

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

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

С.В. Ахонін (головний редактор),

**В.О. Березос, В.А. Костін, І.В. Кривцун,
Л.Б. Медовар, Г.П. Стовпченко, А.І. Устінов,
В.О. Шаповалов;**

М.І. Гасик, Національна металургійна академія
України, м. Дніпро,

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,

П.І. Лобода, НТУУ

«КПІ ім. Ігоря Сікорського», м. Київ,

Г. Младенов, Інститут електроніки,
м. Софія, Болгарія,

О.В. Овчинников, ЗНТУ, м. Запоріжжя,

Г.Ф. Тавадзе, Інститут металургії
і матеріалознавства

ім. Ф.Тавадзе, м. Тбілісі, Грузія,

С.Я. Шипицин, ФТМС НАНУ, 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

Адреса

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ,

03150, Україна, Київ,

вул. Казимира Малевича, 11

Тел./факс: (38044) 200 82 77, 205 22 07

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

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 2021

Передплатний індекс 70693

4 випуски на рік (видається щоквартально)

Друкована версія: 960 грн. за річний комплект

з урахуванням доставки

рекомендованою бандероллю.

Електронна версія: 960 грн. за річний комплект

ЗМІСТ

НАУКА — ВИРОБНИЦТВО

Китайсько-український інститут зварювання ім. Є.О. Патона 3

Науково-виробничий центр «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ 6

Дослідний завод спецелектрометалургії ІЕЗ ім. Є.О. Патона 8

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

*Кривцун І.В., Сидорець В.М., Сибір А.В., Стовпченко Г.П., Полішко Г.О.,
Медовар Л.Б.* Вплив деформації крапель розплавленого металу на їх
рух та нагрівання в шарі шлаку при ЕШП 9

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

*Ахонін С.В., Березос В.О., Бондар О.І., Глухенький О.І.,
Гориславець Ю.М., Северин А.Ю.* Математичне моделювання
гідродинамічних та теплових процесів при кристалізації титанових
зливків ЕПП 17

ПЛАЗМОВО-ДУГОВА ТЕХНОЛОГІЯ

*Шаповалов В.О., Бурнашев В.Р., Грищенко Т.І., Никитенко Ю.О.,
Якуша В.В.* Плазмово-дуговий переплав підшипникової сталі
ШХ15 25

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Костін В.А. Структурні
перетворення при охолодженні економізованого псевдо-β-
титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe 29

Селін Р.В., Шваб С.Л., Димань М.М. Мікроструктура та механічні
властивості деталей із високоміцних титанових сплавів, отриманих
методом WAAM (Огляд) 39

ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ СТАЛІ ТА ФЕРОСПЛАВІВ

*Патон Б.Є., Богаченко О.Г., Кійко С.Г., Логозинський І.М., Лютий О.П.,
Горбань К.М.* Досвід застосування графітованих гнотових електродів
на промисловій дуговій сталеплавильній печі змінного струму 48

ІНФОРМАЦІЯ

Дисертація на здобуття наукового ступеня 54

Пам'яті М.І. Гасика 55

Пам'яті М.Л. Жадкевича 57

Пам'яті С.І. Кучука-Яценко 58

EDITORIAL BOARD

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

S.V. Akhonin (Editor in Chief),

V.O. Berezos, V.A. Kostin, I.V. Krivtsun, L.B. Medovar, G.P. Stovpchenko, A.I. Ustinov, V.O. Shapovalov;
M.I. Gasyk, National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnipro,

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,

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

G. Mladenov, Institute of Electronics

Bulgarian Academy of Sciences, Sofia, Bulgaria,

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

G.F. Tavazde, Ferdinand Tavazde Institute of Metallurgy and Materials Science of NAS of Georgian, Tbilisi, Georgia,

S.Ya. Shypytsyn, Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, Kyiv

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

Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU, 03150, Ukraine, Kyiv, 11 Kasymyr Malevych Str.

Tel./Fax: (38044) 200 82 77, 205 22 07

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

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 2021

Subscription index 70693

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

\$72, subscriptions for the printed (hard copy) version, air postage and packaging included.

\$60, subscriptions for the electronic version (sending issues of Journal in pdf format or providing access to IP addresses).

CONTENTS
SCIENCE FOR PRODUCTION

China-Ukraine E.O. Paton Institute of Welding	3
Research and Production Center «Titanium» of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU	6
Pilot Plant of Special Electrometallurgy of E.O. Paton Electric Welding Institute	8

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

<i>Krivtsun I.V., Sidorets V.M., Sybir A.V., Stovpchenko G.P., Polishko G.O., Medovar L.B.</i> Effect of deformation of molten metal drops on their movement and heating in a slag layer at ESR	9
---	---

ELECTRON BEAM PROCESSES

<i>Akhonin S.V., Berezos V.O., Bondar O.I., Glukhenkii O.I., Goryslavets Yu.M., Severin A.Yu.</i> Mathematical modeling of hydrodynamic and thermal processes at crystallization of titanium ingots produced by EBM	17
---	----

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

<i>Shapovalov V.O., Burnashev V.R., Grishchenko T.I., Nikitenko Yu.O., Yakusha V.V.</i> Plasma-arc remelting of ShKh15 bearing steel	25
--	----

MATERIALS SCIENCE

<i>Akhonin S.V., Bilous V.Yu., Selin R.V., Kostin V.A.</i> Structural transformations at cooling sparsely-alloyed pseudo- β -titanium alloy Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe	29
<i>Selin R.V., Shvab S.L., Dyman M.M.</i> Microstructure and mechanical properties of parts from high-strength titanium alloys produced by WAAM method (Review)	39

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

<i>Paton B.E., Bogachenko O.G., Kyiko S.G., Logozinskiy I.M., Lyutiy O.P., Gorban K.M.</i> Experience of application of graphitized wick electrodes in industrial steel-making AC furnace	48
---	----

INFORMATION

Dissertation for a scientific degree	54
In memory of M.I. Gasik	55
In memory of M.L. Zhadkevich	57
In memory of S.I. Kuchuk-Yatsenko	58



КИТАЙСЬКО-УКРАЇНСЬКИЙ ІНСТИТУТ ЗВАРЮВАННЯ ім. Є.О. ПАТОНА

Китайсько-український інститут зварювання ім. Є.О. Патона (КУІЗ), створений у 2011 р., — це платформа міжнародного науково-технічного співробітництва у КНР для впровадження у Китаї та Україні досягнень і досвіду ІЕЗ ім. Є.О. Патона, інших інститутів НАН України та підприємств, а також для проведення з китайськими партнерами спільних розробок і організації наукоємних виробництв в галузі суднобудування, морської інженерії, авіації, залізничного транспорту, видобутку і транспортування нафти і газу, енергетики, енергозбереження. Така форма співпраці не має аналогів по масштабу вже реалізованих проектів.

В даний час Китайсько-український інститут зварювання ім. Є.О. Патона є юридичною особою, відповідно до законодавства КНР, що входить до складу Академії наук провінції Гуандун. Вся діяльність з міжнародного співробітництва в рамках КУІЗ фінансується китайською стороною. Джерела отримання фінансування з китайської сторони — прикладні проекти центрального уряду КНР, уряду провінції Гуандун, міста Гуанчжоу або державних промислових корпорацій, а також акціонерних і приватних компаній з КНР. Фінансова підтримка проектів здійснюється на конкурсній основі, тобто для отримання фінансових коштів в Китаї за кожним проектом в конкурсі беруть участь державні інститути і підприємства КНР, а також провідні закордонні компанії в галузі зварювання та споріднених процесів.

В рамках КУІЗ у виконанні міжнародних проектів беруть участь ряд інститутів НАН України, провідних технічних університетів України, а також великих промислових підприємств і науково-ви-

робничих інноваційних компаній. Зокрема, крім ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, в такій співпраці беруть участь наступні академічні інститути: ПІМ ім. І.М. Францевича, ФТІМС. В міжнародних проектах в рамках КУІЗ найбільш активну участь приймають наступні університети: НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», НУК імені адмірала Макарова. Також для виконання виробничих завдань, зокрема для виробництва відповідальних вузлів високотехнологічного обладнання, для роботи КУІЗ залучаються ряд промислових та науково-виробничих підприємств з різних регіонів України, зокрема, з Києва, Дніпра, Харкова, Житомира, Миколаєва, Сум та інших міст.

Протягом своєї діяльності КУІЗ спільно з Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України (ІЕЗ) реалізував кілька десятків великих проектів з доопрацювання та впровадження в промисловість передових розробок ІЕЗ. Серед них можна відзначити:

- розробка універсального обладнання та технології контактного стикового зварювання оплавленням конструкційних сталей, алюмінієвих і титанових сплавів та їх промислове застосування;
- створення обладнання нового покоління для контактної стикового зварювання оплавленням труб (114...320 мм);
- розробка технології та обладнання для орбітального зварювання трубопроводів енергетичного устаткування по шару активного флюсу (А-ТІГ);
- створення технології та універсального обладнання для швидкісного плазмового, а також гібридного та комбінованого (тандем) плазмового



Підписання офіційних документів про створення та організацію діяльності Китайсько-українського інституту зварювання ім. Є.О. Патона (2012–2013 рр.). Зліва — направо: губернатор провінції Гуандун пан Чжу Сяодань, президент Національної академії наук України, почесний голова Ради КУІЗ академік Б.С. Патон, заступник міністра науки і техніки КНР, почесний голова Ради КУІЗ пан Цао Цзяньлінь, заступник директора ІЕЗ, голова Ради КУІЗ академік І.В. Кривцун



Устаткування для зварювання у вузький зазор в керованому магнітному полі довгомірних конструкцій з титанових сплавів товщиною 20...120 мм і довжиною до 4 м та зварний виріб з титанового сплаву Ti4-Al-2V товщиною 120 мм

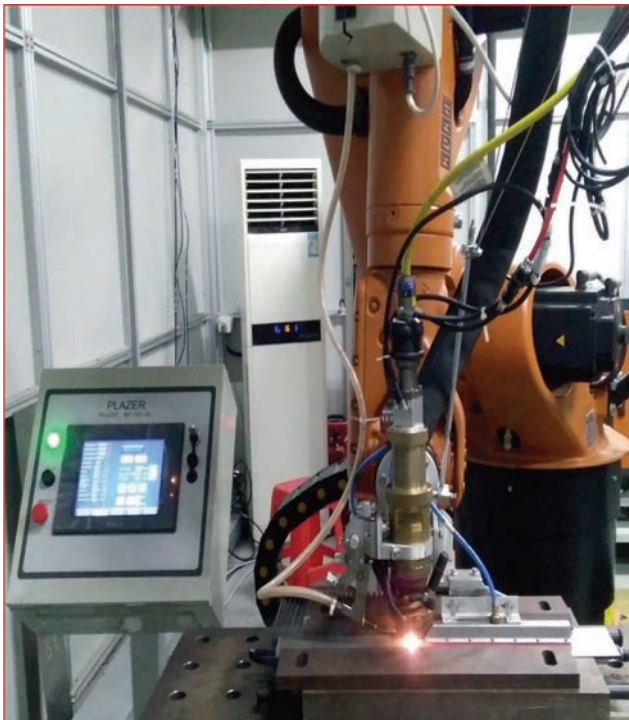
во-дугового (Плазма-MIG) зварювання, його інтеграція в роботизований комплекс;

- створення технології і нового покоління обладнання для мікроплазмового та гібридного лазерно-мікроплазмового зварювання імпульсним струмом на різнополярних режимах;

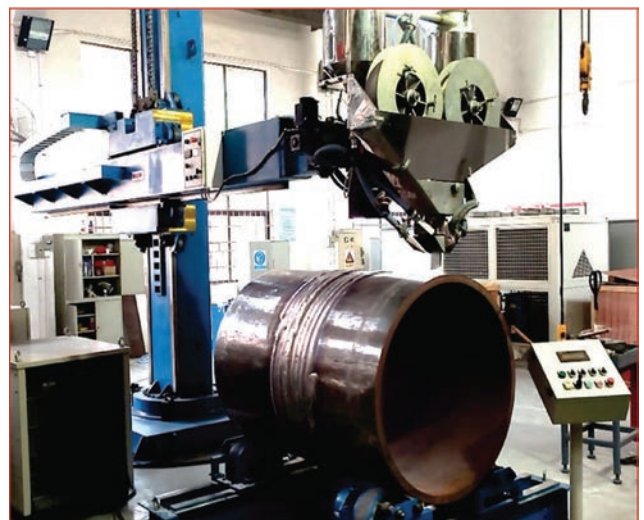
- створення технології та обладнання для автоматизованого дугового зварювання довгомірних конструкцій (до 4 м) з високоміцних титанових сплавів великої товщини (до 120 мм) в вузький зазор в керованому магнітному полі;

- створення апаратури і технології електродинамічної обробки зварних швів з алюмінієвих сплавів для суднобудування з метою ефективного зниження і регулювання зварювальних деформацій;

- розробка технології та обладнання для отримання порошків сферичної форми з високоміцних



Роботизований технологічний комплекс для швидкісного гібридного лазерно-плазмового зварювання



Електрошлакове наплавлення двома стрічками великогабаритних конструкцій енергетичного обладнання

складнолегованих титанових сплавів із застосуванням плазмових процесів;

- застосування передових електронно-променевих технологій в турбобудуванні при отриманні заготовок лопаток газових турбін методом гарячого ізостатичного пресування порошків (наповнення, дегазація, ущільнення, герметизація (зварювання) контейнерів з металевим порошком для подальшого гарячого ізостатичного пресування);
- розробка технології дифузійного зварювання жароміцних сплавів на основі Ni3Al з керованим напружено-деформованим станом;
- вдосконалення обладнання для високочастотного зварювання живих тканин, його адаптація до умов роботи в китайських медичних установах;
- розробка нових технологій плазмового зварювання «титан–сталь» та їх апробація у виробництві біметалічних труб для транспортування нафти і газу;
- створення спеціалізованого обладнання і технології високопродуктивного (до 45 кг/год) електрошлакового наплавлення двома стрічками великогабаритних виробів енергетичного обладнання;
- створення технології та обладнання для високопродуктивного плазмового різання металів підвищених товщин (до 120...150 мм) на зворотній полярності, його інтеграція з системами числового програмного керування стосовно до виробництва великогабаритних конструкцій;
- розробка обладнання нового покоління для надзвукового плазмового напилення теплозахисних, жаростійких, зносостійких, корозійностійких і спеціальних покриттів.

Китайсько-український Інститут зварювання має високий авторитет в КНР, Урядом КНР високо оцінені результати діяльності КУІЗ і внесок ІЕЗ в



Установка електронно-променевого зварювання для застосування в гранульній металургії

цю діяльність. Зокрема, українські співробітники Інституту електрозварювання, які брали участь в реалізації спільних проєктів, відзначені понад десять урядових нагород КНР, в тому числі вищих нагород центрального уряду КНР.



Нагородження заступника директора ІЕЗ І.В. Кривцуна, 2019 р. (ліворуч) і керівника відділу ІЕЗ, директора КУІЗ з української сторони В.М. Коржика (2014 р.) вищими нагородами Уряду КНР — медалями «За видатні досягнення в міжнародному науково-технічному та економічному співробітництві»



НАУКОВО-ВИРОБНИЧИЙ ЦЕНТР «ТИТАН» ІЕЗ ім. Є.О. ПАТОНА НАНУ

Державне підприємство «Науково-виробничий центр «Титан» Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України» було створено у 1996 р. згідно з рішенням директора ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України академіка Бориса Євгеновича Патона для дослідно-промислового відпрацювання технологій та обладнання в області електронно-променевої плавки металів і сплавів та їх подальшого впровадження на підприємствах України, а також з метою інтенсифікації науково-дослідних і дослідно-конструкторських робіт в галузі металургії титану на умовах самофінансування.

На виробничих потужностях ДП «НВЦ «Титан» знаходяться в експлуатації шість електронно-променевих установок, в тому числі: три електронно-променеві установки продуктивністю 500 т на рік кожна; спеціалізована електронно-променева установка продуктивністю 1500 т на рік; електронно-променева установка для оплавлення поверхні злитків як круглого, так і прямокутного перетинів; лабораторна електронно-променева установка для створення нових сплавів на основі заліза, нікелю, титану та інших металів, а також відпрацювання технологій їх отримання.

Установки оснащені аксіальними електронно-променевими гарматами «Патон-300» номінальною потужністю 300 кВт, які мають диференціальне відкачування, що дозволяє вести процес плавки в стійкому безперебійному режимі.

Для отримання злитків сплавів титану, в якості вихідної шихти можуть бути використані: титанова губка (брикетована, розсипна, нероздроблені блоки), титановий лом, легуючі компоненти у вигляді лігатур.

На ДП «НВЦ «Титан» впроваджено технологію електронно-променевої плавки високоякісних злитків титанових сплавів, які містять включення низької та високої щільності, з гарантованим хімічним складом.

Для скорочення втрат металу замість механічної обробки на ДП «НВЦ «Титан» застосовується технологія оплавлення бічної поверхні злитків як круглого, так і прямокутного перетинів. Застосування технології електронно-променевого оплавлення бічної поверхні злитків дозволяє видаляти поверхневі дефекти без механічної обробки поверхні злитків, що збільшує вихід придатного металу до 15 % в залежності від маси зливка.

Кожен зливковий піддається візуальному та ультразвуковому контролю якості.



Електронно-променева установка UE5812



Універсальна електронно-променева установка UE5810



Електронно-променева установка UE121



Електронно-променеві гармати «Патон-300»



Переплав брикетів губчастого титану в зливков діаметром 400 мм Grade 2



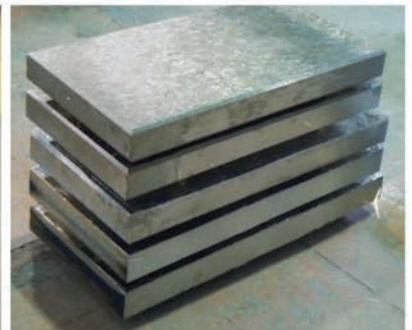
Виплавка зливка-сляба 165×950×2500 мм титанового сплаву ПТ-3В



Зливки титану діаметром 100...600 мм



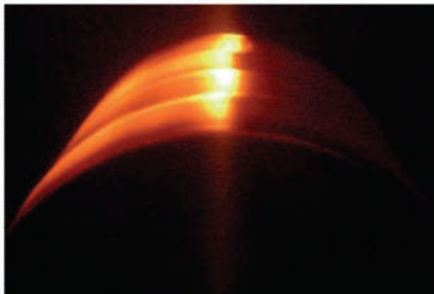
Зливков титану діаметром 1100 мм



Зливки-сляби 165×950×1500 мм з титану



Електронно-променева установка UE185 для оплавлення поверхні злиwkів



Процес оплавлення злиwку титану діаметром 1100 мм



Поверхня злиwkів титану: оплавлена; механічно оброблена; лита

Сортамент продукції, що виробляється ДП «НВЦ «Титан»

Сортамент	Марки сплавів
165×950×4000 мм; 150×530×4000 мм; діаметром 80, 110, 150, 195, 300, 400, 500, 600, 830, 1100 мм, довжиною до 4000 мм	BT1-0, BT1-00, BT3-1, BT5, BT6, BT8, BT14, BT20, BT22, ПТЗВ, ПТ7М, ПТ1М, 3М, ET3, Grade 1, Grade 2, Grade 5

Хімічний склад злиwkів відповідає вимогам вітчизняних і зарубіжних стандартів (ДСТУ, ASTM, AMS та ін.).
За погодженням із Замовником можуть виплавлятися інші марки сплавів.

Контактна інформація: 03028, Україна, м. Київ, вул. Ракетна, 26
Тел: (38044) 524-95-43; Факс: (38044) 524-10-96; E-mail: titan.paton@gmail.com





ДОСЛІДНИЙ ЗАВОД СПЕЦЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЇ ІЕЗ ім. Є.О. ПАТОНА

За ініціативи академіка Б.Є. Патона в ІЕЗ ім. Є.О. Патона були проведені дослідження та експериментальні розробки з виявлення можливості використання зварювальних джерел нагрівання для одержання металів і сплавів особливо високої якості і надійності, на основі яких сформувався новий науковий напрям у діяльності Інституту — спеціальна електрометалургія. У 1984 р. почало свою роботу Державне підприємство «Дослідний завод спецеелектрометалургії ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України».

Сьогодні завод є сучасним підприємством з виробництва відповідальних відливок, що працюють в агресивних середовищах, відрізняються високою експлуатаційною надійністю. Завод також займається впровадженням на підприємствах України прогресивних технологій литва деталей з високими експлуатаційними якостями, а також є лідером по виробництву корпусів вакуумного устаткування для електронно-променевої технології зварювання або покриття різноманітних матеріалів та поверхонь.

Основними напрямками діяльності заводу стали виробництво литва по газифікованим моделям, а також повний цикл механічної обробки деталей і збірки вакуумних камер.

Лиття точних деталей за газифікованими моделями з пінополістиролу на виробничих площах і устаткуванні ДП «Дослідний завод спецеелектрометалургії ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України» дає можливість виготовляти якісні відливки вагою до 250 кг. При цьому матеріал відливок може бути

найрізноманітніший: сталь, високоміцні марки чавуну, різні марки бронзи та інші сплави кольорових і чорних металів. Точність виконання відливок забезпечується застосуванням нероз'ємної форми з мінімального числа частин, а також, мінімізації кількості стрижнів.

Продукція, що виготовляється заводом, дозволяє забезпечити високу якість виконання технологічного процесу зварювання та електронного наплення при роботі з тугоплавкими і хімічно активними, різноманітними речовинами і якісними сплавами.

Найявне на заводі обладнання, накопичений науково-технічний потенціал і оригінальні власні розробки дають можливість на вимогу замовника розробити і виготовити необхідне оснащення, що дозволяє виробляти з високою точністю і конструкційною надійністю зварювання та електронно-променево покриття деталей з різними механічними і фізико-хімічними властивостями.

Підприємство також має у своєму розпорядженні спеціальне обладнання і необхідний досвід, що дозволяє проектувати і виготовляти алюмінієві прес-форми для литва точних деталей по моделях, що газифікуються. Використання сучасних технологій та високопродуктивного обладнання з ЧПУ, власних напрацювань і оригінального програмного забезпечення дозволяє виконувати замовлення на виготовлення прес-форм практично будь-якої складності в найкоротші терміни, з належною якістю і високою експлуатаційною надійністю.

dzse.com.ua



ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЇ КРАПЕЛЬ РОЗПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ НА ЇХ РУХ ТА НАГРІВАННЯ В ШАРІ ШЛАКУ ПРИ ЕШП

І.В. Кривцун, **В.М. Сидорець**, А.В. Сибір,
Г.П. Стовпченко, Г.О. Полішко, Л.Б. Медовар

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

Запропоновано спрощену математичну модель процесів руху і нагрівання крапель розплавленого металу в рідкому шлаку при ЕШП в двох варіантах постановки задачі: крапля зберігає вихідну сферичну форму; крапля деформується і набуває форму сплюсненого (в напрямку руху) сфероїда. Показано, що деформація краплі чинить істотний вплив на швидкість і тривалість її руху в шарі шлаку, а також на площу поверхні краплі (при збереженні її об'єму), яка визначає умови нагрівання і взаємодії металу краплі з розплавленим шлаком. Доведено, що внаслідок збільшення площі поверхні і зменшення швидкості руху крапель більшого діаметру їх нагрівання в шарі шлаку відбувається більш ефективно в порівнянні зі сферичними краплями. Біблігр. 16, табл. 2, рис. 11.

Ключові слова: електрошлаковий переплав; математичне моделювання; витратний електрод; крапля рідкого металу; розплавлений шлак; нагрівання; рух; деформація краплі

Знання закономірностей руху частинок металу в різних середовищах (рідких, газоподібних, в тому числі таких, що знаходяться в стані плазми), а також закономірностей теплової взаємодії металевих частинок з вказаними середовищами необхідні при проведенні досліджень і розробок в області металургійних та зварювальних процесів (наплавлення й напилювання покриттів). При аналізі металургійних процесів найчастіше розглядають характер руху частинок розплавленого металу в рідкому шлаку або частинок шлаку, а також газових бульбашок в рідкому металі при отриманні або рафінуванні металевих сплавів. Дослідженню зазначених закономірностей присвячено значну кількість робіт [1–6].

При вивченні динаміки руху рідких металевих частинок в різних середовищах найважливішим параметром є коефіцієнт лобового опору. Досить часто цей коефіцієнт визначають або за формулою Стокса (для руху сферичних частинок при малих числах Рейнольдса), або за більш складними критеріальними залежностями, які враховують зміну характеру обтікання частинок з його збільшенням [7–9].

Слід зазначити, що в більшості розглянутих випадків передбачається, що досліджувана частинка є твердою сферою. Разом з тим рух рідкої частинки, наприклад краплі розплавленого металу, має важливу особливість, а саме зміну її форми в процесі руху і, відповідно, діючої на неї сили опору. У деяких випадках при дослідженні руху крапель, що деформуються, використовують чисельні методи, які дозволяють розраховувати поля швид-

костей як зовні, так і всередині краплі [10], однак такий підхід є досить складним.

Оцінка розміру крапель, що формуються при переплаві витратного електрода в умовах електрошлакових процесів, детально описана в багатьох роботах [11–15]. При цьому аналіз характеристик їх руху в шарі шлаку зазвичай проводять з використанням критеріальних залежностей коефіцієнта лобового опору для краплі, яка має сфе-

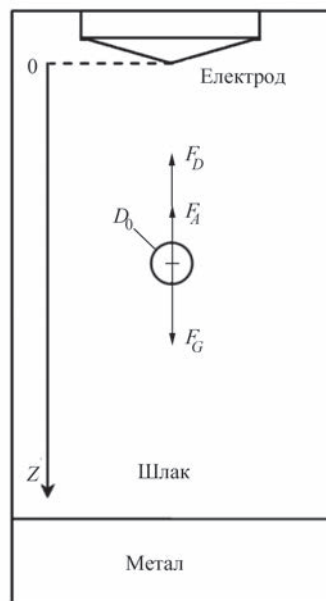


Рис. 1. Схема розподілу сил, що діють на краплю розплавленого металу, яка рухається в шарі рідкого шлаку при ЕШП: D_0 — початковий діаметр краплі; F_G — сила тяжіння; F_A — сила Архімеда; F_D — сила лобового опору

І.В. Кривцун — <https://orcid.org/0000-0001-9818-3383>, **В.М. Сидорець** — <https://orcid.org/0000-0002-8498-4726>,
А.В. Сибір — <https://orcid.org/0000-0002-9974-0636>, Г.П. Стовпченко — <https://orcid.org/0000-0002-6555-5715>,
Г.О. Полішко — <https://orcid.org/0000-0001-7543-280X>, Л.Б. Медовар — <https://orcid.org/0000-0003-2077-5965>

© І.В. Кривцун, **В.М. Сидорець**, А.В. Сибір, Г.П. Стовпченко, Г.О. Полішко, Л.Б. Медовар, 2021

Таблиця 1. Параметри шлаку і металу, які використані при моделюванні

Параметр	АНФ-29	Сталь 45
Густина, кг/м ³	$\rho_s = 2780$	$\rho_m = 7000$
Питома теплоємність, Дж/(кг·К)	$C_s = 1200$	$C_m = 600$
Коефіцієнт динамічної в'язкості, Па·с	$\eta_s = 0,01965$	$\eta_m = 0,003$
Коефіцієнт теплопровідності, Вт/(м·К)	$\chi_s = 6$	$\chi_m = 35$
Коефіцієнт поверхневого натягу, Н/м	–	$\sigma_m = 1,1$
Початкова температура каплі, К	–	$T_0 = 1823$
Температура шлаку, К	$T_s = 2073$	–

ричну форму, що потребує уточнення з точки зору можливої її деформації в процесі руху.

Метою цієї роботи є розробка спрощених математичних моделей і чисельне дослідження процесів руху й нагрівання крапель розплавленого металу, що відриваються від торця витратного електрода в умовах електрошлакового переплаву (ЕШП), з урахуванням зміни форми крапель при їх русі в шарі рідкого шлаку. Схема даного процесу зображена на рис. 1, основні параметри рідкого шлаку і металу краплі, які використані при проведенні розрахунків, наведені в табл. 1.

Моделювання руху крапель. Рух металеві краплі, що відривається від поверхні електрода, в рідкому нерухомому шлаку відбувається під дією сили тяжіння, сили Архімеда і сили гідродинамічного опору (див. рис. 1). Відповідне рівняння руху можна записати у вигляді:

$$\rho_m V \frac{du}{dt} = V(\rho_m - \rho_s)g - C_D S \frac{\rho_s u^2}{2}; t \geq 0, \quad (1)$$

де ρ_m — густина металу; ρ_s — густина рідкого шлаку; V — об'єм краплі; $u = \frac{dz}{dt}$ — її швидкість; t — час, що відрховується від моменту відриву краплі; g — прискорення вільного падіння; C_D — коефіцієнт лобового опору, що залежить від числа Рейнольдса; S — площа міделевого перетину краплі. У початковий момент часу ($t = 0$) будемо вважати, що крапля є сферичною, має діаметр D_0 (радіус r_0) і нульову швидкість ($u = 0$).

Для аналізу впливу деформації металеві краплі на її рух у рідкому шлаку будемо розглядати два випадки: крапля в процесі руху залишається сферичною; крапля змінює свою форму (деформується), зберігаючи той же об'єм, що і вихідна сферична крапля.

У першому випадку, з урахуванням того, що $V = \frac{4}{3}\pi r_0^3$; $S = \pi r_0^2$, рівняння (1) може бути записано у вигляді:

$$\frac{du}{dt} = \frac{\rho_m - \rho_s}{\rho_m} g - C_D \frac{\rho_s}{\rho_m} \frac{3u^2}{4D_0} \quad (2)$$

з початковою умовою, що

$$u|_{t=0} = 0. \quad (3)$$

Для визначення коефіцієнта лобового опору краплі сферичної форми використовували критеріальну залежність [4]:

$$C_{D,sphere} = \begin{cases} \frac{24}{Re}, & Re < 0,2; \\ \frac{24}{Re} + 3,6 Re^{-0,317}, & 0,2 < Re < 4; \\ \frac{24}{Re} + 4 Re^{-0,333}, & 4 < Re < 400; \\ \frac{24}{Re} + 5,48 Re^{-0,573} + 0,36, & 400 < Re < 10^4, \end{cases} \quad (4)$$

де $Re = \frac{\rho_s u D_0}{\eta_s}$ — число Рейнольдса для краплі, яка рухається в рідкому шлаку, де η_s — коефіцієнт його динамічної в'язкості.

При проведенні чисельного аналізу початковий діаметр краплі D_0 варіювався в діапазоні 2...10 мм, глибина шлакової ванни L (відстань від торця електрода до поверхні металу) була обрана рівною 200 мм, всі розрахунки виконувалися в наступних діапазонах зміни перемінних: $0 < t < 1,5$ с; $0 < z < 500$ мм. Результати розрахунків швидкості сферичних крапель малого і великого діаметра наведені на рис. 2.

Сферична крапля діаметром 2 мм досягає своєї постійної (максимальної) швидкості 0,153 м/с через 0,1 с свого руху (рис. 2, а) на відстані від електрода близько 13 мм (рис. 2, б), що набагато менше обраної глибини шлакової ванни.

Крапля діаметром 10 мм рухається набагато швидше краплі діаметром 2 мм і досягає своєї постійної швидкості 0,641 м/с через 0,3 с (рис. 2, в) на відстані близько 150 мм від електрода (рис. 3, з), що є сумірним з глибиною шлакової ванни.

Розглянемо другий випадок, коли крапля рідкого металу при русі в шарі шлаку деформується. У загальному випадку форму краплі, що деформується, в будь-який момент часу можна представити у вигляді суперпозиції лінійно незалежних мод власних коливань її поверхні, що за умови аксіально-симетричній деформації можна записати у вигляді:

$$\frac{r_s(\vartheta, t)}{R_0} = 1 + \sum_{n=2}^{\infty} a_n(t) P_n(\cos \vartheta), \quad (5)$$

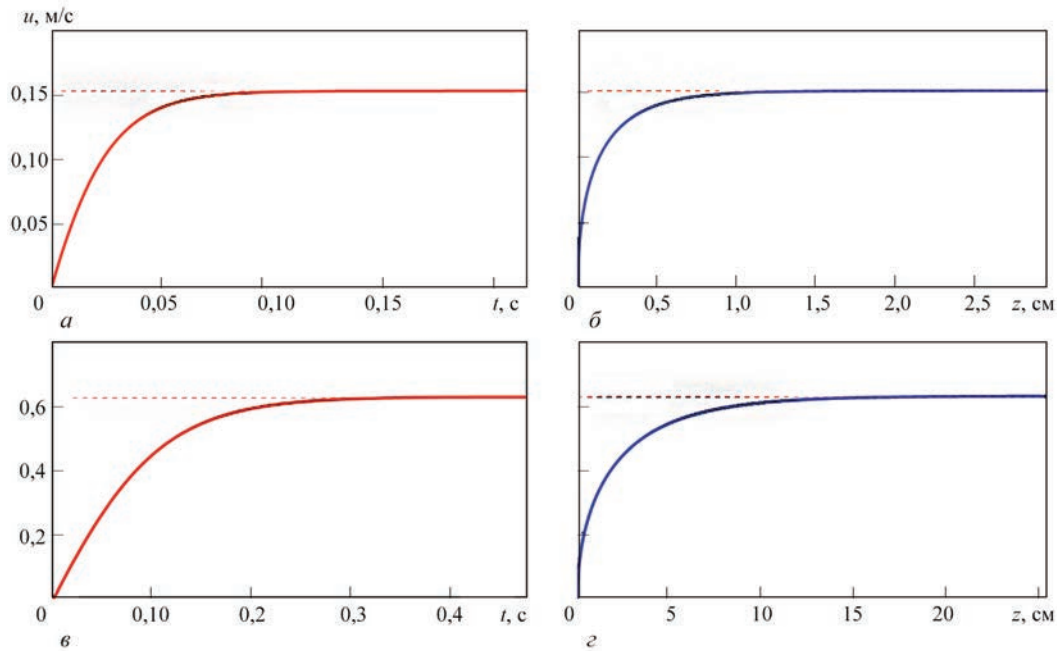


Рис. 2. Залежність швидкості руху сферичної краплі, що має початковий діаметр 2 мм (а, б) та 10 мм (в, з), від часу (а, в) і пройденої відстані (б, з)

де $r = r_s(\vartheta, t)$ — рівняння поверхні краплі в полярних координатах $\{r, \varphi, \vartheta\}$; $P_n(\cos \vartheta)$ — поліном Лежандра. Рівняння для визначення залежностей коефіцієнтів розкладання (5) від часу мають вигляд [16]:

$$\frac{d^2 a_n}{dt^2} + 8(n-1)(2n+1) \frac{1}{Re_{def}} \frac{da_n}{dt} + 8n(n-1)(n+2) \frac{1}{We} a_n = -2nC_n; n \geq 2. \quad (6)$$

Тут $\bar{t} = \frac{t}{t^*}$ — безрозмірний час, де $t^* = \sqrt{\frac{\rho_m D_0}{\rho_s u}}$;

$Re_{def} = \frac{uD_0}{\eta_m} \sqrt{\rho_m \rho_s}$ — число Рейнольдса для течії

металу всередині краплі, де η_m — коефіцієнт динамічної в'язкості рідкого металу; $We = \frac{\rho_s u^2 D_0}{\sigma_m}$ — число Вебера, де σ_m — коефіцієнт поверхневого натягу розплавленого металу; C_n — коефіцієнт розкладання розподілу тиску $p_s(\vartheta)$ по поверхні краплі

$$\frac{p_s(\vartheta) - p_\infty}{(\rho_s/2)u^2} = \sum_{n=2}^{\infty} C_n P_n(\cos \vartheta). \quad (7)$$

Залежності коефіцієнтів C_n в розкладанні (7) від числа Рейнольдса для найбільш істотних мод власних коливань ($n = 2 \dots 5$) наведено на рис. 3.

Для наближеної оцінки впливу деформації краплі електродного металу на характеристики її руху в рідкому шлаку врахуємо тільки одну, найбільш істотну моду ($n = 2$) коливань поверхні краплі. Це відповідає тому, що при деформації крапля набуває форму сплюсненого (в напрямку руху) сфероїда — тіла обертання, утвореного еліпсом з напіввісьями $a > c$ при його обертанні навколо малої осі, як показано на рис. 4.

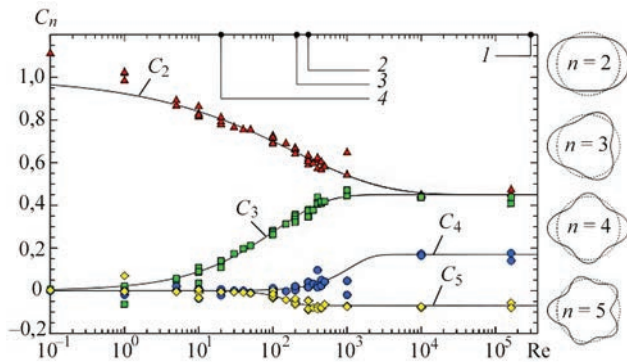


Рис. 3. Експериментальні залежності коефіцієнтів C_n від числа Рейнольдса, їх апроксимації і власні моди коливань поверхні краплі: $C_2 = 0,45 + 0,55 \exp(-0,15 Re^{0,36})$; $C_3 = 0,45 - 0,45 \exp(-5,2 \cdot 10^{-2} Re^{0,63})$; $C_4 = 0,17 - 0,17 \exp(-3,9 \cdot 10^{-5} Re^{1,45})$; $C_5 = -0,07 + 0,07 \exp(-5,6 \cdot 10^{-5} Re^{1,93})$; 1 — турбулентний потік; 2 — нестационарний потік; 3 — несиметричний стаціонарний потік; 4 — ламинарний потік [16]

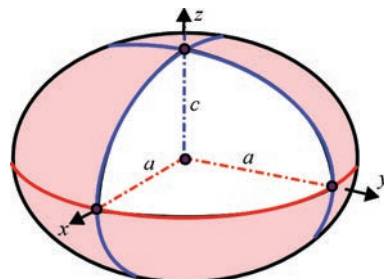


Рис. 4. Зовнішній вигляд сплюсненого сфероїда

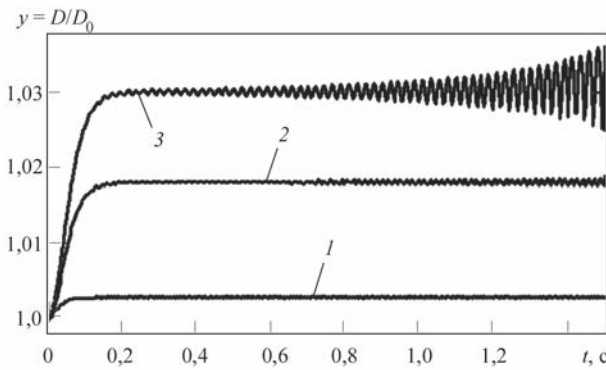


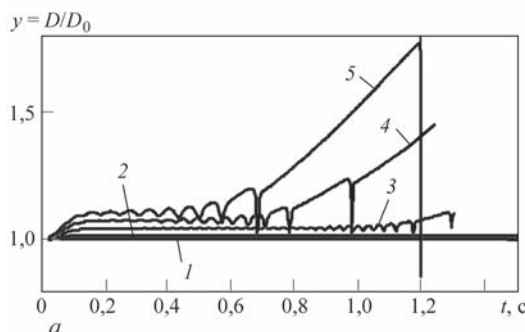
Рис. 5. Залежності коефіцієнту несферичності крапель розплавленого металу від часу при малих значеннях початкового діаметра краплі, мм: 1 — $D_0 = 2$; 2 — 4; 62,5 Гц; 3 — 5; 45,0 Гц

Рівняння руху (1) зберігає свій вигляд при врахуванні того, що об'єм (маса) краплі зберігається, а площа міделевого перетину і коефіцієнт лобового опору змінюються при її деформації.

Введемо поняття коефіцієнта несферичності $y = \frac{D}{D_0} = \frac{a}{r_0} \geq 1$, який характеризує форму деформованої краплі, де D — діаметр сплюсненого сфероїда. Тоді рівняння (1) можна записати у вигляді

$$\frac{du}{dt} = \frac{\rho_m - \rho_s}{\rho_m} g - \bar{C}_D \frac{\rho_s}{\rho_m} \frac{3u^2 y^2}{4D_0} \quad (8)$$

з початковою умовою (3). Умова збереження об'єму краплі при її деформації від початкової сферичної форми до сплюсненого сфероїда дає $a = r_0 y$, $c = \frac{r_0}{y^2}$, при цьому площа поверхні краплі визначається наступним чином: $S_s = 2\pi a \left(a + \frac{c^2}{\sqrt{a^2 - c^2}} \ln \frac{a + \sqrt{a^2 - c^2}}{c} \right)$. Цю площу будемо надалі порівнювати з площею поверхні вихідної сферичної краплі $S_{s_0} = 4\pi r_0^2$ за допомогою відношення $S = \frac{S_s}{S_{s_0}}$.



Для обчислення коефіцієнта лобового опору краплі, яка деформується, що входить в рівняння (8), будемо використовувати наступну залежність [16]:

$$\bar{C}_D = (1-f)C_{D, sphere} + fC_{D, disc} \quad (9)$$

Тут $f = 1 - E^2$, де $E = \frac{c}{a} = \frac{1}{y^3}$ — відношення малої напівосі сплюсненого сфероїда до великої (в граничних випадках маємо: для сфери $E = 1$, для нескінченно тонкого диска $E = 0$). Величина $C_{D, sphere}$ обчислюється за формулами (4) при $Re = \bar{Re}$, де $\bar{Re} = \frac{\rho_s u D_0 y}{\eta_s}$ — число Рейнольдса, що обчислене з урахуванням зміни діаметра міделевого перетину краплі, а коефіцієнт лобового опору диска — за формулою [16]:

$$C_{D, disc} = 1,1 + \frac{64}{\pi Re} \quad (10)$$

Для визначення величини $y(t)$ використовуємо перше рівняння (6) при $(n = 2)$, яке можна записати у вигляді [16]:

$$\frac{d^2 y}{dt^2} + \frac{40}{Re_{def}} \frac{dy}{dt} + \frac{64}{We} (y-1) = 0,9 + 1,1 \exp[-0,15 \bar{Re}^{0,36}] \quad (11)$$

з початковими умовами

$$y|_{t=0} = 1; \quad \frac{dy}{dt}|_{t=0} = 0. \quad (12)$$

Результати моделювання поведінки крапель розплавленого металу різного початкового діаметра з урахуванням їх деформації представлені на рис. 5–9. Як впливає з розрахункових даних, що наведені на рис. 5, краплі малого розміру ($D_0 = 2 \dots 4$ мм) при їх русі в рідкому шлаку практично зберігають сферичну форму поверхні, однак зазнають слабкі коливання з частотою, що спадає при збільшенні D_0 . Крапля з початковим ді-

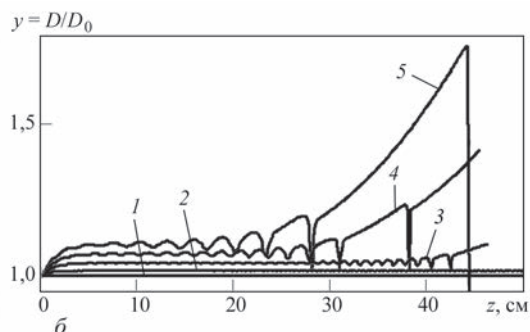


Рис. 6. Залежності коефіцієнту несферичності крапель розплавленого металу від часу (а) і пройденої відстані (б) при різних значеннях початкового діаметра краплі, мм: 1 — $D_0 = 2$; 2 — 4; 3 — 6; 4 — 8; 5 — 10

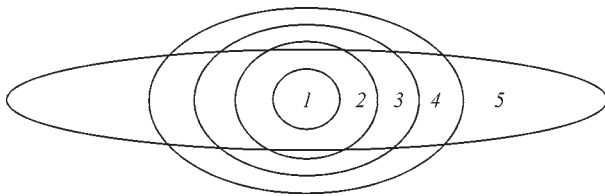


Рис. 7. Форма крапель різного початкового діаметра, мм: 1 — $D_0 = 2$; 2 — 4; 3 — 6; 4 — 8; 5 — 10 в момент часу 1,2 с від початку руху

метром 5 мм зазнає деформацію в коливальному режимі з дедалі більшою амплітудою, при цьому середнє значення ступеня деформації $\delta = \frac{D - D_0}{D_0}$

становить величину біля 3 % (рис. 5, крива 3).

Для ще більших крапель ($D_0 = 6...10$ мм) ступінь деформації зростає зі збільшенням D_0 при відповідному зростанні амплітуди коливань поверхні краплі, а самі коливання, починаючи з певного моменту часу (або після проходження відповідної відстані в рідкому шлаку) стають аперіодичними (рис. 6), що може призводити до розпаду краплі на більш дрібні фрагменти. Наприклад, число Вебера для крапель, що мають початковий діаметр 10 мм, вже при $t = 0,2$ с досягає значень, близьких до критичних ($We > 5$).

Розрахункові дані, наведені на рис. 7, ілюструють ступінь максимальної деформації крапель розплавленого металу різного початкового діаметра при їх русі в рідкому шлаку протягом 1,2 с.

Значна деформація великих крапель ($D_0 = 8...10$ мм) призводить до того, що площа їх поверхні стає істотно більшою за площу поверхні вихідної сферичної краплі (рис. 8). Це може значно інтенсифікувати теплообмін і хімічну взаємодію їх з рідким шлаком.

Вплив деформації металевих крапель різного початкового діаметра на швидкість їх руху в рідкому шлаку проілюстровано на рис. 9. Наведені розрахункові залежності показують, що краплі діаметром 2 мм, які практично не деформуються в процесі руху (рис. 5–7), досягають постійної швидкості 0,153 м/с протягом 0,1 с їх руху в

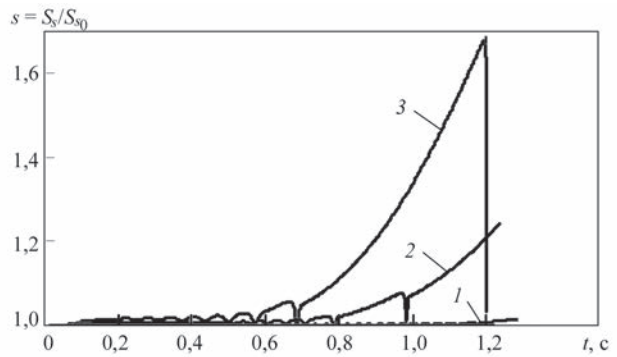


Рис. 8. Залежність площі поверхні деформованих крапель металу від часу при різних значеннях початкового діаметра краплі, мм: 1 — $D_0 = 6$; 2 — 8; 3 — 10

шлаку на відстані 13 мм від торця електрода, що відповідає значенням, отриманим для аналогічних крапель сферичної форми (див. рис. 2, а, б). Що стосується крапель великого початкового діаметра ($D_0 = 6...10$ мм), то вони рухаються повільніше відповідних крапель сферичної форми, оскільки піддаються в процесі руху значній деформації (рис. 6, 7). Так, наприклад, краплі з початковим діаметром 10 мм при врахуванні їх деформації досягають швидкості 0,450 м/с на відстані 100 мм від поверхні шлакової ванни протягом 0,2 с, що істотно менше відповідних значень для сферичних крапель того ж початкового діаметра (див. рис. 2, в, г). При цьому, з огляду на те, що деформація великих крапель відбувається в коливальному режимі з дедалі більшою амплітудою (рис. 6), їх швидкість знижується (рис. 9) через зміну сили опору, що діє на такі краплі.

Завершуючи аналіз процесів руху крапель розплавленого металу в шарі шлаку при ЕШП, слід зазначити, що при обраній глибині шлакової ванни ($L = 200$ мм) відмічені особливості руху крапель, що пов'язані з їх деформацією, можуть проявлятися тільки для великих крапель з початковим діаметром більше 8 мм (рис. 6, б, 9, б).

Моделювання нагрівання крапель. За припущення, що температура металу в об'ємі краплі має однорідний розподіл, рівняння, яке описує

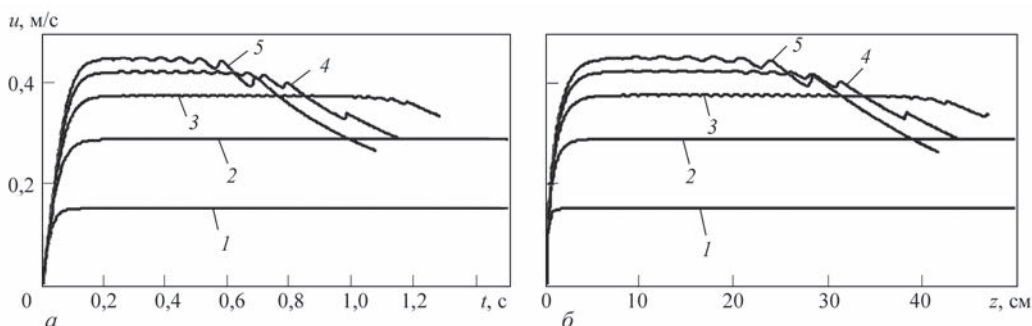


Рис. 9. Залежності швидкості руху крапель металу, що деформуються, від часу (а) й пройденої відстані (б) при різних значеннях початкового діаметра краплі, мм: 1 — $D_0 = 2$; 2 — 4; 3 — 6; 4 — 8; 5 — 10

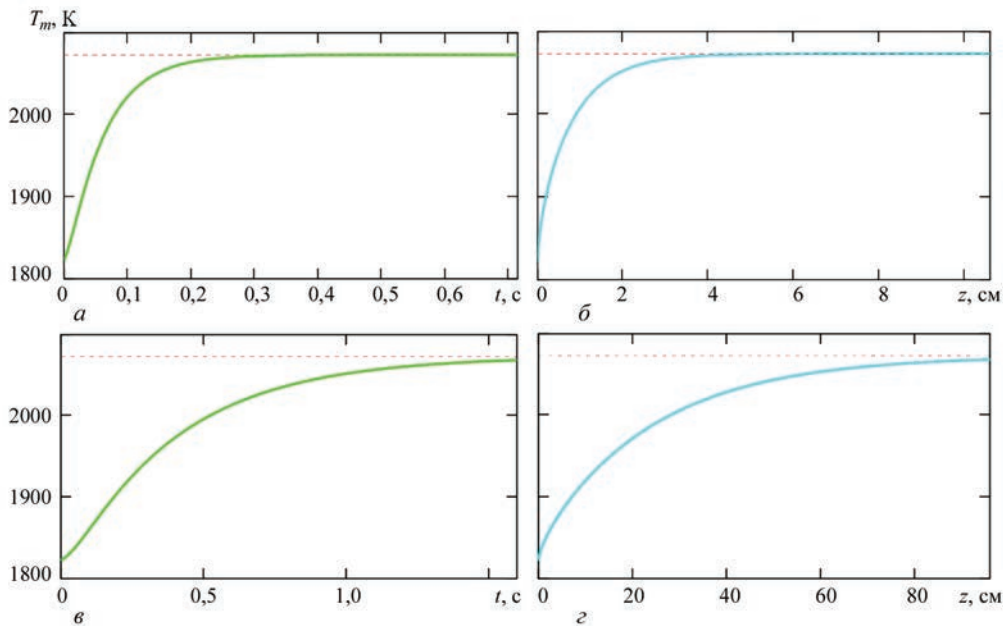


Рис. 10. Залежність температури сферичної краплі, що має початковий діаметр 2 мм (а, б) та 10 мм (в, з), від часу (а, в) і пройденої відстані (б, з)

нагрівання металеві краплі при її русі в рідкому шлаку, можна записати у вигляді:

$$\rho_m V C_m \frac{dT_m}{dt} = S_s \alpha (T_s - T_m); t \geq 0, \quad (13)$$

де C_m — питома теплоємність металу; T_m — температура металу; T_s — температура шлаку; α — коефіцієнт конвективно-кондуктивного теплообміну, а інші позначення відповідають прийнятим раніше.

Якщо крапля в процесі руху зберігає сферичну форму, то при врахуванні того, що $V = \frac{4}{3} \pi r_0^3$; $S_s = 4 \pi r_0^2$, рівняння (13) може бути записано у вигляді:

$$\frac{dT_m}{dt} = \frac{6\alpha}{\rho_m C_m D_0} (T_s - T_m) \quad (14)$$

з початковою умовою

$$T_m|_{t=0} = T_0, \quad (15)$$

де T_0 — початкова температура краплі.

Для визначення коефіцієнта теплообміну α будемо використовувати критерій Нуссельта $Nu = \frac{\alpha D_0}{\chi_s}$, де χ_s — коефіцієнт теплопровідності шлаку. У разі сферичної форми поверхні краплі критеріальна залежність матиме вигляд:

$$Nu = 2,0 + 0,6 Re^{0,5} Pr^{0,333}. \quad (16)$$

Тут $Pr = \frac{C_s \eta_s}{\chi_s}$ — число Прандтля, де C_s — питома теплоємність шлаку, а число Рейнольдса визначається

з урахуванням зміни швидкості краплі в залежності від часу згідно з прийнятою моделлю руху.

Результати моделювання нагрівання недеформованих (сферичних) крапель металу різного діаметра при їх русі в рідкому шлаку, наведені на рис. 10, показують, що краплі малого розміру нагріваються від початкової температури (1823 К) до температури шлаку (2073 К) набагато швидше, ніж великі краплі. Так, наприклад, крапля діаметром 2 мм досягає температури шлаку вже через 0,3 с (рис. 10, а) на відстані від електрода близько 50 мм (рис. 10, б), що істотно менше обраної глибини шлакової ванни.

Крапля діаметром 10 мм нагрівається значно повільніше, тому при проходженні всієї глибини шлакової ванни ($L = 200$ мм) її температура не перевищує 1980 К (рис. 10, з).

Розглянемо тепер особливості нагрівання металевих крапель при їх русі в рідкому шлаку з урахуванням деформації. Як і раніше будемо наближено вважати, що крапля в процесі руху набуває форму сплюсненого сфероїда. Однорідне нагрівання деформованої таким чином краплі рідкого металу описується диференціальним рівнянням

$$\frac{dT_m}{dt} = \frac{3\bar{\alpha} y^2}{\rho_m C_m D_0} \times \left[1 + \frac{1}{y^3 \sqrt{y^6 - 1}} \ln(y^3 + \sqrt{y^6 - 1}) \right] (T_s - T_m) \quad (17)$$

з початковою умовою (15). Тут $y = \frac{D}{D_0} = \frac{a}{r_0} \geq 1$ — коефіцієнт несферичності краплі; $\bar{\alpha}$ — коефі-

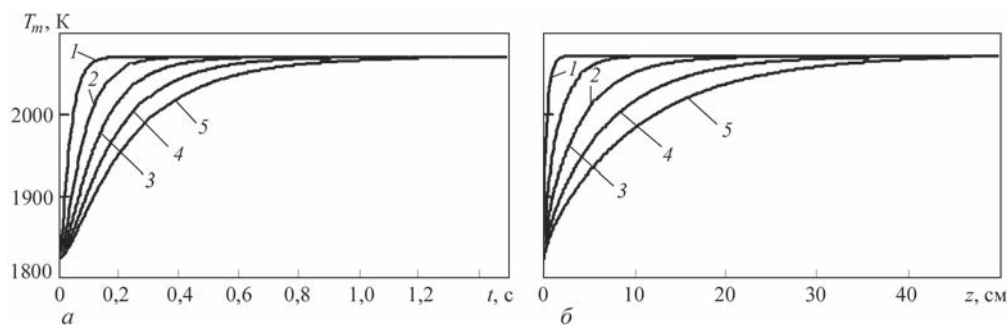


Рис. 11. Залежності температури крапель металу, що деформуються, від часу (а) і пройдені відстані (б) при різних значеннях початкового діаметра краплі, мм: 1 — $D_0 = 2$; 2 — 4; 3 — 6; 4 — 8; 5 — 10

Таблиця 2. Результати моделювання досліджень процесів руху та нагрівання в рідкому шлаку крапель розплавленого металу

D_0 , мм	Рух						Нагрівання							
	u_{max} , м/с		$l = z(u = u_{max})$, мм		$\tau = t(u = u_{max})$, с		$l = z(T_m = T_s)$, мм		$\tau = t(T_m = T_s)$, с		$T_m(z = 200 \text{ мм})$, К		$\tau(z = 200 \text{ мм})$, с	
	*СК	**ДК	СК	ДК	СК	ДК	СК	ДК	СК	ДК	СК	ДК	СК	ДК
2	0,153	0,153	13	13	0,10	0,10	40	40	0,3	0,15	2073	2073	0,3	0,15
4	—	0,289	—	30	—	0,15	—	90	—	0,38	—	—	—	0,30
6	—	0,375	—	60	—	0,16	—	220	—	0,60	—	2070	—	0,32
8	—	0,420	—	80	—	0,18	—	370	—	0,93	—	2050	—	0,38
10	0,641	0,450	150	100	0,30	0,20	1000	450	1,6	1,20	1980	2010	0,5	0,40

*СК — сферична крапля; **ДК — крапля, що деформується.

цієнт теплообміну для сфероїда, при визначенні якого використовували критеріальну залежність (16) з урахуванням того, що число Нуссельта $\overline{Nu} = \frac{\overline{\alpha} D_0 y}{\chi_s}$ і число Рейнольдса $\overline{Re} = \frac{\rho_s u D_0 y}{\eta_s}$ обчислюються за діаметром краплі, що деформується.

Розрахункові залежності температури крапель, що деформуються, різного початкового діаметра від часу та пройдені відстані в шлаку наведені на рис. 11.

Як впливає з порівняння даних рис. 10, а, б та 11 мала деформація дрібних крапель ($D_0 = 2$ мм) в процесі руху (див. рис. 5) не призводить до істотної зміни умов їх нагрівання в шлаку в порівнянні з такими для сферичних крапель. Зі збільшенням розміру крапель врахування їх деформації чинить все більш істотний вплив на швидкість нагрівання крапель в рідкому шлаку. Так, наприклад, деформована крапля з початковим діаметром 10 мм нагрівається до температури шлаку за час порядку 1,2 с на відстані від електрода близько 450 мм, тоді як для аналогічної краплі без урахування деформації зазначені умови ($T_m = T_s$) виконуються при $t \geq 1,6$ с, $z \geq 1000$ мм (рис. 10, в, з). Це дозволяє зробити висновок про інтенсифікацію теплообміну між рідким шлаком і краплею металу, що відбувається за рахунок деформації останньої при русі в шлаку.

Цим вичерпується опис спрощених математичних моделей і результатів чисельного дослідження

процесів руху і нагрівання в рідкому шлаку крапель розплавленого металу різного початкового діаметра без урахування і з урахуванням їх деформації. Для зручності читачів в табл. 2 наведені узагальнені дані, щодо отриманих розрахункових результатів.

Висновки

1. Розроблено спрощені математичні моделі і проведено чисельний аналіз процесів руху і нагрівання крапель розплавленого металу в рідкому шлаку при ЕШП. Розглянуто два випадки: крапля в процесі руху зберігає початкову сферичну форму; крапля деформується і набуває форму сплюсненого (в напрямку руху) сфероїда. Показано, що деформація краплі чинить істотний вплив на швидкість і тривалість її руху в шарі шлаку, а також на збільшення площі поверхні краплі (при збереженні її об'єму), яка визначає умови нагрівання і взаємодії металу краплі з розплавленим шлаком.

2. Деформація крапель малого діаметра (до 5 мм) відбувається у вигляді гармонійних коливань поверхні з частотою в діапазоні 50...100 Гц, що збільшується зі зменшенням початкового діаметра краплі, при цьому ступінь такої деформації виявляється малою (до 3 %) й практично не впливає на швидкість їх руху і умови нагрівання в рідкому шлаку в порівнянні з краплями, що мають сферичну форму.

3. Краплі великого діаметра (6...10 мм) зазнають значної деформації, ступінь якої зростає зі збільшенням початкового діаметра краплі, при цьому коливання її поверхні стають аперіодичними з амплітудою, яка збільшується (для краплі діаметром 10 мм ступінь деформації може досягати величини 75 %), що в кінцевому підсумку може призвести до розпаду таких крапель на більш дрібні (число Вебера досягає значень $We > 5$). Деформовані краплі з початковим діаметром 10 мм досягають максимальної швидкості 0,45 м/с за час 0,2 с на відстані 100 мм від електрода, що значно менше граничної швидкості відповідної сферичної краплі (0,64 м/с), а потім їх швидкість знижується.

4. За рахунок збільшення площі поверхні і зменшення швидкості руху крапель більшого діаметра їх нагрівання в шарі шлаку в порівнянні з сферичними краплями відбувається більш ефективно. Так, наприклад, сферична крапля діаметром 10 мм досягає температури шлаку за час близько 1,6 с на відстані більше 1000 мм від електрода, тоді як з урахуванням деформації це відбувається за час 1,2 с на відстані 450 мм. З урахуванням того, що глибина шлакової ванни становить 200 мм, крапля діаметром 10 мм, що деформується, нагрівається тільки до температури 2010 К, що більш, ніж на 60 К нижче температури шлаку.

References

1. Medovar, B.I., Tsykulenko, A.K., Shevtsov, V.L. (1986) *Metallurgy of electroslag process*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Gulyaev, I.P., Dolmatov, A.V., Kharlamov, M.Yu. et al. (2015) Arc-plasma wire spraying: An optical study of process phenomenology. *J. of Thermal Spray Technology*, 24(4), 659–670.
3. Chaulet, J., Kharicha, A., Charmond, S. et al. (2020) A 2D multiphase model of drop behavior during electroslag remelting. *Metals*, 10, 490; DOI:10.3390/met10040490.
4. Clift, R., Grace, J.R., Weber, M.E. (1978) *Bubbles, drops and particles*. New-York, London, Academic Press.
5. Michaelides, E.E. (2006) *Particles, bubbles & drops: Their motion, heat and mass transfer*. World Scientific Publ.
6. Medovar, L.B., Stovpchenko, G.P., Sybir, A.V. (2020) Comparison of conditions of mass exchange in electroslag processes with consumable electrode and liquid metal. *Uspekhi Fiziki Metallov*, 4, 481–500 [in Russian]. DOI:10.15407/ufm.21.01.001.
7. Happel, J., Brenner G., (1976) *Hydrodynamics under small Reynolds numbers*. Moscow, Mir [in Russian].
8. Brooks, G., Subagyo, Y. Pan (2005) Modeling of trajectory and residence time of metal droplets in slag–metal–gas emulsions in oxygen steel making. *Metall. and Material Transact. B*, 36, 525–535. DOI: 10.1007/s11663-005-0044-x
9. Nanda Kishore, Sai Gu (2011) Momentum and heat transfer phenomena of spheroid particles at moderate Reynolds and Prandtl numbers. *Heat Mass Transfer*, 54(11–12), 2595–2601. Doi:10.1016/j.jheatmasstransfer.2011.02.001.
10. Yang, C., Mao, Z. (2014) *Numerical simulation of multiphase reactors with continuous liquid phase*. Academic Press.
11. Kharicha, A., Karimi-Sibaki, E., Wu, M. et al. (2018) Review on modeling and simulation of electroslag remelting. *Steel Research Int.*, 89(1).
12. Dudko, D.A., Rublevsky, I.N. (1961) About drop transfer of electrode metal in electroslag welding. *Avtomatich. Svarka*, 4, 24–31 [in Russian].
13. Polishko, G., Stovpchenko, G., Medovar, L., Kamkina, L. (2019) Physicochemical comparison of electroslag remelting with consumable electrode and electroslag refining with liquid metal. *Iron Making & Steel Making*, 46(8), 789–793. <https://doi.org/10.1080/03019233.2018.1428419>
14. Klyuev, M.M., Volkov, S.V. (1984) *Electroslag remelting*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
15. Klyuev, M.M., Nikulin, A.A. (1970) Speed of movement and degree of heating of the metal drop in slag during electroslag remelting. *Bulleten TsNICherMet.*, 4, 32–34 [in Russian].
16. Schmehl, R. (2002) Advanced modeling of droplet deformation and breakup for CFD analysis of mixture preparation. In: *Proc. of ILASS-Europe 2002 (Zaragoza, 9–11 September, 2002)*.

EFFECT OF DEFORMATION OF MOLTEN METAL DROPS ON THEIR MOVEMENT AND HEATING IN A SLAG LAYER AT ESR

I.V. Krivtsun, V.M. Sidorets, A.V. Sybir, G.P. Stovpchenko, G.O. Polishko, L.B. Medovar
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

A simplified mathematical model of the processes of movement and heating of molten metal drops in liquid slag at ESR is proposed in two variants of problem definition: the drop preserves its initial spherical shape; the drop is deformed and takes the shape of a spheroid flattened in the direction of movement. It is shown that drop deformation makes an essential impact on the velocity and duration of its movement in the layer of slag, as well as on the drop surface area (at preservation of its volume), which determines the conditions of heating and interaction of drop metal with molten slag. It was proved that due to increase of surface area and lowering of movement velocity of larger diameter drops, their heating in the slag layer occurs more effectively, compared to spherical drops. Ref. 16, Tabl. 2, Fig. 11.

Key words: electroslag remelting; mathematical modeling; consumable electrode; liquid metal drop; molten slag; heating; movement; drop deformation

Надійшла до редакції 22.01.2021

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ГІДРОДИНАМІЧНИХ ТА ТЕПЛОВИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ТИТАНОВИХ ЗЛИВКІВ ЕПП

С.В. Ахонін¹, В.О. Березос¹, О.І. Бондар²,
О.І. Глухенький², Ю.М. Гориславець², А.Ю. Северин¹

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Інститут електродинаміки НАН України. 03057, м. Київ, просп. Перемоги, 56. E-mail: bondar_o_i@ukr.net

Показано, що явище термогравітаційної конвекції при зазначенні продуктивності процесу ЕПП є вагомим фактором, що визначає тепловий стан зливка. Для усталеного режиму процесу електронно-променевої плавки титану в прохідний циліндричний кристалізатор сформульована математична модель пов'язаних гідродинамічних і теплових процесів в металі, що кристалізується, з врахуванням явищ термогравітаційної конвекції. Визначено тепловий стан зливка та положення фронту кристалізації при неперервній подачі рідкого титану з проміжної ємності в кристалізатор в залежності від температури металу на вході та швидкості витягування зливка для ламінарного режиму гідродинамічної течії в рідкій ванні. Встановлено, що при збільшенні температури металу на вході в кристалізатор в досліджуваному діапазоні (2040...2100 К) зменшується зміщення точки максимальної глибини ванни від осі зливка. За допомогою розрахунків в рамках побудованої математичної моделі досліджено вплив швидкості подачі рідкого металу з проміжної ємності в кристалізатор на форму та глибину рідкої ванни. Встановлено, що при збільшенні швидкості витягування зливка на 30 % глибина рідкої ванни зростає у 1,5 рази, а точка максимальної глибини рідкої ванни наближається до осі зливка. Бібліогр. 10, табл. 1, рис. 9.

Ключові слова: математичне моделювання; електронно-променеве плавлення; гідродинамічні та теплові процеси; зливки; титан; неперервне лиття

Твердіння металу в кристалізаторі під час електронно-променевого плавлення (ЕПП) супроводжується складними і швидкоплинними фізичними процесами перенесення тепла, гідродинамічними течіями, випромінюванням. На практиці часто є відсутньою можливість виміряти значення параметрів цих процесів, тим більше з достатньою точністю. Крім того в металургії натурні експерименти є трудомісткими та пов'язані з великими матеріальними витратами з огляду на високі енергозатратність та вартість металу, що виплавляється. Тому велике значення мають чисельні експерименти із застосуванням методів математичного моделювання та розрахунків на електронних обчислювальних машинах, що дозволяють при порівняно малих витратах і мінімальній кількості експериментальних даних скласти якісну і кількісну картину явищ, що відбуваються в металургійних процесах.

В роботах [1, 2] сформульовано основні принципи моделювання теплофізичних процесів в зливках, одержуваних способами спеціальної електрометалургії. Стосовно процесів, що описують різні стадії ЕПП, такі як плавлення вихідної шихти, перемішування і випаровування металу і домішок в проміжній ємності, формування зливка в кристалізаторі,

охладження зливка, то їх було розглянуто в роботах [3–6]. Але в зазначених роботах, з урахуванням складності рішення пов'язаних тривимірних мультифізичних задач і обмеженості доступних обчислювальних ресурсів, математичне моделювання теплофізичних процесів при одержанні зливків титану переважно зводилося до розгляду теплового стану зливка без врахування тепло- та масопереносу за рахунок руху розплаву в кристалізаторі.

Сучасний розвиток чисельних методів та постійно зростаюча потужність обчислювальної техніки дає можливість для формулювання постановок більш повних і складних завдань моделювання технологічних процесів, а чисельний підхід є найбільш привабливим в дослідженні гідродинамічних процесів та процесів тепломасообміну, які протікають під час одержання зливків способом ЕПП. В роботі [7] було представлено та детально розглянуто тривимірну математичну модель пов'язаних гідродинамічних і теплових процесів твердіння металу в прохідному циліндричному кристалізаторі при електронно-променевому плавленні з проміжною ємністю. Ця математична модель дозволяє досліджувати процеси в квазівтомлювальнісному режимі безперервної виплавки зливка, при якому положення фронту твердіння сплаву в кристалізаторі не змінюється в часі.

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

О.І. Бондар — <https://orcid.org/0000-0002-1678-8862>, О.І. Глухенький — <https://orcid.org/0000-0001-5053-5677>,

Ю.М. Гориславець — <https://orcid.org/0000-0003-1668-4972>, А.Ю. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2363>

На прикладі зливка титанового сплаву Ti-6Al-4V, що твердне в циліндричному кристалізаторі діаметром 0,6 м, було показано, що вплив турбулентної теплопровідності на положення фронту кристалізації, а також на глибину рідкої ванни є незначним для заданої швидкості витягування зливка (4 мм/хв). Це дозволяє в такому випадку зробити припущення про наявність турбулентності лише в області входження струменя рідкого металу з проміжної ємності в кристалізатор та про переважаючий ламінарний характер руху розплаву в рідкій ванні загалом.

Більш суттєво на форму та глибину рідкої ванни може впливати температура перегріву рідкого металу, що подається з проміжної ємності, та продуктивність процесу неперервного лиття. Тому метою цього дослідження є визначення теплового стану зливка та положення фронту кристалізації при неперервній подачі рідкого титану з проміжної ємності в кристалізатор в залежності від температури металу на вході та швидкості витягування зливка для ламінарного режиму гідродинамічної течії в рідкій ванні. Дослідження цих питань проводилося на прикладі лиття чистого титану в прохідний циліндричний кристалізатор діаметром 0,4 м.

Для моделювання зазначеного процесу була сформульована наступна математична модель, що включає в себе закони збереження маси (1), імпульсу (2) та енергії (3):

$$\nabla(\rho \mathbf{u}) = 0; \quad (1)$$

$$\rho(\mathbf{u} \cdot \nabla) \mathbf{u} = -\nabla p + \mu \cdot (\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T) - \frac{2}{3} \mu (\nabla \cdot \mathbf{u}) \mathbf{I} + \rho \mathbf{g} + \frac{C(1-F_L)^2}{q + F_L^3} (\mathbf{u} - \mathbf{u}_{cast}); \quad (2)$$

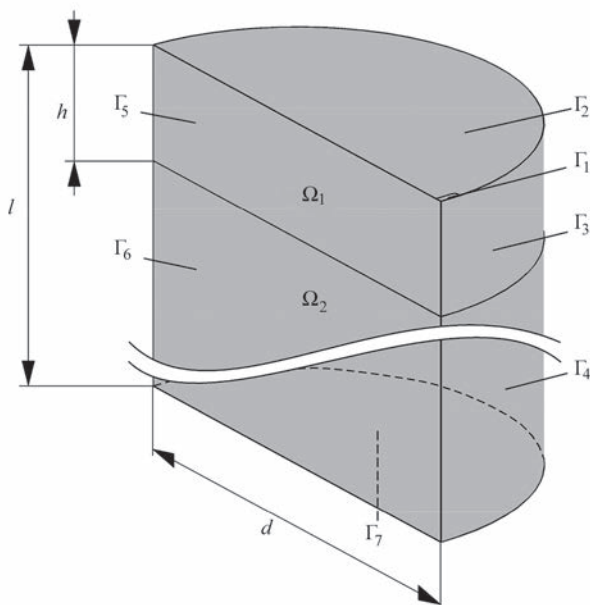


Рис. 1. Розрахункова область для чисельного моделювання

$$\rho C_p (\mathbf{u} \cdot \nabla) T = -(\nabla \cdot \mathbf{q}), \quad (3)$$

де ρ — густина; \mathbf{u} — швидкість; p — тиск; μ — динамічна в'язкість; \mathbf{I} — одинична матриця; \mathbf{g} — вектор гравітації; $C = 10^5$ та $q = 0,01$ — константи, співвідношення яких повинно бути достатнім, щоб придушити рух (за винятком швидкості лиття \mathbf{u}_{cast}) в твердій області; F_L — частка рідкої фази (змінюється в діапазоні від 0 до 1); \mathbf{u}_{cast} — вектор швидкості витягування зливка; C_p — питома теплоємність; T — температура; $\mathbf{q} = -k \nabla T$ — тепловий потік за рахунок теплопровідності; k — коефіцієнт теплопровідності.

Положення фронту кристалізації визначалося у відповідності до методу фазового поля. Суть методу полягає у тому, що фазовий перехід відбувається у певному температурному діапазоні $\Delta T = T_l - T_s$. Рідка область визначається температурою вище температури ліквідуса T_l , тверда область — температурою нижче температури солідуса T_s , а перехідна зона знаходиться між ними. Фронт кристалізації визначається по ізотермі температури плавлення $T_m = T_s + \Delta T/2$. Вирази для визначення частки рідкої фази F_L та відповідних фізичних властивостей матеріалів у перехідній зоні (області зміни фазового стану) представлені в роботі [7].

Розрахункова область для дослідження зазначених процесів представлена на рис. 1, на якому $\Gamma_1 \dots \Gamma_7$ — границі розрахункової області, $d = 0,4$ м, $h = 0,15$ м, $l = 2 \cdot d$, перетин струменя розплаву на вході в кристалізатор (Γ_1) становить 10×40 мм.

Граничні умови для представленої на рис. 1 розрахункової області наведені в таблиці, де \mathbf{n} — вектор нормалі до поверхні; u_{cast} — швидкість витягування зливка; q_{ev} — тепловий потік з поверхні рідкого металу за рахунок випаровування; ϵ — коефіцієнт випромінювання; h — коефіцієнт контактної тепловіддачі; $\sigma_{SB} = 5,67 \cdot 10^{-8}$ В/т($m_2 \cdot K_4$) — постійна Стефана-Больцмана; $T_{amb} = 293,15$ К — температура навколишнього середовища.

Фізичні характеристики титану наступні: температура плавлення $T_m = 1941$ К; прихована теплота плавлення $L = 295$ кДж/кг; коефіцієнт динамічної в'язкості для рідкої області $\mu_l = 0,0035$ Па·с; коефіцієнт динамічної в'язкості для твердої області $\mu_s = 1$ Па·с. Таким чином, при заданому температурному діапазоні фазового переходу $\Delta T = 60$ К температура ліквідуса становила $T_l = 1971$ К, температура солідуса — $T_s = 1911$ К. Характеристики перехідної області (області фазового переходу) визначали відповідно до методу повної теплоємності (apparent heat capacity formulation).

Граничні умови розрахункової області для чисельного моделювання

Границя	Умови для швидкості	Умови для теплового потоку
Γ_1	$\mathbf{u} - (\mathbf{u} \cdot \mathbf{n})\mathbf{n} = 0$	$T = T_{in}$
Γ_2	$\mathbf{u} \cdot \mathbf{n} = 0$ $\mathbf{K} - (\mathbf{K} \cdot \mathbf{n})\mathbf{n} = 0$ $\mathbf{K} = \mu(\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T)\mathbf{n}$	$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = \varepsilon_2 \sigma (T_{amb}^4 - T^4) - q_{ev} + \frac{3P_{eb}}{\pi d^2}$ $\varepsilon_2 = 0,5$
Γ_3		$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = \varepsilon_3 \sigma (T_{amb}^4 - T^4) + h_3 (T_{amb} - T)$ $\varepsilon_3 = 0,35(1 - F_l)$ $h_3 = h_s (1 - F_l) + h_l F_l$ $h_s = 60 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ $h_l = 2000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$
Γ_4		$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = \varepsilon_4 \sigma (T_{amb}^4 - T^4)$ $\varepsilon_4 = 0,35$
Γ_5 Γ_6		$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = 0$
Γ_7	$\mathbf{u} \cdot \mathbf{n} = u_{cast}$	$-\mathbf{n} \cdot \mathbf{q} = h_7 (T_{amb} - T)$ $h_7 = 10 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$

Температурні залежності питомої теплоємності $C_p(T)$, коефіцієнта теплопровідності $k(T)$ та густини $\rho(T)$ для твердої та рідкої фаз титану представлені на рис. 2, а-в відповідно [8]. Залежність втрат з поверхні рідкого титану за рахунок випаровування $q_{ev}(T)$ показано на рис. 2, з [9].

При розрахунках в якості базових вихідних даних приймали продуктивність витягування зливка

($G = 250$ кг/год), якій відповідає базова швидкість витягування зливка

$$u_{base} = \frac{4 \cdot G}{\rho_{T_{out}} \cdot \pi \cdot d^2} = \frac{4 \cdot 250}{4400 \cdot \pi \cdot 0,4^2 \cdot 3600} = 1,256 \cdot 10^{-4} \text{ м/с (приблизно 7,5 мм/хв)},$$

температура рідкого металу на вході в кристалізатор $T_{in} = 2061$ К та нагрівання зливка рівномірно розподіленим по поверхні тепловим потоком за-

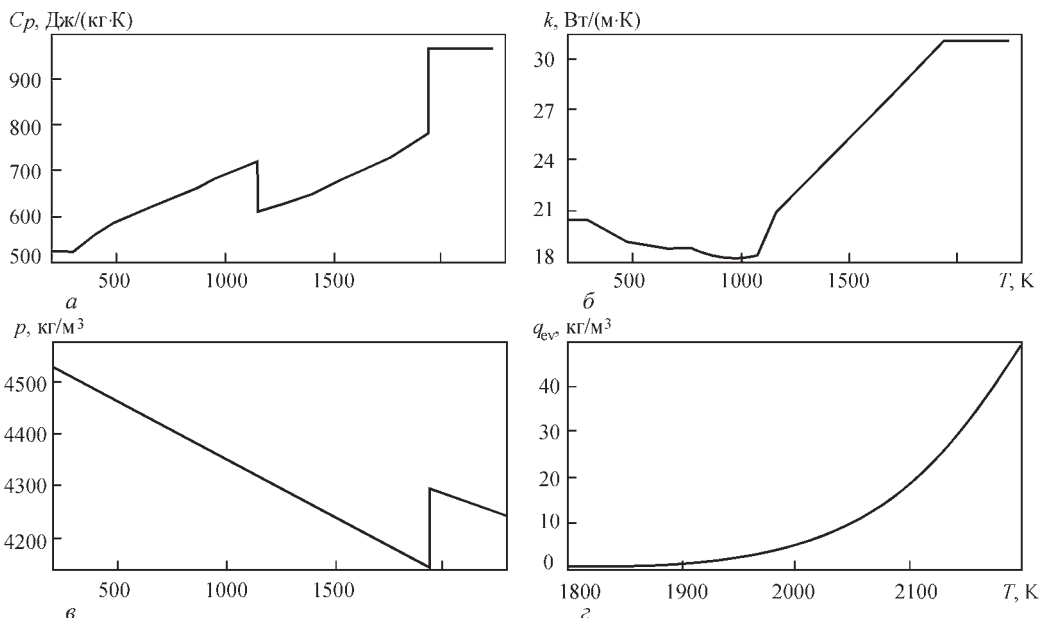


Рис. 2. Залежності питомої теплоємності (а), коефіцієнта теплопровідності (б), густини (в) та випаровування (з) від температури

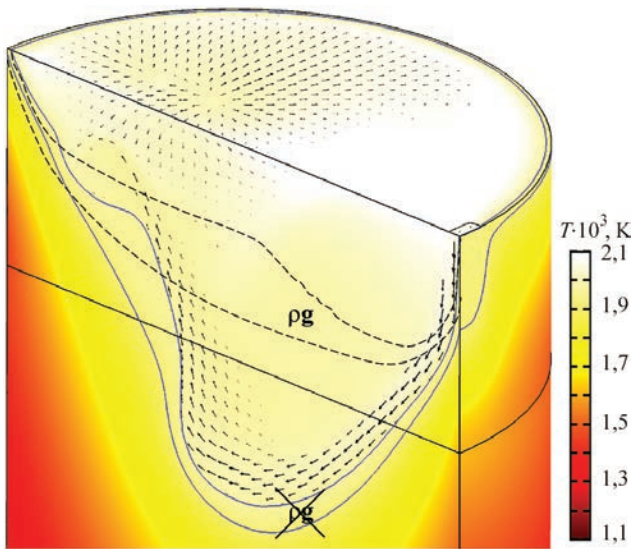


Рис. 3. Вплив явища термогравітаційної конвекції на положення міжфазної зони

гальною потужністю $P_{eb} = 90$ кВт з коефіцієнтом корисної дії електронно-променевого нагріву 75 %.

Важливість та необхідність врахування термогравітаційних сил в математичній моделі фізичних процесів в кристалізаторі визначалась та обґрунтовувалась шляхом порівняння результатів розрахунків з врахуванням та без цих сил між собою. Для дослідження ступеня впливу явища термогравітаційної конвекції на тепловий стан зливка та положення міжфазної границі було проведене моделювання зазначеного процесу без врахування складової ρg в рівнянні (2). Отримані при цьому розподіл температури, а також ізотерми солідуса та ліквідуса (суцільні лінії) представлені на рис. 3.

Глибина рідкої ванни при цьому складає 257 мм. Для порівняння на рисунку показано положення міжфазної зони (штрихові лінії), отриманої з врахуванням термогравітаційних сил.

Результати показують, що не врахування термогравітаційних сил призводить до збільшення глибини рідкої ванни більш ніж вдвічі (на 137 мм) і, відповідно, до зміни характеру руху рідкого металу. При цьому практично відсутнє зміщення точки максимальної глибини ванни від осі зливка, незважаючи на несиметричний вигляд самої ванни.

Таким чином, явище термогравітаційної конвекції при зазначеній продуктивності процесу ЕПП є вагомим фактором, що визначає тепловий стан зливка, тому подальші розрахунки виконували з його урахуванням.

Для визначення впливу температури перегріву рідкого металу, що подається з проміжної ємності, на глибину рідкої ванни були проведені розрахунки для різної температури рідкого металу на вході в кристалізатор (T_{in}), К: 2041, 2061, 2081, 2101. В результаті були отримані розподіли температури та швидкості в досліджуваній області, які представлені на рис. 4 та 5 відповідно.

Аналіз розподілу температур в зливку, отриманих за результатами моделювання, показав, що під дією електронно-променевого нагрівання поверхневий шар розплаву нагрівається до максимальної температури — приблизно 2085 К (рис. 4), що навіть може перевищувати в деяких випадках температуру рідкого металу, який надходить з проміж-

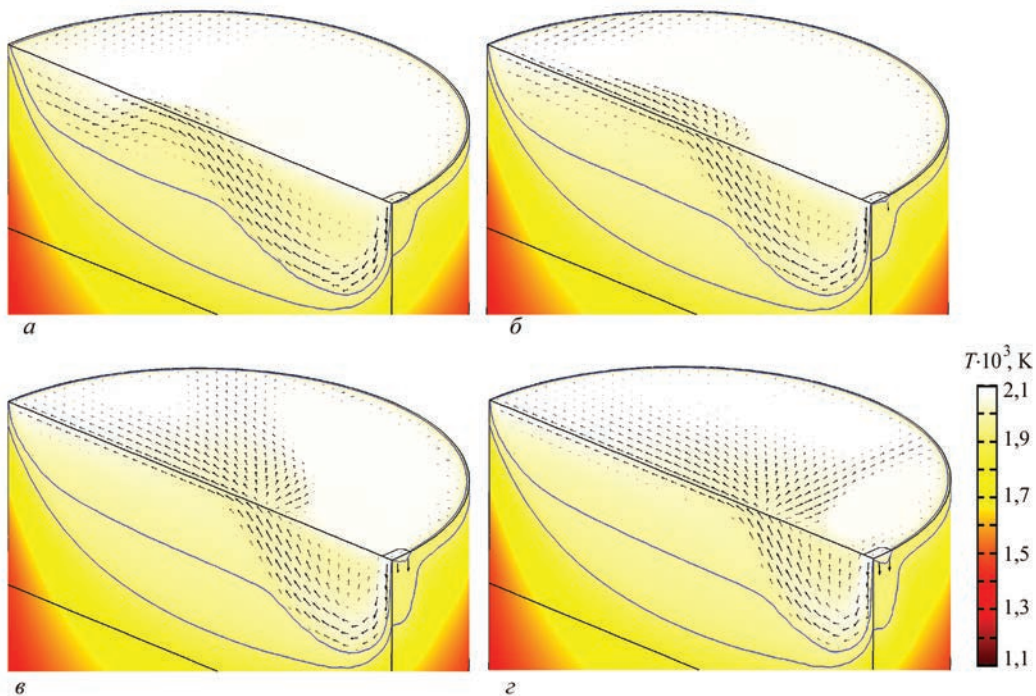


Рис. 4. Розподіл температури (T_{in}) у зливку при ЕПП, К: а — 2041; б — 2061; в — 2081; г — 2101

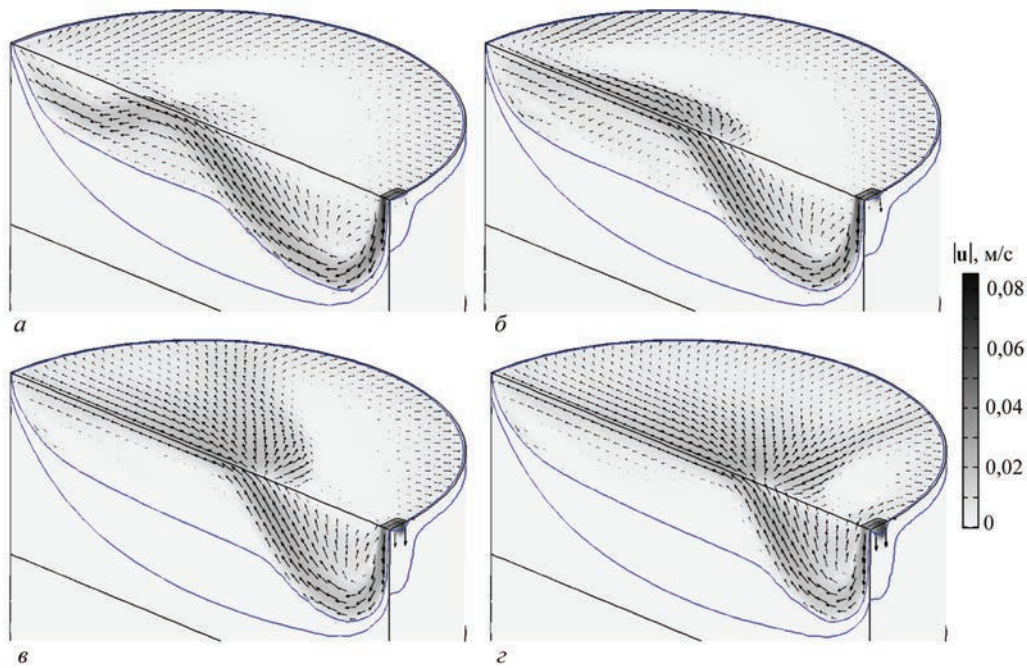


Рис. 5. Розподіл швидкості розплаву (T_m) у зливку під час ЕПП в залежності від температури, К: а — 2041; б — 2061; в — 2081; з — 2101

ної ємності з температурою 2040...2100 К (рис. 4, а, б). За рахунок інтенсивного охолодження рідкого металу стінками кристалізатора в ньому формується зовнішня поверхня зливка, товщина гарнісажу між рідким металом та стінкою кристалізатора в його верхній частині складає 5...7 мм. По довжині зливка температура зменшується з 2085 К на поверхні розплаву до 1000 К на його нижній границі розрахункової області. На виході зливка з кристалізатора температура його поверхні дорівнює близько 1500 К і слабо залежить від технологічних параметрів плавлення.

Аналіз розподілу швидкості руху рідкого металу в кристалізаторі показав, що потік розплаву

з проміжної ємності заглиблюється біля стінки кристалізатора на максимальну глибину, а потім віддзеркалюється від донної частини ванни, виходить на її поверхню та розтікається по всьому об'єму розплаву (рис. 5, а, б). Слід відзначити, що в місці заглиблення вхідного потоку товщина двофазної зони мінімальна та складає 3...6 мм. За умов низького перегріву розплаву, що надходить в кристалізатор з проміжної ємності, вище температури плавлення титану рух рідкого металу займає весь об'єм ванни, де температура перевищує температуру ліквідуса титану. Тоді як при підвищенні температури вхідного потоку металу рух розплаву зосереджується тільки біля вільної поверхні, фор-

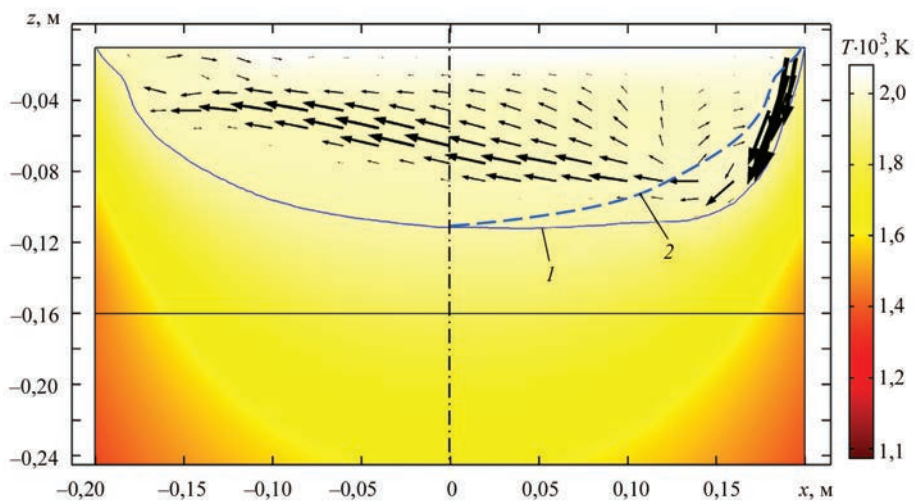


Рис. 6. Поздовжній переріз рідкої ванни у зливку титану діаметром 400 мм під час ЕПП: 1 — точка максимальної глибини рідкої ванни; 2 — дзеркальна проекція лівої половини ізотерми ($T_m = 1941$ К) відносно осі зливка для візуальної оцінки асиметрії рідкої ванни

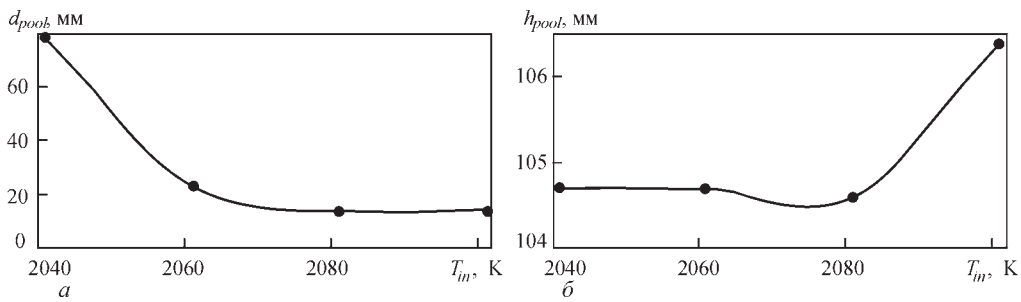


Рис. 7. Залежності зміщення точки максимальної глибини відносно осі зливка (а) та глибини рідкої ванни (б) від температури перегріву рідкого металу на вході в кристалізатор

муючи досить об'ємні застійні зони (рис. 5, в, з). Таке явище може бути обумовлено дією термогравітаційних сил.

В цілому розрахунки показали, що форма рідкої ванни є несиметричною (рис. 4, 5). Хоча фронт кристалізації наближається до плоского, в області входу струменя рідкого металу спостерігається промивання твердої фази біля стінки кристалізатора (рис. 6). Товщина гарнісажу в цій зоні складає 2...3 мм, що в 2...3 рази менше товщини гарнісажу в інших зонах кристалізатора. При русі зливка вниз такий тонкий гарнісаж може руйнуватися та формувати на поверхні зливка добре відомі характерні дефекти типу заплутування металу.

Зміщення точки максимальної глибини відносно осі зливка (d_{pool}) та глибина рідкої ванни (h_{pool}) в залежності від температури перегріву рідкого металу на вході в кристалізатор представлені на рис. 7. Дані параметри визначалися по ізотермі, що відповідає температурі плавлення титану ($T_m = 1941$ К).

Цікавим є те, що при збільшенні температури металу на вході в кристалізатор (в досліджуваному діапазоні) зменшується зміщення точки максимальної глибини ванни від осі зливка (рис. 7, а).

Хоча очікувалося, що при збільшенні температури перегріву рідкого металу, який подається з проміжної ємності, точка максимальної глибини рідкої ванни буде зміщуватися від осі зливка у бік вводу струменя рідкого металу.

Що стосується глибини рідкої ванни, то вона практично не змінюється в досліджуваному діапазоні температури рідкого металу на вході в кристалізатор (рис. 7, б), з чого можна зробити висновки про їх слабку залежність. Проте, як видно з рис. 4, зі збільшенням температури рідкого металу на вході в кристалізатор суттєво змінюється характер його руху.

При одержанні злиwkів способом ЕПП одним із важливих технологічних параметрів є продуктивність процесу. Тому подальші розрахунки були спрямовані на дослідження впливу швидкості подачі рідкого металу з проміжної ємності в кристалізатор на форму та глибину рідкої ванни.

При проведенні моделювання температура перегріву металу, що подається в кристалізатор, була прийнята $T_m = 2061$ К. Положення ізотерм, що відповідають температурі плавлення титану (T_m), для різних швидкостей витягування зливка в діапазоні $u_{cast} \dots 1,3 u_{cast}$ представлені на рис. 8.

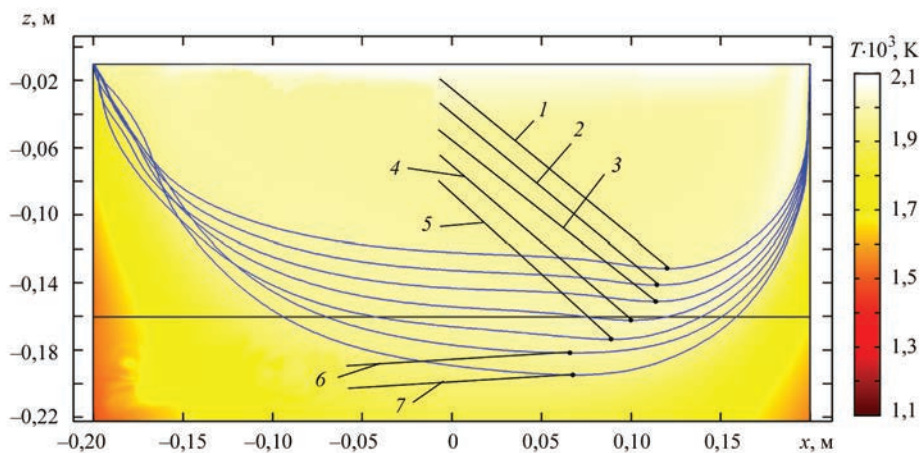


Рис. 8. Положення ізотерм температури плавлення титану для різних швидкостей витягування зливка з кристалізатора (крапкою позначено місце максимальної глибини рідкої ванни та вказано його параметри в форматі: u_{cast} ; d_{pool} ; h_{pool} , м): 1 — $1,00 u_{cast}$; 0,120; 0,122; 2 — $1,05 u_{cast}$; 0,116; 0,131; 3 — $1,10 u_{cast}$; 0,114; 0,141; 4 — $1,15 u_{cast}$; 0,100; 0,152; 5 — $1,20 u_{cast}$; 0,088; 0,164; 6 — $1,25 u_{cast}$; 0,066; 0,172; 7 — $1,30 u_{cast}$; 0,068; 0,185

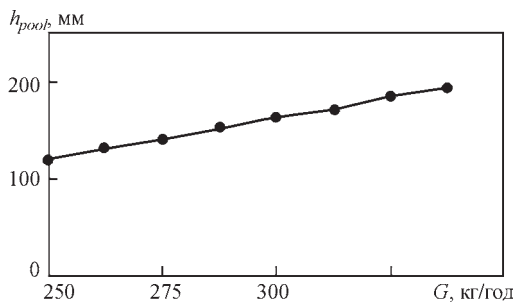


Рис. 9. Залежність глибини рідкої ванни від продуктивності при ЕПП зливка титану діаметром 400 мм

Як видно з рис. 8, зі зростанням продуктивності лиття конфігурація фронту кристалізації, не зважаючи на врахування термогравітаційних сил, наближається до конусоподібної. Це свідчить про те, що більш плоский фронт кристалізації розплаву може бути забезпечений шляхом зменшення продуктивності лиття зливка. Також зрозуміло, що зі зростанням продуктивності вплив термогравітаційних сил на тепловий стан зливка буде слабшати.

Для більш наглядної демонстрації результатів, одержаних за допомогою проведених в рамках математичної моделі розрахунків, побудовано залежність глибини рідкої ванни від продуктивності процесу при ЕПП зливка титану (рис. 9).

Як видно з рис. 9, при збільшенні швидкості витягування зливка на 30 % глибина рідкої ванни зростає більш ніж на 50 % (з 0,122 до 0,185 м).

Аналіз одержаних результатів показав, що збільшення продуктивності процесу, як і у випадку з підвищенням температури перегріву металу, що надходить у кристалізатор, спричиняє зміщення точки максимальної глибини (d_{pool}) рідкої ванни до осі зливка. Крім того, при збільшенні продуктивності процесу спостерігається суттєве зростання глибини рідкої ванни, що також підтверджується даними роботи [10].

Висновки

1. Методами математичного моделювання теплота масопереносу встановлено особливості кристалізації та конфігурації металевої ванни під час ЕПП злиwkів титану в кристалізаторі діаметром 400 мм. Тривимірні поля швидкості руху рідкого металу і його температури отримані з урахуванням дії термогравітаційних сил для ламінарного характеру руху розплаву.

2. Обґрунтовано необхідність врахування термогравітаційних сил при моделюванні гідродинамічних процесів в кристалізаторі при ЕПП титанових злиwkів. Показано, що термогравітація є вагомим фактором при визначенні теплового стану зливка, тому її врахування є обов'язковим. Зі зростанням

продуктивності ЕПП внесок термогравітаційних сил в тепловий стан зливка буде слабшати.

3. Встановлено, що вплив температури перегріву рідкого металу, що подається в кристалізатор з проміжною ємністю, на конфігурацію та глибину рідкої ванни є незначним. В досліджуваному діапазоні температур рідкого металу на вході в кристалізатор (2041...2101 К) зі зміною температури лише дещо змінюється характер його руху.

4. Встановлено, що вплив продуктивності електронно-променевого плавлення титану на розподіл температури і, відповідно, на форму та глибину рідкої ванни є суттєвим. При збільшенні швидкості витягування зливка на 30 % глибина рідкої ванни зростає у 1,5 рази (на 63 мм), а точка максимальної глибини рідкої ванни наближається до осі зливка.

Список літератури

1. Белло Ж.-П., Флори Е., Эсс Е., Аблизер Д. (1996) Математическое моделирование процесса электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью и его применение для производства титана. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **4**, 27–37.
2. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Козлитин Д.А. и др. (1997) *Электронно-лучевая плавка*. Киев, Наукова думка.
3. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
4. Лесной А.Б., Демченко В.Ф., Жадкевич М.Л. (2001) Моделирование гидродинамики и теплообмена при кристаллизации слитков электронно-лучевого переплава. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **2**, 17–21.
5. Жук Г.В., Калинюк А.Н., Тригуб Н.П. (2002) Моделирование режимов вывода усадочной раковины в цилиндрических слитках ЭЛПЕ. *Там же*, **1**, 23–25.
6. Жук Г.В., Ахонина Л.В., Тригуб Н.П. (1998) Математическое моделирование процессов кристаллизации титанового сплава Ti–6Al–4V при ЭЛПЕ. *Там же*, **2**, 21–25.
7. Ахонин С.В., Гориславец Ю.М., Глухенький А.И. и др. (2019) Моделирование гидродинамических и тепловых процессов в кристаллизаторе при электронно-лучевой плавке с промежуточной емкостью. *Сучасна електрометаллургія*, **4**, 9–17. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2019.04.02>
8. Mills K. (2002) *Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys*. Woodhead Publishing Limited.
9. *Физические свойства титана*. <https://libmetal.ru/titan/phisproptitan.htm>
10. Жук Г.В. (2008) О влиянии распределения мощности нагрева металла в кристаллизаторе в процессе ЭЛПЕ на структуру титановых слитков. *Современная электрометаллургия*, **2**, 17–20.

References

1. Bellot, J.-P., Flori, E., Ess, E., Ablizer, D. (1996) Mathematical modeling of electron beam melting process with cold hearth and its application for titanium manufacture. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **4**, 27–37 [in Russian].

2. Paton, B.E., Trigub, N.P., Kozlitin, D.A. et al. (1997) *Electron beam melting*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
3. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
4. Lesnoj, A.B., Demchenko, V.F., Zhadkevich, M.L. (2001) Modeling of hydrodynamics and heat exchange in crystallization of ingots of electron beam remelting. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **2**, 17–21 [in Russian].
5. Zhuk, G.V., Kalinyuk, A.N., Trigub, N.P. (2002) Modeling of conditions of removal of shrinkage pipe from cylindrical ingots. *Advances in Electrometallurgy*, **1**, 19–21.
6. Zhuk, G.V., Akhonina, L.V., Trigub, N.P. (1998) Mathematical modeling of crystallization processes of Ti–6Al–4V titanium alloy in EBCH. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **2**, 21–25 [in Russian].
7. Akhonin, S.V., Gorislavets, Yu.M., Glukhenkiy, A.I. et al. (2019) Modeling hydrodynamic and thermal processes in the mould in cold-hearth electron beam melting. *Suchasna Elektrometall.*, **4**, 9–17 [in Russian], DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2019.04.02>
8. Mills, K. (2002) *Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys*. Woodhead Publishing Limited.
9. Physical properties of titanium [in Russian]. <https://libmetal.ru/titan/phisproptitan.htm>
10. Zhuk, G.V. (2008) On influence of metal heating power distribution in mould in EBCHM process on structure of titanium ingots. *Advances in Electrometallurgy*, **2**, 15–18.

MATHEMATICAL MODELING OF HYDRODYNAMIC AND THERMAL PROCESSES AT CRYSTALLIZATION OF TITANIUM INGOTS PRODUCED BY EBM

S.V. Akhonin¹, V.O. Berezos¹, O.I. Bondar², O.I. Glukhenkii², Yu.M. Goryslavets², A.Yu. Severin¹

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

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

²Institute of Electrodynamics of the NAS of Ukraine.

56 Peremohy Prosp., 03057, Kyiv, Ukraine. E-mail: bondar_o_i@ukr.net

It is shown that when specifying the productivity of EBM process, the phenomenon of thermogravitational convection is a weighty factor that determines the thermal state of the ingot. A mathematical model of interrelated hydrodynamic and thermal processes in the crystallizing metal, taking into account the phenomena of thermogravitational convection, was formulated for a steady-state mode of the process of electron beam melting of titanium into a straight-through cylindrical crucible. The thermal state of the ingot was determined, as well as the position of the solidification front at continuous feeding of liquid titanium from the cold hearth into the crucible, depending on metal temperature at the inlet and speed of ingot drawing for laminar mode of hydrodynamic flow in the liquid pool. It is found that at increase of metal temperature at the inlet to the crucible in the studied range (2040...2100 K) shifting of the point of maximum pool depth from the ingot axis becomes smaller. Calculations within the constructed mathematical model were used to study the impact of the rate of liquid metal feed from the cold hearth into the crucible on the liquid pool shape and depth. It is found that at increase of ingot drawing rate by 30 % the liquid pool depth increases 1.5 times, and the point of maximum depth of the liquid pool becomes close to ingot axis. Ref. 10, Tabl. 1, Fig. 9.

Key words: mathematical modeling; electron beam melting; hydrodynamic and thermal processes; ingot; titanium; continuous casting

Надійшла до редакції 03.02.2021

ЖУРНАЛИ для професіоналів



Видається з 1948 р.
Виходить 12 разів на рік
ISSN 0005-111X
doi.org/10.37434/as
Передплатний індекс 70031

Видається з 2000 р.
Виходить 12 разів на рік
ISSN 0957-798X
doi.org/10.37434/trwj
Передплатний індекс 21791



Видається з 1989 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 0235-3474
doi.org/10.37434/tdnk
Передплатний індекс 74475



Видається з 1985 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 2415-8445
doi.org/10.37434/sem
Передплатний індекс 70693

Журнали входять до Переліку наукових фахових видань України

(380-44) 200-8277
journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

ПЛАЗМОВО-ДУГОВИЙ ПЕРЕПЛАВ ПІДШИПНИКОВОЇ СТАЛІ ШХ15

В.О. Шаповалов, В.Р. Бурнашев, Т.І. Грищенко, Ю.О. Никитенко, В.В. Якуша

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

Показано, що плазмово-дуговий переплав сталі ШХ15 завдяки інертній атмосфері (аргону) в камері печі сприяє значному очищенню від неметалевих включень та газових домішок, що вказує на високу рафінуючу здатність плазмово-дугової обробки металу. Бібліогр.8, табл. 3, рис. 5.

Ключові слова: підшипникова сталь ШХ15; плазмово-дуговий переплав; режими переплаву; неметалеві включення; аргон; кристалізатор; зливоч

Несприятливий вплив неметалевих включень (НВ) на фізико-механічні властивості підшипникової сталі ШХ15 в першу чергу залежить від їх природи, розмірів і розподілення в металі. Збільшення вмісту в сталі твердих гострокутних включень, які не деформуються, типу корунду, шпінелей, алюмосилікатів призводить до зниження всього комплексу фізико-механічних властивостей підшипникової сталі і зменшення довговічності підшипників. Характерною особливістю умов роботи підшипників є наявність досить значних циклічних навантажень, що супроводжуються великими контактними напруженнями (600 кг/мм²) [1]. З огляду на те, що швидкості обертання в деяких виробках досягають десятки і сотні тисяч обертів на хвилину, то на перше місце виходить якість підшипникових сталей. Чим вище забрудненість заготовок, тим більша ймовірність попадання включень в зону підвищених контактних напружень в деталях підшипника і тим нижча його довговічність. Одним із шляхів підвищення експлуатаційної стійкості підшипників є виготовлення їх зі сталей підвищеної чистоти, які виробляються способами спеціальної електromеталургії, такими як ЕШП, ВДП, ЕПП та іншими рафінуючими переплавами. Цей шлях успішно реалізується і довговічність підшипників з сталей спеціальних способів переплавки значно вища, ніж зі сталей звичайної виплавки [2, 3]. Одним з рафінуючих переплавів спеціальної електromеталургії є плазмово-дуговий переплав (ПДП) в інертній атмосфері. Рафінування металу при ПДП полягає у видаленні неметалевих включень, газів, розчинених в металі, та інших шкідливих домішок.

Здійснюються ці процеси за допомогою різних металургійних реакцій, а саме шляхами виносу включень на поверхню метал-газ при плавці в інерт-

ній атмосфері, розкислення воднем при плавці в атмосфері аргон+водень [4] та хімічної взаємодії зі шлаком при плазмово-шлаковому процесі [5].

До процесу вибіркового випаровування металевих домішок близький процес десорбції газів з поверхні рідкого металу. Десорбція термодинамічно можлива, якщо концентрація газу, розчиненого в металі, більше концентрації металу, що відповідає рівновазі з газовою фазою.

Експериментальні дані по плазмово-дуговому переплаву сталей і сплавів показали помітне зниження вмісту водню після переплаву [4–8]. Видалення з ме-

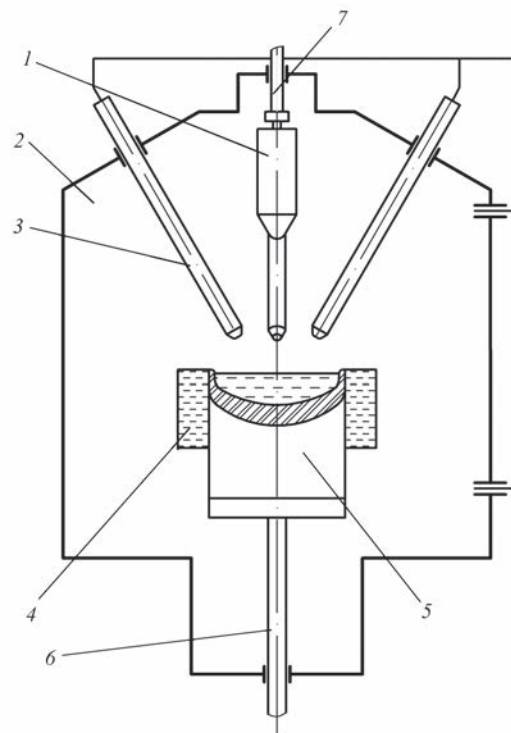


Рис. 1. Схема плазмово-дугової печі УПП-3 (1–7 див. в тексті)

В.О. Шаповалов — <http://orcid.org/0000-0003-1339-3088>, В.Р. Бурнашев — <http://orcid.org/0000-0001-6807-3810>, Т.І. Грищенко — <http://orcid.org/0000-0001-7840-9832>, Ю.О. Никитенко — <http://orcid.org/0000-0002-3603-2333>, В.В. Якуша — <http://orcid.org/0000-0001-5962-9194>



Рис. 2. Зливки сталі ШХ-15, виплавлені на печі УПП-3 талу азоту спостерігалось, головним чином, коли він перебував в розплаві у вигляді нітридів.

Матеріали та методика досліджень. Ця робота присвячена вивченню впливу технологічних параметрів плазово-дугового переплаву на якість підшипникової сталі ШХ15. В якості вихідного металу сталі ШХ15 були використані заготовки, виплавлені в електродуговій печі за стандартною технологією. Потім зливки деформували на круг діаметром 80 мм і різали на заготовки довжиною 700 мм.

Експерименти проводили в плазово-дуговій печі УПП-3 (рис. 1).

Піч оснащена чотирма плазмотронами з постійного струму ПДМ-7 конструкції ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України загальною потужністю 120 кВт. Радіальна схема розташування плазмотронів забезпечує рівномірний обігрів ванни рідкого металу, а за рахунок цього і більш сприятливу конфігурацію ванни. Піч УПП-3 також оснащена механізмом подачі заготовки в зону плавки 7, мідним водоохолоджуванним кристалізатором діаметром 100 мм 4 та механізмом витягування зливка 6.

Експерименти починали з того, що підвищували заготовку діаметром 80 мм та довжиною 700 мм 1 на механізм подачі заготовки. Камеру печі 2 закривали і проводили вакуумування за допомогою вакуумного насоса ВН-2 до тиску $1 \cdot 10^{-1}$ МПа. Після цього камеру печі заповнювали аргоном. При досягненні робочого тиску 0,25 МПа проводили переплав заготовки в прохідний кристалізатор діаметром 100 мм. В якості плазموутворюючого газу

Таблиця 1. Основні технологічні параметри переплаву сталі ШХ15

Плавка	Швидкість витягування зливка, мм/хв	Тиск газу в плавильній камері, МПа	Загальна потужність плазмотронів, кВт	Щільність енергії, кВт/см ²	Витрата аргону, л/год	Флюс
1	3	0,25	40	0,51	1680	–
2	–»–	–»–	–»–	–»–	–»–	–
3	6	–»–	48	0,611	1920	–
4	–»–	0,4	–»–	–»–	–»–	+

використовували аргон (ГОСТ 10157–74). Витрату плазموутворюючого газу контролювали ротаметрами (загальний тиск в камері — ротаметром РС-5, а на кожному плазмотроні було встановлено по ротаметру РС-3). При цьому варіювали такими технологічними параметрами, як витрата газу, тиск газу в камері, швидкість витягування зливка, потужність, а також в деяких плавках застосовували флюс. Флюси були виготовлені шляхом сплавлення хімічно чистих реактивів СаО та СаF₂. Сплавлений моноліт флюсу розмелювали і поділяли на фракції. При переплаві флюс розміром зерен ≤ 1 мм подавали порціями за допомогою спеціального пристрою — дозатора. Інтервал між присадками становив 2...4 хв в залежності від швидкості витягування зливка 5. Режими проведення плавки приведені в табл. 1.

Результати досліджень. В результаті проведених експериментів при переплаві заготовок сталі ШХ15 в плазово-дуговій печі УПП-3 були отримані зливки наступних розмірів: діаметр — 100 мм, довжина — 450 мм, вага — 27 кг (рис. 2).

Виплавлені зливки було досліджено на хімічний склад. Визначення масової частки кремнію, марганцю, хрому, міді, нікелю виконували методом спектрального аналізу на квантометрі ДФС-10 (відносна похибка 2 %). Масову частку в металі вуглецю визначали кулонометричним методом на АН-160 (абсолютна похибка $5 \cdot 10^{-4}$ %), кисню, азоту, водню — методом вакуумного плавлення на газоаналізаторах фірми Leco (RO-16, TN-14, TC-30) та фірми

Таблиця 2. Хімічний склад виплавлених зливок сталі ШХ15, мас. %

Зразок	Вміст основних легуючих елементів				Вміст домішок (не більше)						Вміст газів	
	C	Mn	Si	Cr	S	P	Ni	Cu	Ni+Cu	Ti	[O]	[N]
ГОСТ 801–78	0,95...1,1	0,2...0,4	0,17...0,37	1,3...1,65	0,020	0,027	0,30	0,250	0,50	0,1	–	–
1	1,05	0,42	0,28	1,65	0,010	0,008	0,09	–	0,09	–	0,0076	0,0148
2	1,0	0,37	0,27	1,63	0,006	0,060	0,041	0,033	0,0074	–	0,0044	0,023
3	–»–	–»–	–»–	1,65	0,009	0,010	0,02	–	0,02	–	0,0020	0,0096

Примітка. 1 — після ЕДП; 2 — після ПДП; 3 — після ПДП з флюсом.

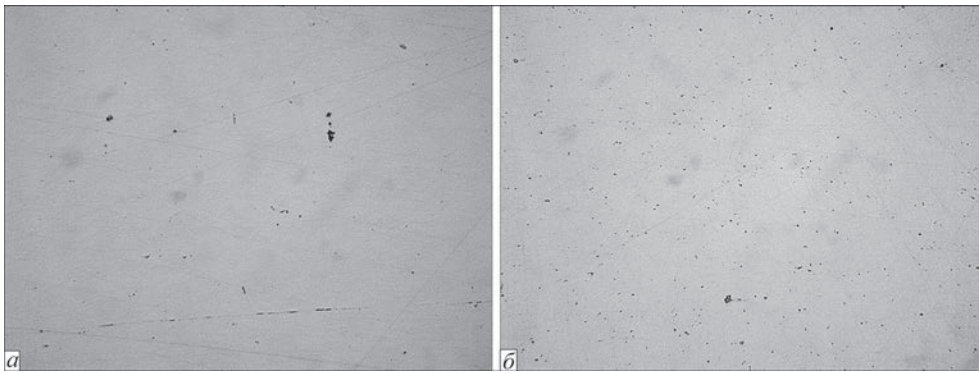


Рис. 3. Неметалеві включення у зразках 1 (а) та 3 (б) сталі ШХ15, $\times 200$

Нереус — УН-8 (відносна похибка $\pm 1 \cdot 10^{-4} \%$). Результати цих досліджень приведені в табл. 2.

За даними хімічного аналізу (табл. 2) впливає, що вміст вуглецю трохи нижче, ніж у вихідній заготовці, також спостерігається зниження вмісту кремнію, сірки, фосфору, нікелю та міді. При проведенні переплавки з флюсом десульфурація металу йде досить ефективно, однак всі показники хімічного складу сталі ШХ15 знаходяться в межах норми і не виходять за граничні показники ГОСТ 801–78.

Після вивчення хімічного складу зливки прокатили на круг діаметром 36 мм. З донної та головної частин відібрали зразки для газового аналізу. Вміст газових домішок визначали методом вакуумного плавлення. З даних, наведених у табл. 2, впливає, що при ПДП відбувається інтенсивна дегазація металу. Загальний вміст газів знижується в 2 рази, кисню — в 2,3, азоту — в 3, водню — незначно.

Найменший вміст газів отримано в металі плавки, що проведена на підвищеній потужності при швидкості витягування зливка 6 мм/хв.

Для оцінки забрудненості неметалевими включеннями від кожної плавки відбирали зразки із донної та головної частин зливка. Оцінку проводили на мікроскопі НЕОРНОТ-32. Для визначення об'ємної частки забрудненості металу неметалевими включеннями було застосовано автоматизований кількісний аналіз з переглядом великого числа полів зору.

Твердість по Вікерсу вимірювали на твердомірі М-400 фірми Лесо при навантаженні 100 г.

У досліджуваному зразку 1 (табл. 2) спостерігали такі неметалеві включення: точкові оксиди, сульфідні, оксісульфідні, рядки крихких силікатів, карбонітриди та поодинокі силікати (рис. 3, а).

Таблиця 3. Об'ємна частка неметалевих включень в сталі ШХ15

Зразок	Стан металу після	Об'ємна частка, %
1	ЕДП (вихідний)	0,262044577
2	ПДП (литий)	0,172037736
3	ПДП з флюсом	0,0327067

Забрудненість неметалевими включеннями відповідала балу 1 ГОСТ 1778–70.

У зразку 2 спостерігали аналогічні включення, але в меншій кількості, ніж в зразку 1. Найбільш чистий по неметалевим включенням зразок 3. У ньому спостерігалася невелика кількість точкових оксидів і сульфідів (рис. 3, б).

Об'ємна частка забруднення сталі ШХ15 неметалевими включеннями і розподіл включень за розмірами наведені в табл. 3 і на рис. 4 відповідно.

З даних, наведених у табл. 3, видно, що об'ємна частка неметалевих включень знижується майже в 10 разів, кількість дрібних включень — в 5, середніх — в 3 рази. Великих неметалевих включень не виявлено в зразку 3 (рис. 4).

Для виявлення мікроструктури зразки були протравлені 4%-ним розчином азотної кислоти в етиловому спирті.

Елементи мікроструктури оцінювали з використанням шкал ГОСТ 8233–56.

Мікроструктура зразка 1 — це сорбіт з безперервною карбідною сіткою (бал 6, ГОСТ 8233–56, шкала 5), твердість по Вікерсу ($HV_{0,1}$) становить 283 кг·с/мм² (рис. 5, а).

Мікроструктура зразка 2 сорбітна з елементами карбідної сітки (бал 3, 4), твердість ($HV_{0,1}$) — 285 кг·с/мм² (рис. 5, б).

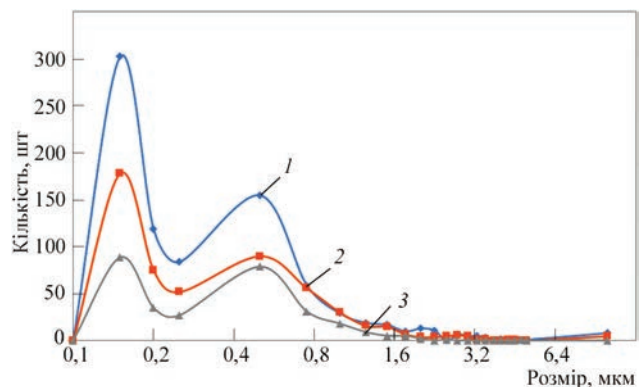


Рис. 4. Розмір та кількість неметалевих включень в зразках 1 (1); 2 (2); 3 (3) в залежності від способу виплавки (табл. 3)

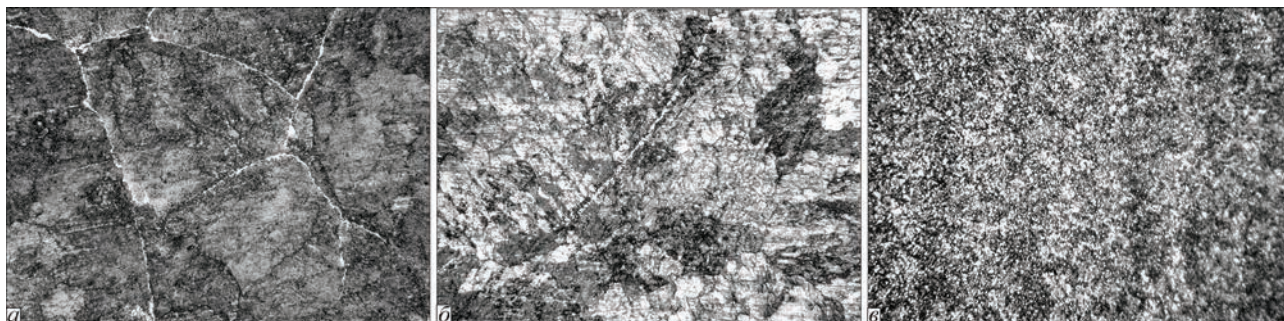


Рис. 5. Мікроструктура ($\times 500$) зразків 1 (а); 2 (б); 3 (в)

Мікроструктура зразка 3 — дрібноігльчатий мартенсит з рівномірно розподіленими надлишковими карбідами. Карбідна сітка в зразку 3 практично не спостерігається, твердість ($HV_{0,1}$) знаходиться в межах 326...394 кг·с/мм² (рис. 5, в).

Висновки

1. Вивчено вплив технологічних параметрів плазмово-дугового переплаву на якість підшипникової сталі ШХ15. Зважаючи на відносно високу чистоту переплавленого металу, вплив швидкості переплавки і щільності енергії на забрудненість неметалевими включеннями, яку оцінювали методом максимального балу, не виявлено.

2. З наведених даних видно, що при плазмово-дуговому переплаві відбувається значне очищення металу від оксидних, силікатних і глобулярних включень.

3. При ПДП без флюсу незначно знижується вміст сірки, а також забруднення сульфідними включеннями. Однак при ПДП із застосуванням флюсів системи CaO–CaF₂ забрудненість металу сульфідними включеннями знижується в 2,5...3,5 рази.

4. Встановлено, що найбільш ефективним з точки зору очищення сталі ШХ15 від неметаліч-

них включень і газових домішок є ПДП з флюсом системи CaO–CaF₂.

References

1. Petrov, A.K., Shults, Yu.A. (1973) Problems of quality improvement of bearing steels and increase in service life of rolling bearings. In: *Tool and bearing steels*. Issue 1. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
2. Gromov, V.I., Voznesenskaya, N.M., Leonov, A.V. (2019) New bearing steel VKS241 and steels with super-equilibrium content of nitrogen. In: *Proc. of All-Union Sci.-Tekh. Conf. on High-Strength Steels for Aerospace Engineering and Technologies of their Manufacture (06.09.2019, Moscow)*. Moscow, VIAM, 39–45 [in Russian].
3. Ma F., Song M. (2012) Опыт производства подшипниковой стали ШХ15 повышенной чистоты. *Металлург*, 5, 54–56.
4. Lakomsky, V.I. (1974) *Plasma-arc remelting*. Ed. by B.E. Paton. Kyiv, Tekhnika [in Russian].
5. Paton, B.E., Grygorenko, G.M., Shejko, I.V. et al. (2013) *Plasma technologies and equipment in metallurgy and foundry*. Kyiv, Naukova Dumka [in Ukrainian].
6. Slyshankova, V.A., Lakomsky, V.I., Dzykovich, I.Ya. (1977) Crystallization and properties of steel ShKh15 produced by PAR method. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 6, 75–81 [in Russian].
7. Zhdanovsky, A.A., Lakomsky, V.I. (1975) Regularities of evaporation and change of chemical composition of slags in plasma-slag remelting. In: *Refining remeltings*. Issue 5, Kiev, Naukova Dumka, 183–191 [in Russian].
8. Zhdanovsky, A.A., Lakomsky, V.I. (1974) Behavior of non-metallic inclusions in plasma-slag remelting. *Ibid.*, Kiev, Naukova Dumka, 231–239 [in Russian].

PLASMA-ARC REMELTING OF ShKh15 BEARING STEEL

V.O. Shapovalov, V.R. Burnashev, T.I. Grishchenko, Yu.O. Nikitenko, V.V. Yakusha

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

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

It is shown that owing to inert atmosphere (argon) in the furnace chamber, plasma-arc remelting of ShKh15 steel promotes considerable cleaning from nonmetallic inclusions and gas impurities that points to a high refining ability of plasma-arc processing of metal. Ref. 8, Tabl. 3, Fig. 5.

Key words: ShKh15 bearing steel; plasma-arc remelting; remelting modes; nonmetallic inclusions; argon; mould; ingot

Надійшла до редакції 05.02.2021



X МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ

ПРОМЕНЕВІ ТЕХНОЛОГІЇ В ЗВАРЮВАННІ І ОБРОБЦІ МАТЕРІАЛІВ

Одеса, Україна, готель «Аркадія», 6–11 вересня 2021

Тел./Факс: (38044) 2008277; E-mail: journal@paton.kiev.ua; http://pwi-scientists.com/ukr/ltwmp2021

СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ОХОЛОДЖЕННІ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ПСЕВДО- β -ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін, В.А. Костін

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

Представлено результати математичного моделювання термічного циклу зварювання економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe та експериментальні дослідження його впливу на структурні перетворення сплаву. Визначено термодинамічні характеристики сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe при різних температурах та побудовано діаграму анізотермічних перетворень при його охолодженні із зазначенням ліній початку (875 °C) та кінця (600...660 °C) фазового перетворення $\beta \rightarrow (\alpha+\beta)$. Доповнено діаграму залежністю частки β -фази від максимальних швидкостей охолодження металу та встановлено, що структура металу шва та зони термічного впливу складається з зерен β -фази, в яких присутні дисперсні виділення α -фази, причому найменша кількість β -фази фіксується в основному металі на рівні 49 %, а найбільша — в середині шва на рівні 87 %. Бібліогр. 24, табл. 2, рис. 13.

Ключові слова: економнолеговані псевдо- β -титанові сплави; діаграма; анізотермічні перетворення; структура; властивості; швидкість охолодження

Розробка конкурентної високотехнологічної техніки вимагає підвищення механічних характеристик вузлів і деталей, виготовлених зі сплавів на основі титану. Інтерес до титанових сплавів виникає через їх високу міцність та стійкість до корозії [1, 2]. Головний фактор, що перешкоджає використанню титанових сплавів в розробці деталей для широкого застосування в промисловості — це висока вартість кінцевого продукту порівняно з витратами на продукцію, виготовлену зі сталі чи алюмінію. На даний час висока виробнича вартість є основною проблемою, що обмежує застосування титанових сплавів, що запобігає їх використанню настільки ж широко, як сталь та алюмінієві сплави [3, 4]. В останні роки все більшого поширення набувають економнолеговані титанові сплави, в яких замість дорогих легуючих елементів надають перевагу недорогим і доступним елементам, а саме — залізу, вуглецю, кисню та азоту [5, 6]. Тим не менш, в автомобільній промисловості і транспортній галузі загалом виявляють інтерес до дешевих титанових сплавів, оскільки їх використання може зменшити споживання нафти та забруднення навколишнього середовища [7–10]. Найбільша ефективність від застосування титанових сплавів в зварних конструкціях відзначається при використанні сплавів титану високої міцності ($\sigma_b \geq 1000$ МПа) [11]. Для таких нових високоміцних сплавів часто відсутні теплофізичні дані та інформація щодо їх структурно-фазового складу, що ускладнює розробку технологій термомоделювання обробки та зварювання цих

сплавів. При дослідженні властивостей нових перспективних титанових сплавів складного хімічного складу і структури, до яких відноситься економнолегований титановий сплав Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, важливо встановити такі властивості сплаву як теплоємність, температуру поліморфного перетворення, структуру, фазовий склад металу при охолодженні. Визначення цих характеристик сплаву можливо як експериментально, так і методами математичного моделювання.

Як відомо, термічний цикл зварювання призводить до істотної зміни структури околшовної зони і металу шва високолегованих титанових сплавів. Оскільки титан і титанові сплави мають ряд поліморфних перетворень, для аналізу впливу термічного циклу знаходять застосування діаграми анізотермічного перетворення, на яких показано лінії початку і кінця високотемпературного дифузійного розпаду β -фази та лінії початку виділення низькотемпературної мартенситоподібної α' -фази. Для відомих промислових сплавів, таких як високоміцний титановий сплав ВТ23, двофазний ($\alpha+\beta$)-сплав ВТ6, існують експериментальні діаграми перетворення, які дозволяють оцінити ймовірний фазовий склад металу шва і зони термічного впливу (ЗТВ), що охолоджується [12, 13]. Для експериментального економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe такої діаграми немає у відкритому доступі, що ускладнює вибір відповідного режиму зварювання та термообробки цього сплаву.

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

Р.В. Селін — <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>, В.А. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>

Застосування методів математичного моделювання дозволяє достатньо точно спрогнозувати структурно-фазовий склад металу ЗТВ, який було піддано нагріву і охолодженню в процесі термічного циклу зварювання та побудувати діаграму анізотермічного перетворення, в даному випадку сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, а також визначити розподіл β-фази в металі в залежності від швидкості охолодження конкретної ділянки зварного з'єднання.

Тому метою даної роботи є побудова діаграми анізотермічних перетворень економнолегованого псевдо-β-титанового сплаву Ti–2,7Al–5,1Mo–4,8Fe при охолодженні з використанням методів математичного моделювання та її експериментальної перевірки шляхом дослідження структури зварних з'єднань.

Методика роботи. Побудову діаграми анізотермічних перетворень титанового сплаву Ti–2,7Al–5,1Mo–4,8Fe при охолодженні виконували за допомогою математичного моделювання за методикою CALPHAD. Експериментальні дослідження впливу термічного циклу зварювання на структурні перетворення економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe проводили на зварних з'єднаннях товщиною 6 мм, виконаних аргонодуговим зварюванням неплавким вольфрамовим електродом без подачі присадкового дроту. Аналіз теплових умов в металі шва і ЗТВ здійснювався розрахунковим методом математичного моделювання теплових процесів при аргонодуговому зварюванні.

Пластини металу економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe товщиною 6 мм було отримано за технологією електронно-променевої плавки з проміжною ємністю з наступною гарячою деформаційною обробкою на реверсивному прокатному ДУО стані Skoda 355/500.

Математичне моделювання структурно-фазових перетворень в титановому сплаві Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe. При розробці нових перспективних сталей і сплавів складного хімічного складу однією з важливих проблем є відсутність термодинамічних і теплофізичних даних про властивості таких матеріалів. Для вирішення даної проблеми, крім прямого експериментального підходу до визначення термодинамічних властивостей нових титанових сплавів, можна скористатися різними комп'ютерними моделями розрахунку термодинамічних характеристик багатокомпонентних сплавів [14, 15].

Одним з основних підходів для розрахунку рівноважних діаграм стану є метод CALPHAD (Calculation of PHase Diagrams) [16], який заснований на порівняльному аналізі розрахункових даних з експериментальною інформацією про фазові рівноваги в системі та термодинамічні властиво-

сті фаз, її складові. Термодинамічні властивості кожної фази описуються математичною моделлю, параметри якої обчислюються шляхом мінімізації різниці між величиною, що описується, та її експериментальним значенням, враховуючи всі співіснуючі фази. Після цього є можливим перерахунок фазової діаграми і термодинамічних властивостей складових фаз системи.

В якості основного параметра моделі використовується енергія Гіббса тому, що більшість експериментальних даних отримано при певних значеннях температури і тиску. Крім того, будь-яка термодинамічна величина може бути отримана виходячи з енергії Гіббса.

Енергія Гіббса G_ϕ , ентальпія H_ϕ і ентропія S_ϕ будь-якої фази, позначеною символом ϕ , в рамках методики CALPHAD мають наступний вигляд [17]:

$$\begin{aligned} G_\phi &= \sum_{i=1}^N x_i G_i^\phi + H_{ex}^\phi - TS_{mix}^\phi; \\ H_\phi &= \sum_{i=1}^N x_i H_i^\phi + H_{ex}^\phi; \\ S_\phi &= \sum_{i=1}^N x_i S_i^\phi; \\ G_\phi &= H_\phi - TS_\phi, \end{aligned} \quad (1)$$

де S_{mix}^ϕ — ентропія змішання в фазі ϕ ; H_{ex}^ϕ — надлишкова ентальпія змішування, пов'язана з хімічною взаємодією атомів; T — температура; G_i^ϕ , H_i^ϕ , S_i^ϕ — енергія Гіббса, ентальпія і ентропія чистого компонента і в фазовому стані ϕ відповідно.

Для рідкого стану ($\phi = l$) величини G_i^l , H_i^l , S_i^l визначаються в вигляді поліномів:

$$\begin{aligned} G_i^l &= a_i^l + b_i^l T + c_i^l T \ln T + \sum_n d_{i,n}^l T^n + H_i^{SER} + G_{i,p}^l; \\ H_i^l &= a_i^l - c_i^l T - \sum_n (n-1) d_{i,n}^l T^n + H_i^{SER} + H_{i,p}^l; \\ S_i^l &= b_i^l - c_i^l - c_i^l \ln T - \sum_n n d_{i,n}^l T^{n-1} + S_{i,p}^l, \end{aligned} \quad (2)$$

де $G_{i,p}^l$, $H_{i,p}^l$, $S_{i,p}^l$ — величини, що описують вклад в енергію Гіббса, тиску, ентальпії і ентропії i -го елемента в рідкому стані (l); H_i^{SER} — стандартне значення ентальпії (Standard Element Reference); a_i^l , b_i^l , c_i^l , $d_{i,n}^l$ — чисельні параметри для i -го елемента в даному фізичному стані; n — ціле число, яке може приймати значення 1, 2 і 3.

Значення параметрів, що входять в формули (2), наведені в базі даних SGTE (Scientific Group Thermodata Europe) [18] для всіх елементів в різних фазових станах.

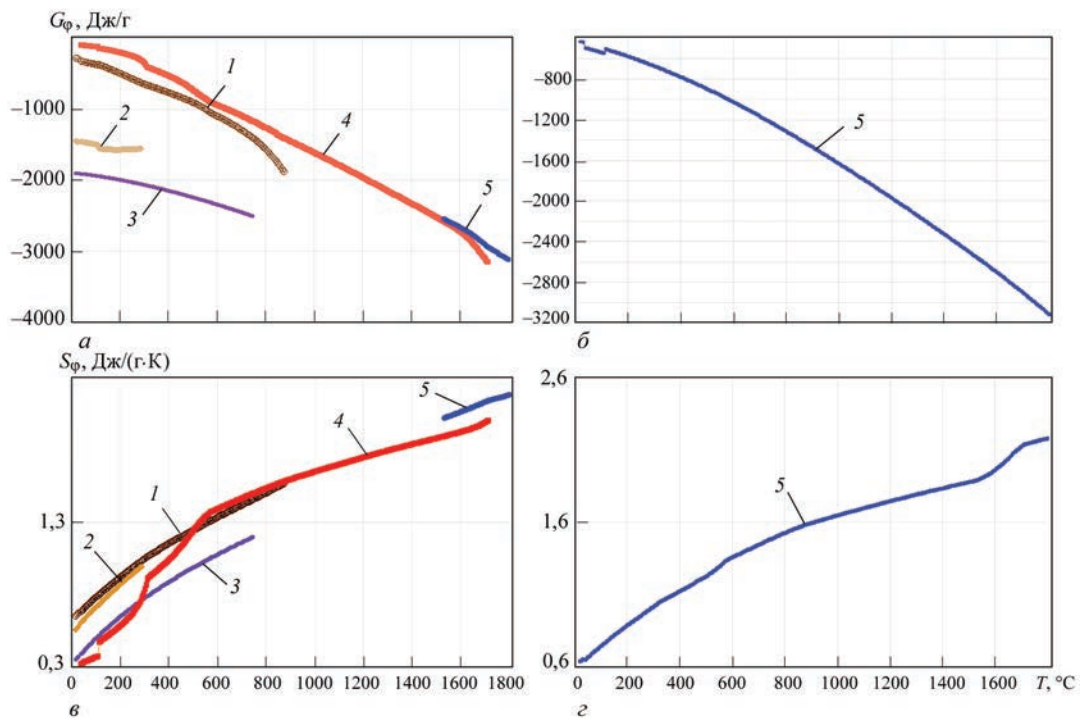


Рис. 1. Розрахункові властивості титанового сплаву Ti–2,8Al–4,9Fe–5,1Mo окремо по фазах (а, в) та всієї системи (б, г) енергії Гіббса (а, б) і ентропії (в, г): 1 — α -фаза; 2 — Ti₃Al; 3 — Ti₅Si₃; 4 — β -фаза; 5 — рідкість

Після того як параметри $G_{i,p}^l$, $H_{i,p}^l$, $S_{i,p}^l$ окремих фаз визначені, властивості кінцевого сплаву розраховуються з використанням добре зарекомендованих моделей суміші, які дозволяють врахувати внесок кожної фази в енергію Гіббса і ентропію (рис. 1).

Пакет програм CALPHAD дозволяє розрахувати і теплофізичні властивості титанового сплаву Ti–2,8Al–4,9Fe–5,1Mo (рис. 2).

В даний час розроблено ряд математичних моделей фазових перетворень, які на основі об'єднання термодинаміки і кінетики структурних перетворень багатокомпонентних систем різних матеріалів, в тому числі і титанових сплавів, дозволяють побудувати рівноважну діаграму стану таких систем і діаграми ізотермічного перетворення (ТТТ) [19].

Так, наприклад, відповідно до теорії Джонсона–Мехлу–Аврамі (ЖМА), для титанового сплаву зміна об'ємної частки α -фази x в процесі розпаду β -фази при постійній температурі T в припущенні, що частки α -фази мають сферичну форму, може бути описано наступним рівнянням [20]:

$$x = \frac{V}{V_{eq}} = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3} N_r G_r^2 t^4\right), \quad (3)$$

де V — об'ємна частка α -фази, виділена за час t ; V_{eq} — рівноважна частка α -фази в металі при температурі T ; N_r — швидкість виділення α -фази, м³·с⁻¹; G_r — швидкість росту часток α -фази, м/с.

Для практичних розрахунків рівняння (3) використовують в узагальненому вигляді [21]:

$$x = 1 - \exp(-kt^n), \quad (4)$$

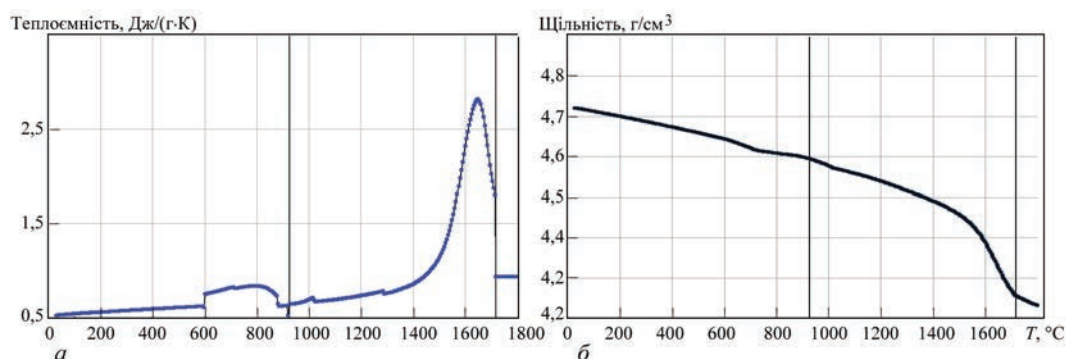


Рис. 2. Розрахункові властивості титанового сплаву Ti–2,8Al–4,9Fe–5,1Mo: а — теплоємність; б — щільність

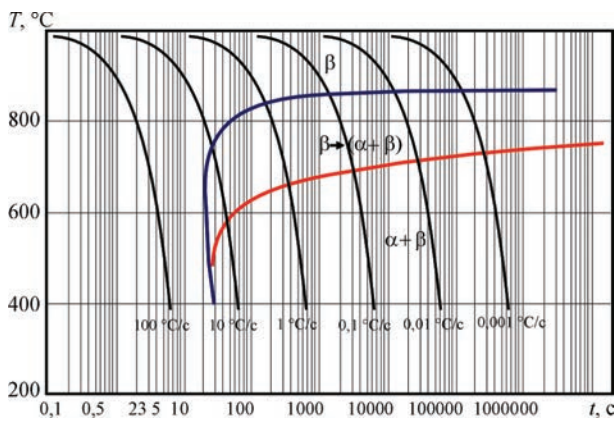


Рис. 3. Розрахункова діаграма (CCT) анізотермічних перетворень економічнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

де k та n є константами і зазвичай визначаються емпірично та залежать від температури, форми частинок α -фази і інших параметрів процесу фазового перетворення.

Побудовану таким чином ізотермічну діаграму перетворення (TTT), використовуючи добре відомі правила адитивності [22], можна легко перетворити в діаграму безперервного охолодження–перетворення (CCT).

За наведеною методикою CALPHAD для економічнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe отримано розрахункову діаграму анізотермічних перетворень. На діаграмі (рис. 3) позначено температуру початку перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ (875 °C) для швидкостей 5...0,01 °C/c і тем-

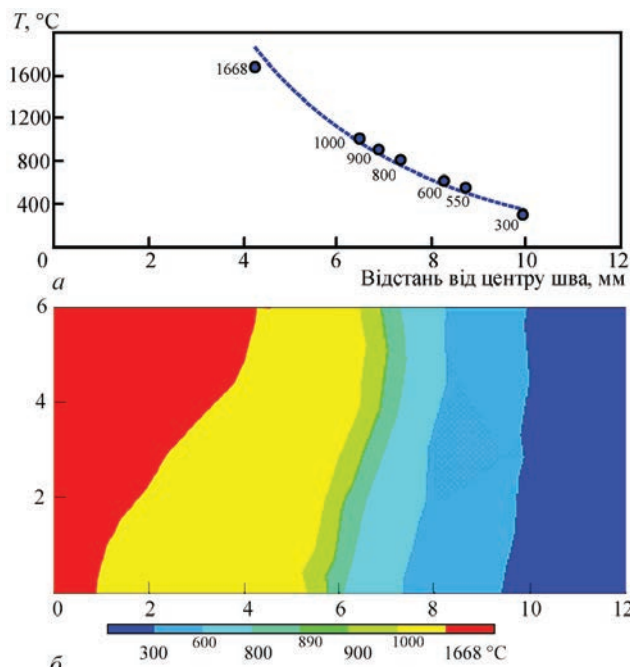


Рис. 4. Результат розрахунку розподілу максимальних температур при моделюванні зварювання економічнолегованого титанового сплаву Ti-2,7Al-5,1Mo-4,8Fe: a — на поверхні моделі; b — в поперечному перерізі ($I = 350$ А, $U_d = 11$ В, $V_{св} = 10$ м/ч)

пературу кінця перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ (600...660 °C) для цих же швидкостей.

Для визначення температурно-часових умов структурно-фазових перетворень економічнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe при аргонодуговому зварюванні (АДЗ) вольфрамовим електродом методами математичного моделювання було досліджено теплові процеси в зварному з'єднанні. Чисельне рішення тривимірного рівняння теплопровідності в пластині титанового сплаву товщиною 6 мм при АДЗ проводили за методом кінцевих елементів із застосуванням програмного комплексу ANSYS [23, 24]. В процесі дослідження враховували вплив таких параметрів процесу АДЗ вольфрамовим електродом, як струм зварювання, напруга на дузі, швидкість переміщення анодної плями на розміри і форму проплавлення основного металу, форму зони термічного впливу, ймовірний фазовий склад металу шва і ЗТВ. Технологічні параметри АДЗ, щодо яких проведені розрахунки, наступні:

струм зварювання, А	350
напруга на дузі, В	12
швидкість зварювання, м/г	10
погонна енергія, кДж/см ²	25200

За результатами розрахунків побудовані ізотерми максимальних температур (рис. 4), за якими визначали геометрію і розміри зони проплавлення, ЗТВ та зони поліморфного перетворення. Для цього режиму також було розраховано швидкості охолодження в температурних діапазонах від 1200 до 150 °C.

Аналіз отриманих розрахункових даних дозволив зробити висновок, що при охолодженні з температури 1667 до 890 °C найбільші швидкості охолодження відзначаються в металі шва. При охолодженні з температури 1200 °C швидкість охолодження в середині шва на режимі з меншою швидкістю зварювання досягає значень 306 °C/c, а на границі металу шва і ЗТВ — 130 °C/c. При досягненні інтервалу температур 900...800 °C (рис. 5) зона з максимальною швидкістю охолодження 130 °C/c становить 4,8 мм шириною та 1,85 мм глибиною, окрім невеликої зони на поверхні зварного з'єднання, де швидкість охолодження перевищує 130 °C/c і становить 170 °C/c. В усій іншій частині зварного з'єднання метал шва охолоджується зі швидкістю 31...23 °C/c. Але в іншій частині зварного з'єднання ЗТВ, швидкість охолодження значно менша та має більший градієнт розподілення.

В діапазоні температур 800...700 °C, який відноситься до температур поліморфного перетворення сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, швидкості охолодження зменшуються по всій довжині зварного

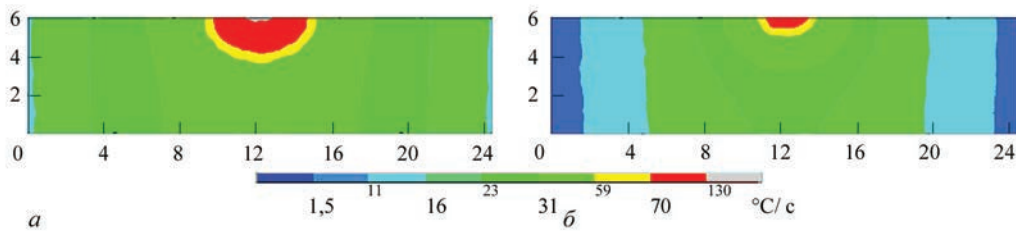


Рис. 5. Розподіл швидкостей охолодження при моделюванні зварювання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,7Al-5,1Mo-4,8Fe: а — при температурі 900 °С; б — 800

з'єднання та знаходяться у діапазоні 59...23 °С/с з невеликою частиною на поверхні металу шва, де ще фіксуються швидкості 130...70 °С/с. На границі ЗТВ та основного металу фіксується швидкість охолодження 11 °С/с.

За отриманими полями швидкостей охолодження і діаграмі фазових перетворень сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe визначили фазовий склад зварного з'єднання на різній відстані від центру шва (табл. 1).

Як видно з результатів розрахунку, в середині шва після зварювання повинна утворюватися переважно β -фаза (рис. 6). Згідно кількісному підрахунку розподілу фаз в перерізі зварного з'єднання площа β -фази становить 26 мм². Розмір ЗТВ, де відбувається перетворення $\beta \rightarrow (\alpha + \beta)$, становить 97 мм². Це пов'язано з високим градієнтом швидкостей охолодження в різних діапазонах температур. Основний метал складається з $(\alpha + \beta)$ -фази в обох випадках.

Вплив термічного циклу АДЗ вольфрамовим електродом на структуру економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe. Для визначення фактичного фазового складу при

охолодженні металу економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe за режимами зварювання, для яких виконувалося математичне моделювання теплових процесів при АДЗ, проведено експериментальне зварювання зразка цього сплаву товщиною 6 мм. На отриманому зварному з'єднанні проведено металографічні дослідження поперечних мікрошліфів та визначено мікроструктуру у тих ділянках зварного з'єднання, для яких були розраховані швидкості охолодження та фазовий склад за допомогою методу математичного моделювання в різних температурних діапазонах. Структуру вивчали в середині зразка товщиною 6 мм на відстані L (рис. 7) від середини шва до місця дослідження на поперечному мікрошліфі зварного з'єднання, площа якого складала 1 мм. Визначення кількості β -фази базується на тому, що різні фази протравлюються неоднаково. Так, на мікрошліфах β -фаза має світлий колір, тоді як фази α , α' , α'' — темний. В результаті травлення було виявлено форму та розміри окремих зерен, встановлено розмір, форму і орієнтування зерен окремих фаз і структурних складових.

В програмі Image-ProPlus проведено цифрову диференціацію отриманих зображень мікроструктур по інтенсивності кольору, відокремлювалися фази світлого кольору від темного та підраховувалися площини кожної фази. Площа усіх ділянок для кожного кольору сумувалася для отримання

Таблиця 1. Швидкості охолодження та фазовий склад металу зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

Відстань від центру шва (L)	Швидкості охолодження в інтервалі температур, °С/с				Фазовий склад
	900...800	800...700	600...500	150...50	
0...1	175	130	31	0,01	β
1...2	130	70	23	0,01	β
2...3	70	59	11	0,01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
3...4	70	31	1,5	0,01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
4...5	59	23	1,5	0,01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
5...6	59	23	1,5	0,01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
6...7	31	23	1,5	0,01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
7...8	31	16	1,5	0,01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
8...9	23	16	1,5	0,01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
9...10	23	16	1,5	0,01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
10...11	23	11	1,5	0,01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
11...12	23	11	1,5	0,01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
12...13	16	11	1,5	0,01	$\beta \rightarrow \alpha + \beta$
13...14	16	1,5	1,5	0,01	$\alpha + \beta$
14...15	11	1,5	1,5	0,01	$\alpha + \beta$

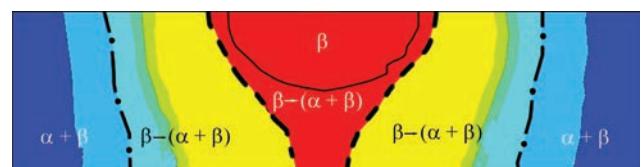


Рис. 6. Схема фазового складу зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

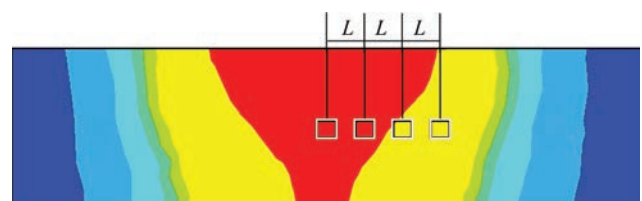


Рис. 7. Схема розміщення ділянок для досліджень мікроструктури в зварному з'єднанні (L — відстань від центра шва)

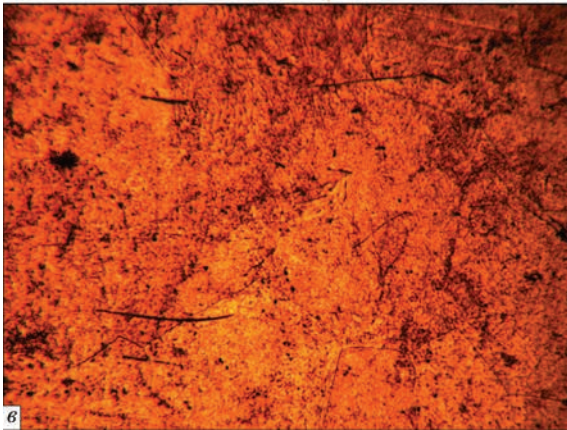
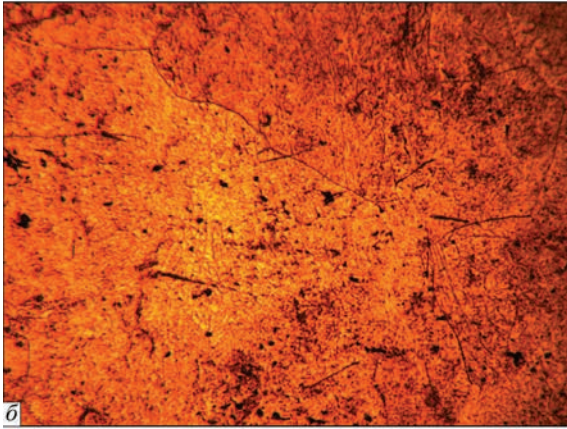
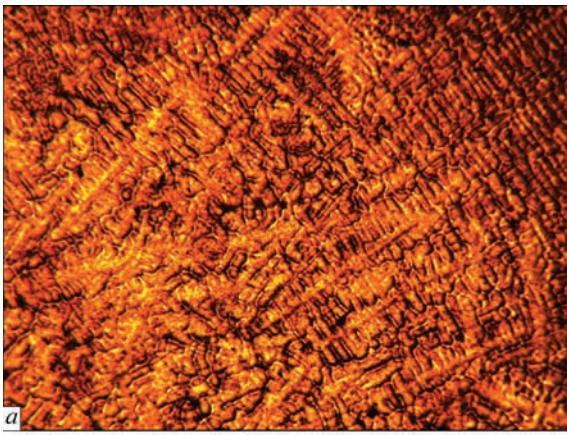


Рис. 8. Мікроструктура ($\times 50$) металу шва зварного з'єднання економічнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного АДЗ, в стані після зварювання: *a* — центр шва ($L = 0$, $\beta = 87\%$); *б* — метал шва ($L = 1$ мм, $\beta = 81\%$); *в* — метал шва ($L = 2$ мм, $\beta = 77\%$)

загальної площі обробленого фрагмента мікроструктури, після чого було розраховано відсоткове співвідношення фаз.

Метал шва в ділянці, де $L = 0$ (рис. 8, *a*), складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу зерен β -фази, границі яких виявляються на фоні дендритної структури. Кількість β -фази в центрі шва складає 87 %.

Зона сплавлення (рис. 9, *a*) розташовується на відстані $L = 2,3$ мм від осі шва. Тут також переважає дендритна структура з рівноосними β -зернами ділянки ЗТВ біля зони сплаву. Кількість β -фази

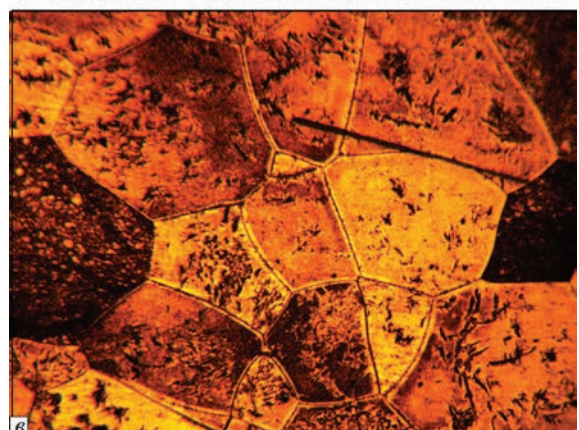
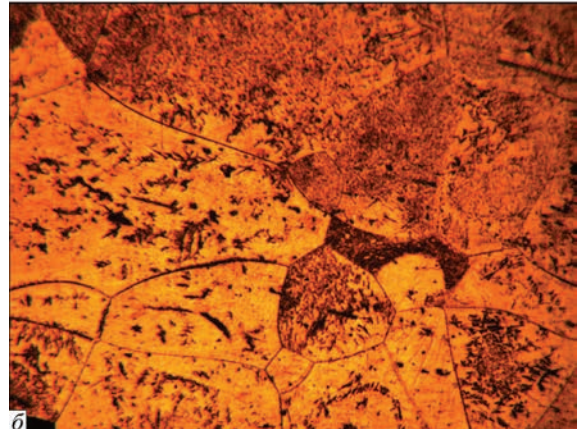
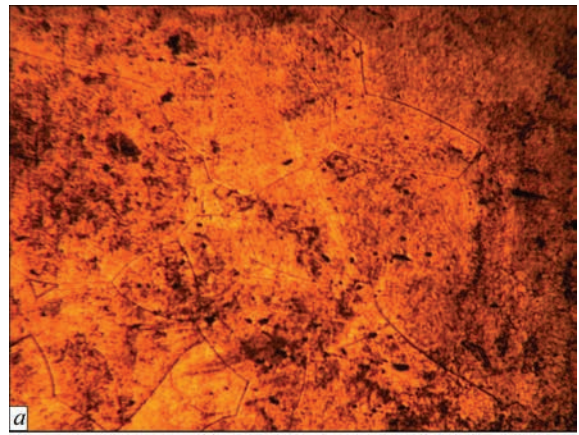


Рис. 9. Мікроструктура ($\times 50$) ЗТВ зварного з'єднання економічнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного АДЗ: *a* — зона сплавлення ($L = 2,3$ мм, $\beta = 77\%$); *б* — ЗТВ ($L = 3$ мм, $\beta = 75\%$); *в* — ЗТВ ($L = 4$ мм, $\beta = 75\%$)

на цій ділянці становить 77 %. Безпосередньо в зоні сплавлення спостерігаються частково оплавлені зерна, що належать одночасно як металу ЗТВ, так і металу шва (рис. 9, *б*, *в*).

Ділянка ЗТВ, де під час зварювання відбувається повне поліморфне перетворення ($L = 4,3$ мм), складається з рівноосних β -зерен (рис. 10, *a-v*), а кількість β -фази знаходиться на рівні 71 %. В ділянці ЗТВ, де спостерігається неповне поліморфне перетворення ($L = 6,7$ мм) (рис. 10, *з*), рівень β -фази значно падає, метал має двофазну структуру із кількістю β -фази на рівні 75 %.

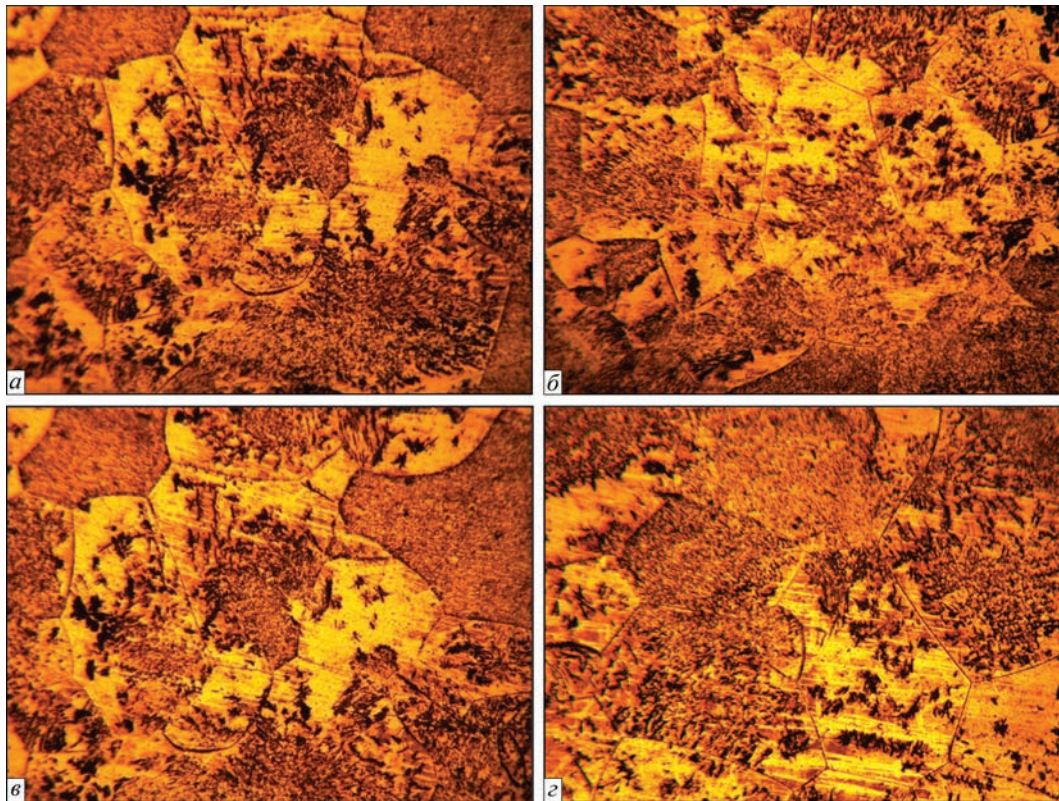


Рис. 10. Мікроструктура ($\times 50$) ЗТВ зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, виконаного АДЗ: а — зона повної перекристалізації ($L = 4,3$ мм, $\beta = 71$ %); б — зона повної перекристалізації ($L = 5$ мм, $\beta = 70$ %); в — зона повної перекристалізації ($L = 6$ мм, $\beta = 55$ %); г — зона неповного поліморфного перетворення ($L = 6,7$ мм, $\beta = 49$ %)

Ділянка неповної перекристалізації, яка знаходиться на границі ЗТВ та основного металу на відстані 7,4 мм від центру шва (рис. 11, а), також має двофазну ($\alpha+\beta$)-структуру із вмістом β -фази на рівні 48 %. Границя ЗТВ та основного металу знаходиться на відстані 9,5 мм від центру шва. Основний метал має двофазну ($\alpha+\beta$)-структуру із вмістом β -фази на рівні 49 % (рис. 11, б).

На основі зіставлених даних (табл. 2) отримана залежність кількості β -фази від максимальної швидкості охолодження при температурі початку поліморфного перетворення $\beta \rightarrow (\alpha+\beta)$ (рис. 12).

Проведені дослідження дозволили доповнити побудовану діаграму анізотермічних перетворень експериментальними даними по фактичному вмісту залишкової β -фази для економнолегованого титанового сплаву (рис. 13). За отриманими результатами було зроблено висновок, що при швидкостях охолодження металу шва зварного з'єднання 300...175 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$ кількість β -фази в металі шва знаходиться на рівні 90 %. Для швидкостей охолодження, характерних для дугового зварювання (130...70 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$), кількість β -фази зменшується від 80 до 70 %. Так само потрібно відзначити, що істотне зменшення кількості β -фази відбувається при швидкостях охолодження до 10 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$, де її кількість становить 48...49 %. Подальше зменшення швидкостей охолодження не призводить до істотної зміни кількості β -фази,

структура металу на границях ЗТВ та в основному металі залишається двофазною. Це підтверджується експериментальними дослідженнями структури зварних з'єднань.

Таким чином, отримані дані про кількість β -фази в металі шва і ЗТВ та зіставлення їх з розрахун-

Таблиця 2. Вміст β -фази в різних зонах з'єднання сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, виконаного АДЗ

Відстань від центру шва (L), мм	Зона зварного з'єднання	Кількість β -фази, %	Максимальні швидкості охолодження при T , $^{\circ}\text{C}$; $^{\circ}\text{C}/\text{c}$	
			875	600
0	Середина шва	87	175	59
1	Метал шва	81	–	–
2	–»–	77	–	–
2,3	Зона сплавлення	77	70	23
3	Зона повного поліморфного перетворення ЗТВ	75	–	–
4	–»–	75	–	–
4,3	–»–	71	59	1,5
5	Зона неповного поліморфного перетворення ЗТВ	70	–	1,5
6	–»–	55	–	1,5
6,7	–»–	49	31	1,5
7,4	Зона неповної перекристалізації ЗТВ	48	31	1,5
9,5	Основний метал	49	1,5	1,5

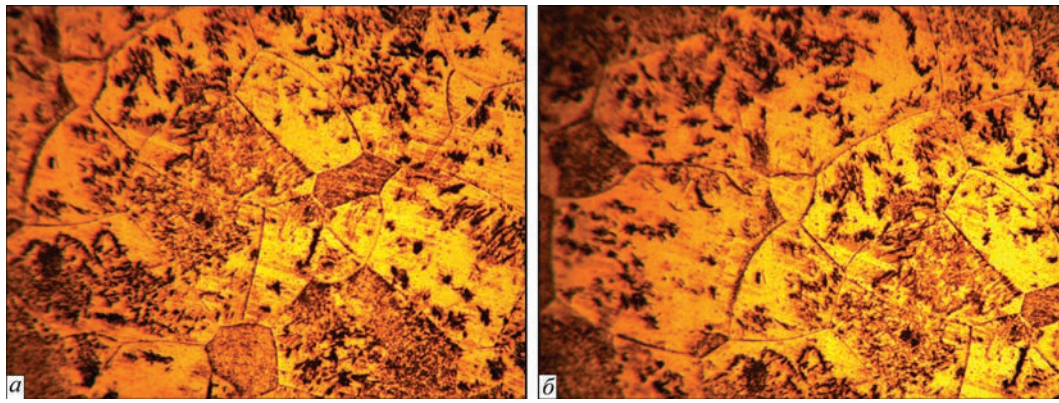


Рис. 11. Мікроструктура ($\times 50$) ЗТВ зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного АДЗ, в стані після зварювання: *a* — зона неповної перекристалізації ($L = 7,4$ мм, $\beta = 48$ %); *b* — основний метал ($L = 9,5$ мм, $\beta = 49$ %)

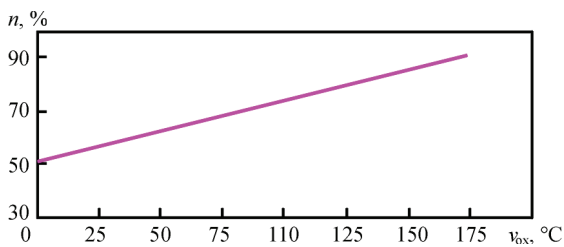


Рис. 12. Залежність кількості β -фази (n) від швидкості охолодження (v_{ox}) в металі зварного з'єднання економнолегованого сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe при температурі кінця поліморфного перетворення (875 °C)

ковими швидкостями охолодження дозволили зробити висновок, що найбільш інтенсивний розпад β -фази відбувається на границі ЗТВ і основного металу. Високі швидкості охолодження в діапазоні температур початку та кінця поліморфного перетворення зумовлюють вміст β -фази в металі шва зварного з'єднання на рівні 87 %.

Висновки

1. З використанням методики CALPHAD за допомогою комп'ютерного моделювання визначено термодинамічні та фізичні характеристики економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe при різних температурах та побудовано діаграму анізотермічних перетворень при його охолодженні із зазначенням ліній початку (875 °C) та кінця ($600 \dots 660$ °C) фазового перетворення $\beta \rightarrow (\alpha + \beta)$. За результатами експериментальних досліджень побудована діаграма була доповнена залежністю частки β -фази від максимальних швидкостей охолодження металу.

2. Методами математичного моделювання визначено розподіл максимальних температур в зварному з'єднанні економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe при аргонодуговому зварюванні та побудовано поля швидкостей охолодження в цьому з'єднанні в діапазоні температур від 50 до 1200 °C.

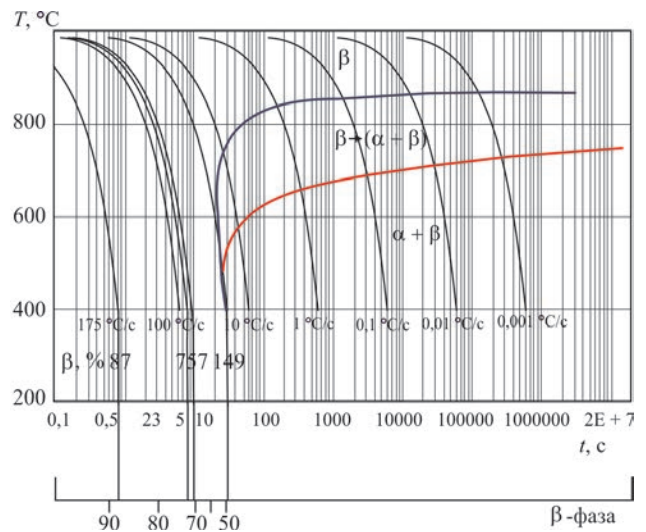


Рис. 13. Діаграма (CCT) анізотермічних перетворень при охолодженні економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe зі шкалою кількості β -фази

3. Експериментально досліджено вплив термічного циклу АДЗ на структурно-фазовий склад зварних з'єднань економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe та встановлено, що структура металу шва та ЗТВ складається з зерен β -фази, в яких присутні дисперсні виділення α -фази, причому найменша кількість β -фази фіксується в ОМ на рівні 49 %, а найбільша — в середині шва на рівні 87 %.

4. На основі проведених досліджень встановлено залежність кількості β -фази в титановому сплаві Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe від швидкості охолодження при температурі початку поліморфного перетворення $\beta \rightarrow (\alpha + \beta)$ для інтервалу швидкості охолодження $1 \dots 175$ °C/s.

Список літератури

1. Каблов Е.Н. (2012) Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г. *Авиационные материалы и технологии*, S, 7–17.
2. Анташев В.Г., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Изотова А.Ю. (2011) Перспективы разработки новых титано-

- вых сплавов. *Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия «Машиностроение»*, **SP2**, 60–67.
3. Dobrescu M., Dimitriu S., Vasilescu M. (2011) Studies on Ti–Al–Fe low-cost titanium alloys manufacturing, processing and applications. *Metalurgia International*, **16(4)**, 73.
 4. Ночовная Н.А., Исаичев А.В., Анташев В.Г. (2008) Проблемы создания экономических титановых сплавов и пути их решения. *Все материалы. Энциклоп. справочник*, **5**, 10–15.
 5. Boyer R.R., Williams J.C. (2011) Developments in research and applications in the titanium industry in the USA. *Proc. of 12th World Conf. on Titanium*, **1**, 10–19.
 6. Хорев А.И. (2007) Теоретические и практические основы повышения конструкционной прочности современных титановых сплавов. *Технология легких сплавов*, **2**, 144–153.
 7. Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Боков К.А. (2014) Экономнолегированные титановые сплавы для слоистых металлополимерных композиционных материалов. *Труды ВИАМ*, **11**.
 8. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*: Справочник. Москва, ВИЛС–МАТИ.
 9. Niinomi M. (2011) Recent trends in titanium research and development in Japan. *Proc. 12th World Conf. on Titanium*, **1**, 30–37.
 10. Bania P.J. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. *Beta titanium alloys in the 90's*, TMS Publications, Warrendale, PA, 3–14.
 11. Хорев А.И. (2008) Высокопрочный титановый сплав ВТ23 и его применение в перспективных сварных конструкциях. *Сварочное производство*, **9**, 3–8.
 12. Лясоцкая В.С., Лясоцкий И.В., Мещеряков В.Н. и др. (1986) Фазовые превращения при непрерывном охлаждении в сплавах ВТ64 и ВТ23. *Известия вузов. Цветная металлургия*, **2**, 88–93.
 13. Лясоцкая В.С. (2003) *Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов*. Колачев Б.А. (ред.). Москва, Экомет.
 14. Saunders N., Miodownik A.P., Cahn R.W. (1998) CALPHAD — calculation of phase diagrams. *Pergamon Materials Series*, **1**, Elsevier Science, Oxford.
 15. Fan Z., Tsakirooulos P., Miodownik A.P. (1994) A generalized law of mixtures. *J. of Materials Science*, **29**, 141–150. <https://doi.org/10.1007/BF00356585>
 16. Lukas H.L., Fries S.G., Sundman B. (2007) *Computational thermodynamics: The calphad method*. Cambridge, U.K., Cambridge University Press.
 17. Khina B., Goranskiy G.G. (2017) Thermodynamics of Multicomponent Amorphous Alloys: Theories and Experiment Comparison. *Advanced Materials & Technologies*, **1**, 036–043. <https://doi.org/10.17277/amt.2017.01.pp.036-043>.
 18. Dinsdale A.T. (1991) SGTE data for pure elements. *Calphad*, **15**, 317(4).
 19. Buchmayr B., Kirkaldy J.S. (1990) Modeling of the temperature field, transformation behavior, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region. *J. Heat Treating*, **8**, 127–136. <https://doi.org/10.1007/BF02831633>
 20. Porter D.A., Easterling K.E. (1992) *Phase transformations in metals and alloys*. Chapman & Hall, London.
 21. Saunders N., Li X., Miodownik A.P., Schille J.-P. (2003) An integrated approach to the calculation of materials properties for Ti-alloys. *Proc. of the 10th World Conference on Titanium, 13–18 July 2003, Hamburg, Germany*, **1**, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KgaA, 197–204.
 22. Kirkaldy J.S., Venugopalan D. (1984) *Phase transformation in ferrous alloys*. A.R. Marder and J.I. Goldstein (eds.), AIME, Philadelphia, pp. 125–148.
 23. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. (2018) Воздействие термического цикла аргонодуговой сварки на структуру и свойства псевдо-β-титановых сплавов. *Автоматическая сварка*, **8**, 32–38.
 24. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. (2018) Влияние предварительного подогрева на термический цикл аргонодуговой сварки экономнолегированных титановых сплавов. *Сб. трудов девятой между. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», 10–14 сентября 2018 г., Одесса, Украина*. Киев, Межд. Ассоциация «Сварка», сс. 19–22.

References

1. Kablov, E.N. (2012) Strategic trends for development of materials and technologies of their processing up to 2030. *Aviats. Materialy i Tekhnologii*, **5**, 7–17 [in Russian].
2. Antashev, V.G., Nochovnaya, N.A., Shiryayev, A.A., Izotova, A.Yu. (2011) Prospects for development of new titanium alloys. *Vestnik MGTU, Seriya Mashinostroenie*, **SP2**, 60–67 [in Russian].
3. Dobrescu, M., Dimitriu, S., Vasilescu, M. (2011) Studies on Ti–Al–Fe low-cost titanium alloys manufacturing, processing and applications. *Metalurgia Int.*, **16(4)**, 73.
4. Nochovnaya, N.A., Isaichev, A.V., Antashev, V.G. (2008) Problems of creation of saving titanium alloys and ways of their solution. *Vse Materialy.. Entsiclop. Spravochnik*. **5**, 10–15 [in Russian].
5. Boyer, R.R., Williams, J.C. (2011) Developments in research and applications in the titanium industry in the USA. In: *Proc. of 12th World Conf. on Titanium*, **1**, 10–19.
6. Khorev, A.I. (2007) Theoretical and practical fundamentals for improvement of structural strength of modern titanium alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **2**, 144–153 [in Russian].
7. Nochovnaya, N.A., Panin, P.V., Alekseev, E.B., Bokov, K.A. (2014) Sparcely-doped titanium alloys for layered metal-polymer composite materials. *Trudy VIAM*, **11** [in Russian].
8. Iiin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*: Refer. Book. Moscow, VILS-MATI [in Russian].
9. Niinomi, M. (2011) Recent trends in titanium research and development in Japan. In: *Proc. 12th World Conf. on Titanium*, **1**, 30–37.
10. Bania, P.J. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. *Beta titanium alloys in the 90's*, TMS Publications, Warrendale, PA, 3–14.
11. Khorev, A.I. (2008) High-strength titanium alloy VT23 and its application in advanced welded structures. *Svarochn. Proizvodstvo*, **9**, 3–8 [in Russian].
12. Lyasotskaya, V.S., Lyasotsky, I.V., Meshcheryakov, V.N. et al. (1986) Phase transformations in continuous cooling of VT64 and VT23 alloys. *Izv. Vuzov, Tsvetnaya Metallurgiya*, **2**, 88–93 [in Russian].
13. Lyasotskaya, V.S. (2003) *Heat treatment of welded joints of titanium alloys*. Ed. by B.A. Kolachev. Moscow, Ekomet [in Russian].
14. Saunders, N., Miodownik, A.P., Cahn, R.W. (1998) CALPHAD — calculation of phase diagrams. *Pergamon Materials Series*, **1**, Elsevier Sci., Oxford.
15. Fan, Z., Tsakirooulos, P., Miodownik, A.P. (1994) A generalized law of mixtures. *J. of Mater. Sci.*, **29**, 141–150. <https://doi.org/10.1007/BF00356585>
16. Lukas, H.L., Fries, S.G., Sundman, B. (2007) *Computational thermodynamics: The calphad method*. Cambridge, U.K., Cambridge University Press.
17. Khina, B., Goranskiy, G.G. (2017) Thermodynamics of multicomponent amorphous alloys: Theories and experiment com-

- parison. *Adv. Materials & Technologies*, **1**, 036–043. <https://doi.org/10.17277/amt.2017.01>. pp.036-043.
18. Dinsdale, A.T. (1991) SGTE data for pure elements. *Calphad*, **15**, 317(4).
19. Buchmayr, B., Kirkaldy, J.S. (1990) Modeling of the temperature field, transformation behavior, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region. *J. Heat Treating*, **8**, 127–136. <https://doi.org/10.1007/BF02831633>
20. Porter, D.A., Easterling, K.E. (1992) *Phase transformations in metals and alloys*. Chapman & Hall, London.
21. Saunders, N., Li, X., Miodownik, A.P., Schille, J.-P. (2003) An integrated approach to the calculation of materials properties for Ti-alloys. In: *Proc. of the 10th World Conf. on Titanium* (3–18 July 2003, Hamburg, Germany), 1, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KgaA, 197–204.
22. Kirkaldy, J.S., Venugopalan, D. (1984) *Phase transformation in ferrous alloys*. Ed. by A.R. Marder and J.I. Goldstein. AIME, Philadelphia, 125–148.
23. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. (2018) Effect of thermal cycle of TIG welding on structure and properties of pseudo- β -titanium alloys. *The Paton Welding J.*, **8**, 32–38.
24. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. (2018) Effect of preheating on thermal cycle of argon-arc welding of sparsely-doped titanium alloys. In: *Proc. of 9th Int. Conf. on Mathematical Modeling and Information Technologies in Welding and Related Processes (10–14 September 2018, Odessa, Ukraine)*. Kiev, IAW, 19–22.

STRUCTURAL TRANSFORMATIONS AT COOLING SPARSELY-ALLOYED PSEUDO- β -TITANIUM ALLOY Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe

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

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

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

The paper presents the results of mathematical modeling of thermal cycle of welding sparsely-alloyed titanium alloy Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe and experimental studies of its impact on the alloy structural transformations. Thermodynamic characteristics of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy at different temperatures were determined and the diagram of anisothermal transformation at its cooling was plotted, indicating the lines of the start (875 °C) and end (600..660 °C) of $\beta \rightarrow (\alpha + \beta)$ phase transformation. The diagram was complimented by the dependence of β -phase fraction on maximum rates of metal cooling and it was established that the structure of the weld and HAZ metal consists of β -phase grains, in which α -phase precipitates are present. Here, the smallest quantity of β -phase was found in the base metal on the level of 49 %, and the largest — in the weld middle on the level of 87 %. Ref. 24, Tabl. 2, Fig. 13.

Key words: sparsely-alloyed pseudo- β -titanium alloys; diagram; anisothermal transformations; structure; properties; cooling rate

Надійшла до редакції 20.01.2021

ТЕХНОЛОГІЯ І ОБЛАДНАННЯ НАДЗВУКОВОГО ПЛАЗМОВОГО НАПИЛЕННЯ ТЕПЛОЗАХИСНИХ, КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ І СПЕЦІАЛЬНИХ ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ

ПРИКЛАДИ ДЕТАЛЕЙ З НАПИЛЕНИМИ ПОКРИТТЯМИ

ПАРАМЕТРИ ПРОЦЕСУ



Ущільнювальні покриття статора газотурбінного двигуна



Деталі горячого тракту газотурбінних двигунів із теплозахисними покриттями

Плазмоутворюючий газ	Повітря + метан (пропан)
Температура плазми, К	3500–7000
Швидкість плазмовео струменю, м/с	1500–3000
Швидкість часток напилюваного порошку, м/с	400–800
Продуктивність напилювання, кг/годину	15–50
Електрична потужність, кВт	40–180
Коефіцієнт використання напилюваного матеріалу (порошки металів, сплавів, оксидів, туголавких сполук, металокерамічних композитів)	До 0,8



Штанги насосів нафтовидувовного обладнання із металокерамічними зносо- та корозійностійкими покриттями

МІКРОСТРУКТУРА ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДЕТАЛЕЙ ІЗ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ WAAM (Огляд)

Р.В. Селін, С.Л. Шваб, М.М. Димань

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

Аддитивне виробництво (Additive Manufacturing) — це створення виробів, засноване на поетапному додаванні матеріалу на основу у вигляді плоскої платформи або осьової заготовки. Wire Arc Additive Manufacturing дуже перспективна технологія, що дозволяє виготовляти великогабаритні деталі складної форми з матеріалів з високою доданою вартістю. Ця технологія є частиною процесів адитивного виробництва, яка використовує металеві дроти в якості присадного матеріалу, а дугу, як джерело енергії. В даній оглядовій роботі розглянуто процес отримання деталей із титанових сплавів методом Wire Arc Additive Manufacturing, який має суттєві переваги перед іншими процесами адитивного виробництва — високі ефективність використання ресурсів та продуктивність, низьку вартість обладнання. Отримання деталей із високоміцних титанових сплавів за допомогою методу Wire Arc Additive Manufacturing дозволяє контролювати мікроструктуру титанових сплавів, що необхідно, оскільки високоміцні титанові сплави дуже чутливі до термічного циклу. Розглянуто різні методи контролю мікроструктури деталей із титанових сплавів, її властивості та вплив на механічні показники деталі. Бібліогр. 39, табл. 3, рис. 9.

Ключові слова: адитивне виробництво; WAAM; високоміцні титанові сплави; мікроструктура; механічні властивості

Аддитивне виробництво (Additive Manufacturing) — це створення виробів, засноване на поетапному додаванні матеріалу на основу у вигляді плоскої платформи або осьової заготовки. Arc Direct Energy Deposition (DED-Arc), також відоме як Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), — це дуже перспективна технологія, яка дозволяє виготовляти великогабаритні деталі складної форми з матеріалів з високою доданою вартістю. Ця технологія є частиною процесів адитивного виробництва, яка використовує металеві дроти в якості присадного матеріалу, а дугу, як джерело енергії. Процес WAAM має суттєві переваги перед іншими процесами адитивного виробництва, такі, як високі ефективність використання ресурсів та продуктивність і низька вартість обладнання.

Серед різних матеріалів сплави на основі титану все частіше застосовуються при WAAM завдяки їх використанню в аерокосмічній промисловості для виробництва планерних конструкцій.

Високоміцні двофазні титанові сплави (Ti-6Al-4V (BT6), BT22, BT23 та ін.) користуються великим попитом в авіакосмічній галузі завдяки високій питомій міцності, корозійній стійкості, стійкості до пошкоджень та сумісності з композитними матеріалами з графітового волокна [1]. Процес WAAM має ряд переваг перед іншими технологіями, включаючи: високий коефіцієнт використання матеріалу [2] (99 %) та енергоефектив-

ність [3] (~ 70 %), нижчі капітальні витрати на обладнання, високі показники переносу металу [4].

Однією з найбільших проблем системи WAAM є алгоритм управління для забезпечення відповідності нанесеної геометрії з необхідною структурною цілісністю, що є дуже важливим параметром для отримання деталей із титанових сплавів з високими механічними властивостями.

Контроль мікроструктури отриманих деталей. Серед різних технологічних процесів виробництва деталей WAAM дозволяє краще контролювати мікроструктуру титанових сплавів. Це необхідно оскільки високоміцні титанові сплави дуже чутливі до теплової історії. Титановий сплав Ti-6Al-4V найбільше застосовувався і досліджувався під час способу WAAM. Як правило він складається з двох фаз: гексагональної щільно упакованої структури (hcp) — α -фази; об'ємноцентрованої кубічної структури (bcc) — β -фази. Різні температури та швидкість охолодження призводять до коливань мікроструктури на різній висоті отриманих деталей. Найпоширеніша мікроструктура включає тонку голкоподібну колонію або колонію відманштетних та кошиково-переплетених ламелей зерен α -морфологій [5]. Стовпчасті β -зерна попередніх шарів із границею α -зерен [6] також є яскраво вираженими небажаними ознаками, що спричиняють передчасне руйнування при поперечному навантаженні [7]. Цю колоноподіб-

Р.В. Селін — <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>, С.Л. Шваб — <https://orcid.org/0000-0002-4627-9786>, М.М. Димань — <https://orcid.org/0000-0002-5886-1124>

ну структуру важко уникнути, оскільки в низьких концентраціях алюміній та ванадій мають високу розчинність у титані. Хоча зерна β -фази перетворюються у дрібнодисперсні зерна α -фази під час охолодження нижче температури β -перетворення, первинні зерна β -фази все ще можуть мати пагубний вплив на механічні властивості деталей, отриманих методом адитивного виробництва.

У роботі [8] встановлено взаємозв'язок між параметрами зварювального процесу та геометрією зерна для технології WAAM. Моделювання мікроструктури дозволило контролювати планування шляху, визначаючи оптимальні налаштування зварного шва і згодом шлях наплавлення разом з обраними параметрами процесу.

Автори роботи [8] маніпулювали змінними процесу для зменшення первинних β -зерен сплаву Ti-6Al-4V завдяки застосуванню імпульсного способу GTAW та зробили висновок, що співвідношення пікового/базового струмів та частоти імпульсів не мають значного впливу на отриману деталь. Однак рівновісні зерна були досягнуті з більш високою швидкістю подачі дроту, оскільки було забезпечено більше місця для зародження зерен, блокуючи стовпчасте зростання.

Загальна анізотропія деталей, отриманих адитивним виробництвом, та потенційна наявність небажаних фаз може значно зменшити механічні властивості як у нарощуванні, так і при наплавленні у поперечному напрямку, викликаючи необхідність контролю мікроструктури під час виробництва деталей. Потенційно нуклеюючі частинки використовуються в способі WAAM для вдосконалення мікроструктури та підвищення механічних властивостей сплавів на основі титану.

Додаючи невеликий відсоток бору (до 0,13 мас. %), автори [9] продемонстрували ефективність інокулянтів для усунення анізотропних мікроструктур сплаву Ti-6Al-4V. Бор мав значний вплив на морфологію β -зерен і утворення гілок TiB. Ці частинки були виявлені розпошеними

в мікроструктурі, що спровокувало зародження α -зерна та утворення ізотропної α -мікроструктури. Модифікований бором сплав показав збільшення деформаційного стану на 40 % при середньому значенні міцності 850 МПа [10].

В роботі [11] при виробництві деталей із сплаву Ti-6Al-4V було додано до 0,41 мас. % вуглецю. Щільність β -зерен збільшилась, а довжина α -пластини зменшилась. Вуглець є ефективним очищувачем у сплавах титану з гіперевтектичним складом, оскільки зароджує частинки TiC. Однак для гіпоевтектичних композицій зменшення зерен є результатом сегрегації розчиненої речовини вуглецю, зниження температури твердіння металу та створення постійного переохолодження для обмеження їх росту. Механічні властивості отриманих зразків з додаванням вуглецю та без, з невеликою кількістю вуглецю (0,03 мас. %), середньою (0,1 мас. %) та надмірною (0,41 мас. %) проілюстровано на рис. 1. У зразку, отриманому з 0,41 мас. % вуглецю, утворюється велика кількість карбідів, що значно погіршують механічні властивості, тоді як зразок із середньою кількістю вуглецю має підвищену міцність та пластичність — 9 та 30 % відповідно.

Подібним чином додавали кремній до чистого титанового дроту, сприяючи зменшенню розміру зерен, особливо у первинних зернах β -фази [11]. Однак кремній не повністю ліквідував стовпчасту структуру зерна. Натомість вони стали вужчими, подібними по довжині до зразків без кремнію. В цілому кремній сприяв переохолодженню та обмеженню зростання зерна, але подальше вдосконалення може бути можливим лише за допомогою додаткових потужних рафінацій.

Технологію адитивного виробництва методом WAAM можна покращити використовуючи принцип пошарового наплавлення для «друку» деталей зі спеціальними мікроструктурами та складами [12]. Способом WAAM цього можна досягти легше, ніж іншими способами адитивного виробництва, використовуючи систему подвійного подавання дроту або активно керуючи тепловою історією виробу для кожного наплавленого шару [13]. Переваги цього підходу можуть включати: функціонально градуїровані властивості (наприклад, виготовлення компонентів з більш високим поверхневим окисленням або зносостійкістю у поєднанні з більш стійкою до повзучості серцевиною [14]); мікроструктури, спеціально розроблені для усунення тріщин; збільшення межі втоми та життєвого циклу виробу.

Наприклад, автори роботи [15] продемонстрували, використовуючи нову техніку плавлення електродів і метод гарячого ізостатичного пресування, що два типи мікроструктури можуть бути

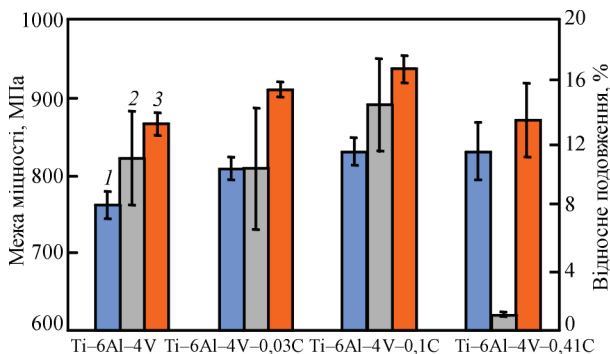


Рис. 1. Вплив добавок вуглецю на механічні властивості титанового сплаву Ti-6Al-4V: 1 — межа плинності; 2 — відносне подовження; 3 — межа міцності

розроблені для певних властивостей в одному компоненті, завдяки чому груба колонія α -фази може бути створена для районів, яким необхідні властивості стійкості до руйнування, а тонка відманштатна α -фаза може бути отримана для областей з високою межею плинності. На першому етапі для вивчення доцільності та обмежень подвійного сплаву методом WAAM було досліджено комбінацію твердих та м'яких сплавів із використанням легкодоступних матеріалів, а саме дротів із титанового сплаву Ti-6Al-4V (BT6) та технічно чистого титанового сплаву (BT1-0). Автори визначили, що додавання дроту зі сплаву BT6 вносить суттєві зміни в мікроструктуру отриманого виробу порівняно зі звичайними способами отримання і обробки кованого виробу [16, 17]. Зокрема, при WAAM великі стовпчасті β -зерна можуть проростати через багато наплавлених шарів, часто охоплюючи більшу частину висоти деталі. Ці грубі зерна еволюціонують шляхом епітаксійного вирощування зерен β -фази, які реформуються на межі плавлення при перегріванні вище температури β -перетворення. При способі WAAM умови твердіння сприяють колоноподібному зростанню внаслідок крутих теплових градієнтів та відсутності розподілу розчиненої речовини, що запобігає зародженню зерен перед фронтом твердіння [18, 19]. Зерна β -фази ростуть із напрямками кристалів $\langle 001 \rangle$ приблизно паралельно максимальному тепловому градієнту поверхні розплавленого шару, який за стабільних умов вирощування може створювати сильну текстуру волокна $\langle 001 \rangle$ [20, 21]. Пам'ять текстури також транслюється через відношення орієнтації Бюргерса (BOR) до α -фази при охолодженні, яка може бути шкідливою для механічної ізотропії [22] та тривалості життєвого циклу отриманої деталі [23].

Властивості мікроструктури отриманих деталей. Мікроструктуру та механічні властивості металу наплавленого шару деталей сплаву Ti-6Al-4V, виготовлених WAAM, досліджували автори роботи [24]. Спостерігалася шароватість мікроструктури дендритної будови і це було пов'язано з повторюваними тепловими циклами, які виникають під час пошарового зростання заготовки. Що стосується механічних властивостей, то було встановлено, що межа текучості та гранична міцність на розрив при процесі WAAM нижчі, ніж у кованому виробі. Однак спостерігалися подібні показники пластичності і середній термін служби втомив був значно вищим у заготовці, отриманій способом WAAM. В недавньому дослідженні автори роботи [25] дуже детально вивчали мікроструктурну смугу, виявлену в цьому сплаві, використовуючи як

багатомасштабні композиційні, так і автоматизовані засоби відображення зображень. Цей підхід дав докази слабкої мікросегрегації під час твердіння та пояснив походження такої мікроструктури.

При вивченні мікроструктури деталей із алюмініду титану (Ti-50Al) [25] використовували подвійну подачу присадного дроту (один дріт з чистого титану, другий з чистого алюмінію). Отриманий зразок мав хороше зчеплення між шарами осадження оскільки в основній масі не спостерігалася ніяких макротріщин. Формування опуклих смуг шарів відбувалося за рахунок часткового переплавлення попередньо осаджених шарів та повторення теплових циклів, що мали місце під час кожного наступного проходу осадження [26, 27].

Поперечний переріз може бути розподілений на різні області відповідно до яскравості травленої поверхні через зміну вмісту Al.

Типова дуплексна ($\alpha+\beta$)-мікроструктура (15 ат. % Al), що представлена на рис. 2, демонструє плазмopodobну відманштатну морфологію, причому більше пластин, як видається, походить від границі α -зерен. Трансформація β -фази призводить до α -ламелей, розділених збереженими β -ребрами. Морфологія (рис. 2, а) (30 ат. % Al) демонструє хвилясті границі зерен, що супроводжуються дрібними α_2 -пластинками всередині зерен. Подібна характерна мікроструктура (рис. 2, б) (37 ат. % Al) демонструє переплетення заплутаних границь зерен, а також кілька коротких голкоподібних та стрижневих α_2 -пластинок у внутрішніх частинах зерна. Крім того середній розмір зерен на рис. 2, в набагато менший, ніж на рис. 2, г, завдяки циклічній термічній обробці під час процесу осадження. Коли вміст Al перевищує 40 % мікроструктура суттєво змінюється, з'являються грубі зерна α_2 з дрібними γ -фазами, які більш-менш осідають на границях зерен та в самих зернах. На рис. 2, г показана крупнозерниста морфологія, що складається з ($\alpha_2 + \gamma$)-структури ламелей із границями зерен, покритих темною дрібнодисперсною γ -фазою, що представляє типовий склад при вмісті 43 % Al. Типова пластинчаста структура сплаву Ti-47Al, що складається з γ і α_2 , оточена поодинокими γ -інтердендритними фазами (рис. 2, д). Кут між пластинчастим напрямком і поверхнею дендриту становить близько 45° , що вказує на те, що первинна фаза все ще β -фаза при цьому складі [27]. Зі збільшенням складу Al до 50 % у самій верхній зоні мікроструктура представляє довгі темні дендрити, що мають пластинчасту природу, інкапсульовані в білу інтердендритну γ -фазу (рис. 2, е). Відповідно до бінарної діаграми TiAl твердіння металу слід завершити дендритною

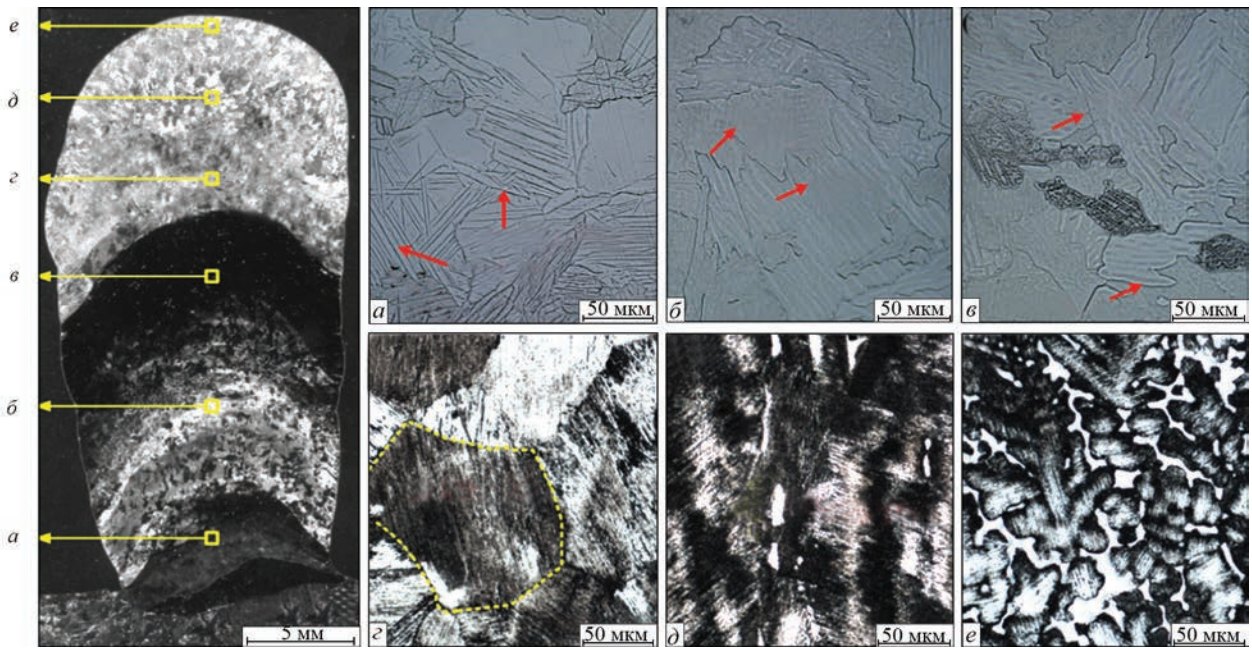


Рис. 2. Мікроструктура різних шарів деталі із алюмініду титану, отриманої методом WAAM

α -структурою, коли середній вміст Al становить 50 %, що цілком відрізняється від сплавів з вмістом 40...49 % Al [27]. Утворення інтердендритної α -фази вимагає зародження під час утворення α -фази з подальшим збагаченням алюмінію рідиною, яка остаточно застигає у вигляді γ -фази, α -дендрити перетворюються на $(\alpha_2 + \gamma)$ -структуру ламелей під час охолодження твердого стану, а γ -фаза залишається інтердендритною.

Автори роботи [28] вивчали мікроструктуру деталей зі сплаву Ti-6Al-4V, що були отримані із використанням додаткового охолодження наплавлених шарів. На отриманій мікроструктурі спостерігалися дві чіткі α -фази — пластинчаста та голкоподібна. Більш голчаста α -фаза спостерігалася у деталях, при отриманні яких використовували додаткове охолодження між шарами. Загальновизнано, що осаджений матеріал охолоджується швидше, коли застосовується активне міжпрохідне охолодження, ніж природне. Високі місцеві швидкості охолодження можуть призвести до більш голкоподібної структури зі значним нерівноважним складом. Також було встановлено, що ламелі α -фази були подрібнені у випадку більш короткого термічного циклу, який не дає збільшуватись в розмірі α -ламелям. Рафіновані α -ламелі сприяють високій щільності дислокацій завдяки утворенню та розвитку більшої границі зерен. Для деталей двофазного сплаву Ti-6Al-4V, отриманих WAAM, твердість визначається насамперед фазовими структурами, границями зерен та розподілом дислокацій. З результатів, наведених авторами, видно, що рафіновані зерна α -фази та вторинні голкоподібні зерна α -фази отримані завдяки висо-

кій швидкості охолодження з інтервалом під час осадження. Попередні дослідження отримання деталей зі сплаву Ti-6Al-4V довели, що масивні голкоподібні зерна α -фази є більш твердими і мають вищу міцність, ніж ті, що мають пластинчасту структуру, а тим часом збільшення границь зерен при рафінуванні α -зерен може бути використано як потужні джерела запобігання руху дислокацій під час випробування на твердість. Отже, поєднуючи ефекти як мікроструктурної еволюції, так і різного розподілу α -морфології, активне додаткове охолодження між наплавленими шарами сприяє покращенню твердості матеріалу.

Механічні випробування деталей із титанових сплавів, отриманих методом WAAM. Як вже зазначалось вище, одним з перспективних матеріалів для методу WAAM є двофазний титановий сплав Ti-6Al-4V.

У дослідженні [29] представлені результати механічних випробувань деталей із титанового сплаву Ti-6Al-4V, отриманих цим методом (рис. 3).

Наплавляли заготовки розміром 150×50×5 мм, з яких вирізали зразки в горизонтальному та вертикальному напрямках плавки.

Проведено випробування на розтягнення, визначено межу міцності і відносне подовження (рис. 4).

Межа міцності при розтягуванні змінюється від 826 до 948 МПа в залежності від орієнтації зерен. Відносне подовження зразків при розтягуванні знаходиться в межах від 10 до 15 %. При порівнянні зразків, що були випробувані в горизонтальному та вертикальному напрямках, останні показали більш високу пластичність.

Пластичність набагато гірша при випробуваннях в горизонтальному напрямку, поперек напрямку росту β -зерна. Ця орієнтаційна залежність пластичності в основному є результатом анізотропних властивостей методу WAAM.

Результати випробувань на твердість показали розкид значень по областях. Мікротвердість в нижніх та верхніх областях трохи вище, ніж в середніх (рис. 5). На це може впливати кількість домішок. Крім того, твердість зразків Ti-6Al-4V, отриманих методом WAAM, в основному визначається твердим розчином та границями зерен [29, 30]. Сплави в нижній частині мають більш високу швидкість охолодження, що призводить до збільшення границь зерен і дислокацій. Більш того, мікроструктура у верхній області складається з великої кількості мартенситної α' -структури, яка зазвичай твердіше і має більш високу міцність, ніж в середній області.

В роботі [31] приведені порівняльні механічні характеристики зразків, отриманих методом WAAM.

Досліджувана заготовка розміром $350 \times 100 \times 32$ мм виготовлена з використанням двох окремих джерел подачі дроту діаметром 1,2 мм. Використовували дроти з титанових сплавів СРТі та Ті64, номінальний склад яких наведено в табл. 1.

Плоскі зразки для випробувань на розтягнення виготовляли (рис. 6, а) з орієнтаціями ND-TD

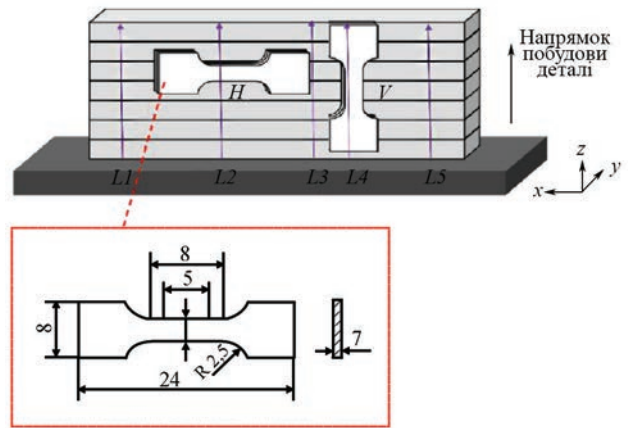


Рис. 3. Схема горизонтального та вертикального напрямків вирізки зразків, отриманих методом WAAM, для механічних випробувань [29]

(паралельно вимірювальній довжині) та WD-TD (перпендикулярно площині зразка). Зразки випробовували при кімнатній температурі з номінальною швидкістю $0,05 \text{ хв}^{-1}$ до руйнування.

Зразки для випробувань на тріщиностійкість були виготовлені як показано на рис. 6, б. Для задоволення умов в'язкості руйнування при простій деформації (K1C), визначених ASTM E399 [32], зразки цієї конструкції повинні мати товщину більше 40 мм. Отримати адитивними технологіями зразки такої товщини не вдалося, тому автори роботи [33] використовували значення KQ. Зраз-

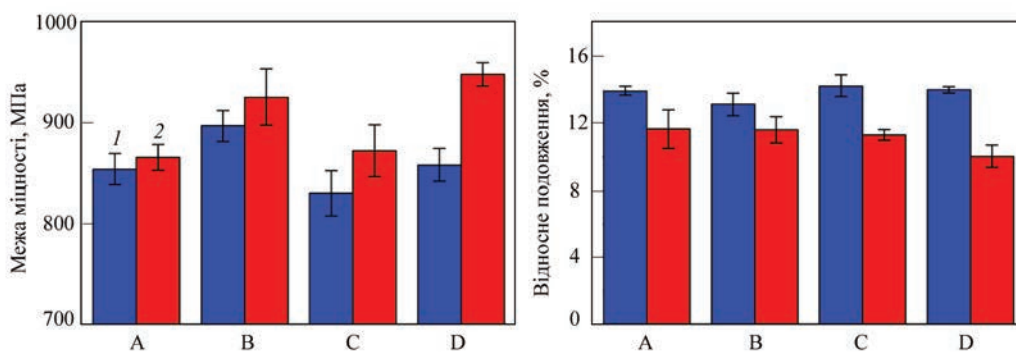


Рис. 4. Результати випробувань на розтягнення зразків (A, B, C, D) в вертикальному (1) та горизонтальному (2) напрямках: а — межа міцності; б — подовження [29]

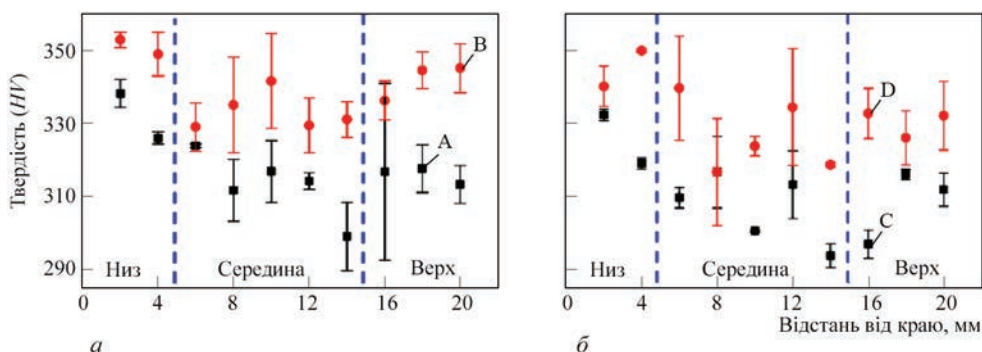


Рис. 5. Розподіл мікротвердості зразків, отриманих методом WAAM: а — зразки, вирізані в горизонтальному напрямку (A, B); б — вертикальному (C, D) [29]

Таблиця 1. Хімічний склад дротів з титанових сплавів СРТі та Тi64, мас. %

Матеріал	Ti	Al	V	Fe	O	N	C
Ti64	89,7	6,09	3,92	0,19	0,14	0,01	0,01
СРТі	99,0	–	–	0,05	0,11	→–	0,03

ки виготовляли з орієнтаціями WD-ND — напрямком, що відповідає напрямку росту тріщини, та ND-WD — напрямком перпендикулярний площині тріщини зразка, тобто зразки отримували з тріщинами, що поширюються паралельно (в площині) і перпендикулярно нанесеним верствам. Всі випробування були виконані відповідно до стандарту ASTM E399 при 22 °С і вологості 50 % із середньою швидкістю навантаження 38 кН/хв.

Усереднені дані випробувань на розтягнення наведені в табл. 2. Результати показують, що, подібно до інших безперервно армованих композитних матеріалів [34], автори роботи [35] отримали кращі механічні характеристики при випробуванні в напрямку, паралельному поєднанню доріжок сплаву (WD), в порівнянні з випробуваннями в напрямку, перпендикулярному нанесеним доріжкам (ND). З рис. 7 видно, що умовні напруги 0,2 % були приблизно на 20 % вище в напрямку руху WD-TD в порівнянні з напрямком ND-TD. Це приблизно на 270...300 МПа нижче, ніж для порівняної монолітної стінки WAAM шириною в один валик з Тi64, але на 60 % вище, ніж для типової литої деталі СРТі (табл. 2).

З літературних джерел відомо, що в зразках, отриманих методами селективного лазерного плавлення і електронно-променевою плавкою, межа плинності знаходиться на рівні 360...555 МПа [36, 37], в той час як ковани продукти СРТі зазвичай мають більш низькі показники (275...410 МПа) [38]. Плинність спочатку відбувалася в найслабшій з присутніх фаз, яка потім швидко твердне і через обмеження передає навантаження на більш міцні і високолеговані області.

У дослідженні [39] описані випробування алюмініду титану із заданим діапазоном складу від чистого Тi до Тi–50 ат. % Al.

Для виготовлення зразка використовували дріт з чистого титану діаметром 1,0 мм і алюмінієвий дріт діаметром 0,9 мм. Основні параметри процесу відображені в табл. 3. Отримана заготовка має розміри, мм: висота — 25, довжина — 130, ширина — 10, склад варіювався вздовж напрямку осадження (вісь z). На рис. 8 показано напрямком вирізки зразків для механічних випробувань.

Випробування на розтягнення проводили в горизонтальній площині xy, а не в площині поперечного перерізу xz, оскільки мікроструктура і будова істотно більш однорідні в горизонтальній площині. Зразки відбирали на різній висоті від низу до середини частини стінки, щоб продемонструвати зміну властивостей при розтягуванні і об’ємної частки різних фаз в міру збільшення вмісту алюмінію. Випробування проводили на універсальній машині MTS370 при швидкості деформації

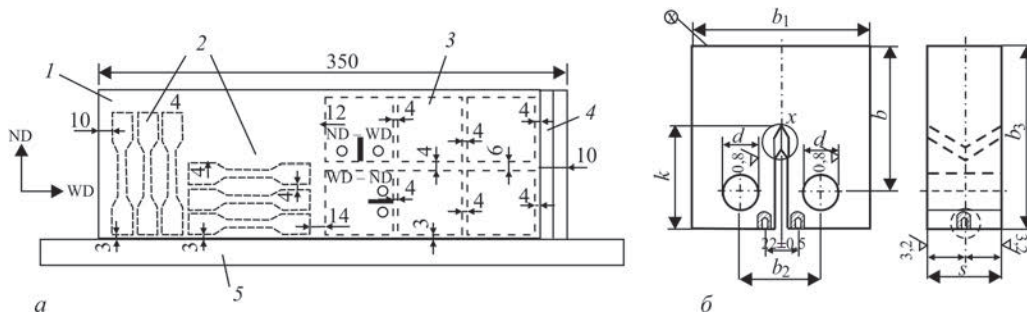


Рис. 6. Схематичне позначення напрямку вирізки зразків для випробувань на розтягнення (а) та тріщиностійкість (б) [31]: 1 — зразок; 2 — зразки для випробувань на міцність; 3 — на в’язкість руйнування; 4 — макрошліфи; 5 — підкладка із Тi64 (а); s — 20; b — 40; b₁ — 48; b₂ — 50; b₃ — 22; k — 28; d — 10 (б)

Таблиця 2. Порівняння механічних властивостей деталей із титанових сплавів СРТі та Тi64, отриманих різними методами адитивного виробництва

Матеріал	Напрямок	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,7}$, МПа	Межа міцності, МПа	ϵ , %	K_q , МПа \sqrt{m}
AAC (СРТі–Тi64)	(ND)	497 ± 11	548 ± 17	615 ± 18	12,8 ± 1,5	82,8
	(WD)	594 ± 19	648 ± 21	684 ± 18	19,7 ± 0,7	77,8
Тi64	(ND)	810 ± 20	–	890 ± 10	20 ± 2	81,9
	(WD)	870 ± 30	–	920 ± 20	12 ± 5	73,9
СРТі SLM	(ND)	555 ± 3	–	757 ± 13	20 ± 2	–
EBM	–	360...390	–	460...490	~30	–
СРТі	–	275...410	–	345...550	15...35	66

$0,05 \cdot \text{с}^{-1}$. Навантаження прикладали в поздовжньому напрямку (вісь x).

Значення межі міцності і межі текучості досягають своїх максимальних значень в зразку T5 (608 та 535 МПа відповідно), а потім поступово зменшуються (рис. 9). В зразках T1–T4 межа міцності і межа плинності збільшуються приблизно на 140 МПа через різке збільшення об'ємної частки α_2 -фази. Пластичність залишається стабільною з незначними коливаннями. У порівнянні з T1 і T2 зразок T3 (в середньому 23,5 ат. % алюмінію) має більш високу міцність і більш низьку пластичність через переважання α_2 -фази. Для T4 і T5 (вміст алюмінію від 27,1 до 31,3 ат. %) межа міцності продовжує збільшуватися і досягає максимального значення.

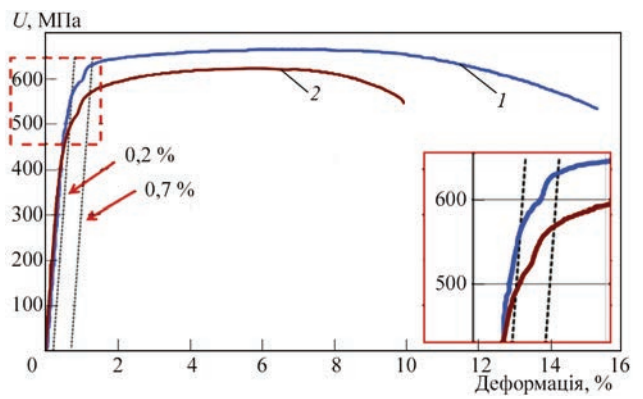


Рис. 7. Діаграма розтягу зразків, отриманих методами WAAM: 1 — напрямком WD-TD; 2 — ND-TD

Таблиця 3. Параметри процесу адитивного виробництва WAAM для сплаву Ti–Al [39]

Вміст Al, %	Кількість шарів	Температура між шарами, °C	Струм, А	Швидкість зварювання, мм/хв	Швидкість подачі дроту, мм/хв	
					титанового	алюмінієвого
20	1...3	400	120	100	1050	316
25	4...6				1000	401
30	7...9				950	490
35	10...12				900	584
40	13...15				850	682
45	16...18				800	788
50	19...24				650	783

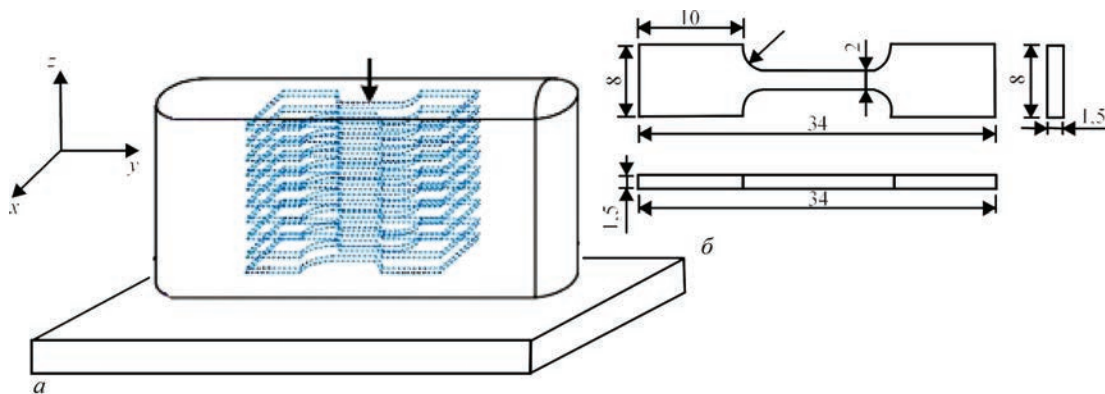


Рис. 8. Схематичне позначення вирізки зразків на розтягнення (а) та креслення зразка для механічних випробувань (б) [39]

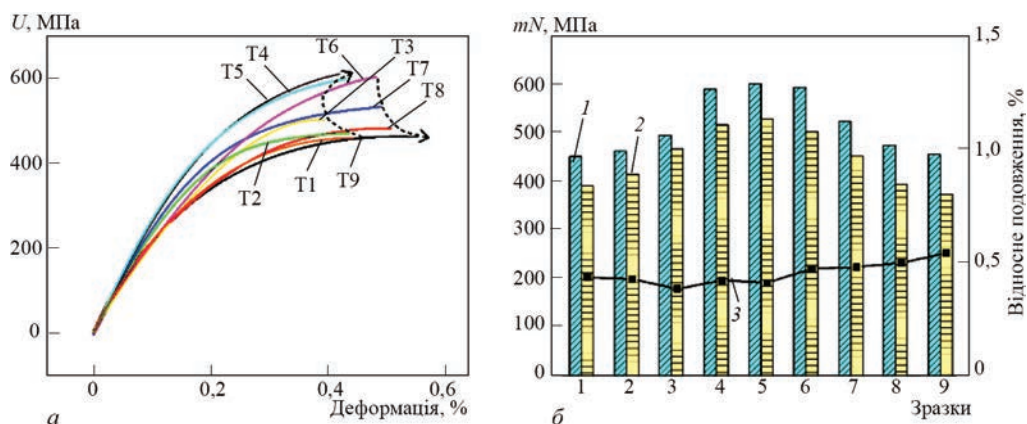


Рис. 9. Діаграма деформування зразків (T1–T9) зі сплаву TiAl, отриманих методом WAAM, при розтягненні (а) [39] та механічні властивості цих деталей (б): 1 — межа міцності; 2 — плинності; 3 — відносне подовження

Значення межі міцності у зразках Т5–Т7 значно падає, тоді як подовження трохи збільшується. При зменшенні межі міцності на 150 МПа межа плинності знижується на 163 МПа, а подовження збільшується на 0,2 % в результаті значного збільшення об'ємної частки фази. Зразок Т9, що містить в середньому 48,5 ат. % алюмінію, показує найнижчі значення межі міцності і межі текучості, але найвищу пластичність (462 МПа, 380 МПа і 0,56 % відповідно) (рис. 9).

Таким чином, як показав аналіз літературних джерел, для сплавів, отриманих методом WAAM, межа міцності сплаву Ti–6Al–4V знаходиться в межах 826...948 МПа, а твердість 295...355 HV; межа міцності у СРТі — 615...684 МПа, тимчасове значення в'язкості руйнування KQ знаходиться в інтервалі від 82 до 77 МПа·м^{1/2}; для алюмініду титану з діапазоном складу від чистого Ti до Ti–50Al, в залежності від вмісту алюмінію, значення межі міцності знаходиться в межах від 462 до 608 МПа.

Для подальшого використання сплавів на основі титану необхідно проводити всебічні дослідження механічних характеристик, таких як твердість, випробування на втому, тріщиностійкість.

Висновки

1. Отримання деталей із високоміцних титанових сплавів за допомогою методу Wire Arc Additive Manufacturing дозволяє краще контролювати мікроструктуру титанових сплавів на відміну від інших методів адитивного виробництва. Це необхідно, оскільки високоміцні титанові сплави дуже чутливі до термічного циклу.

2. Загальна структурна анізотропія отриманих деталей та потенційна наявність небажаних метастабільних фаз може значно зменшити механічні властивості, що викликає необхідність контролю мікроструктури під час виготовлення деталі. Процес WAAM дозволяє це робити за допомогою додавання додаткових легуючих елементів (домішок), системи подвійного подавання дроту або активно керуючи тепловою історією виробу для кожного наплавленого шару.

3. На механічну поведінку зразків, отриманих WAAM, сильно впливають об'ємні частки композиційних зон різних шарів наплавлення та їх геометричне розташування відносно напрямку навантаження (розповсюдження тріщини) під час механічних випробувань.

4. Незважаючи на велику кількість досліджень по виробництву деталей методом WAAM, переважна частина їх в основному проводилась лише по отриманню деталей із застосуванням суцільних дротів. Використання порошкових дротів для отримання деталей із високоміцних титанових

сплавів є найбільш перспективним напрямком розвитку отримання великогабаритних деталей із високоміцних титанових сплавів методом WAAM. Це в свою чергу спростить процес отримання деталей із контрольованою мікроструктурою та розширить номенклатуру сплавів, із яких можна буде отримувати бездефектні деталі методом WAAM.

Список літератури/References

- Martina, F., Colegrove, P.A., Williams, S.W., Meyer, J. (2015) Microstructure of interpass rolled wire+arc additive manufacturing Ti–6Al–4V components. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, 46(12), 6103–6118.
- Bekker, A.C., Verlinden, J.C. (2018) Life cycle assessment of wire+ arc additive manufacturing compared to green sand casting and CNC milling in stainless steel. *J. of Cleaner Production*, 177, 438–447.
- Lütjering, G., Williams, J.C. (2007) *Titanium*. Springer Science & Business Media.
- Wang, Q., Ji, C., Wang, Y. et al. (2013) β -Ti alloys with low young's moduli interpreted by cluster-plus-gluce-atom model. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, 44(4), 1872–1879.
- DebRoy, T., Wei, H.L., Zuback, J.S. et al. (2018) Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties. *Progress in Materials Sci.*, 92, 112–224.
- Wang, F., Williams, S., Rush, M. (2011) Morphology investigation on direct current pulsed gas tungsten arc welded additive layer manufactured Ti6Al4V alloy. *Inter. J. Adv. Manuf. Technol.*, 57(5), 597–603.
- Ding, D., Pan, Z., Cuiuri, D. et al. (2016) Bead modelling and implementation of adaptive MAT path in wire and arc additive manufacturing. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 39, 32–42.
- Wang, F., Williams, S., Colegrove, P., Antonysamy, A.A. (2013) Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti–6Al–4V. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, 44(2), 968–977.
- Mereddy, S., Bermingham, M.J., Kent, D. et al. (2018) Trace carbon addition to refine microstructure and enhance properties of additive-manufactured Ti–6Al–4V. *JOM*, 70(9), 1670–1676.
- Mereddy, S., Bermingham, M.J., StJohn, D.H., Dargusch, M.S. (2017). Grain refinement of wire arc additively manufactured titanium by the addition of silicon. *J. of Alloys and Compounds*, 695, 2097–2103.
- Zuback, J.S., Palmer, T.A., DebRoy, T. (2019) Additive manufacturing of functionally graded transition joints between ferritic and austenitic alloys. *Ibid.*, 770, 995–1003.
- Oniuke, B., Bandyopadhyay, A. (2018) Additive manufacturing of Inconel 718 Ti–6Al–4V bimetallic structures. *Additive Manufacturing*, 22, 844–851.
- Wang, J., Pan, Z., Ma, Y. et al. (2018) Characterization of wire arc additively manufactured titanium aluminide functionally graded material: microstructure, mechanical properties and oxidation behaviour. *Mater. Sci. and Engin. A*, 734, 110–119.
- Hernández-Nava, E., Mahoney, P., Smith, C.J. et al. (2019) Additive manufacturing titanium components with isotropic or graded properties by hybrid electron beam melting/hot isostatic pressing powder processing. *Sci. Reports*, 9(1), 1–11.
- Baufeld, B., Brandl, E., Van der Biest, O. (2011) Wire based additive layer manufacturing: Comparison of microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. *J. Materials Proc. Technology*, 211(6), 1146–1158.

16. Åkerfeldt, P., Antti, M.L., Pederson, R. (2016) Influence of microstructure on mechanical properties of laser metal wire-deposited Ti–6Al–4V. *Mater. Sci. and Engin. A*, **674**, 428–437.
17. Donoghue, J., Antonysamy, A.A., Martina, F. et al. (2016) The effectiveness of combining rolling deformation with Wire–Arc Additive Manufacture on β -grain refinement and texture modification in Ti–6Al–4V. *Materials Characterization*, **114**, 103–114.
18. Antonysamy, A.A., Meyer, J., Prangnell, P.B. (2013) Effect of build geometry on the β -grain structure and texture in additive manufacture of Ti–6Al–4V by selective electron beam melting. *Ibid.*, **84**, 53–168.
19. Antonysamy, A.A., Prangnell, P.B., Meyer, J. (2012) Effect of wall thickness transitions on texture and grain structure in additive layer manufacture (ALM) of Ti–6Al–4V. *Mat. Sci. Forum*, **706**, 205–210. Transact. Tech. Publ. Ltd.
20. Al-Bermami, S.S., Blackmore, M.L., Zhang, W., Todd, I. (2010) The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti–6Al–4V. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, **41(13)**, 3422–3434.
21. Vilaro, T., Colin, C., Bartout, J.D. (2011) As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti–6Al–4V alloy processed by selective laser melting. *Ibid.*, **42(10)**, 3190–3199.
22. Bantounas, I., Dye, D., Lindley, T.C. (2010) The role of microtexture on the faceted fracture morphology in Ti–6Al–4V subjected to high-cycle fatigue. *Acta Materialia*, **58(11)**, 3908–3918.
23. Ho, A., Zhao, H., Fellowes, J.W. et al. (2019) On the origin of microstructural banding in Ti–6Al–4V wire-arc based high deposition rate additive manufacturing. *Ibid.*, **166**, 306–323.
24. Alonso, U., Veiga, F., Suárez, A., Artaza, T. (2020) Experimental investigation of the influence of wire arc additive manufacturing on the machinability of titanium parts. *Metals*, **10(1)**.
25. Cong, B., Ding, J., Williams, S. (2015) Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured Al–6.3 % Cu alloy. *The Inter. J. Adv. Manuf. Technol.*, **76(9–12)**, 1593–1606.
26. Ou, W., Mukherjee, T., Knapp, G.L. et al. (2018) Fusion zone geometries, cooling rates and solidification parameters during wire arc additive manufacturing. *Inter. J. of Heat and Mass Transfer*, **127**, 1084–1094.
27. Ding, D., Wu, B., Pan, Z. et al. (2020) Wire arc additive manufacturing of Ti–6Al–4V using active interpass cooling. *Materials and Manufacturing Processes*, **35(7)**, 845–851.
28. Zhou, Y., Qin, G., Li, L. et al. (2020) Formability, microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V deposited by wire and arc additive manufacturing with different deposition paths. *Mater. Sci. and Engin. A*, **772**, 138654.
29. Wu, B., Pan, Z., Ding, D. et al. (2018) The effects of forced interpass cooling on the material properties of wire arc additively manufactured Ti–6Al–4V alloy. *J. of Materials Proc. Technology*, **258**, 97–105.
30. Davis, A.E., Breheny, C.I., Fellowes, J. et al. (2019) Mechanical performance and microstructural characterisation of titanium alloy-alloy composites built by wire-arc additive manufacture. *Mater. Sci. and Engin. A*, **765**, 138289.
31. (2013) ASTM Standard E399: *Standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness K_{IC} of metallic materials*. ASTM Inter., Pennsylvania, US.
32. Attar, H., Ehtemam-Haghighi, S., Kent, D., Dargusch, M.S. (2018) Recent developments and opportunities in additive manufacturing of titanium-based matrix composites: A review. *Inter. J. of Machine Tools and Manufacture*, **133**, 85–102.
33. Martina, F., Williams, S.W., Colegrove, P.A. (2014) Improved microstructure and increased mechanical properties of additive manufacture produced Ti–6Al–4V by interpass cold rolling. In: *Proc. of 24th Inter. Solid Freeform Fabrication Symp. (12–14 August, 2014, TX, USA)*, 490–496.
34. Wang, F., Williams, S., Colegrove, P., Antonysamy, A.A. (2013) Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti–6Al–4V. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, **44(2)**, 968–977.
35. Bantounas, I., Dye, D., Lindley, T.C. (2010) The role of microtexture on the faceted fracture morphology in Ti–6Al–4V subjected to high-cycle fatigue. *Acta Materialia*, **58(11)**, 3908–3918.
36. Smirnov, I., Polyakov, A., Sudenkov, Y. (2017) Strength and fracture of ultrafine-grained titanium Grade 4. *Procedia Structural Integrity*, **6**, 196–200.
37. Attar, H., Calin, M., Zhang, L.C. et al. (2014) Manufacture by selective laser melting and mechanical behavior of commercially pure titanium. *Mater. Sci. and Engin. A*, **593**, 170–177.
38. Yamanaka, K., Saito, W., Mori, M. et al. (2015) Preparation of weak-textured commercially pure titanium by electron beam melting. *Additive Manufacturing*, **8**, 105–109.
39. (1994) *ASM International, Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*. Materials Park, OH.

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF PARTS FROM HIGH-STRENGTH TITANIUM ALLOYS PRODUCED BY WAAM METHOD (Review)

R.V. Selin, S.L. Shvab, M.M. Dyman

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

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

Additive manufacturing is making products based on step-by-step adding of material onto the base in the form of a flat platform or axial billet. Wire Arc Additive Manufacturing is a highly promising technology that allows producing large-sized complex-shaped parts from materials with a high added value. This technology is part of the processes of adaptive manufacturing, which uses metal wires as filler material, and the arc as the power source. In this review article the process of producing parts from titanium alloys by Wire Arc Additive Manufacturing method is considered. This method offers significant advantages over other additive manufacturing processes, namely high effectiveness of using the resources and efficiency, and low cost of equipment. Producing parts from high-strength titanium alloys by Wire Arc Additive Manufacturing method allows controlling the microstructure of the titanium alloys which is necessary, as high-strength titanium alloys are highly sensitive to the thermal cycle. Different methods of controlling the microstructure of parts from titanium alloys, its properties and impact on mechanical characteristics of the part are considered. Ref. 39, Tabl. 3, Fig. 9.

Key words: additive manufacturing; WAAM; high-strength titanium alloys; microstructure; mechanical properties

Надійшла до редакції 22.01.2021

ДОСВІД ЗАСТОСУВАННЯ ГРАФІТОВАНИХ ГНОТОВИХ ЕЛЕКТРОДІВ НА ПРОМИСЛОВІЙ ДУГОВІЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНІЙ ПЕЧІ ЗМІННОГО СТРУМУ

**Б.Є. Патон¹, О.Г. Богаченко¹, С.Г. Кійко²,
І.М. Логозинський², О.П. Лютий², К.М. Горбань²**

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України*. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua
²ПрАТ «Дніпроспецсталь»**. 69000, м. Запоріжжя, вул. Південне шосе, 81. E-mail: info@dss.com.ua

Вперше у світовій практиці на промисловій дуговій трифазній сталеплавильній печі змінного струму типу ДС-6Н1 заводу «Дніпроспецсталь» успішно проведено кілька серій дослідних плавок (понад 60) із застосуванням графітованих композитних (гнотових) електродів типу ЕГК (Г), розроблених в ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Показано, що гнотова дуга принципово відрізняється геометричними та енергетичними параметрами від дуги звичайного (монолітного) електрода. Гнотова дуга розосереджена, просторово стійка, відрізняється високою стабільністю в широкому діапазоні довжин і електричних режимів. Це особливо важливо в період формування колодязів і розплавлення шихти. Гнотовий електрод (в залежності від складу) забезпечує в 2...5 разів зменшення часу від першого короткого замикання до стійкого горіння дуги в порівнянні з монолітним електродом; зменшення коефіцієнта гармонік в 2...4 рази; економію електроенергії на 6...10 %; збільшення продуктивності печі на 12...23 % та ін. Наголошено на необхідності і перспективності продовження досліджень енергетичних, технологічних, металургійних особливостей роботи дугових сталеплавильних печей змінного струму з гнотовими електродами, які покращують практично всі техніко-економічні показники роботи печі, забезпечуючи можливість керування потужнострумовими дугами і їх високу стабільність. Бібліогр. 5, табл. 2, рис. 4.

Ключові слова: графітовані композитні (гнотові) електроди; електрична дуга; дугові сталеплавильні печі; коротке замикання; коефіцієнти гармонік; економія електроенергії; продуктивність печі

Світова металургія в останні десятиліття характеризується безперервним зростанням виробництва сталі. Так, в 2012 р. загальне виробництво сталі склало 1,517 млрд. т, в 2017 — 1,691 млрд. т; в 2019 р. — 1,87 млрд. т. При цьому близько третини в загальній її кількості становить електросталь. Частка електросталі також безперервно зростає і на даний час становить в Європі близько 42 %, в США перевищує 60 %, у Китаї і країнах Азії — близько 20 %. В країнах, де чорна металургія з'явилася порівняно недавно (Люксембург, Індонезія, Саудівська Аравія) сталь виробляється тільки в електропечах змінного (ДСП) і постійного (ДСП ПС) струму. Важливо і те, що в рішенні задач екологічної безпеки в металургійному виробництві переважає віддається електрометалургійним технологіям.

Зростання виробництва електросталі відбувається одночасно з безперервним вдосконаленням конструкції печей, джерел живлення, підготовки шихти, режимів плавки, позапічної обробки сталі, термообробки та ін. Одночасно з цим виробники графітованих електродів ефективно працюють над поліпшенням електричних і механічних характе-

ристик електродів, забезпеченням однорідності властивостей в обсязі електродів, збільшенням їх довжини та ін. Досить успішно застосовуються електроди, що мають захисні покриття, які знижують інтенсивність бічного окислення електродів.

Відомі успішні роботи по поліпшенню властивостей електродів шляхом нанесення функціональних шарів на їх поверхню. Однак в промисловості такі електроди застосування не знайшли через високу вартість.

Досить багато уваги приділяється дослідженням властивостей дуг, можливостям їх стабілізації з метою ефективного поліпшення техніко-економічних показників роботи дугових печей. Так, успішно були випробувані порожнисті електроди, що забезпечили стабілізацію дуги, підвищення ккд печі, cos φ, економію електроенергії та ін. Але порожнина в електроді обумовлює різке збільшення його угару (на 20...25 %) в порівнянні з монолітними електродами. З цієї причини порожнисті електроди не набули масового застосування в промисловості.

В ІЕЗ ім. Є.О. Патона для ДСП і ДСП ПС розроблені і досліджуються принципово нові графі-

В роботі приймали участь: *І.О. Гончаров, Д.Д. Міщенко, І.О. Нейло, В.І. Галініч, В.С. Судавцова, Л.М. Капітанчук.

**Б.А. Левін, А.Г. Федьков, П.А. Шібеко, О.І. Панченко, С.Ю. Лашко, С.С. Казаков, А.Н. Оніщенко, Н.Ф. Мотінга, С.Н. Наконечний, А.В. Лоцілін, Д.А. Закатов, В.А. Поляков, А.А. Веркашанський, В.І. Долгачев, а також В.І. Брагінець, Л.А. Сідоренко, О.В. Лобурець, А.В. Черняков (Запорізький НДЦ плазмових технологій).

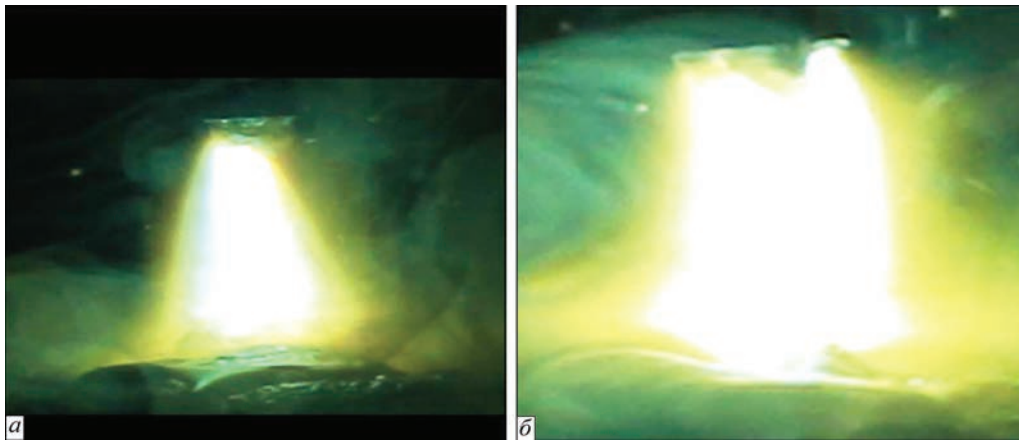


Рис. 1. Загальний вигляд дуги графітового монолітного (а) та гнотового (б) електродів. (Режим: $U_d \approx 60$ В; $I_d \approx 700$ А; $L_{дф}/L_{дм} \approx 1,5$; $d_k; d_a; L_d$, мм: 2,5; 10; 11 (а) та 8,5; 16,5; 16,5 (б) відповідно)

товані композитні (гнотові) електроди (ЕГК (Г)). Концепція роботи полягає в тому, щоб створити в прикатодній області графітованого електрода сприятливі термодинамічні умови для іонізації газів у стовпі дуги. Виходячи з цього, для виготовлення гнотового електрода використовується монолітний електрод, в якому виконуються один або декілька вертикальних отворів, що заповнюються різними функціональними матеріалами, в т. ч. що містять елементи таблиці Менделєєва з низькою роботою виходу електронів, утворюючи тверду вставку (гніт) [1].

Всебічні промислові випробування гнотових електродів спочатку були виконані на 12-тонних ДСП ПТ з використанням різних шихти, режимів плавки, гнотів та ін. Було встановлено, що дуга гнотового електрода завжди тримається на гноті, не мігрує по торцю електрода і принципово відрізняється від дуги монолітного електрода геометричними та енергетичними параметрами (рис. 1). Так, обсяг плазми дуги гнотового електрода в 3...7 разів більше, ніж у монолітного і, відповідно, всі параметри, віднесені до одиниці поверхні або обсягу дуги гнотового електрода, суттєво нижчі, ніж у монолітного. Гнотова дуга завжди розосереджена, просторово стійка та еластична. Дуже важливо, що падіння напруги в прикатодній області дуги гнотового електрода в 2...3 рази менше, ніж у монолітного. При однакових параметрах довжина дуги гнотового електрода в 1,3...1,5 рази більше. Завдяки роботі емітерів однаковий струм забезпечується при напрузі в 1,5...2,0 рази меншій на гнотовому електроді, ніж на монолітному. При однакових напругах струм дуги гнотового електрода, відповідно, в 1,5...2,0 рази більший.

Завдяки зазначеним особливостям дуга гнотового електрода відрізняється високою стабільністю — головним технологічним і енергетичним фактором в широкому діапазоні довжин і елек-

тричних режимів. Висока стабільність електричного режиму обумовлює і високу стабільність теплового режиму печі, теплового поля електродів, більш повного протікання фізико-хімічних процесів і, як наслідок, поліпшення всіх техніко-економічних показників роботи печі. Така дуга рідше обривається при дії зовнішніх чинників (обвал шихти та ін.). Дуга гнотового електрода також слабо реагує на магнітне дуття. Завдяки зазначеним особливостям та перевагам гнотові електроди на промислових печах ДСП ПТ-12 забезпечили: економію активної електроенергії на 7...10%; зниження реактивної потужності на 20...23%; збільшення $\cos \varphi$ з 0,48 до 0,74; збільшення продуктивності печі на 15...20%; зниження угару легуючих на 12...15%, зменшення шуму печі, що працює, на 8...12% та викидів пилу і газів в 2...3 рази [2].

В даний час в світі працює близько 1200 дугових сталеплавильних печей, в т. ч. близько 200 печей постійного струму та, відповідно, 1000 печей змінного струму. Характерною особливістю сучасного електрометалургійного виробництва є істотне збільшення ємності печей. Так, ДСП ПТ ємністю 420 т працює на фірмі «Tokyo Steel», Японія; 200-тонні печі — на фірмі «Hylsa», Бразилія та ін. Широко поширені печі змінного струму ємністю 100...180 т в Європі, Америці, Азії. Такі печі є високошвидкісними агрегатами для виплавки сталевого напівпродукту, легування якого, дегазація, доведення по іншим параметрам здійснюється в печі-ковші і вакууматорі.

Для таких печей потрібні високоякісні електроди великих діаметрів та довжини з низьким питомим електроопором (на рівні 5 мк·Ом·м). Вже освоєно виробництво електродів діаметром 810 мм, довжиною до 3500 мм, а допустима щільність струму досягла рівня 40 А/см². Для виробництва великогабаритних електродів використовується дорогий нафтовий голчастий кокс і унікальне обладнання.

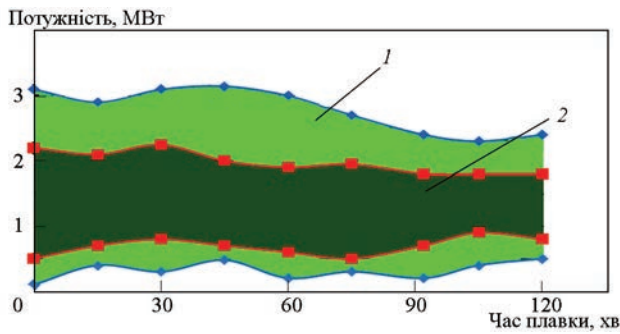


Рис. 2. Діапазон розкиду потужності на печі ДС-6Н1 з використанням монолітних (1) і гнотових (2) електродів (наведені середньостатистичні дані по потужності з інтервалом 15 хв)

Вартість таких електродів може досягати 30 % від вартості виробленої сталі. Тому безумовний інтерес представляє можливість застосування гнотових електродів на печах змінного струму.

Перші промислові експериментальні плавки були проведені в листопаді 2018–лютому 2019 рр. на 6-тонній трифазній ДСП типу ДС-6Н1. Використовували графітовані електроди діаметром 300 мм. Були випробувані чотири склади гноту (умовне позначення $F_1...F_4$). Проведено більше 60-ти плавок, на яких використовувалася практично однотипна шихта — компактна кускова обрізь з добавками до 30 % від загальної ваги завалювання стружки силового шліфування швидкорізальних сталей. Плавки проводили з різними поєднаннями гнотових і монолітних електродів, що одночасно працюють в печі: три гнотових; два гнотових і один монолітний; один гнотовий і два монолітних.

Для адекватного порівняння результатів плавки проводили на штатних електричних режимах з фіксацією сигналів струму, напруги дуги та інших параметрів.

Як і в разі печей постійного струму відразу була відзначена висока стабільність електричного режиму на печі ДС-6Н1. З рис. 2 видно, що в усі періоди плавки (стабілізація дуги, формування

колодязів, розплавлення шихти, доведення рідкого металу) коливання потужності на гнотових електродах на 20...30 % менше, ніж на монолітних. Стійкий електричний режим забезпечується високою стабільністю струму і меншим спотворенням синусоїдальних кривих напруги (рис. 3). Інші записи осцилограм основних енергетичних показників плавок наведені в табл. 1.

З табл. 1 випливає, що в залежності від складу гнотів:

час частих розривів дуги у гнотових електродах в 3...10 разів менше, ніж у монолітних;

час стабілізації дуги від першого міжфазного замикання до безперервного горіння у гнотових електродах в 1,75...5,4 рази менше, ніж у монолітних. Ці фактори обумовлюють швидку стабілізацію електричного режиму плавки, швидке формування колодязів і ефективне плавлення шихти. Наслідком цього є також зниження частоти і сили кидків струму в первинну мережу, що покращує якість електроенергії, забезпечуючи більш стійку роботу таких потужних споживачів електроенергії, як сусідні печі, агрегати для позапічної обробки, прокатні стани та ін.;

гнотові електроди забезпечують більш високий $\cos \phi$ і, як наслідок, зниження реактивної потужності і потужності втрат, що обумовлює зменшення витрат електроенергії та можливість стійкої роботи печі на знижених токах;

гнотові електроди забезпечують низькі коефіцієнти гармонік, що також сприяє підвищенню якості електроенергії.

Встановлено, що при плавці на штатному режимі з монолітними електродами довжина дуги складає 50...60 мм, з гнотовими — 70...90 мм (в 1,4...1,5 рази більше) при збереженні стабільності електричних і технологічних параметрів плавки.

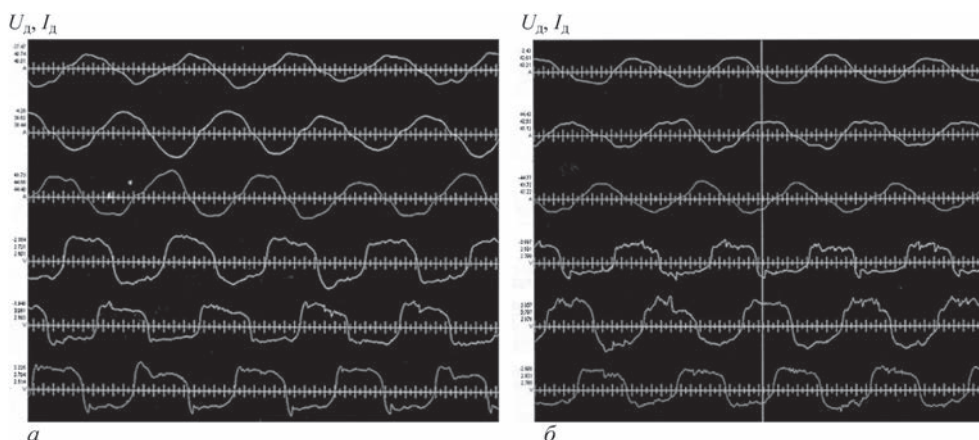


Рис. 3. Типові криві напруги і струму для гнотових (а) та монолітних (б) електродів в період проплавлення колодязів і плавлення шихти (верхні криві — ток, нижні — напруга)

Таблиця 1. Енергетичні характеристики плавок на монолітних та гнотових електродах

Параметр	Тип електродах				
	монолітні	гнотові			
		F ₁ (F ₁₆)	F ₂ (F ₁₈)	F ₃ (F ₁₉)	F ₄ (F ₂₀)
Час частих розривів дуги від включення печі, с	Штатний електричний режим				
	до 30	до 10	не більше 3	не більше 3	не більше 3
Час до безперервного горіння дуги, с	до 70	до 40	не більше 13	не більше 13	не більше 13
cos φ	0,81...0,86	0,90...0,93	0,91...0,94	0,91...0,94	0,91...0,94
Коефіцієнти гармонік	0,65...0,59	0,58...0,28	0,36...0,09	0,36...0,09	0,36...0,09

З використанням гнотових електродів були випробувані також режими з підвищеною напругою дуг (зі 150...160 до 180...190 В) та зниженим струмом (з 8,0...8,5 до 6,5...7,0 кА). При цьому збільшилася довжина дуг, підвищився і стабілізувався cos φ на рівні 0,92...0,94, зменшилися коефіцієнти гармонік до 0,28...0,09. Це відповідає сучасним уявленням і доцільності роботи електродугових печей на довгих дугах і знижених токах. Зазначені особливості гнотових електродів дозволяють ефективно використовувати їх на довгих дугах на печах старої конструкції, де обмежені можливості джерела живлення по вторинній напрузі; розширити енергетичні та технологічні можливості на сучасних печах надвисокої потужності.

На гнотових електродах були також випробувані форсовані режими плавки (напруга — 150...160 В, підвищений до 9...10 кА струм). При цьому довжина дуг зменшилася до 20...25 мм, мав місце підвищений торцевий угар електродів, перегрів металу і шлаку під електродами, підвищений угар легуючих. Такий режим не рекомендовано для плавки на гнотових електродах.

Характерною особливістю гнотового електрода є створення на його робочому торці поглиблення, яке завжди формується навколо гнота. У разі постійного струму це поглиблення має форму півсфери з досить тонкими стінками в нижній частині (рис. 4, а). У разі змінного струму ця півсфера

завжди має більш товсті стінки (рис. 4, б). Форма і глибина півсфери може регулюватися, тому що залежить від складу гнота, електричних режимів і має суттєвий вплив, як мінімум, на два важливі технологічних фактора. По-перше, краї півсфери екранують дугу, що істотно впливає на ступінь опромінення стін і склепіння печі, тобто на стійкість футеровки і, по-друге, на інтенсивність торцевого окислення електрода (витрату електрода). При досить великій глибині півсфери в ній може зосереджуватися до 40...50 % потужності дуги. У цьому випадку стійкість футеровки може бути збільшена на 20...30 %, але буде мати місце підвищена торцева витрата електрода. Тобто півсфера на робочому торці електрода, як об'єкт управління, повинна мати оптимальні розміри з урахуванням роду струму, діаметра електродів, складу гнота та ін. Крім того, наявність півсфери дозволяє ефективно працювати на довгих дугах і знижених робочих токах, що сприяє зниженню інтенсивності нагріву тіла гнотового електрода і, як наслідок, зниженню інтенсивності його бокового окислення. Дослідження показали, що застосовуючи гноти, опір яких менше, ніж опір тіла електрода, можна перерозподілити струм по перетину електрода таким чином, що його щільність в гноті збільшиться до 100...160 А/см². Цей фактор також сприяє зниженню температури тіла електрода і швидкості його бокового окислення. Візуально це підтверджується



Рис. 4. Макроструктура торця гнотового електрода, що застосовувався на печах постійного струму (а) та загальний вигляд торців електродів після застосування на печах трифазного змінного струму (б); діаметр всіх електродів 200...210 мм

Таблиця 2. Залежність неактивної зони електрода (d) від зовнішнього діаметра електрода (D)

D	400	450	500	550	600	650	700	750	800
d	0	45	80	110	180	220	270	328	385

ся тим, що нижня, найбільш нагріта частина електрода (400...700 мм) має форму близьку до циліндра, а не до конусу. Іншими словами, на гнотових електродах, на відміну від монолітних, швидкість бокового окислення нижче, а торцевого може регулюватися. Однак сумарна швидкість окислення гнотового електрода нижче, ніж монолітного. Це може забезпечити економію гнотових електродів на печах змінного струму на 10...15 %.

Відомо, що через дії скін-ефекту центральна частина графітованого електрода діаметром 450 мм і більше не проводить електричний струм, тобто існує не активна зона, діаметр якої збільшується зі збільшенням діаметра електрода. Розрахункові усереднені діаметри неактивної зони електрода (d) в залежності від діаметра електрода (D) при частоті 50 Гц наведені в табл. 2.

З цієї таблиці видно, що електроди великих діаметрів, що застосовуються в промисловості на печах змінного струму, мають досить велику неактивну зону. Виготовлення центрального отвору в електроді під гніт (порожнистий електрод) вже саме по собі обумовлює протікання струму певної щільності по стінках отвору, тобто частина струму з периферійних зон електрода переходить в його центральну зону. При цьому гніт з питомим електроопором більшим чи меншим, ніж електроопір тіла електрода, може посилювати чи послаблювати ефект перерозподілу струму на стінки отвору, тим самим регулюючи швидкість бокового окислення електрода.

Особливістю виробництва і експлуатації гнотових електродів є те, що після виготовлення гнота електрод не підлягає термічній обробці, тобто гніт ставиться на піч в «сирому» вигляді. Отже всі процеси, що пов'язані з формуванням його структури і властивостей, відбуваються на печі при нагріванні та роботі електрода. При цьому має місце дифузія компонентів гнота в тіло електрода, які утворюють міжшарові з'єднання, що забезпечують істотне збільшення електропровідності (зниження електроопору тіла електрода) [3]. Тому цілком ймовірно, що для виготовлення гнотових електродів можуть використовуватися монолітні електроди з великим коефіцієнтом електроопору, ніж прийнято для конкретної дугової печі. Автори припускають також, що можливо застосування гнотових електродів меншого перетину, ніж монолітні. Обидва ці чинники є значущою статтею в питаннях економії графітованих електродів. При цьому застосування

електродів меншого діаметра (маси) зменшить динамічні навантаження на механічні вузли і коротку мережу печі, що дуже важливо на початку плавки в період розплавлення шихти.

Досвід використання електричної дуги з окисними катодами [4], розрахункові дані по температурі потужноточних дуг на печах-ковшах [5] та дані по питомому розподілу потужності і струму в дузі гнотового електрода говорять про те, що температура по осі стовпа гнотового електрода може становити 12000...13000 К, тобто на 15...20 % нижче, ніж на монолітних електродах. Ця особливість гнотових електродів може відкрити технологам нові можливості в частині оптимізації режимів плавки, економії футерування, продовження кампанії печі та ін. На нашу думку, менша температура дуги гнотового електрода на довгій дузі також значно зменшить теплове навантаження на розплав, що знизить його перегрів, і сприятиме зниженню угару легуючих та феросплавів, економії електроенергії та ін.

Висновки

1. Вперше у світовій практиці на трифазній дугової сталеплавильній печі типу ДС-6Н1 успішно проведено дослідні плавки (більше 60-ти) з застосуванням гнотових електродів різного складу.

2. Встановлено, що в залежності від складу і режиму плавки гнотові електроди забезпечують: зменшення часу від першого короткого замикання до стійкого горіння дуги в 2,75...5,4 рази в порівнянні з монолітними електродами; збільшення $\cos \phi$ з 0,81...0,86 до 0,91...0,94; зменшення коефіцієнта гармонік до 0,28...0,09 (з 0,65...0,59 у монолітних електродах); економію активної електроенергії на 6...10 %; збільшення продуктивності печі на 12...23 %; зменшення витрат електродів на 10...15 %.

3. Вважати за необхідне продовжити зазначені роботи з метою визначення стійкості футеровки, економії легуючих і феросплавів, подальшої оптимізації складів гнота, глибшого розуміння енергетичних, технологічних, металургійних особливостей плавки з гнотовими електродами, як засіб ефективного управління роботою потужнострумних дуг. При цьому вартість матеріалів і робіт з виготовлення гнотових електродів не перевищила 1 % від величини отриманого економічного ефекту.

4. Авторам не відомі подібні роботи металургів в інших країнах. На нашу думку, застосування гнотових електродів на дугових сталеплавильних печах є

новим напрямком в електрометалургії і пріоритет в цій роботі належить українським фахівцям.

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.
3. Фиалков А.С. (1997) *Углерод, межслоевые соединения и композиты на его основе*. Москва, Аспект пресс.
4. Лакомский В.И. (1997) *Оксидные катоды электрической дуги*. Запорожье, Интернал.
5. Крикент И.В., Кривтун И.В., Демченко В.Ф. и др. (2018) Численное моделирование сильноточного дугового разряда в установке ковш–печь постоянного тока. *Физические*

процессы при сварке и обработке металлов. Сборник статей и докладов. Киев, сс. 135–140.

References

1. Paton, B.E., Lakomsky, V.I., Galinich, V.I., Mishchenko, D.D. (2011) Cored electrodes of electric arc furnaces. *Chyornyye Meetally*, **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].
3. Fialkov, A.S. (1977) *Carbon, interlayer compounds and composite on its base*. Moscow, Aspekt press [in Russian].
4. Lakomsky, V.I. (1997) *Oxide cathodes of electric arc*. Zaporozhie, Internal [in Russian].
5. Krikent, I.V., Krivtun, I.V., Demchenko, V.F. et al. (2018) Numerical modeling of high-current arc discharge in dc ladle–furnace installation. In: *Physical processes in welding and metal working: Collect. of articles and reports*. Kiev, 135–140 [in Russian].

EXPERIENCE OF APPLICATION OF GRAPHITIZED WICK ELECTRODES IN INDUSTRIAL STEEL-MAKING AC FURNACE

B.E. Paton¹, O.G. Bogachenko¹, S.G. Kyiko², I.M. Logozinskiy², O.P. Lyutiy², K.M. Gorban²

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

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

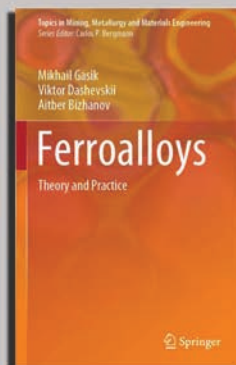
²PrJSC «Dniprospeystal». 81 Pivdenne Rd., 69000, Zaporizhzhya, Ukraine. E-mail: info@dss.com.ua

Several series of test melts (more than 60) with application of graphitized composite (wick) electrodes of EGK (G) type developed at PWI were successfully conducted for the first time in the world in an industrial three-phase AC arc steel-making furnace of DS-6N1 type at «Dniprospeystal» plant. It is shown that the wick arc differs in principle by its geometrical and energy parameters from an arc of regular (monolithic) electrode. The wick arc is dispersed, spatially steady, it is characterized by a high stability in a broad range of lengths and electric modes. It is particularly important during formation of wells and charge melting. Wick electrode (depending on its composition) ensures 2...5 shortening of the time from the first short-circuit to steady burning of the arc, compared to a monolithic electrode, 2...4 times reduction of the harmonic factor; power saving by 6...10 %; increase of furnace capacity by 12...23 %, etc. The need and good prospects for continuation of studies of the energy, technological and metallurgical features of operation of AC arc steel-making furnaces with wick electrodes is emphasized. These electrodes improve practically all the technical and economic characteristics of furnace operation, while providing the possibility of controlling the high-current arcs and their high stability. Ref. 5, Tabl. 2, Fig. 4.

Key words: graphitized composite (wick) electrodes; electric arc, arc steel-making furnaces; short-circuiting; harmonic factors; power saving; furnace capacity

Надійшла до редакції 08.02.2021

НОВА КНИГА



Гасик М.І., Дашевській В.Я., Біжанов А.М. **Феросплави: теорія та практика** / Під редакцією акад. НАНУ Гасика М.І. — Видавництво «Springer», Швейцарія, 2020 р. — 530 с.

У книзі систематизовано як базові аспекти теорії виробництва феросплавів (фізико-хімічні засади високотемпературних карбо-, сіліко- і алюмо-термічних процесів), так і практика технології отримання феросплавів з кремнієм, марганцем, хромом, молібденом, ванадієм, титаном, ніобієм, цирконієм, алюмінієм, лужноземельними і рідкоземельними металами, бором, нікелем, кобальтом, фосфором, селеном та телуром (включаючи характеристики шихтових матеріалів і технологічні параметри процесів). Розглянуто технології виробництва електродів і пічного обладнання для феросплавної промисловості, а також питання переробки відходів і методи вирішення екологічних задач у сучасному виробництві феросплавів.

Рекомендовано спеціалістам і науковцям, що працюють у галузі міжнародного феросплавного виробництва і технологій.

Книгу можна отримати у друкованому або електронному виді (PDF, EPUB).

www.springer.com/gp/book/9783030575014

ДИСЕРТАЦІЯ НА ЗДОБУТТЯ НАУКОВОГО СТУПЕНЯ



Г.О. Полішко (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистила 10 лютого 2021 р. докторську дисертацію на тему «Наукові основи електрошлакового процесу з рідким металом для одержання суцільних і композитних злитків».

Робота присвячена проблемі підвищення економичності ЕШП, якості та стабільності комплексу властивостей сталей і сплавів за рахунок створення сприятливих умов формування злитків. В дисертації розвинуто теоретичні уявлення щодо фізико-хімічних і тепломасообмінних процесів при ЕШП та випробувано нові практичні підходи до їх вдосконалення використанням рідкого металу замість витратного електрода. Запропоновано застосування нових технологічних схем електрошлакового процесу з рідким металом та обґрунтовано доцільність їх використання для виробництва великовагових злитків для відповідальних виробів (зокрема, композитного ротору для сучасних енергетичних турбін і рейок преміум якості).

Розрахунковим порівнянням умов протікання фізико-хімічних і масообмінних процесів в системі шлак–метал при електрошлаковому переплаві з витратним електродом і з рідким металом встановлено, що приведена до часу площа поверхонь реагування при ЕШП РМ є вдвічі меншою за таку при ЕШП (з коефіцієнтом заповнення 0,6...0,7). Показана можливість подання металу до кристалізатора з нижчою температурою на 70...90 К, що дозволяє збільшити продуктивність процесу ЕШП РМ порівняно з класичним ЕШП до 15 % при збе-

реженні такої ж якості злитка. Встановлено, що плівка на торці електрода не є вирішальною стадією в процесі рафінування при класичному ЕШП, оскільки при ЕШП РМ у відсутності витратного електрода було досягнуто однаковий ступінь видалення сірки та близький розподіл і хімічний склад неметалевих включень. Досліджено рух і нагрів та оцінено вплив ступеню деформації крапель рідкого металу в розплавленому шарі шлаку з урахуванням потоків металу в їх об'ємі.

Теоретично доказано та експериментально досліджено технологію ЕШП РМ для отримання композитних злитків з теплостійких сталей 12Х13 та 38ХНЗМФА з зоною з'єднання гарантованої якості для роторів турбін нового покоління.

Виконано розрахунково-аналітичне та експериментальне обґрунтування гібридного процесу, що поєднує електрошлаковий підігрів меніску металу і безперервне розливання сталі (ЕШП+БР) з метою зменшення швидкості витягування литої заготовки без порушення формування її поверхні для виробництва довгомірної продукції (заготовки для залізничних рейок і вісей, важких балок, швелерів тощо) на прикладі сучасних рейок з високоміцної сталі.

На основі узагальнених результатів теоретичних і експериментальних досліджень, в тому числі математичного моделювання, розроблено технологічні рекомендації щодо проектування технологічного процесу ЕШП РМ для виготовлення злитків діаметром 500...2500 мм, проведено їх апробацію та впровадження. Проведено техніко-економічні розрахунки показників застосування процесу ЕШП РМ замість класичного ЕШП у виробництві теплостійких та рейкових сталей та доведено економічну ефективність його застосування.

**МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ
СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ З'ЄДНАННЯ
МАТЕРІАЛІВ**

м. Київ

*Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона
31 травня – 2 червня 2021 р.*

тел./факс: (38044) 200-82-77

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.pwi-scientists.com/ukr/modernweld2021



ПАМ'ЯТІ М.І. ГАСИКА



5 січня 2021 р. на 92 році пішов з життя Михайло Іванович Гасик — академік НАН України, Іноземний член РАН, НАН Грузії, Почесний член НАН Республіки Казахстан, заслужений діяч науки і техніки України, доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри електрометалургія Національної мета-

лургійної академії України (НМетАУ).

Михайло Іванович Гасик народився 30 червня 1929 р. в с. Семенівка Пологівського району Запорізької області. У 1954 р. закінчив Дніпропетровський металургійний інститут (нині НМетАУ) і з того часу вся його наукова і педагогічна діяльність була пов'язана з цим вищим навчальним закладом. Початок наукової діяльності М.І. Гасика пов'язано з проведенням досліджень на заводі «Дніпроспецсталь», Запорізькому і Нікопольському заводах феросплавів, Запорізькому алюмінієвому і абразивному комбінатах і інших підприємствах країни. Багатопланові теоретичні і експериментальні дослідження, а також роботи з освоєння нових електрометалургійних технологій були узагальнені в кандидатській (1961) та докторській (1969) дисертаціях. М.І. Гасик — видатний вчений в галузі електрометалургії сталі та феросплавів, електротермії кольорових і неорганічних матеріалів. Їм виконані фундаментальні дослідження з фізичної хімії високотемпературних процесів в металевих і оксидних системах на основі марганцю, хрому, кремнію, алюмінію, розроблені ефективні технології рафінування феросплавів в вакуумі, виплавки спеціальних сталей для атомної енергетики, нафтогазової галузі, транспортно-машинобудування.

Під керівництвом М.І. Гасика підготовлено 62 кандидата і 12 докторів технічних наук в галузі електрометалургії феросплавів, сталі і сплавів кольорових металів.

Самостійно і в співавторстві М.І. Гасиком опубліковано понад 500 наукових робіт, в тому числі 26 монографій і 8 підручників. Монографія «Марганець» (1997) відзначена премією ім. Є.О. Патона Президії НАН України. У 1997 р. в США було видано монографію «Металургія хрому», в якій автори академік РАН Н.П. Лякішев і М.І. Гасик узагальнили результати своїх багаторічних досліджень по металургії хрому і його сплавів. Високу оцінку Президії НАН України отримали монографії «Елек-

трOMETалургія феросиліцію» (видана в Україні і Китаї, премія З.І. Некрасова, 2012 р.), «Електротермія кремнію» (премія ім. Н.Н. Доброхотова, 2013 р.). У складі авторитетного наукового колективу М.І. Гасик був членом редакційної колегії і співавтором виданого в Росії енциклопедичного двотомного словника по металургії (головний редактор академік Н.П. Лякішев) (2000). У творчій співпраці з науковцями Республіки Казахстан видано монографію «Хром Казахстану» (2001).

За участю М.І. Гасика Міжнародним авторським колективом вчених і фахівців феросплавної промисловості України, Фінляндії, Норвегії, Південної Африки, Ісландії в Великобританії (Оксфорд) видана книга «Handbook of Ferroalloys. Theory and Technology» (Edited by Michael M. Gasik) (2013).

Підручник «Теорія і технологія виробництва феросплавів» (автори М.І. Гасик, Н.П. Лякішев, Б.І. Ємлін), який вийшов в світ у 1988 р., допущений Міністерствами освіти України і РФ в якості підручника для студентів вищих навчальних закладів, які навчаються за спеціальністю «Металургія чорних металів». Підручник переведений і опублікований в Китаї. Підручник «Фізикохімія і технологія електроферосплавів» (М.І. Гасик і Н.П. Лякішев), виданий в 2005 р., затверджений Міністерствами освіти і науки України та РФ як підручник для студентів вищих навчальних закладів металургійного напрямку. Істотним внеском в навчальну літературу для підготовки бакалаврів, магістрів, аспірантів є навчальний посібник «Металургія феросплавів» за авторства Н.П. Лякішева, М.І. Гасика, В.Я. Дашевського, який опубліковано в 3-х частинах.

М.І. Гасик організовував проведення українських і міжнародних конференцій з проблем теорії і технології електрометалургії сталі, феросплавів, неорганічних матеріалів. У співавторстві готував доповіді на міжнародні конгреси з феросплавів, брав активну участь в роботі конгресів INFACON.

Пріоритет і наукова новизна розробок М.І. Гасика захищені більш ніж 250-ма авторськими свідоцтвами СРСР, патентами України, Росії, США, Англії, Японії, Франції та інших держав. Його роботи, виконані у співавторстві, відзначені трьома Державними преміями України за:

розробку та впровадження технологічної схеми і постадійних процесів виробництва електротермічного силуміну для литих виробів широкого функціонального призначення (1977);

електрометалургійний марганцевий комплекс України: наукові та проектно-конструкторські розробки, освоєння унікальних електропечей, впровадження нових енерго- і ресурсозберігаючих технологій виробництва феросплавів, підвищення

конкурентоспроможної продукції та вирішення екологічних завдань (1998);

інвестиційний металургійний комплекс інноваційних технологій виробництва сталі і суцільнокатаних залізничних коліс, які забезпечують високу конкурентоспроможність їх на міжнародних ринках транспортного металу (2004) і премією Ради Міністрів СРСР «За технічне переозброєння виробництва марганцевих феросплавів з впровадженням печей великої потужності» (1990).

За значний внесок у розвиток теорії і технології металургійного виробництва та підготовку наукових працівників вищої кваліфікації і інженерно-технічного кадрового потенціалу Придніпров'я М.І. Гасик нагороджений орденом «За заслуги III ступеня», почесними грамотами Президії Верховної Ради УРСР (1977) та Верховної Ради України (2010).

Як завідувач кафедри електрометалургії НМетАУ М.І. Гасик проводив велику педагогічну діяльність. За його ініціативою в ДМетІ (нині НМетАУ) в 1976 р. був створений електрометалургійний факультет, який він очолював протягом 12-ти років. Михайло Іванович брав активну участь в розробці навчально-методичних програм з різних металургійних професій, був членом ради з ліцензування та акредитації вищих навчальних закладів гірничо-металургійного напрямку.

За високі досягнення в області науки і техніки Президія Академії наук Вищої школи України нагородила М.І. Гасика премією Ярослава Мудрого (2002). Він зробив великий внесок у вирішення актуальних проблем в області підвищення ефективності феросплавного і електросталеплавильного виробництва та екологічних завдань Придніпров'я, був Лауреатом регіонального конкурсу «Світочі Придніпров'я» в номінації «Кращий діяч науки Придніпров'я» (2012).

Михайло Іванович вніс великий вклад в підготовку та атестацію інженерних і наукових кадрів. Був членом ряду спеціалізованих вчених рад із захисту дисертацій, а також в різні періоди членом експертних рад ВАК СРСР і ВАК України, членом секції металургії Державного Комітету з присудження Ленінської і Державних премій СРСР, членом Комітету України з присудження Державних премій в галузі науки і техніки. Протягом тривалого часу був заступником голови Придніпровського наукового центру НАН України і Міністерства освіти України.

М.І. Гасик проводив велику науково-громадську роботу: організовував проведення науково-технічних конференцій, брав участь в роботі науково-технічної ради з виробництва феросплавів при Міжнародному союзі металургів, був

членом редколегій науково-технічних журналів «Електрометалургія», «Сталь», «Металургійна і гірничорудна промисловість», «Теорія і практика металургії», «Екологія промисловості».

З 1985 року М.І. Гасик був членом редколегії та автором статей журналу «Сучасна електрометалургія» («Проблеми електрометаллургии» (1985–2002), «Современная электрометаллургия» (2003–2019)).

Протягом багатьох років співпрацював з колективами вчених УкрНДІспецсталь, ІЕЗ ім. Є.О. Патона, ІЧМ ім. З.І. Некрасова НАН України, Інституту металургії УрО РАН, ІМет ім. А.А. Байкова РАН, професорсько-викладацькими колективами МІСіС (Технічний університет), Хіміко-металургійного інституту ім. Ж. Абішева Республіки Казахстан (Почесний професор цього інституту). Відмінною особливістю наукових досліджень академіка НАН України Гасика М.І. було створення інноваційних технологічних схем і процесів та великомасштабне впровадження їх в промисловість із значним економічним ефектом.

Коротка довідка-характеристика вченого Гасика М.І. розміщена в тритомному українському енциклопедичному словнику (1986). Він був Почесним громадянином районного центру м. Пологи Запорізької області.

Його внесок у світову науку відзначений у виданнях «International Who's Who of intellectuals» (International Biographical Centre, Cambridge, England, 1997 p.), The International Directory of Distinguished Leadership, The American Biographical Institute, 1996 p.).

У 2019 р. гірничометалургійний комплекс відзначив 120-річчя зародження металургійної та гірничої науки в Україні. Михайло Іванович Гасик був гідним представником плеяди вчених, які підтримували бренд української гірничометалургійної науки на світовому рівні.

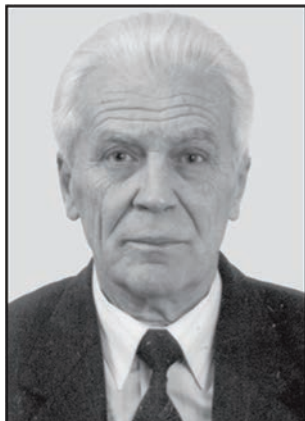
Усі, хто знав Михайла Івановича, відзначали його широку ерудицію, глибокі знання з досліджуваних проблем, а також чудові людські якості — глибоку порядність, доброзичливість і чуйність.

Наукова спадщина М.І. Гасика отримала втілення в численних учнях, які успішно реалізують його ідеї безпосередньо на провідних підприємствах електросталеплавильного, феросплавного, абразивного, вуглеграфітового виробництв нашої країни і за кордоном. Його наукові праці будуть і далі служити джерелом для розробки нових ідей на благо Батьківщини.

Пам'ять про М.І. Гасика назавжди збережеться в серцях вчених, учнів, колег і друзів.

*Редакція та редколегія журналу
«Сучасна електрометалургія»*

ПАМ'ЯТІ М.Л. ЖАДКЕВИЧА



6 березня 2021 р. після тяжкої тривалої хвороби пішов з життя колишній заступник директора Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, доктор техн. наук, професор, чл.-кор. НАН України, заслужений діяч науки України Михайло Львович Жадкевич.

М.Л. Жадкевич закінчив у 1962 р. металургійний факультет Загальносоюзного політехнічного інституту. Працював на Куйбишевському металургійному заводі (1955–1977) майстром, начальником пресового цеху. Займався питаннями теорії й технології пресування, розробкою та створенням нових високопродуктивних технологій і матеріалів для авіабудування, оборонної техніки, суднобудування і транспортно-машинобудування. У 1977–1984 рр. працював у Київському зональному НДІ типового і експериментального проектування помічником керівника виробничо-експериментальної бази, керівником наукового відділення експериментальних алюмінієвих конструкцій, створив комплекс цехів з виготовлення унікальних алюмінієвих конструкцій.

З 1984 р. М.Л. Жадкевич працював в ІЕЗ ім. Є.О. Патона — головним інженером, директором Дослідного заводу спеціальної електрометалур-

гії. Займався створенням промислових технологій електрошлакового лиття заготовок деталей для машинобудування, електронно-променевого наплення захисних покриттів на лопатки газотурбоагрегатів, електронно-променевого зварювання виробів нової техніки для оборонної, суднобудівної та енергетичної галузей промисловості. З 1993 по 2007 рр. — заступник директора Інституту електрозварювання з наукової роботи та економіки, виконував наукові дослідження зміцнення металів і сплавів шляхом застосування високотемпературних деформацій, поліпшення структури та експлуатаційних властивостей електрошлакового металу і сплавів, зокрема, сплавів, отриманих електронно-променевими технологіями; розробляв промислові технології отримання спеціальних матеріалів для виробів нової техніки методами спеціальної електрометалургії та обробки металів тиском. Зробив великий внесок у розв'язання питань підвищення економічної ефективності в діяльності підрозділів інституту.

Він є автором більш ніж 420 наукових робіт, серед яких вісім монографій. Підготував чотирьох докторів та трьох кандидатів наук. Заслуги вченого відзначено орденом Трудового Червоного Прапора і Почесною Грамотою Президії Верховної Ради УРСР.

Світла пам'ять про Михайла Львовича, фахівця, вченого і керівника, доброї і чуйної людини надовго збережеться в серцях тих, хто з ним працював і спілкувався.

*Інститут електрозварювання
ім. Є.О. Патона НАН України
Редакція та редколегія журналу
«Сучасна електрометалургія»*

ПАМ'ЯТІ С.І. КУЧУКА-ЯЦЕНКА



22 березня 2021 р. пішов з життя перший заступник директора Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, академік НАН України Сергій Іванович Кучук-Яценко.

Сергій Іванович після закінчення Київського політехнічного інституту за

розподілом був направлений на роботу в Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона, де пройшов славний трудовий шлях від молодого фахівця-інженера до професора, доктора технічних наук, завідувача одного з провідних відділів, першого заступника директора Інституту з наукової роботи, академіка Національної академії наук України. У 1960 р. С.І. Кучук-Яценко захистив кандидатську, а у 1972 р. — докторську дисертації. У 1978 р. був обраний членом-кореспондентом, а у 1987 р. — дійсним членом Національної академії наук України.

Наукова діяльність С.І. Кучука-Яценка пов'язана з дослідженнями фізико-металургійних процесів при зварюванні різних матеріалів у твердій фазі. Зокрема, ним отримані нові дані про особливості формування з'єднань з утворенням тонкого шару розплаву на контактуючих поверхнях деталей, що зварюються, його поведінці під дією електродинамічних сил і особливості його взаємодії з газовим середовищем в зоні контакту. Вперше було показано, що стан розплаву в період деформації деталей, що зварюються, надає домінуючий вплив на утворення металевих зв'язків між контактуючими поверхнями і формування хімічної неоднорідності в зоні з'єднання. Детально вивчено вплив оксидних структур в розплаві на якість з'єднань та визначено шляхи мінімізації окислювальних процесів в зазначений період зварювання.

Поряд з перерахованими дослідженнями С.І. Кучук-Яценко протягом багатьох років проводить цілеспрямоване вивчення швидкоплинних процесів нагріву і руйнування одиничних контактів при високих концентраціях енергії. Встановлено ряд нових закономірностей, що характеризують енергетичні показники процесу контактного плавлення металів, визначено шляхи автоматичного управління основними параметрами процесу з метою отримання найбільш сприятливих умов нагріву і деформації деталей, що зварюються.

Практичним результатом перерахованих фундаментальних досліджень була розробка С.І. Ку-

чук-Яценком нових способів контактного зварювання безперервним, імпульсним, пульсуючим оплавленням, запатентованих в провідних країнах світу. На їх основі С.І. Кучуком-Яценком спільно з колективом співробітників розроблені технології зварювання різних виробів, системи управління і нові зразки зварювального обладнання, що не мають аналогів у світовій практиці. Устаткування відрізняється високою продуктивністю, мінімальною споживаною потужністю і масою, забезпечує стабільну і високу якість з'єднань. Ці переваги найбільш значимі при зварюванні деталей складної конфігурації з великими поперечними перетинами. Наукова та інженерна діяльність С.І. Кучука-Яценка характеризувалася комплексним підходом до вирішення поставлених завдань. Виконані ним фундаментальні дослідження супроводжувалися розробкою оригінальних технологій зварювання, автоматичного і в останні роки комп'ютеризованого управління процесом зварювання і створенням сучасного зварювального обладнання.

За його безпосередньої участі була здійснена організація промислового виробництва нового зварювального устаткування і його масове впровадження у виробництво. Ось деякі найбільш значущі етапи діяльності С.І. Кучука-Яценка.

Понад п'ятдесят років С.І. Кучук-Яценко займався роботами по зварюванню рейок. Розроблені за його активної участі і керівництві технології та обладнання для зварювання рейок дозволили вперше в світовій практиці застосувати високопродуктивне контактне зварювання в польових умовах, що значною мірою сприяло переходу залізниць на безстикові шляхи. За активної участі С.І. Кучука-Яценка серійний випуск такого устаткування по документації ІЕЗ був організований на Каховському заводі електрозварювального обладнання, який з 1970-х років став світовим експортером такого обладнання. За минулі роки створено понад десяти поколінь рейкозварювальних машин, які використовуються і зараз в багатьох країнах світу. С.І. Кучук-Яценко брав активну участь в удосконаленні цього обладнання і технології зварювання, що дозволяє підтримувати його високу конкурентоспроможність. В останні роки створені нові покоління зварювальних машин, що дозволяють зварювати рейки нескінченної довжини при ремонті безстикових шляхів з одночасною стабілізацією їх напруженого стану. У 1966 р. за розробку та впровадження машини для стикового зварювання рейок при ремонті і будівництві безстикових залізничних колій С.І. Кучуку-Яценку в

складі авторського колективу присуджена Ленінська премія. Йому присвоєно звання «Почесний залізничник СРСР».

Розробки С.І. Кучука-Яценка та його співробітників успішно використані також на машинобудівних заводах при виготовленні кільцевих заготовок, валів і заготовок з різномірних матеріалів. Особливо ефективним виявилось застосування багатопозиційного контактного зварювання, що дозволило зварювати великогабаритні деталі одночасно в декількох місцях (корпуси двигунів, радіатори потужних трансформаторів). Впровадження однієї установки в лінії виробництва картерів блоків потужних дизелів на одному з тепловозобудівних заводів дозволило підвищити продуктивність праці в 70 разів і вивільнити 380 зварювальників. Значний ефект отримано також в результаті багатопозиційного зварювання на Запорізькому трансформаторному заводі при виготовленні радіаторів трансформаторів. У 1976 р. С.І. Кучук-Яценко в складі авторського колективу був удостоєний Державної премії УРСР за створення і промислове впровадження нової технології та високоефективних складально-зварювальних комплексів для серійного виробництва великогабаритних конструкцій з уніфікованих елементів. Вперше у світовій практиці С.І. Кучуком-Яценком з групою співробітників була розроблена оригінальна технологія контактного зварювання виробів складної форми і великого перетину з високоміцних сплавів на основі алюмінію, що забезпечила отримання сполук з міцністю, що практично дорівнює міцності основного металу. На її основі розроблено і освоєно виробництво унікального обладнання, яке використовується при виробництві космічної техніки на заводах України. У 1986 р. С.І. Кучук-Яценко в складі авторського колективу удостоєний Державної премії СРСР за створення технології та обладнання для контактної стикового зварювання конструкцій з високоміцних алюмінієвих сплавів.

Значний внесок С.І. Кучук-Яценка вніс у створення технології та обладнання для контактної стикового зварювання трубопроводів різного призначення. За його активної участі розроблені технології, системи керування й устаткування для контактної стикового зварювання труб діаметром від 60 до 1400 мм і виконано його широкомасштабне впровадження при будівництві трубопроводів на території колишнього СРСР. З використанням КСЗ зварено понад 70 тис. км різних трубопроводів, в тому числі 4 тис. км найпотужніших трубопроводів в районах Крайньої Півночі. Застосування КСЗ дозволило підвищити продуктивність праці і забезпечити надійність

трубопроводів. Ця робота була також відзначена Ленінською премією у 1989 р.

Під керівництвом С.І. Кучука-Яценка та за його безпосередньої участі безперервно тривали роботи зі створення технологій зварювання тиском неповоротних стиків труб різного призначення. Вперше у світовій практиці були розроблені технології та обладнання для пресового зварювання з нагрівом дугою, керованою магнітним полем, труб діаметром до 300 мм з товщиною стінки 5...15 мм, що відрізнялися високою продуктивністю при мінімальній енергоємності процесу.

С.І. Кучук-Яценко брав активну участь на всіх етапах виконання перерахованих робіт. У 1998 р. йому присвоєно звання «Заслужений діяч науки і техніки України», у 2000 р. — Премія ім. Є.О. Патона за наукову роботу «Зварювання в твердій фазі».

С.І. Кучук-Яценко автор більше 700 наукових публікацій, в тому числі 10-ти монографій, 350-ти авторських свідоцтв, а також понад 300 українських і зарубіжних патентів, багато з яких придбані за ліцензійними угодами зарубіжними фірмами.

Академік С.І. Кучук-Яценко займався актуальними проблемами в галузі зварювання, створенням прогресивних технологій з'єднання важкозварювальних матеріалів. Він очолював один з провідних наукових відділів Інституту електрозварювання. С.І. Кучук-Яценко тривалий час плідно співпрацював з Каховським заводом електрозварювального устаткування — одним з провідних підприємств-виробників зварювального обладнання в Україні. Брав активну участь в організації серійного виробництва контактних стикових машин для зварювання залізничних рейок і труб.

С.І. Кучук-Яценко був заступником голови Вченої ради ІЕЗ, членом редколегії та головним редактором журналу «Автоматичне зварювання». Ним підготовлено більше десяти кандидатів і докторів технічних наук. Він був обраний першим президентом Товариства зварників України, входив до складу його правління, членом Товариства зварників США та Великобританії.

Заслуги вченого відзначені двома орденами Трудового Червоного Прапора, орденом Знак Пошани, орденами Князя Ярослава Мудрого, медалями.

Талант вченого і керівника, душевна теплота та доброзичливість здобули С.І. Кучуку-Яценку авторитет та повагу зварювальної спільноти. З глибоким сумом переживають цю втрату друзі, колеги, учні і пам'ять про Сергія Івановича збережеться назавжди в їх серцях.

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

ПЕРЕДПЛАТА 2021

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	пів року	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 12 випусків на рік. ISSN 0005-111X. Передплатний індекс 70031.	240	720	1440	2880
«Сучасна електрометалургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	–	240	480	960
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	–	240	480	960
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	520	1560	3120	6240

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.

**«The Paton Welding Journal» – переклад журналу «Автоматичне зварювання» на англійську мову.

Передплату на журнали можна оформити по каталогах передплатних агенцій «Преса», «Прес Центр», «АС Медіа» 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 2020 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2018 рр.



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



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

РЕКЛАМА В ЖУРНАЛАХ

Реклама публікується на обкладинках і внутрішніх вклейках журналів.

Перша сторінка обкладинки – 200x200 мм.

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

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

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

Розміри журналів після обрізу 200x290 мм.

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



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

ВАРТІСТЬ РЕКЛАМИ

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

ВИДАВНИЦТВО

Міжнародна Асоціація «Зварювання»
03150, Київ, вул. Казимира Малевича, 11
Тел./факс: 38044 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<https://patonpublishinghouse.com>