
12. Zhiping Mao, Jingpei Xie, IAiqin Wang et al. (2018) Interfacial characterization and bonding properties of copper/aluminium clad sheets processed by horizontal twin-roll casting, multi-pass rolling, and annealing. *Metals.*, 645(8), 1–17. DOI: <https://doi.org/10.3390/met8080645>.
13. Ying Fu, Yubo Zhang, Jinchuan Jie et al. (2017) Interfacial phase formation of Al–Cu bimetal by solid-liquid casting method. *China Foundry*, 14(3), 194–198. DOI: <https://doi.org/10.1007/s41230-017-6057-7>
14. Yubo Zhang, Ying Fu, Jinchuan Jie et al. (2017) Characteristics of copper-clad aluminium rods prepared by horizontal continuous casting. *Metals and Materials Inter.*, 23, 1197–1203. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12540-017-6922-3>
15. Liu Xinhua, Fu Huadong, He Xingqun et al. (2018) Numerical simulation analysis of continuous casting cladding forming for Cu–Al composites. *Acta Metallurgica Sinica*, 54(3), 470–484.
16. Gubbels G.H.M., Kouters M.H.M., Dos Santos Ferreira O. (2012) Characterization of intermetallic compounds in Cu–Al ball bonds: Thermo-mechanical properties, interface delamination and corrosion. *Proc. of 4th Conf. on Electronic System-Integration Technology (17–20 September 2012)*. DOI: <https://doi.org/10.1109/ESTC.2012.6542123>

17. Hyoung Joon Kim, Joo Yeon Lee, Kyung-Wook Paik et al. (2003) Effects of Cu/Al intermetallic compound (IMC) on copper wire and aluminium pad bondability. *IEEE Transact. on Components and Packaging Technologies*, 26(2), JUNE, 367–374. DOI: <https://doi.org/10.1109/TCAPT.2003.815121>
18. Zyakhor I.V. and Kuchuk-Yatsenko S.I. (2001) Peculiarities of formation of friction welded joints between copper and aluminium. *The Paton Welding J.*, 9, 24–29.
19. Zyakhor I.V. (2000) Peculiarities of friction welding of dissimilar metals and alloys. *The Paton Welding J.*, 5, 36–44.
20. Kuchuk-Yatsenko S.I., Zyakhor I.V., Gordan G.N. (2002) Effect of process parameters and braking dynamics in friction welding on structure and properties of joints between copper and aluminium. *The Paton Welding J.*, 6, 2–7.
21. Kuchuk-Yatsenko S.I., Zyakhor I.V. (2002) Mechanism of bi-metal joints formation in friction welding *The Paton Welding J.*, 7, 2–9.
22. Kuchuk-Yatsenko S.I., Zyakhor I.V., Nakonechny A.A. (2018) Resistance butt welding of titanium aluminide γ -TiAl with VT5 alloy. *The Paton Welding J.*, 9, 2–6. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.09.01>
23. Kuchuk-Yatsenko S.I., Havrysh V.S., Rudenko P.M. et al. (2019) Development of resistance butt welding technology and prototype equipment for joining carbide bar chain ripper teeth of VK-8 material. *Sci. Innov.*, 15(1), 72–81. DOI: <https://doi.org/10.15407/scine15.01.072>
24. Shvets V.I., Didkovskiy O.V., Antipin Ye.V. et al. (2022) Features of microstructure of joints of hypereutectoid AR-EAL-136HE-X rail steel in flash-butt welding. *The Paton Welding J.*, 3, 34–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.03.04>
25. Kuchuk-Yatsenko S.I., Rudenko P.M., Gavrish V.S. et al. (2020) Operational control as a means of the evaluation of quality of welded connections for flash-butt welding of modern high-strength steels. *Sci. Innov.*, 16(2), 66–71. DOI: <https://doi.org/10.15407/scine16.02.066>
26. Kuchuk-Yatsenko S.I., Hushchyn K.V., Ziakhor I.V. et al. (2021) Structure and mechanical properties of 2219-T87 aluminium alloy joints produced by flash butt welding *The Paton Welding J.*, 8, 27–32. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.08.07>
27. Gushchin K.V., Ziakhor I.V., Samotryasov S.M. et al. (2022) Peculiarities of flash butt welding of aluminium alloys with resistance preheating using an intermediate insert. *The Paton Welding J.*, 10, 18–24. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.10.03>
28. Sergeeva Yu.A., Chudakov V.A., Gordan G.N. (1989) Investigation of the transition zone in copper-aluminum joints made by magnetic pulse welding. *Avtomatich. Svarka*, 12, 5–8.
29. Markashova L.I., Sergeeva Yu.A., Statsenko V.V. et al. (1991) Features of the structure formation mechanism under the conditions of magnetic pulse welding. *Avtomatich. Svarka*, 3, 21–26.
30. Polieshchuk M.A., Matveiev I.V., Bovkun V.O. et al. (2020) Application of magnetic-pulse welding to join plates from similar and dissimilar alloys. *The Paton Welding J.*, 8, 41–45. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.08.07>
31. Dobrushin L.D., Bryzgalin A.G., Shlonskii P.S. et al. (2012) Combined explosive cladding/drawing technology for production of coaxial Cu–Al electric conductors for aerospace application. *Proc. of Inter. Conf. on Explosive Production of New Materials (May 2–5, Strasbourg, France, 2012)*, 35.
32. Bryzgalin A.G., Pekar E.D., Shlonskiy P.S., Tsarenko L.V. (2020) Improvement of service properties of metal structures by explosion treatment. *The Paton Welding J.*, 8, 29–33. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.08.05>

ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ БІМЕТАЛІЧНИХ КОМПОЗИТІВ Cu–Al (ОГЛЯД)

I.B. Zyakhor¹, A.O. Nakonechniy¹, Wang Qichen², Linyu Fu³, B.B. Kolytsov⁴

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: zyakhor2@ukr.net

²СІМС Offshore Engineering Institute Company Limited, Yantai, Shandong, P.R. China

³Yantai Fisend Bimetal Co. Limited, Yantai, Shandong, P.R. China

⁴ТОВ «Ентерпрайз Текнолоджіз». 02125, м. Київ, вул. Старосільська, буд. 1У, Київ, Україна

Мідно-алюмінієві композити широко використовуються у галузях передачі електроенергії, телекомунікацій, в авіації, автомобільній промисловості та електроніці. Огляд присвячено аналізу технологій виготовлення біметалічних мідно-алюмінієвих композитів. Показано, що переважно використовуються два металургійні способи виробництва заготовок Cu–Al композитів — безперервне литво з вертикальним заповненням серцевини (VCFC) та безперервне литво з горизонтальним заповненням серцевини (HCFC). Останній із способів найбільше підходить для індустріалізації. Розглянуто особливості фазових перетворень на міжфазній границі Cu/Al під час литва біметалічних композитів, їх термомеханічної деформації, зварювання. Показано, що границя розділу між Al-серцевиною і Cu-оболонкою є багатшаровою структурою, що складається з шарів фаз $\gamma_1(\text{Cu}_9\text{Al}_4)$, $\delta(\text{Cu}_3\text{Al}_2)$, $\eta_2(\text{CuAl})$, $\varepsilon_2(\text{Cu}_3\text{Al}_2+x)$, $\theta(\text{CuAl}_2)$ і евтектики $\alpha(\text{Al})/\theta(\text{CuAl})$. Для виробництва із біметалічних заготовок покритого міддю алюмінієвого дроту (corrug-clad aluminium (CCA) wire) використовують способи прокатки, витяжки і зварювання. Кінцева мета огляду — визначення вихідних даних і технічних рішень для розробки ефективної технології стикового зварювання мідно-алюмінієвих заготовок при виробництві CCA композитів. Бібліогр. 32, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: мідно-алюмінієвий композит, покритий міддю алюміній, безперервне литво, Cu/Al міжфазна границя, інтерметалідний шар, евтектика

Надійшла до редакції 31.08.2023

ІСТОРІЯ ЖУРНАЛУ «СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ»



В 1950–1960-х рр. набуває розвитку принципово нова галузь промисловості — спеціальна електрометалургія. Відмінною її рисою був надзвичайно швидкий темп розвитку. З появою нової галузі виникла і потреба в друкованій інформації для висвітлення новітніх розробок в цій сфері.

Так в липні 1968 р. було підписано до друку перший випуск збірника «Спеціальна електрометалургія» для службового користування, головним редактором якого став ініціатор його створення — академік Борис Євгенович Патон. Збірник друкувався по 1992 р. Таким чином, 70 випусків цього збірника побачили світ.

Починаючи із 1970 р., Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України проводить в Києві міжнародні симпозиуми з питань спеціальної електрометалургії. В таких заходах приймає участь до 300 спеціалістів в області електрошлакового, плазмово-дугового і електронно-променевого переплавів із більш ніж 20 країн. Видаються збірники тез доповідей двома мовами.

Враховуючи особливо великий інтерес у всьому світі до питань спецеелектрометалургії та доступ вузького кола спеціалістів до друкованої інформації, із 1975 р. Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона починає видавати збірник «Проблеми спеціальної електрометалургії» (ISSN 0131-1611), який набуває республіканського значення. За період 1975–1984 рр. виходить 21 випуск цього республіканського міжвідомчого збірника наукових праць.

У січні 1985 р. було засновано щоквартальний журнал «Проблеми спеціальної електрометалургії» (ISSN 0233-7681), який став продовженням того самого першого збірника для службового користування «Спеціальна електрометалургія», зберігши тематику і місію. Головним редактором новоствореного журналу призначений академік Б.Є. Патон. Через значну популярність журнал перекладається і публікується в Англії в повному обсязі («від корки до корки») під назвою «Advances in Special Electrometallurgy» (ISSN 0267-4009) фірмою V.E. Rieckansky Technical Translations (пізніше — Rieckansky Science Publishing Co).

Із 2002 р. англomовний переклад журналу продовжує виходити як «Advances in Electrometallurgy» (ISSN 1810-0384) від видавництва Міжнародної асоціації зварювання (Київ, Україна).

У 2003 р. журнал змінює назву на «Современная электрометаллургия» (ISSN 2415-8445) та публікується тим же видавництвом МАЗ.

Пізніше (з 2009 р.) журнал публікується в Cambridge International Science Publishing (CISP) англійською мовою під назвою «Advances in Electrometallurgy» (ISSN 1810-0384).

За цей час журнал розширює тематику, змінює обкладинку і посилює свої позиції в інформуванні фахівців відповідної галузі.

З 2015 р. журнал «Современная электрометаллургия» індексується агентством CrossRef, присвоюючи цифрові ідентифікатори doi для всіх наукових текстів.

В кінці 2019 р. обов'язки головного редактора взяв на себе академік НАН України Сергій Володимирович Ахонін.

Починаючи з 2000 р., журнал включено до Переліку наукових фахових видань України, затвердженого Міністерством освіти і науки України, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття вчених ступенів.

Архів журналу «Современная электрометаллургия» у вільному доступі із 2001 р. на сайті редакції <https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem> та відкритий для світової громадськості.

Також журнал «Современная электрометаллургия» представлений в національній системі рефератів «Джерело» (Україна, 2009), «Welding Abstracts» (Британський Інститут зварювання, Велика Британія, 2000 р.), реферативних базах даних Google Scholar (США, 2007 р.), EBSCO (США, 2013), INSPEC database Institution of Engineering and Technology (Велика Британія, 2013 р.), індексується в CrossRef (США, 2015) та ULRICH'S (США, 2016).

Станом на сьогоднішній день журнал публікується під назвою «Сучасна електрометалургія». За свою 55-річну історію журнал набув широкого визнання серед спеціалістів в Україні і за кордоном. Приймає участь у міжнародному книгообміні через Національну бібліотеку України ім. В.І. Вернадського. Має статус науково-теоретичного і виробничого журналу. Публікує кращі наукові роботи в галузі металургії чорних і кольорових металів та сплавів, спеціальної електрометалургії (електрошлакова, електронно-променевої, плазмово-дугової та вакуумно-індукційної технології), нових матеріалів, енерго- і ресурсозбереження, матеріалознавства. Залишається актуальним і цікавим для наукового співтовариства.

Світлана Іваненко
бібліотекарка, ІЕЗ



ЖУРНАЛУ «СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ» 55 РОКІВ

Обкладинки журналу в різні періоди





ДЕРЖАВНИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ МУЗЕЙ імені БОРИСА ПАТОНА (до 25-річчя заснування)

Державний політехнічний музей імені Бориса Патона (ДПМ) при Національному технічному університеті України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» (КПІ) — єдиний загальнотехнічний музей в Україні.

Музеї науково-технічного профілю з'явилися в Україні наприкінці XIX століття (Педагогічний музей у Києві, Музей в університеті Св. Володимира та ін.). У 1902 р. було створено Інженерний музей при КПІ.

У 1981 р. в Переяслав-Хмельницькому державному історико-культурному заповіднику було створено Музей видатного вітчизняного винахідника М.М. Бенардоса, в якому один з 6-ти залів — зал «Історія зварювання» площею 100 м² — наповнено переважно обладнанням і зразками продукції, отриманими від ІЕЗ. Сюди за сприянням міністра монтажних і спеціальних будівельних робіт В.З. Борисовського було перенесено конструкції Паркового мосту з Петровської алеї (побудованого у Києві за проектом Є.О. Патона у 1912 р.). З 1982 р. секція пам'яток науки і техніки (керівник О.М. Корнієнко) Українського товариства охорони пам'яток історії та культури (УТОПІК) почала розміщувати прилади та зразки техніки в краєзнавчих міських і районних музеях, в музеях Історії Другої світової війни (у Києві), Історії України. В Музеї історії Києва у 1982-83 рр. співробітниками ІЕЗ було оформлено окремий зал науки площею 40 м².

У 1991 р. секція УТОПІК за рішенням Державного комітету України з питань науки і технологій отримала грант у конкурсі «Розбудова України» і виконала проект «Розробка концепції і тематико-експозиційного плану Музею науки і техніки України». Ідея та матеріали зі створення комплексу науково-технічних музеїв України були схвалені державною комісією. Президент Академії наук України (тепер Національна академія наук України) Б.Є. Патон розглянув концепцію та підтримав пропозицію створити Центр пам'ятокознавства (ЦП) АН України і УТОПІК для розвитку музеєзнавства, наукового супроводу та керівництва створенням комплексу, здійснення досліджень у галузі пам'ятокознавства та охорони культурної спадщини України. Цю пропозицію було затверджено 23 травня 1991 року спільною постановою № 151 Академії наук України і Українського товариства охорони пам'яток історії та культури. На вимогу УТОПІК Постановою Ради Міністрів УРСР № 176 від 9 липня 1990 р. ливарному крилу шостого корпусу КПІ, де ще збереглася вагранка 1905 р., було надано статус «Пам'ятка історії України». За обладнанням цей музей був єдиним в Україні і другим в Європі (після Угорщини). Проте робота з перетворення його на повноцінний музей не починалася, відвідувачів не приймали.

ЦП підготував необхідні документи та звернувся до Президента України з пропозицією про ство-



рення комплексу музеїв у складі Переяслівського заповідника і галузевих музеїв у відповідних регіонах України. Водночас академік Г.С. Писаренко у травні 1993 р. надсилає листа про необхідність заснування Національного політехнічного музею України. Ні НАНУ, ні міська влада не змогли знайти приміщення під такий музей. Поки вирішувалось питання, міністр освіти та науки України М.З. Згуровський (з квітня 1992 р. — ректор КПІ) пропонує надати під експозицію музею шостий учбовий корпус КПІ, де вже був Ливарний музей. Положення про ДПМ при НТУУ «КПІ» було затверджене 29 січня 1996 р. Створення музею було забезпечено необхідним фінансуванням. Відкриття ДПМ було заплановано на святкування 100-річчя КПІ.

Директором і науковим керівником ДПМ за пропозицією Б.Є. Патона було призначено доцента зварювального факультета КПІ Є.О. Коршенка. Ще студентом він цікавився історією техніки. А у 1980-х роках, окрім роботи на кафедрі зварювання, читав лекції на кафедрі історії науки і техніки (декани: член-кореспондент АН УРСР Г.В. Самсонов, з 1982 р. — к.т.н. О.М. Корнієнко) у Київському університеті науково-технічного прогресу. Є.О. Коршенко з ентузіазмом уважно поставився до роботи в музеї. Б.Є. Патон, ознайомившись із тематико-експозиційним планом, вніс у перелік основних напрямів науково-технічного прогресу і свої пропозиції. Згідно з сучасними вимогами музеєзнавства, відповідно до пропозицій Б.Є. Патона та напрацюваннями ЦП було створено методологічну основу, розроблено концепцію розвитку музею і положення про музей. Доповідь Є.О. Коршенка було заслухано та схвалено на засіданні вченої ради НТУУ «КПІ» 4 грудня 1995 р. Підрозділи КПІ зобов'язали взяти участь у збиранні музейних експонатів. Б.Є. Патон розпорядився забезпечити експонатами установи академії. В ІЕЗ заступник директора академік Л.М. Лобанов керував створенням розділів зварювання та електрометалургії.

Державний політехнічний музей налічує сім розділів з історії КПІ та тринадцять напрямків техніки, а саме: авіація і космонавтика, електроніка, електрозварювання, енергетика, інформатика, корисні копалини, машинобудування, металургія, приладобудування, промислові технології, радіотехніка, телекомунікації, транспорт. Історії КПІ присвячені експозиції двох залів. Тут розмішені матеріали з проектування та перших будівельних робіт, «генеалогічне древо КПІ».

В експозиції про видатних вчених, які вчилися і працювали в КПІ, зокрема змістовно показана діяльність академіка Євгена Оскаровича Патона. Він

закінчив інженерно-будівельний факультет Саксонської королівської академії (Дрезден, Німеччина) (1894 р.) і Санкт-Петербурзький інститут інженерів шляхів сполучення (1896 р.). Є.О. Патон у тому ж 1896 р. почав викладацьку діяльність у рідному інституті та одночасно працювати у технічному відділі казенних залізниць, де проектував мости та металеві перекриття. Його оригінальні проекти отримали високу оцінку спеціалістів і замовників. З весни 1899 р. Є.О. Патон працював в Московському інженерному училищі шляхів сполучення. У 1904 р. професор Є.О. Патон був запрошений до КПІ, де у 1905 р. очолив кафедру мостів. Через рік він був обраний деканом інженерно-будівельного факультету. Особливо слід відзначити плідну роботу Євгена Оскаровича зі створення у КПІ інженерного музею, де були зібрані проекти мостів, цінні експонати і документи, фотопортрети видатних учених та інженерів. В КПІ Є.О. Патон виконав велику роботу з реорганізації навчального процесу, вдосконалення навчальних програм і планів, створення лабораторій і кабінету мостів. Є.О. Патон залучав до творчої роботи з проектування реальних споруд своїх студентів. Ряд його учнів стали відомими вченими та інженерами, керівниками промисловості. Є.О. Патон вважається засновником школи мостобудування в Україні. У 1929 р. академік Є.О. Патон організував в системі Всеукраїнської академії наук (ВУАН) кафедру інженерних споруд, електрозварювальну лабораторію та електрозварювальний комітет, на базі яких у 1934 р. створив у складі ВУАН Інститут електрозварювання — перший у світі спеціалізований науковий заклад такого профілю, а в 1935 р. заснував в КПІ зварювальний факультет.

Великий зал музею розміщено під склепінням колишніх Механічних майстерень КПІ. Основна ідея експозиції — якомога ширше представити техносферу України в її сучасному стані та історичному перерізі. У музеї можна знайти відповіді на питання: коли виникли перші технічні пристрої та корисні машини, хто був їх творцями, сучасний стан техніки.

В одній з найбільших експозицій представлено історію і досягнення науки про зварювання та зварювальне виробництво. Серед експонатів ІЕЗ є праці вчених, авторські свідоцтва на винаходи, пам'ятні медалі, зразки деталей і вузлів, виконаних у різний спосіб зварювання, наплавлення, паяння. Дугове зварювання представлено зварювальним трактором і установкою для мікроплазмового зварювання, контактне зварювання — макетом внутрішньотубної зварювальної машини К-700, розробленої для будівництва магістраль-



них трубопроводів. Привертає увагу дубль апарата «Вулкан», на якому в 1969 р. вперше у світі космонавтом В.М. Кубасовим проведено експерименти зі зварювання в космічних умовах на борту космічного корабля, макет випарника для ремонту космічних конструкцій, на якому у 1979 р. працювали космонавти В.В. Рюмін і В.О. Ляхов. У розділі «Електрометалургія» є діючий макет печі для електрошлакового переплаву. В експозиції музею представлено розробки й інших інститутів НАНУ, зокрема Інституту механіки, Інституту проблем міцності. ІЕЗ разом з Інститутом зв'язку та управління демонструє складну параболічну антену, яка може встановлюватися у важкодоступних місцях та застосовуватися у мобільних засобах зв'язку.

У ДПМ представлено макети суден, побудованих на верфях України. У розділі «Корисні копалини» є колекція декоративного і коштовного каміння, макети торфозбиральних агрегатів, дизельна машина МТК-13 для зварювання арматури і машина для глибокого дренажування. Багато експонатів представлено в інших відповідних розділах основного залу, у тому числі є фрагмент дерев'яного водогону, що експлуатувався на київському Подолі у XVII ст., перша в Києві телефонна станція (1886 р.), один з перших радіоприймачів М.О. Бонч-Бруєвича, перші телевізор і магнітофон, електронно-обчислювальні машини С.О. Лебедева та В.М. Глушкова, планер О.К. Антонова, електронний мікроскоп, модель Хмельницької атомної станції, перший у світі п'єзодвигун (1963 р.), авіадвигуни «Мотор Січ», клістрон випускниці КПП З.М. Пасічник, акумулятори Дніпропетровського акумуляторного заводу, харківський електромобіль на акумуляторному живленні та багато іншого. В окремому залі експонується колекція стрілецької зброї. Поруч із

головним корпусом є павільйон авіаційної та ракетної техніки. На прилеглий до музею території розміщено паротяг 1954 р. випуску, танк Т-34, гармата, гвинтокрил.

З ініціативи президента Національної академії наук України Б.С. Патона на базі Державного політехнічного музею з 25 жовтня 2001 р. розпочато цикл наукових читань «Видатні конструктори України». Наукові читання проводяться з метою збереження історичної пам'яті про визначні вітчизняні здобутки науково-технічної та інженерно-конструкторської думки, створення цілісної історичної картини розвитку науки і техніки в Україні, ознайомлення громадськості з видатними вітчизняними першопрохідниками в різних галузях науки і техніки, виховання студентської молоді на прикладах високих досягнень попередніх поколінь інженерів і науковців. Перші наукові читання були присвячені М.М. Бенардосу, Є.О. Патону, Д.К. Лоренцу (конструктору вагонів, першому, хто впровадив автоматичне зварювання під флюсом), конструкторам танка Т-34 та історії його зварювання, засновнику металургійної школи КПП В.П. Іжевському, конструкторам електротранспорту, літаків О.К. Антонову і гвинтокрилів І.І. Сікорському. Читання проводяться щоквартально, їх матеріали видаються.

Музей перетворився на визнаний науковий центр з досліджень у галузі історії техніки та технічного музеєзнавства. У музеї проходять екскурсії для всіх бажаючих. Учні шкіл і професійно-технічних училищ, студентська молодь отримують наглядну інформацію про різні галузі техніки. У музеї відбуваються виставки, деякі разом із закордонними музеями.

<https://kpi.ua/museum>
О.М. Корнієнко