

ЗМІСТ

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

Медовар Л.Б., Педченко С.О., Сибір А.В., Петренко В.Л., Коломієць Д.В.
Електрошлаковий переплав витратних електродів змінного перерізу 3

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Березос В.О., Петриченко І.К., Селін Р.В., Северин А.Ю., Пікулін О.М. Структура та властивості конструкційних економнолегованих сплавів на основі титану, одержаних способом ЕПП 7

Устїнов А.І., Скородзієвський В.С., Демченко С.О., Поліщук С.С., Мельниченко Т.В. Вплив структури на механічні властивості вакуумних конденсатів високоентропійних сплавів системи Cr-Fe-Co-Ni-Cu 16

ПЛАЗМОВО-ДУГОВА ТЕХНОЛОГІЯ

Шаповалов В.О. Дугові металургійні плазмотрони 23

Акримов В.А., Гречанюк І.М., Смашнюк Ю.О., Гречанюк В.Г., Любаренко М.П. Промислова технологія нанесення двошарових плазмових теплозахисних покриттів на соплові лопатки газових турбін 28

ВАКУУМНО-ДУГОВИЙ ПЕРЕПЛАВ

Овчинников О.В., Капустян О.Є. Технологія виплавки зливків цирконієвого сплаву способом вакуумно-дугового переплаву з невитратним електродом у гарнісажній печі 32

ЗАГАЛЬНІ ПИТАННЯ МЕТАЛУРГІЇ

Гасик М.М., Гасик М.І. Хімічні потенціали і активності у металургійних процесах 39

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Шваб С.Л., Ахонін С.В., Петриченко І.К., Антонюк С.Л. Особливості структури металу шва при відновлювальному аргонодуговому наплавленні титанового сплаву ВТ22 44

ІНФОРМАЦІЯ

XV Міжнародна конференція «Проблеми корозії та протикорозійного захисту конструкційних матеріалів» (Корозія-2020) 50

XIX Міжнародний промисловий форум 2020 53

Шаповалову В.О. — 70! 56

Дисертації на здобуття наукового ступеня 57

Нови книги 38, 43, 49, 59

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. Устїнов, 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,

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

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. Tavadze, Ferdinand Tavadze Institute of Metallurgy and Materials Science of NAS of Georgian, Tbilisi, Georgia,

S.Ya. Shpytsyn, 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,
 L.M. Gerasymenko, T.Yu. Snegiryeva

Address

 E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU,
 03150, Ukraine, Kyiv,
 11 Kasimir Malevich 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
ELECTROSLAG TECHNOLOGY
Medovar L.B., Pedchenko Y.O., Sybir A.B., Petrenko V.L., Kolomiets D.V.
 Electroslag remelting of consumable electrodes of variable section 3

ELECTRON BEAM PROCESSES
Akhonin S.V., Bilous V.Yu., Berezos V.O., Petrichenko I.K., Selin R.V., Severin A.Yu., Pikulin O.M. Structure and properties of structural sparsely-doped titanium-based alloys produced by EBM 7

Ustinov A.I., Skorodzievskii V.S., Demchenkov S.A., Polishchuk S.S., Melnichenko T.V. Effect of the structure of vacuum condensates of high entropy alloys of Cr–Fe–Co–Ni–Cu system on their mechanical properties 16

PLASMA-ARC TECHNOLOGY
Shapovalov V.O. Metallurgical arc plasmatrons 23

Akrimov V.A., Grechanyuk I.M., Smashnyuk Yu.O., Grechanyuk V.G., Lyubarenko M.P. Industrial technology of deposition of two-layer plasma heat-protective coatings on gas turbine blades 28

VACUUM-ARC REMELTING
Ovchynnikov O.V., Kapustian O.E. Technology for smelting zirconium alloy ingots by vacuum arc remelting with a non-consumable electrode in a skull furnace 32

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY
Gasik M.M., Gasik M.I. Chemical potentials and activities in metallurgical processes 39

MATERIALS SCIENCE
Shvab S.L., Akhonin S.V., Petrichenko I.K., Antonyuk S.L. Features of the structure of weld metal at restoration argon-arc surfacing of titanium alloy VT22 44

INFORMATION

 XV International conference «Problems of corrosion and corrosion protection of structural materials» 50
 XIX International Industrial Forum 2020 53
 Shapovalov V.O. is 70 56
 Thesis for a scientific degree 57
 New books 38, 43, 49, 59

ЕЛЕКТРОШЛАКОВИЙ ПЕРЕПЛАВ ВИТРАТНИХ ЕЛЕКТРОДІВ ЗМІННОГО ПЕРЕРІЗУ

Л.Б. Медовар¹, Є.О. Педченко¹, А.В. Сибір², В.Л. Петренко¹, Д.В. Коломієць¹

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

²Національна металургійна академія України. 49600, м Дніпро, просп. Гагаріна, 4. E-mail: nmetau@nmetau.edu.ua

Розглянуто практику використання електрошлакового переплаву для переробки відпрацьованих роликів машин безперервного лиття заготовок. Показана доцільність переплаву роликів без відрізання шийок й зварювання в суцільний витратний електрод. Запропоновано й досліджено на експериментальних плавках використання ЕШП за двоконтурною схемою для переплаву роликів з шийками. В якості імітаторів електродів реальних роликів використано електроди змінного перерізу з діаметрами 150 мм, що імітують бочку ролика 110 та 80 мм, а також, відповідно, перехід від бочки до шийки і саму шийку реального ролика слябової машини безперервного лиття заготовок. При цьому коефіцієнт заповнення змінюється від 0,69 до 0,2. Проведено дві серії експериментальних плавок з метою отримання стабільної глибини двофазної зони при твердненні зливка. Виявлено, що збереження швидкості переплаву й глибини двофазної зони досягається при співвідношенні електричної потужності, що підводиться до витратного електрода, до потужності, що підводиться до струмопідвідного кристалізатора як 2:1. Бібліогр. 8, рис. 3.

Ключові слова: електрошлаковий переплав; рециклінг; ролик; безперервна розливка; витратний електрод; двофазна зона; струмопідвідний кристалізатор

Електрошлаковий переплав сьогодні — це основний технологічний процес виробництва сталей і сплавів найвищої якості. Одним з ключових елементів технології ЕШП є застосування витратних електродів, що відповідають цілому ряду вимог до їх внутрішнього та зовнішнього стану, хімічного складу та геометрії. Багаторічна практика ЕШП показала, що дуже бажано застосування витратних електродів з високим коефіцієнтом заповнення на рівні 0,65...0,75. Коефіцієнт заповнення визначають, зазвичай, як відношення площі поперечного перерізу витратного електрода до площі поперечного перерізу зливка ЕШП. Іноді під коефіцієнтом заповнення розуміють відношення умовних діаметрів поперечних перерізів електрода і зливка, але в цьому випадку значення цього коефіцієнта мають бути більш високі, від 0,8 і вище. Застосування витратних електродів з високим коефіцієнтом заповнення дозволяє досягти не тільки раціональної конструкції печі і високої якості зливка ЕШП, але і забезпечує найкращі показники економічності по питомій витраті електроенергії. Однак у багатьох випадках застосування витратних електродів постійної геометрії і використання постійного коефіцієнта заповнення для виплавки одного зливка ЕШП ускладнено або економічно невигідно. Йдеться про переплав відпрацьованих деталей різних машин і механізмів з метою повернення у виробництво високолегованих сталей і сплавів з мінімальними втратами легуючих. У

зв'язку з цим вельми цікаво, що практично з самого початку промислового застосування ЕШП було використано для переплаву відпрацьованих валків холодної прокатки заготовок для виготовлення нових валків, тобто для реалізації того, що сьогодні називають елементами циркулярної економіки. Економічно успішно десятиліттями існувала практика повернення валків холодної прокатки для утилізації їх шляхом ЕШП на НКМЗ (м. Краматорськ) і Електростальтяжмаш (м. Електросталь) та виробництва там же нових кованих валків холодної прокатки зі зливків ЕШП, що виплавлялися з відпрацьованих валків. З часом ця практика припинилася, хоча в усьому світі відпрацьовані валки холодної прокатки для виробництва нових валків переплавляють в якості витратних електродів ЕШП. Загальновідомо, що прокатний валок має змінний перетин і тому при його переплаві застосовують обрізку шийок валка і реалізують переплав фактично тільки бочок валків, зварених в єдиний електрод, або зі зміною електродів (бочок відпрацьованих валків) по ходу переплаву.

В останні роки ЕШП стали широко застосовувати і для повернення в виробництво відпрацьованих роликів слябових машин безперервного лиття. При цьому реалізують той же підхід, що й при ЕШП прокатних валків, тобто обрізку шийок і складання бочок роликів в єдиний витратний електрод постійного діаметра [1, 2]. У статті розглянуті деякі особливості ЕШП відпрацьованих роликів

Л.Б. Медовар — <https://orcid.org/0000-0003-2077-5965>, Є.О. Педченко — <https://orcid.org/0000-0002-8824-4389>, А.В. Сибір — <https://orcid.org/0000-0002-9974-0636>, В.Л. Петренко — <https://orcid.org/0000-0003-2440-1901>, Д.В. Коломієць — <https://orcid.org/0000-0003-0057-447X>

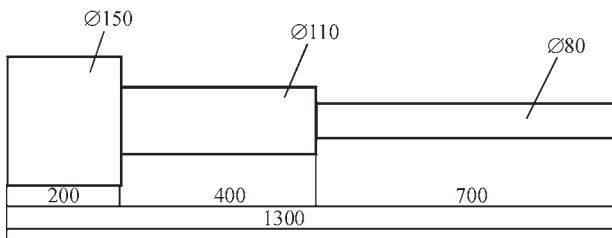


Рис. 1. Схема витратного імітатора електрода ролика слябової МБЛЗ

машин безперервного лиття заготовок (МБЛЗ), які відомі з літературних джерел, та проаналізовано ефективність застосування ЕШП за двоконтурною схемою для їх переплаву без обрізки шийок.

Стан проблеми та постановка задачі дослідження. ЕШП для виготовлення роликів слябових МБЛЗ почали застосовувати приблизно 20 років тому. Сьогодні на Магнітогорському металургійному комбінаті (ММК, Росія) всі шість слябових МНЛЗ комбінату, що працюють в конвертерному і електросталеплавильному цехах, використовують тільки литі ролики власного виробництва з металу ЕШП [3]. У ряді публікацій і дисертацій по цій темі досить детально висвітлені основні стадії технології — від підготовки витратних електродів до власне ЕШП і виготовлення роликів [4–6].

ЕШП проводиться під шлаком АНФ-32 на звичайних печах ЕШП-1,25Л та ЕШП-2,5ВГ (без захисної камери і зміни електродів) в короткі кристалізатори із зустрічним рухом.

Застосування спеціально виготовлених литих або деформованих витратних електродів виявилось економічно недоцільним, що поступово призвело до повного переходу на переплав відпрацьованих роликів з відрізними шийками, зварених з окремих роликів.

Багаторічний досвід експлуатації показав, що застосування металу ЕШП в литому вигляді (без деформації) дозволило знизити поломки роликів вдвічі в порівнянні з традиційними кованими з тієї ж самої сталі 25Х1МФ і 25Х1М1Ф.

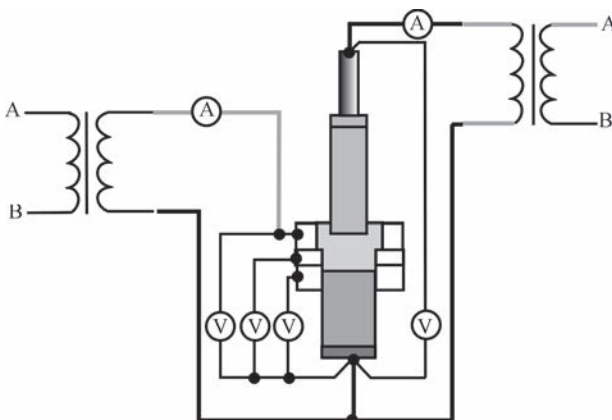


Рис. 2. Схема вимірювань електричних параметрів ЕШП ДС імітатора електрода

Оскільки переплав ведуть на печах, на яких неможливо змінювати електроди по ходу переплаву і які не мають захисної атмосфери, то існують проблеми з'єднання роликів в електрод, а також складності з забезпеченням стабільного хімічного складу через втрати кремнію та марганцю, а підвищений вміст водню вимагає проведення протифлокеної обробки. Ці недоліки можуть бути усунені при застосуванні сучасного обладнання ЕШП, тобто печей зі зміною електродів і захисною атмосферою, що дозволить поліпшити економічну ефективність рециклінгу роликів. Крім того, досвід застосування ЕШП за двоконтурною схемою (ЕШП ДС) показав стабільність профілю двофазної зони при переплаві електродів різного перетину, що дозволило поставити перед собою завдання переплаву роликів МБЛЗ без обрізки шийок.

Експериментальна перевірка ЕШП ДС для переплаву електродів змінного перетину. Для експериментальної перевірки провели переплав витратних електродів змінного перетину, що імітують профіль ролика слябової МБЛЗ. Схема таких імітаторів електродів представлена на рис. 1.

Розміри імітатора електрода були обрані з урахуванням наявного плавильного оснащення для реалізації ЕШП ДС — струмопідвідного кристалізатора з діаметром формуючої секції 180 мм. Вага кожної частини електрода була однаковою і становила 28 кг. Ролик, переплав якого моделювали, мав діаметри, мм: бочки — 350, перехідної зони від бочки до шийок — 255, шийок — 190.

Переплав такого ролика з урахуванням усадки і припусків на механічну обробку бажано проводити в кристалізаторі діаметром 420 мм. У цьому випадку коефіцієнт заповнення складе для зазначених вище секцій 0,69; 0,37 і 0,19 відповідно. Такі ж коефіцієнти заповнення забезпечує і імітатор електрода. Схема досліду ЕШП ДС представлена на рис. 2.

Роботи по ЕШП ДС, які передували цьому дослідженню, проводили на різних сталях і сплавах з використанням струмопідвідних кристалізаторів різних діаметрів. Однак всі вони були націлені на досягнення більш плоскої форми двофазної зони в порівнянні зі стандартним ЕШП і фактично проводились на знижених швидкостях переплаву в порівнянні зі стандартним ЕШП зливків того ж діаметру. Крім того, як і в наших попередніх експериментах по ЕШП ДС, так і в експериментах інших дослідників були використані електроди з коефіцієнтом заповнення не менше 0,4 [6–8].

Оскільки мета даної роботи в тому, щоб визначити можливість переплаву роликів МБЛЗ з шийками, а в перспективі і прокатних валків, досліджували можливість отримання якісного зливка ЕШП з щільною однаковою структурою. Відомо, що для

отримання такого зливка переплаву повинен вестися зі стабільною швидкістю наплавлення зливка і, відповідно, незмінною формою двофазної зони. Тому було вирішено спочатку експериментально оцінити можливість дотримання постійної швидкості наплавлення зливка ЕШП при зміні коефіцієнта заповнення від стандартної величини до вельми низької — від 0,69 до 0,2.

Моделювання ЕШП ДС для зазначених умов дозволило встановити розподіл електричної потужності, що підводиться до електрода та струмомопідвідного кристалізатора, та потужності для ЕШП ділянок електрода з різними діаметрами. Для першої серії дослідів запропоновано такі співвідношення, %: 100/0, 75/25 і 50/50 для ділянок з діаметрами 150, 110 та 80 мм відповідно.

Проведено кілька дослідів, які показали, що зберегти швидкість наплавлення зливка при переході на мінімальний коефіцієнт заповнення не вдається. Електрод необхідно плавити настільки швидко із такою величиною струму, що шлак починає кипіти і процес перепау втрачає стабільність. В той же час, зниження потужності на електроді і збільшення її на кристалізаторі до величин приблизно 35/65 також позбавило змоги уникнути кипіння шлаку. Продуктивність перепау коливалась в межах від 150 до 110 кг/год. Глибина двофазної зони фіксувалась додаванням сірчастого заліза. Ця глибина змінювалась пропорційно швидкості перепау від приблизно 80 мм для електрода діаметром 150 до 50 і 30 мм для діаметрів електрода 110 та 80 мм відповідно.

Тому другу серію дослідів провели при меншій швидкості (120 кг/год), але зі зростаючою величиною загальної потужності, що підводиться до плавильної зони (електрода і кристалізатора), прагнучи зберегти постійну продуктивність перепау і, відповідно, профіль двофазної зони. При цьому співвідношення потужності на електроді і кристалізаторі підтримували для тих же ділянок діаметром 150, 110 та 80 мм на рівні 2:1, але з послідовним збільшенням загальної потужності від 110 кВА для початкової ділянки електрода діаметром 150 мм до 150 кВА для діаметра електрода 110 мм і 220 кВА для найменшого діаметра 80 мм.

На рис. 3 наведено повздовжні темплети одного з дослідних зливків із зазначеним профілем двофазної зони, практично ідентичним для трьох зон зливка, отриманих з трьох ділянок електрода змінного діаметра, показаного на рис. 1. Верхній темплет відповідає діаметру електрода 80 мм, середній — 110, а нижній — 150 відповідно.

Обговорення результатів. Проведені експерименти підтвердили принципову можливість перепау електродів змінного перерізу зі збереженням профілю двофазної зони. Виявлений ефект необхідності суттєвого збільшення електричної



Рис. 3. Профіль двофазної зони на різних ділянках зливка ЕШП діаметром 180 мм з електрода змінного діаметра

потужності, що підводиться до плавильної зони при переході до перепау електрода з невеликим коефіцієнтом заповнення, вимагає більш докладного розгляду. Справа в тому, що при переході на перепау реальних роликів і/або валків слід ставити завдання не тільки отримання однакової якості структури зливка ЕШП при перепаві їх шийок і бочки, а й економічних показників. Розглянемо результати експериментів під цим кутом. Виявилось, що для збереження профілю двофазної зони експериментального зливка ЕШП за рахунок підтримки постійної швидкості наплавлення зливка необхідно було зменшити стандартну швидкість перепау (притаманну стандартному ЕШП зливка такого ж діаметра) практично на 30 % при зниженні витрати електроенергії також приблизно на третину. Однак, в той же час, для підтримки швидкості наплавлення зливка необхідно вести перепау збільшуючи витрату електроенергії практично вдвічі. В реальних умовах перепау роликів попередні оцінки показують, що зниження продуктивності перепау компенсується зниженням витрат електроенергії за рахунок ведення процесу на меншій швидкості. Збільшення ж потужності, що підводиться на ділянках перепау шийок, матиме незначний ефект в зв'язку з їх невеликою масою в порівнянні з масою бочки реального ролика або валка. У разі ролика слябової МБЛЗ, перепау якого моделювали, маса бочки ролика становить приблизно 1500 кг проти 160 кг маси його шийок. Таким чином, вважаємо, що застосування ЕШП ДС дозволить ефективно реалізувати перепау відпрацьованих роликів і прокатних валків без обрізки шийок.

Висновки

1. Розглянуто особливості застосування ЕШП для переробки відпрацьованих роликів слябових МБЛЗ і показано доцільність відмови від обрізки шийок роликів і їх зварювання в суцільний витратний електрод.

2. Проведено експериментальні плавки за двоконтурною схемою ЕШП–ЕШП ДС електродів зі змінним поперечним перерізом, що імітують переплав реального ролика МБЛЗ з шийками з коефіцієнтом заповнення від 0,69 до 0,2.

3. При електрошлаковому переплаві імітаторів електродів роликів МБЛЗ показано можливість збереження постійної швидкості наплавлення зливка, що підтверджує доцільність промислового застосування ЕШП ДС для переплаву роликів МБЛЗ без обрізки їх шийок.

Список літератури

1. Самойлович Ю.А., Тимашпольский В.И., Горяинов В.А., Кабишов С.Н. (2008) Повышение долговечности опорных роликов МНЛЗ. *Литье и металлургия*, 45(1), 49–55.
2. Вдовин К.Н., Бердников А.С., Подосян А.А. (2010) Разработка технологии получения заготовок для производства роликов МНЛЗ методом ЭШП. *Теория и технология металлургического производства*, 2, 68–73.
3. Цеху ремонта металлургического оборудования № 3 ООО «Механоремонтный комплекс» — 30 лет (ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат»). bizon.ru/news/view/news_id/376228
4. Хребто В.Е. (2002) *Методологические основы реконструкции МНЛЗ в соответствии с современными требованиями технологии и надежности*: дис. ... канд. тех. наук, Магнитогорск, 114.
5. Юсин А.Н. (2004) *Разработка рациональных режимов электрошлакового переплава роликов и стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок*: дис. ... канд. тех. наук, Магнитогорск, 162.
6. Бердников А.С. (2013) *Ресурсосберегающие технологии изготовления слитков для роликов МНЛЗ на основе элект...*

трошлакового переплава: дис. ... канд. тех. наук, Магнитогорск, 143.

7. Medovar L., Fedorovsky B., Petrenko V. (2005) ESR with two power sources and process control. *International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting, Santa-Fe, New Mexico, USA, Sept. 11–14, 2005*, pp. 131–135.
8. Yanwu Dong, Zhouhua Jiang, Haibo Cao et al. (2016) Study of single-power, two-circuit ESR process with current-carrying mold. Development of the Technique and its Physical Simulation. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 47b, 3575–3581. DOI:10.1007/s11663-016-0813-8

References

1. Samojlovich, Yu.A., Timashpolskij, V.I., Goryainov, V.A., Kabishov, S.N. (2008) Increase of service life of BCCM bearing rollers. *Litio i Metallurgiya*, 45(1), 49–55 [in Russian].
2. Vdovin, K.N., Berdnikov, A.S., Podosyan, A.A. (2010) Development of technology for producing BCCM rollers by ESR method. *Teoriya i Tekhnologiya Metallurgicheskogo Proizvodstva*, 2, 68–73 [in Russian].
3. 30 years of metallurgical equipment repair shop No. 3, LLC Mechanical-repair Complex (PJSC Magnitogorsk Metallurgical Plant) [in Russian]. bizon.ru/news/view/news_id/376228
4. Khrebto, V.E. (2002) *Procedural bases of BCCM reconstruction in accordance to modern requirements of technology and reliability*: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree, Magnitogorsk, 114 [in Russian].
5. Yusin, A.N. (2004) *Development of rational modes of electroslag remelting of rollers and mold walls of billet continuous casting machines*: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree, Magnitogorsk, 162 [in Russian].
6. Berdnikov, A.S. (2013) *Resource-saving technologies for producing of BCCM roller ingots based on electroslag remelting*: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree, Magnitogorsk, 143 [in Russian].
7. Medovar, L. et. al. (2005) ESR with two power sources and process control. In: *Proc. of Int. Symposium on Liquid Metal Processing and Casting (Santa-Fe, New Mexico, USA, Sept. 11–14, 2005)*, 131–135.
8. Yanwu, Dong, Zhouhua, Jiang, Haibo, Cao et al. (2016) Study of single-power, two-circuit ESR process with current-carrying mold, development of the technique and its physical simulation. *Metallurg. and Mater. Transact. B*, 47b, 3575–3581. DOI:10.1007/s11663-016-0813-8

ELECTROSLAG REMELTING OF CONSUMABLE ELECTRODES OF VARIABLE SECTION

L.B. Medovar¹, Y.O. Pedchenko¹, A.V. Sybir², V.L. Petrenko¹, D.V. Kolomiets¹

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

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

²National Metallurgical Academy of Ukraine. 4 Gagarin Ave., 49600, Dnipro, Ukraine. E-mail: nmetau@nmetau.edu.ua

The practice of using electroslag remelting for recycling worn rollers of slab type continuous casters is considered. The expediency of remelting the rollers without cutting off necks and welding them into a solid consumable electrode is shown. The use of ESR with a two circuit scheme for remelting rollers with necks is proposed and investigated on experimental melts. Electrodes of a variable section of 150 mm diameter were used as electrodes-simulators of real rollers, which simulated the 110 mm and 80 mm barrel of a roller, as well as the transition from the barrel to the neck and the neck proper of a real roller of slab caster, respectively. The filling factor varied from 0.69 to 0.2. Two series of experimental melts were performed in order to obtain a stable depth of the two-phase zone during the ingot solidification. It was found that the same remelting rate and depth of the two-phase zone are preserved at 2:1 ratio of electric power supplied to the consumable electrode to the power supplied to the current-supplying mould. Ref. 8, Fig. 3.

Key words: electroslag remelting; recycling; roller; continuous casting; consumable electrode; mushy zone; current supplying mould

Надійшла до редакції 17.12.2020

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ТИТАНУ, ОДЕРЖАНИХ СПОСОБОМ ЕПП

С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, В.О. Березос, І.К. Петриченко,
Р.В. Селін, А.Ю. Северин, О.М. Пікулін

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

Проведено роботи по виплавці зливок псевдо- β -сплаву $Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe$ та псевдо- α -сплаву $Ti-1,5Fe-0,4O$. З використанням електронно-променевої установки УЕ-208М з проміжною ємністю і порційною подачею рідкого металу отримано зливки круглого перетину діаметром 110 мм, які було деформовано до товщини 6 мм. Досліджено структури прокатаних пластин. Структура металу економнолегованого сплаву системи $Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe$ складалася з рівновісних поліедричних β -зерен, в об'ємі яких знаходилися дисперсні частинки α -фази, при цьому кількість β -фази може змінюватися в межах 50...82 %, а структура псевдо- α -сплаву $Ti-1,5Fe-0,4O$ складалася з пластинчастої α -фази, в проміжках між пластинами якої розташовано β -фазу. В структурі обох сплавів спостерігали дисперсні частинки інтерметалідів титан-залізо розміром менше 1 мкм. Виділення інтерметалідів титану на основі заліза може бути причиною низьких значень показників пластичності і крихкого руйнування металу економнолегованого псевдо- β -сплаву $Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe$. Міцність сплаву $Ti-1,5Fe-0,4O$ в стані після прокату знаходилася на рівні 730 МПа. Міцність економнолегованого сплаву системи $Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe$ в стані після прокату знаходилася на рівні 1015 МПа, а значення показників ударної в'язкості і відносного подовження складали 3...4 Дж/см² та 1,9 % відповідно. Бібліогр. 17, табл. 4, рис. 9.

Ключові слова: економнолеговані титанові сплави; електронно-променева плавка; зливки; хімічний склад; деформація; напівфабрикати; структура; механічні властивості

Розробка нових конструкційних матеріалів направлена в першу чергу на підвищення питомих показників, що пов'язано з постійно зростаючими вимогами до забезпечення заданого комплексу механічних і експлуатаційних властивостей матеріалів. Титанові сплави поєднують в собі високі питомі значення міцності, характеристики опору втоми і поширенню тріщин, корозійної стійкості та ін. Однак високоміцні титанові сплави мають складну систему легування і містять дефіцитні і дорогі легуючі елементи, що обумовлює високу ціну напівфабрикатів з цих сплавів та заважає їх широкому використанню у народному господарстві [1].

Вирішити задачу зменшення ціни виробів з високоміцних титанових сплавів можна шляхом застосування концепції економного легування титанових сплавів, яка полягає у виборі таких легуючих елементів, які мали б відносно невелику вартість і входили б до складу найбільш доступних лігатур [2]. До економнолегованих титанових сплавів можна віднести сплави, що не містять дорогих і дефіцитних елементів, таких як молібден, цирконій, ніобій, ванадій та інші і мають в основі систем легування відносно дешеві компоненти — алюміній, залізо, кремній, кисень і т. п. [3–5]. При

одержанні економнолегованих сплавів титану бажано застосовувати доступні недорогі лігатури (феромолібден, ферованадій і т. п.). Сплави даного класу можуть широко застосовуватися в хімічній промисловості, енергетичному машинобудуванні, у виробках побутової техніки і т. п.

До класу економнолегованих відноситься сплав $Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe$, який був розроблений компанією «TIMET» (США) як високоміцний сплав метастабільного β -класу, що характеризується в відпаленому стані міцністю не менше 1000 МПа, а після стандартної термічної обробки змінюється до 1400 МПа [6, 7]. Цьому сплаву присвоєно назву LCB (low cost beta). За рахунок використання в якості шихти відносно дешевої залізомолібденової лігатури вартість сплаву LCB ненабагато перевищує вартість технічно чистого титану [7]. Сплав був з успіхом застосований для виготовлення високоміцних виробів, зокрема пружин для деяких моделей автомобілів і снігоходів, однак, з огляду на його досить великий потенціал з точки зору можливості отримання високих значень міцності (понад 1500 МПа) в поєднанні з достатньою пластичністю, сфера його практичного застосування може бути значно розширена

С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, В.Ю. Білоус — <https://orcid.org/0000-0002-0082-8030>,
В.О. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>, І.К. Петриченко — <https://orcid.org/0000-0002-0476-3983>,
Р.В. Селін — <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>, А.Ю. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2363>,
О.М. Пікулін — <https://orcid.org/0000-0001-6327-3448>

© С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, В.О. Березос, І.К. Петриченко, Р.В. Селін, А.Ю. Северин, О.М. Пікулін, 2020

при виробництві військової техніки, медичного та спортивного обладнання тощо [8].

На сьогоднішній день кисень і залізо також можуть використовуватися в якості легуючих елементів для титанових сплавів [9]. Кисень, що відноситься до α -стабілізаторів, є домішкою, вміст якої в сплавах зазвичай знаходиться в межах 0,1...0,2 %. Кисень належить до домішок, що забезпечують найбільший приріст міцності в титанових сплавах. Зміцнення титану киснем є досить ефективним і має незначний вплив на його пластичність при концентрації до 0,50 % [9]. Залізо є ефективним стабілізатором β -фази і останнім часом також все більше знаходить застосування при легуванні титанових сплавів, критична концентрація Fe в титані становить 4,5 % [10]. Так як залізо і кисень мають низьку вартість, то сплави, леговані ними, також можна віднести до серії «low cost» [11]. Одержання сплавів титану з підвищеним вмістом заліза і кисню можна проводити при використанні дешевих лігатур у вигляді феротитану і діоксиду титану, а також використовуючи дешеву титанову сировину у вигляді титану губчастого нижчих сортів.

Однією з найбільш важливих вимог до зливків економнолегованих титанових сплавів є висока однорідність за хімічним складом при їх отриманні. Висока реакційна здатність титану, його схильність до активної хімічної взаємодії з киснем, азотом, вуглецем та іншими елементами не дозволяють виплавляти титан і його сплави в звичайних металургійних печах. Плавка таких металів повинна проводитися в умовах, що оберігають рідкий метал від насичення його газами та іншими шкідливими домішками. Дані вимоги забезпечуються плавкою в умовах вакууму.

Зазвичай сплави даного класу виплавляють способом вакуумно-дугового переплаву, але по перетину зливка може спостерігатися неповна гомогенізація по найбільш тугоплавким легуючим елементам. Крім того при використанні легуючих елементів низької якості зростає ризик отримання незадовільної якості напівфабрикатів і виробів із металу внаслідок наявності включень і концентраційних неоднорідностей. Тому освоєння технології отримання напівфабрикатів з економнолегованих сплавів титану у промислових умовах вимагає розробки і впровадження принципово нових технологій і обладнання для виплавки зливків та виготовлення деформованих напівфабрикатів.

Електронно-променевою плавкою є найбільш ефективним способом вакуумної металургії і знайшла застосування в дослідницькій практиці і промисловості для отримання сплавів, в тому числі тугоплавких і високореакційних, з наднизьким вмістом газів, легких домішок і неметалевих включень [11]. Електронно-променевою плавкою дозволяє без зайвих труднощів не тільки плавити тугоплавкі елементи, а й рафінувати метал від небажаних включень за рахунок застосування проміжної ємності, що показало позитивні результати при виплавці як технічно чистого титану, так і складнолегованих сплавів [12, 13]. Тому застосування електронно-променевої плавки дозволяє підвищити якість зливків економнолегованих сплавів титану та знизити собівартість напівфабрикатів за рахунок використання до 100 % брухту і відходів титанового виробництва при виплавці [2].

З метою відпрацювання режимів електронно-променевої плавки економнолегованих сплавів титану та дослідження властивостей одержаного матеріалу в ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України були

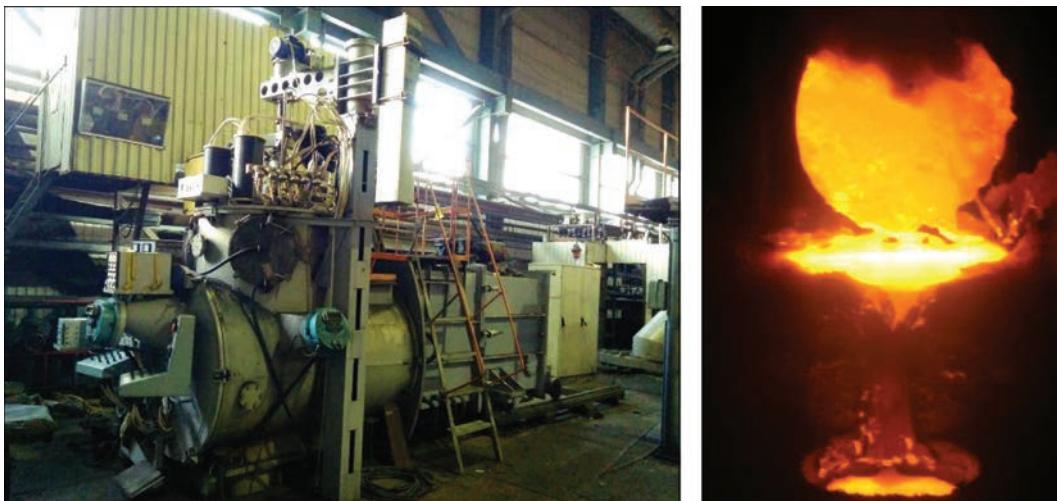


Рис. 1. Зовнішній вигляд лабораторної електронно-променевої установки UE-208 (а) та процес виплавки зливка діаметром 110 мм економнолегованого сплаву титану (б)

Таблиця 1. Хімічний склад економнолегованих титанових сплавів*

Сплав	Основа	Al	Fe	Mo	Cr	Ni	V	Zr	Si	O	N
1	98,84	0,001	1,53	0,003	0,02	0,02	< 0,003	< 0,003	0,032	0,40	0,02
2	89,48	2,780	4,87	5,130	0,03	—	—	—	< 0,003	0,08	—

* Дані наведено для середини зливка.

проведені роботи по виплавці зливків сплавів Ti–1,5Fe–0,4O та Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe.

Для проведення дослідних плавів була використана електронно-променева установка УЕ-208М (рис. 1, а), оснащена проміжною ємністю [14]. Зливки отримували за технологією ЕПП з проміжною ємністю і порційною подачею рідкого металу в водоохолоджуваній кристалізатор круглого перетину діаметром 110 мм (рис. 1, б).

Хімічний склад виплавлених економнолегованих титанових сплавів Ti–1,5Fe–0,4O (1) та Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe (2) наведено в табл. 1.

Механічно оброблені зливки (рис. 2) піддавалися гарячій деформаційній обробці на реверсивному прокатному ДУО-стані Skoda 355/500. Нагрівання заготовок для пластичної деформації здійснювалося в печі опору потужністю 70 кВт без застосування захисних обмазок і атмосфер.

Деформаційна обробка заготовок з одержаних економнолегованих сплавів титану здійснювалася за наступними технологічними режимами:

нагрівання заготовок в печі до температури 900 °С без застосування захисної атмосфери і захисних покриттів з витримкою 1 год;

прокат заготовки поперек осі зливка до розміру приблизно 200 мм. Температура закінчення прокату не менше 800 °С. При досягненні розміру біля 200 мм заготовка поверталася на 90° і проводилася

її докатка з проміжними підігрівками до досягнення ступеня деформації заготовки близько 60 %;

наступне нагрівання заготовок в печі до температури 800 °С та докатка до товщини 10 мм. Деформація заготовки за один прохід — 2...3 мм;

рихтування на гідравлічному пресі з метою усунення прогинів;

охолодження заготовок на повітрі до температури навколишнього середовища. Прокатані заготовки у вигляді пластин (рис. 3) були піддані піскоструменевій обробці з метою усунення окисленого шару.

Для з'ясування стабільності отриманого прокаткою стану сплавів досліджували структуру та властивості металу після прокату.

Структура деформованих економнолегованих сплавів. Поширеним методом класифікації титанових сплавів є класифікація за фазовим складом. Для цього часто використовується коефіцієнт β-стабілізації титанових сплавів. Для α-сплавів $K_{\beta} = 0$, для псевдо-α-сплавів $K_{\beta} < 0,25$, для (α + β)-сплавів $K_{\beta} = 0,3...0,9$, для сплавів перехідного класу $K_{\beta} = 1,0...1,4$ [15]. Псевдо-β-сплави мають $K_{\beta} = 1,4...2,4$, при цьому поліморфне перетворення протікає за схемою β → (β + α). У стабільному стані вони мають (β + α)-структуру з переважанням β-фази.

Економнолегований титановий сплав Ti–1,5Fe–0,4O містить 1,53 % Fe (табл. 1). Розчинність



Рис. 2. Механічно оброблений зливки діаметром 110 мм



Рис. 3. Пластина розмірами 300×600×10 мм зі сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

Таблиця 2. Показники еквівалентів молібдену, алюмінію та коефіцієнтів β-стабілізації титанових сплавів

Сплав	Система	K_β	$[Mo]_{\text{екв}}, \%$	$[Al]_{\text{екв}}, \%$
1	Ti-1,5Fe-0,4O	0,34	3,75	5,0
2	Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe	1,55	17,1	4,2
Timet LCB	Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe	1,64	18,1	3,0
BT19	Ti-5,5Mo-5,5Cr-3,5Fe-3Al-Zr	1,56	17,2	4,1

заліза в α-титані мала і становить 0,2 %, тому значний вміст заліза може бути причиною появи інтерметалідів TiFe в структурі металу. Коефіцієнт β-стабілізації сплаву Ti-1,5Fe-0,4O дорівнює 0,34 (табл. 2), що відповідає малолегованим (α + β)-сплавам. Однак значний вміст кисню, який є стабілізатором α-фази, дозволяє віднести його до псевдо-α-сплавів. У структурі сплаву переважає α-фаза, проте в псевдо-α-сплавах міститься і β-фаза на рівні 5...15 %. Дослідження мікроструктури підтверджують, що структура металу сплаву системи Ti-1,5Fe-0,4O після прокату складається з пластинчастої α-фази.

Мікроструктура металу сплаву Ti-1,5Fe-0,4O представлена на рис. 4. Основний метал складається з деформованих в процесі механічної обробки зерен з частково роздробленою α-облямівкою уздовж границь (рис. 4, а, б). Структура в об'ємі зерна складається з зібраної в колонії пластинчастої α-фази, в проміжках між пластинами якої розташовується β-фаза (рис. 4, в). Пластини α-фази мають товщину 3...7 мкм (рис. 4, г), прошарки

β-фази між пластинами — близько 1 мкм. Крім зазначених фазових складових на тлі α-пластин і між ними спостерігаються дисперсні частинки інтерметалідів, за даними електронної мікроскопії, титан-залізо розміром менше 1 мкм.

Для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe коефіцієнт β-стабілізації становить 1,55 (табл. 2), що менше такого для сплаву Timet LCB і відповідає коефіцієнту β-стабілізації сплаву BT19.

Дослідження структури прокатаних пластин з економнолегованого сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe дозволили встановити, що типова структура металу пластин товщиною 6 мм складається з рівновісних полієдричних β-зерен як в приповерхневих шарах (рис. 5, а), так і в глибині металу (рис. 5, б). Розмір β-зерен становить 200...600 мкм. Усередині β-зерен знаходяться дисперсні частинки α-фази. На рис. 5, в представлена мікроструктура основного металу (ОМ) на віддалених від поверхні ділянках, а на рис. 5, г — в приповерхневих. Дослідження структури дозволяють зробити висновок, що в мікроструктурі ОМ як поверхневих ділянок,

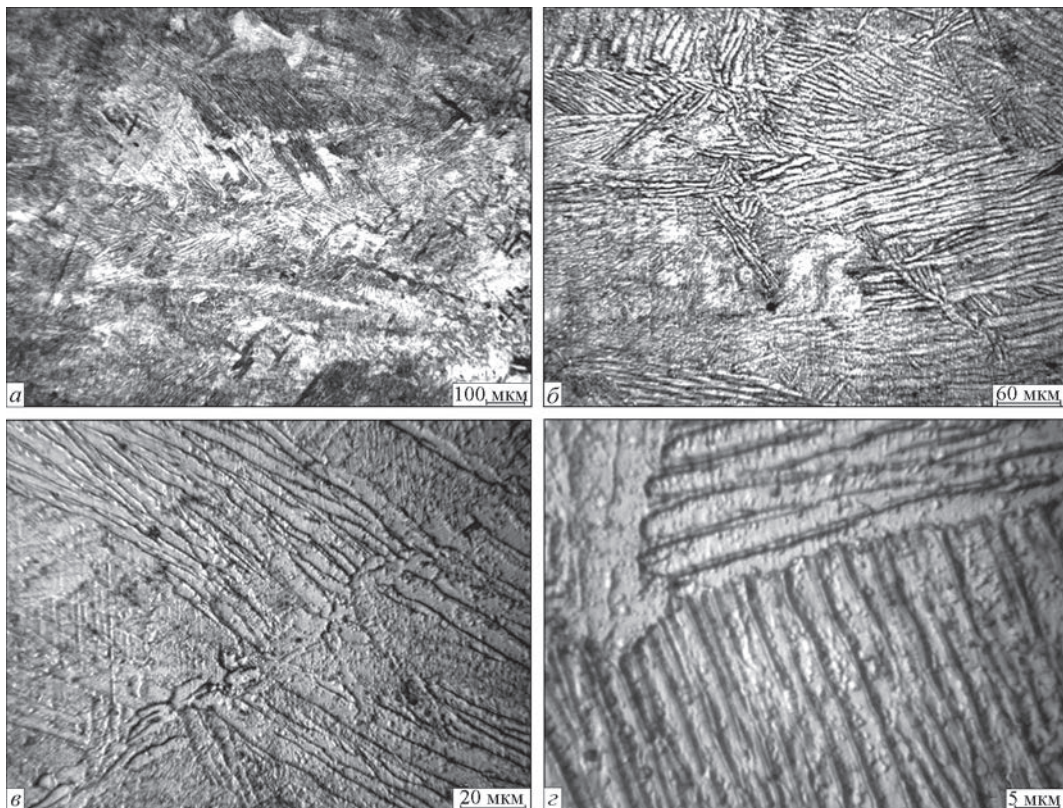


Рис. 4. Мікроструктура основного металу титанового сплаву Ti-1,5Fe-0,4O: а-г див. в тексті

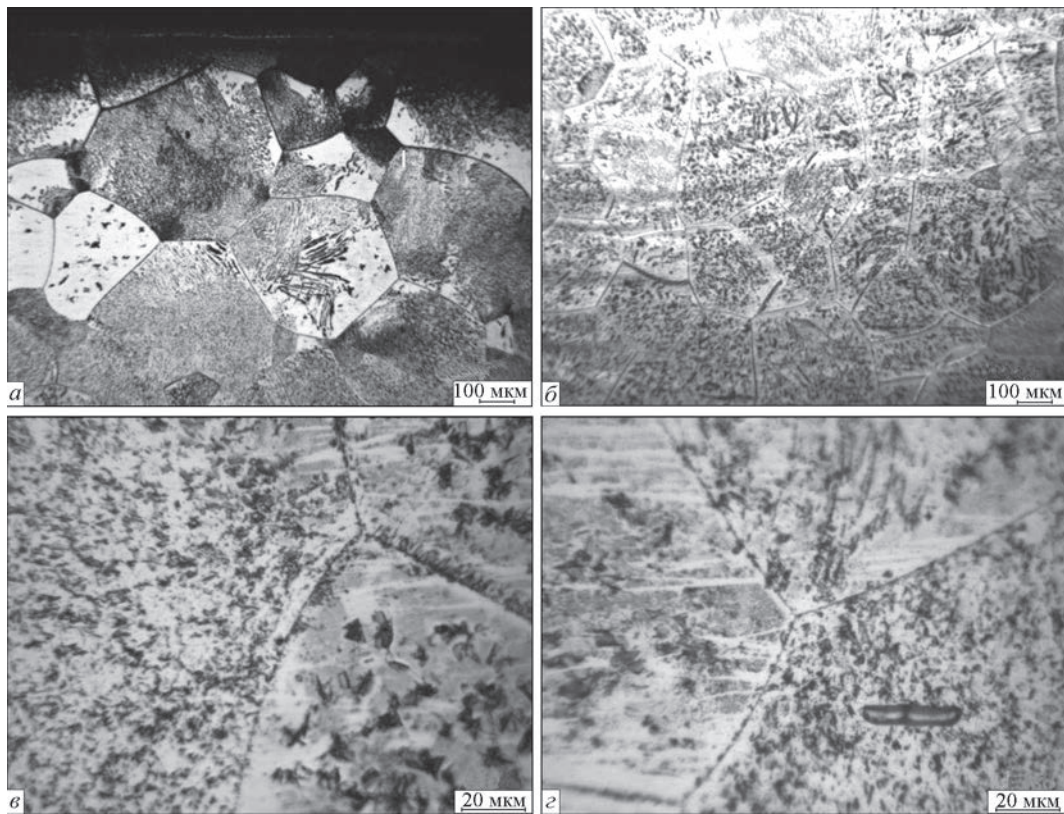


Рис. 5. Мікроструктура основного металу титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe товщиною 6 мм: а–г див. в тексті

так і віддалених від поверхні виділяються дисперсні частки α -фази різної форми і розмірів. Розміри виділень варіюються в широких межах (від менше 1 до 15 мкм) і нерівномірно розподіляються в тілі зерен. Крім того в α -пластинах були виявлені дисперсні частинки інтерметалідів титан–залізо різної форми розміром менше 1 мкм. Слід зазначити, що значно більший вміст дисперсних частинок інтерметалідів TiFe спостерігали в металі сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, ніж в Ti–1,5Fe–0,4O.

У разі інтенсивного охолодження металу після прокату мікроструктура ОМ в приповерхневих і віддалених від поверхні ділянках суттєво відрізняється. У цьому випадку метал приповерхневих ділянок складається в основному з β -фази (рис. 6, а), в зернах якої в невеликій кількості присутні дуже дисперсні (від <1 до 2...3 мкм), нерівномірно розподілені в об'ємі зерна виділення α -фази (рис. 6, б). У ділянках, віддалених від поверхні на 1...2 мм, спостерігається більш інтенсивний розпад і кількість β -фази знижується. Розмір дисперсних частинок становить від менш 1 до 3 мкм, деякі частинки мають вигляд коротких пластин. Кількість β -фази в ОМ в стані після прокату розрізняється по товщині і може змінюватися від 79 до 60 % (табл. 3).

Застосування додаткового відпалу при температурі 760 °С не завдало істотного впливу на структуру металу (рис. 7). Розпад β -твердого роз-

чину після відпалу відбувався нерівномірно. У деяких зернах ОМ виділення α -фази зосереджені в центральній частині зерна, а приграничні ділянки вільні від α -частинок (рис. 7, а, б). В інших зернах виділення α -фази декорують границі субзерен (рис. 7, а). Кількість β -фази в металі в стані після додаткового відпалу не зменшилася і знаходилася в межах 60...79 %.

Мікроструктура металу економнолегованого псевдо- β -сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe товщиною 10 мм показана на рис. 8. Метал псевдо- β -сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe складається з зерен β -фази розміром 10...70 мкм (рис. 8, б), в яких присутні дисперсні виділення α -фази розміром не більше 2...3 мкм, рівномірно розподілені в об'ємі зерна (рис. 8, в). При більшому збільшенні спостерігаються границі β -зерен, декоровані дисперсними виділеннями α -фази (рис. 8, в). Такі ж дисперсні частинки спостерігаються і в об'ємі зерен. Метал однорідний по товщині. Кількість β -фази становить 72 %.

Таким чином, структура металу економнолегованого псевдо- β -сплаву системи Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe складається з β -зерен, всередині яких знаходяться дисперсні частинки α -фази. У сплаві фіксується виділення дисперсних частинок, ймовірно інтерметалідів титан–залізо, в більшій кількості в порівнянні з металом Ti–1,5Fe–0,4O. Слід зазначити, що сплав чутливий до умов охолодження після прокату, струк-

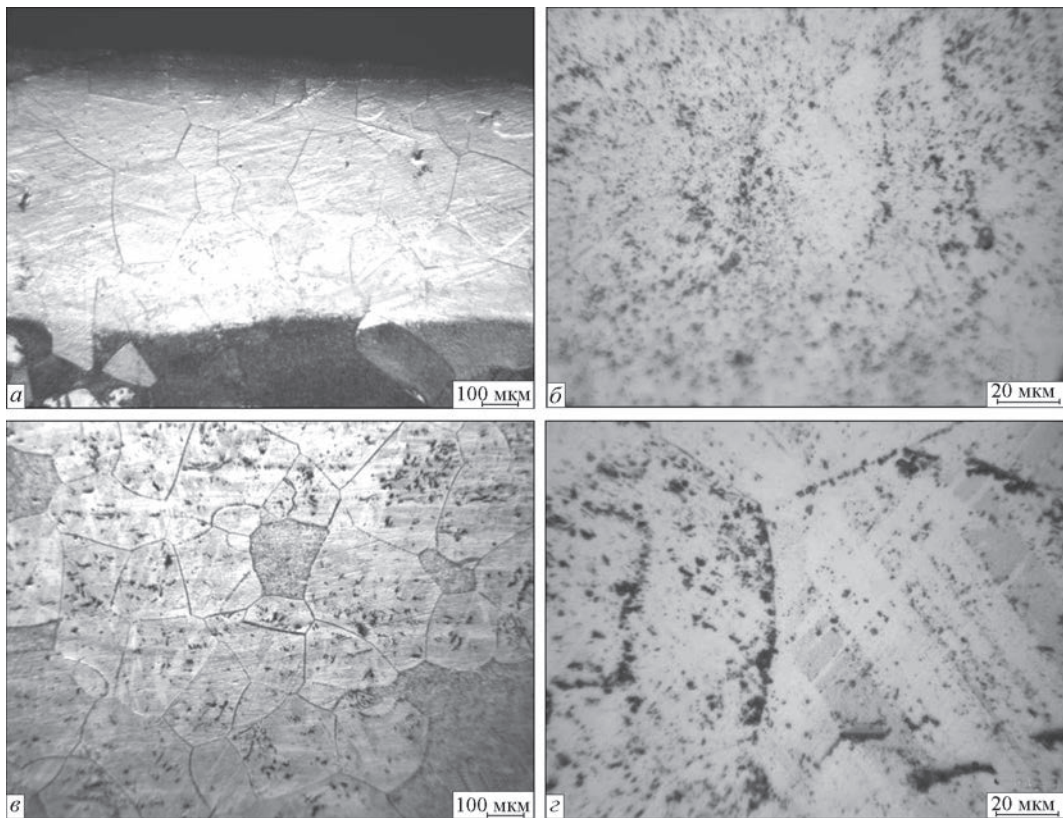


Рис. 6. Мікроструктура приповерхневого шару металу титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 6 мм: а-г див. в тексті

Таблиця 3. Кількість β-фази в металі титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

Відстань від поверхні металу, мм	Кількість β-фази, %
0...0,5	79
0,5...1,0	68
1,0...1,5	64
1,5...2,0	60

тура металу в приповерхневих шарах може складатися більш ніж на 90 % з β-фази.

Механічні властивості економнолегованих сплавів титану. Мікротвердість металу економнолегованих сплавів досліджували на мікротвердомірі ПМТ-3 під навантаженням 50 г вздовж прямої лінії, проведеної горизонтально посередині пластини.

Мікротвердість металу системи Ti-1,5Fe-0,4O становить 2600...2860 МПа, що приблизно на 1000 МПа вище, ніж мікротвердість нелегованого титану (рис. 9). Показники мікротвердості сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe значно вище і знаходяться на рівні 3560...3780 МПа.

Міцність сплаву Ti-1,5Fe-0,4O знаходиться на рівні 730 МПа (табл. 4), що відповідає міцності малолегованих псевдо-α-сплавів, таких як ОТ4, ПТЗВ, АТЗ. Застосування відпалу або зміцнюючої термообробки не дозволяє підняти міцність малолегованих псевдо-α-сплавів. Значення показників ударної в'язкості зразків з гострим надрізом (*KCV*) і пластичності сплаву Ti-1,5Fe-0,4O знаходяться на високому рівні і додаткова термообробка для підвищення їх значень не потрібна.

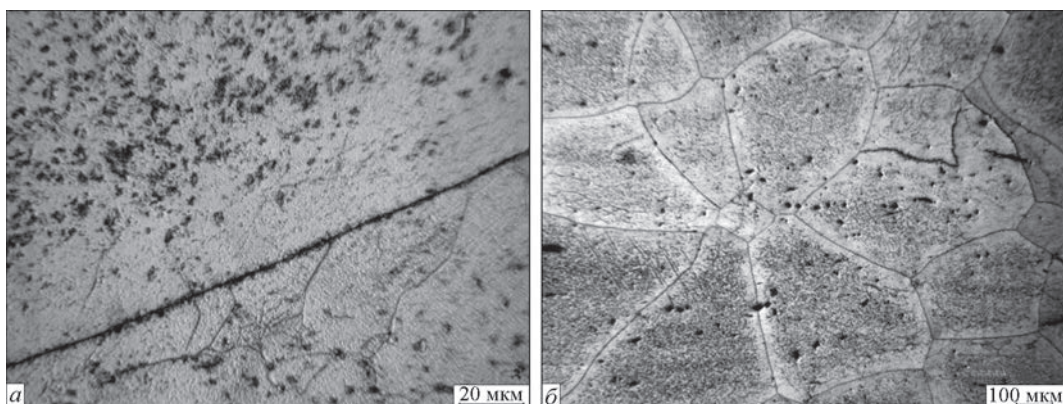


Рис. 7. Мікроструктура металу титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 6 мм після відпалу: а-б див. в тексті

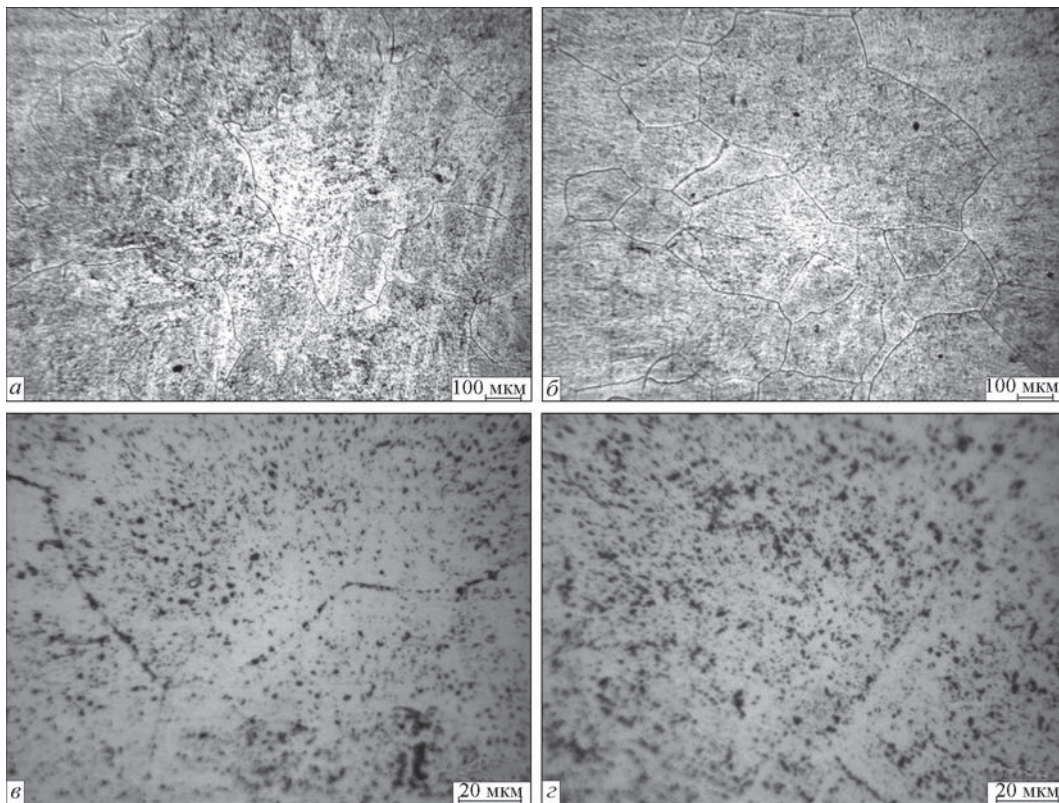


Рис. 8. Мікроструктура металу титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 10 мм: а-г див. в тексті

Міцність пластин товщиною 10 мм сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після прокату становить 1015 МПа (табл. 4). Значення показників *KCV* і пластичності сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe знаходяться на низькому рівні (табл. 4). При цьому механізм руйнування ударних зразків з даного сплаву крихкий, який являє собою поєднання відколу і відриву. Підняти значення межі міцності сплавів на основі β-фази можна за рахунок додаткової термічної обробки. Так, застосування додаткового відпалу призводить до зменшення вмісту β-фази в металі титанового сплаву VT19 з 92 до 35 % [16] і дозволяє збільшити міцність сплаву з 876 до 1027 МПа. При цьому показники *KCV* і пластичності сплаву VT19 в стані після відпалу знаходяться на високому рівні і становлять 26 Дж/см² при відносному подовженні 12 %. Властивості металу для двох товщин (6 та 10 мм) в стані після додаткового відпалу були визначені при температурі 760 °С. Випробування зразків дозволили зробити висновок, що після додаткового відпалу міцність металу збільшилася до 1058...1071 МПа. Це підтвердило зроблений на підставі дослідження мікроструктури висновок, що застосування додаткового відпалу при температурі 760 °С істотно не впливає на структуру металу сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe (рис. 6). Більш істотної зміни структури і властивостей, ймовірно, можна домогтися при застосуванні зміцнюючої термообробки.

Також причиною низьких значень пластичності і ударної в'язкості сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, можливо, є вплив великого вмісту β-евтектоїдного компонента, а саме — заліза. Дослідження структури дозволили зробити висновок, що виділення інтерметалідів титан-залізо фіксується як всередині зерен, так і в міжзеренних проміжках. В результаті підвищений вміст Fe до 4,9 % призводить до крихкого руйнування сплаву і зниження пластичності.

За даними роботи [17] оптимальним для найбільшої пластичності системи є співвідношення молібденових еквівалентів концентрацій ізоморфних і евтектоїдних β-стабілізаторів — $M_{13}/M_{\text{свт}} \geq 1$. У даному випадку для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe співвідношення $M_{13}/M_{\text{свт}} = 0,4$. В роботі [8] наведено механічні властивості сплаву Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe, для якого співвідношення $M_{13}/M_{\text{свт}} = 0,6$, а показники відносного подовження після відпалу складають 8,7...11,6 % в залежності від напрямку прокату. Підвищити значення цих показників вдалося не за рахунок додаткового

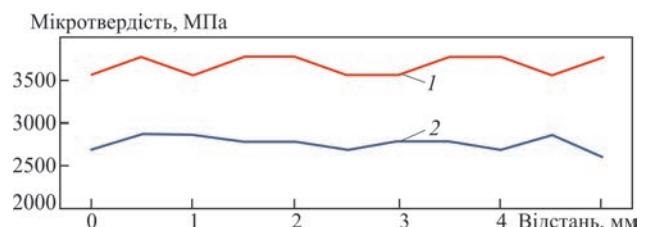


Рис. 9. Розподіл мікротвердості економічнолегованих сплавів всередині пластин: 1 — Ti-2,7Al-5,1Mo-4,8Fe; 2 — Ti-1,5Fe-0,4O

Таблиця 4. Механічні властивості економнолегованих титанових сплавів

Сплав	Тимчасовий опір розриву, МПа	Межа міцності, МПа	Відносне подовження, %	Відносне звуження, %	KCV , Дж/см ²
Ti-1,5Fe-0,4O, товщина 10 мм	731	712	13,7	41	39
Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, товщина 10 мм	1015	939	1,9	–	3,6
Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, товщина 10 мм, після відпалу	1058	987	3,0	–	11,4
Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, товщина 6 мм, після відпалу	1071	971	2,0	–	5,3

(подвійного) відпалу, а за рахунок застосування гартування в воду.

Таким чином, причиною низьких показників пластичності і ударної в'язкості сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe може бути підвищений вміст заліза по відношенню до молібдену і виділення інтерметалідів титан-залізо як всередині зерен, так і на границях зерен.

Висновки

1. Відпрацьовано технологію отримання зливків економнолегованих сплавів титану, в тому числі з підвищеним вмістом кисню, Ti-1,5Fe-0,4O та Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe способом ЕПП з проміжною ємністю.

2. Структура металу економнолегованого псевдо- α -сплаву системи Ti-1,5Fe-0,4O в стані після прокату однорідна і складається з пластинчастої α -фази, в проміжках між пластинами якої розташовується β -фаза. Міцність сплаву знаходиться на рівні 730 МПа, значення показників ударної в'язкості зразків з гострим надрізом (KCV) і відносного подовження сплаву Ti-1,5Fe-0,4O знаходяться на високому рівні і становлять 39 Дж/см² та 13,7 %, відповідно.

3. Структура металу економнолегованого псевдо- β -сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після прокату складається з β -зерен, в об'ємі яких присутні дисперсні частинки α -фази, при цьому кількість β -фази може змінюватися в межах 50...82 %. Міцність металу пластин товщиною 10 мм знаходиться на рівні 1015 МПа, а значення показників KCV і відносного подовження складають 3...4 Дж/см² та 1,9 % відповідно. Застосування додаткового відпалу при температурі 760 °C істотно не впливає на структуру і властивості сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe.

4. Причиною низьких значень показників пластичності і крихкого руйнування металу економнолегованого псевдо- β -сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після прокату є виділення інтерметалідів титану на основі заліза як в об'ємі зерен, так і в міжзеренних проміжках через підвищений вміст Fe (більше 4,5 %).

Список літератури

- (2013) *Titanium Metal: Market Outlook to 2018*. Sixth Edition, 2013. Roskill Information Services Ltd, USA.
- Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Боков К.А. (2014) Экономнолегированные титановые сплавы для слоистых металлополимерных композиционных материалов. *Труды ВИАМ*, **11**. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-11-2-2
- Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Справочник. Москва, ВИЛС-МАТИ.
- Хорев А.И., Белов С.П., Глазунов С.Г. (1992) *Металловедение титана и его сплавов*. Москва, Металлургия.
- Niinomi, M. (2011) Recent trends in titanium research and development in Japan. *Proc. 12th World Conf. on Titanium*, **1**, pp. 30–37.
- 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, pp. 3–14.
- Weiss, I., Semiatin, S.L. (1998) Thermomechanical processing of beta titanium alloys on overview. *Mat. Sci. Eng.*, **A243**, 46–65.
- Ахонин С.В., Марковский П.Е., Березос В.А. и др. (2018) Получение высокопрочного титанового сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe способом ЭЛП. *Современная электрометаллургия*, **1**, 9–16.
- Осипенко А.В. (2015) Разработка технологии получения сырья для сплавов титана из некондиционного титана губчатого. *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*, **4(5)**, 28–32.
- Белов С.П., Брун М.Я., Глазунов С.Г. и др. (1992) *Металловедение титана и его сплавов*. Глазунов С.Г., Колачев Б.А. (ред.). Москва, Металлургия.
- Ночовная Н.А., Анташев В.Г. (2007) Титановые сплавы серии «LOW-COST» и возможности их применения. *Сб. тр. Международной конференции «Ti-2007 в СНГ»*. Киев, РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, сс. 191–192.
- Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
- Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. и др. (2017) Электронно-лучевая плавка нового высокопрочного титанового сплава Ti20. *Современная электрометаллургия*, **1**, 15–21.
- Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. и др. (2019) Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М. *Там же*, **3**, 15–22. <https://doi.org/10.15407/sem2019.03.03>
- Моисеев В.Н. (2001) *Машиностроение*. Энциклопедия. Т. 2–3. Цветные металлы и сплавы. Фридляндер И.Н. (ред.). Раздел 2. Титан и титановые сплавы. Москва, Машиностроение, сс. 271–353.
- Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. и др. (2018) Электронно-лучевая сварка и термообработка сварных соединений высокопрочного псевдо- β -титанового сплава VT19. *Автоматическая сварка*, **7**, 12–17.

17. Антасьев В.Г., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Изотова А.Ю. (2011) Перспективы разработки новых титановых сплавов. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение»*, 60–67.

References

- (2013) *Titanium Metal: Market Outlook to 2018*. 6th Ed., Roskill Information Services Ltd, USA.
- Nochovnaya, N.A., Panin, P.V., Alekseev, E.B., Bokov, K.A. (2014) Sparcely-alloyed titanium alloys for laminated metal-polymer materials. *Trudy VIAM*, **11** [in Russian]. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-11-2-2
- Iiin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*. Moscow, VILS-MATI [in Russian].
- Khorev, A.I., Belov, S.P., Glazunov, S.G. (1992) *Metals science of titanium and its alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Niinomi, M. (2011) Recent trends in titanium research and development in Japan. In: *Proc. 12th World Conf. on Titanium*, **1**, 30–37.
- Bania, P.J. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry, In: *Beta Titanium Alloys in the 90's*, TMS Publications, Warrendale, PA, 3–14.
- Weiss, I., Semiatin, S.L. (1998) Thermomechanical processing of beta titanium alloys on overview. *Mat. Sci. Eng. A243*, 46–65.
- Akhonin, S.V., Markovskii, P.E., Berezos, V.A. et al. (2018) Producing of high-strength titanium alloy Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe by EBM method. *Sovrem. Elektrometallurgiya*, **1**, 9–16 [in Russian].
- Osipenko, A.P. (2015) Development of technology for producing raw materials for titanium alloys from substandard sponge titanium. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **4(5)**, 28–32 [in Russian].
- Below, S.P., Brun, M.Ya., Glazunov, S.G. et al. (1992) *Metals science of titanium and its alloys*. Ed. by S.G. Glazunov, B.A. Kolachev. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Nochovnaya, N.A., Antashev, V.G. (2007) Titanium alloys of «LOW-COST» series and possibilities of their application. In: *Proc. of Int. Conf. on Ti-2007 in CIS*. Kiev, IMP, 191–192.
- Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2017) Electron beam melting of new high-strength titanium alloy T120. *Sovrem. Elektrometallurgiya*, **1**, 15–21 [in Russian].
- Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2019) Laboratory electron beam unit UE-208M. *Ibid.*, **3**, 15–22 [in Russian]. <https://doi.org/10.15407/sem2019.03.03>
- Moiseev, V.N. (2001) *Mechanical Engineering: Encyclopedia*. Vol. 2–3: Nonferrous metals and alloys. Ed. by I.N. Fridlyander. Chapter 2: Titanium and titanium alloys. Moscow, Mashinostroenie, 271–353 [in Russian].
- Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2018) Electron beam welding and heat treatment of welded joints of high-strength pseudo-β titanium alloy VT19. *The Paton Welding J.*, **7**, 10–14.
- Antashev, V.G., Nochovnaya, N.A., Shiryayev, A.A., Izotova, A.Yu. (2011) Perspectives of development of new titanium alloys. *Vestnik MGTU, Ser. Mashinostroenie*, 60–67 [in Russian].

STRUCTURE AND PROPERTIES OF STRUCTURAL SPARSELY-DOPED TITANIUM-BASED ALLOYS PRODUCED BY EBM

S.V. Akhonin, V.Yu. Bilous, V.O. Berezos, I.K. Petrichenko, R.V. Selin, A.Yu. Severin, O.M. Pikulin
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

Work on melting ingots of pseudo-β-alloy Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe and pseudo-α-alloy Ti–1.5Fe–0.4O was performed. Electron beam unit UE208M with a cold-heat and portioned feed of liquid metal was used to produce ingots of a round cross-section of 110 mm diameter, which were deformed to 6 mm thickness. The structures of the rolled plates were studied. Metal structure of sparsely-doped alloy of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe system consisted from equiaxed polyhedral β-grains, with dispersed particles of α-phase located in their volume, here the amount of β-phase can vary within 50...82 %, while the structure of pseudo-α-alloy Ti–1.5Fe–0.4O consisted of platelike α-phase, with β-phase located in the spaces between the plates. Dispersed particles of titanium-iron intermetallics of less than 1 μm size were observed in the structure of both the alloys. Precipitation of iron-based titanium intermetallics can be the cause for low values of ductility and brittle fracture of metal of sparsely-doped pseudo-β-alloy Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe. Strength of alloy Ti–1.5Fe–0.4O in as-rolled condition was on the level of 730 MPa. Strength of sparsely-doped alloy of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe system in as-rolled condition was on the level of 1015 MPa, while the values of impact toughness *KCV* and relative elongation were equal to 3...4 J/cm² and 1.9 %, respectively. Ref. 17, Tabl. 4, Fig. 9.

Key words: sparsely-doped titanium alloys, electron beam melting; ingot; chemical composition; deformation; semi-finished products; structure; mechanical properties

Надійшла до редакції 29.09.2020

ВПЛИВ СТРУКТУРИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВАКУУМНИХ КОНДЕНСАТІВ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Cr–Fe–Co–Ni–Cu

А.І. Устінов¹, В.С. Скородзієвський², С.О. Демченков¹,
С.С. Поліщук², Т.В. Мельниченко¹

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

²Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України.

03680, м. Київ, бульв. Академіка Вернадського, 36. E-mail: metall@imp.kiev.ua

Досліджено механічні і дисипативні властивості вакуумних конденсатів високоентропійних сплавів системи Cr–Fe–Co–Ni–Cu, отриманих методом високошвидкісного електронно-променевого осадження з парової фази у вакуумі, залежно від їх структурно-фазового стану. Показано, що в інтервалі температур 923...1025 К має місце перехід від однофазного (ГЦК) структурного стану конденсата в двофазний (ГЦК1 + ГЦК2). Встановлено, що механічні властивості вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu, отриманих електронно-променевим осадженням з парової фази, суттєво залежать від їх структурно-фазового стану. Однофазні конденсати характеризуються підвищеною мікротвердістю (до 5,5 ГПа) порівняно з двофазними конденсатами (3,0 ГПа). Двофазні конденсати мають більш високу пластичність ($\delta_4 = 0,90$), ніж однофазні конденсати ($\delta_4 = 0,83$), через наявність на границях зерен твердого розчину CrFeCoNiCu_{0,5} пластичних виділень твердого розчину з високим вмістом міді. Показано, що перехід від однофазної ГЦК-структури до двофазної структури (ГЦК1 + ГЦК2) в покриттях CrFeCoNiCu призводить до підвищення демпфуючої здатності в інтервалі температур 293...693 К в 1,5...1,7 рази, а порівняно із зразком без покриття в 3...4 рази. Бібліогр. 20, табл. 2, рис. 8.

Ключові слова: високоентропійні сплави; електронно-променеве осадження; вакуумні конденсати; фазовий склад; механічні властивості; мікротвердість; модуль Юнга; демпфуюча здатність

Вже більше 15-ти років, починаючи з опублікованих в 2004 р. робіт Дж. Йєха [1], не зменшується інтерес фізиків і матеріалознавців до багатокомпонентних твердих розчинів, які складаються, зазвичай, з чотирьох і більше елементів із вмістом кожного від 5 до 35 ат. %, і часто іменуються як високоентропійні сплави (ВЕС). Підвищена увага до цього нового класу сплавів зумовлена, в першу чергу, можливістю отримати матеріал з рядом цінних для практики властивостей, поєднання яких не є характерними для переважної більшості конструкційних матеріалів. Відомо, що ВЕС властива висока міцність [2], термічна стабільність, стійкість до зносу і корозії [3], відмінна гідрофобність, а також гарна зварюваність [4]. Зазначені особливості також дозволяють розглядати ВЕС як перспективні матеріали для створення на їхній основі плівок, фольг, покриттів та інших компонент функціонального призначення, зокрема в авіа-, корабле- і автомобілебудуванні.

На сьогодні тонкі плівки і покриття ВЕС найчастіше отримують методами магнетронного розпилювання [5], вакуумного катодно-дугового напилення [6], термічного напилення [7] та лазерного наплавлення [8]. При цьому, наприклад, при отриманні плівок чи покриттів ВЕС системи Cr–

Fe–Co–Ni–Cu, які є досить добре вивченими в масивному стані, було показано, що метод осадження може суттєво впливати на їх структуру, фазовий склад і, відповідно, властивості. Так, при отриманні плівок методами магнетронного осадження і плазмового напилення найчастіше спостерігали формування однофазної ГЦК-структури [9–11], рідше — двофазної (ГЦК + ОЦК) [12, 13], тоді як для сплавів даної системи, отриманих металургійним шляхом характерною є двофазна структура (ГЦК1 + ГЦК2), де одна з фаз є твердим розчином, збідненим по міді, а інша — твердим розчином із високим вмістом міді [10]. Відмічається, що механічні властивості отриманих плівок і покриттів можуть суттєво відрізнитись від масивних сплавів [9, 11, 13]. Разом з цим можливості даних технологій недостатні для виробництва плівок з ВЕС в об'ємі, необхідному для практичного застосування, наприклад, як матеріалу (основи) при виготовленні стільникових або каркасних конструкцій.

В цьому відношенні перспективним видається метод високошвидкісного електронно-променевого осадження з парової фази у вакуумі (ЕВ-PVD). В роботі [14] було показано, що даний метод дозволяє отримувати товсті вакуумні конденса-

А.І. Устінов — <https://orcid.org/0000-0002-8855-3499>, В.С. Скородзієвський — <https://orcid.org/0000-0003-2407-2597>,

С.О. Демченков — <https://orcid.org/0000-0002-2412-4214>, С.С. Поліщук — <https://orcid.org/0000-0002-8403-5360>,

Т.В. Мельниченко — <https://orcid.org/0000-0002-1460-5532>

ти ВЕС системи Cr–Fe–Co–Ni–Cu з вмістом елементів, близьким до еквіатомного при використанні в якості мішені зливку еквіатомного сплаву CrFeCoNiCu. Відомо, що структура вакуумних конденсатів визначається, крім хімічного складу, умовами їх осадження: температурою підкладки, наявністю нерозчинних домішок, характеристиками газового середовища та ін. Зважаючи на це можна очікувати, що вакуумні конденсати можуть значно відрізнятися структурою і властивостями від масивних матеріалів відповідного хімічного складу. Окрім того варто відмітити, що дисипативні властивості ВЕС практично не досліджувались.

Виходячи з вищезазначеного, в даній роботі було досліджено механічні і дисипативні властивості вакуумних конденсатів ВЕС системи Cr–Fe–Co–Ni–Cu, отриманих методом високошвидкісного електронно-променевого осадження з парової фази у вакуумі, залежно від їх структурно-фазового стану.

Експериментальна частина. Вакуумні конденсати системи Cr–Fe–Co–Ni–Cu отримували у вигляді фольг і покриттів шляхом електронно-променевого випаровування мішені еквіатомного сплаву CrFeCoNiCu у вакуумі з наступною конденсацією парової фази на підкладку, нагріту до заданої температури. Вихідні зливки сплаву CrFeCoNiCu діаметром 50 мм виготовляли індукційною плавкою шихти відповідних вихідних компонент.

Для отримання вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu у вигляді тонкої фольги на підкладку попередньо осаджували тонкий шар CaF_2 , після чого проводилося осадження парової фази ВЕС. При охолодженні до кімнатної температури фольга легко відділялась від підкладки внаслідок різниці КТР солі і матеріалу конденсату. Фольги завтовшки 40...100 мкм осаджувалися зі швидкістю близько 100 нм/с при температурах підкладки в діапазоні 500...1275 К. Вакуумні конденсати CrFeCoNiCu у вигляді покриттів завтовшки 75...80 мкм отримували шляхом осадження парової фази на підкладку товщиною 1,8 мм зі сплаву Ti–6Al–4V спеціальної форми [15] при температурах 670 та 1025 К. Для забезпечення адгезії покриття і підкладки на останню наносився тонкий шар (до 5 мкм) міді.

Дослідження мікроструктури і хімічного складу отриманих фольг і покриттів проводили на скануючому електронному мікроскопі CamScan4 (SEM), обладнаному EDS-мікроаналізатором ENERGY 200. Загальну товщину вакуумних конденсатів оцінювали з електронно-мікроскопічних зображень їх поперечного перерізу.

Фазовий склад і розмір областей когерентного розсіяння (розмір кристалітів) вакуумних конденсатів визначали з використанням методик рентге-

ноструктурного аналізу на дифрактометрі ДРОН-4М в Co-K α -випромінюванні.

Механічні характеристики (мікротвердість (H_{μ}), модуль Юнга (E) і коефіцієнт пластичності (δ_A)) вакуумних конденсатів і масивного сплаву CrFeCoNiCu визначали на установці «Мікрон-Гамма» за методикою Олівера і Фарра [16] в режимі автоматичної реєстрації кривих навантаження–глибина втілення індентора з використанням індентора Берковича ($\gamma = 65^\circ$). Вимірювання механічних характеристик вакуумних конденсатів проводили на шліфах їх поперечного перерізу, виготовлених із застосуванням матеріалів і обладнання компанії «Struers». Кожен із зразків випробовували не менше 20 разів при фіксованому навантаженні 0,3 Н (30 г). Коефіцієнт пластичності визначався за формулою

$$\delta_A = \frac{A_p}{A_t} = \frac{A_p}{A_p + A_e} = 1 - \frac{A_e}{A_t},$$

де A_p , A_e і A_t — відповідно робота, витрачена на пластичну, пружну і загальну деформацію матеріалу, яку визначали із співвідношення площ під кривими навантаження і розвантаження індентора [17].

Дисипативні властивості вакуумних конденсатів досліджували на лабораторній установці [18] при згинальних коливаннях консольних зразків з осадженими на них покриттями ВЕС. Демпфуючу здатність (ДЗ) покриттів оцінювали шляхом порівняння характеристик демпфування зразків з покриттями і без, якими слугували амплітудні залежності логарифмічного декременту (ЛД) $\delta_s(\varepsilon_{av})$, де $\varepsilon_{av} = \sum_{ij} \varepsilon_{ij}$ — усереднена деформація покриття за всіма його i -ділянками при відхиленні вільного кінця зразка на величину A_j .

Результати досліджень. Загальний вигляд вакуумного конденсату CrFeCoNiCu, отриманого у вигляді фольги, представлено на рис. 1, а. Із зображення мікроструктури поперечного перерізу фольги (рис. 1, б) видно, що в ній відсутні пори, тріщини чи дефекти росту, а однорідність розподілу хімічних елементів по товщині (рис. 1, б і табл. 1) може бути підтвердженням, що конденсат осаджено в стаціонарному режимі випаровування мішені.

З рентгендифракційного аналізу вакуумних конденсатів (рис. 2) видно, що температура підкладки суттєво впливає на їхній структурно-фазовий стан. Дифрактограми конденсатів, осаджених при температурах вищих, ніж 1025 К, подібні дифрактограмам зливка вихідного сплаву: вони містять дві системи дифракційних піків від двох фаз з ГЦК-кристалічними ґратками з близькими параметрами, що є типовим для ливарних ВЕС даної системи.

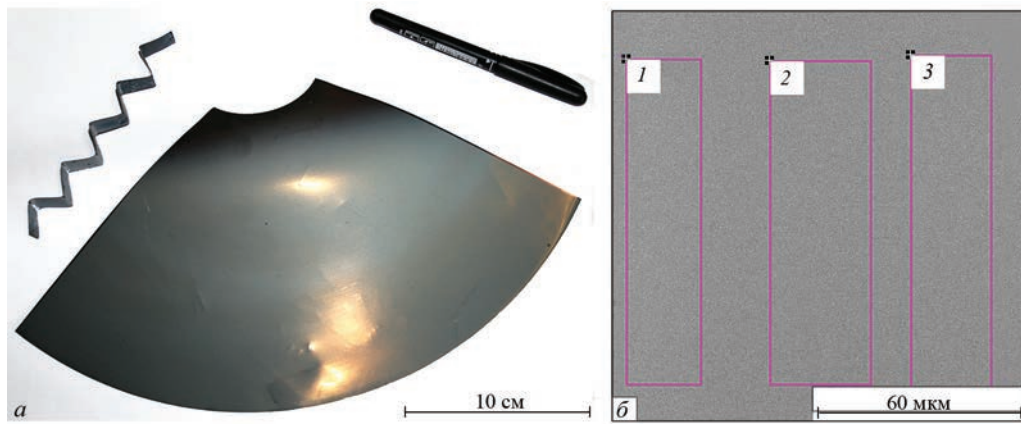


Рис. 1. Загальний вигляд сегмента фольги CrFeCoNiCu, отриманої методом EB-PVD (а) і СЕМ зображення мікроструктури її поперечного перерізу (б)

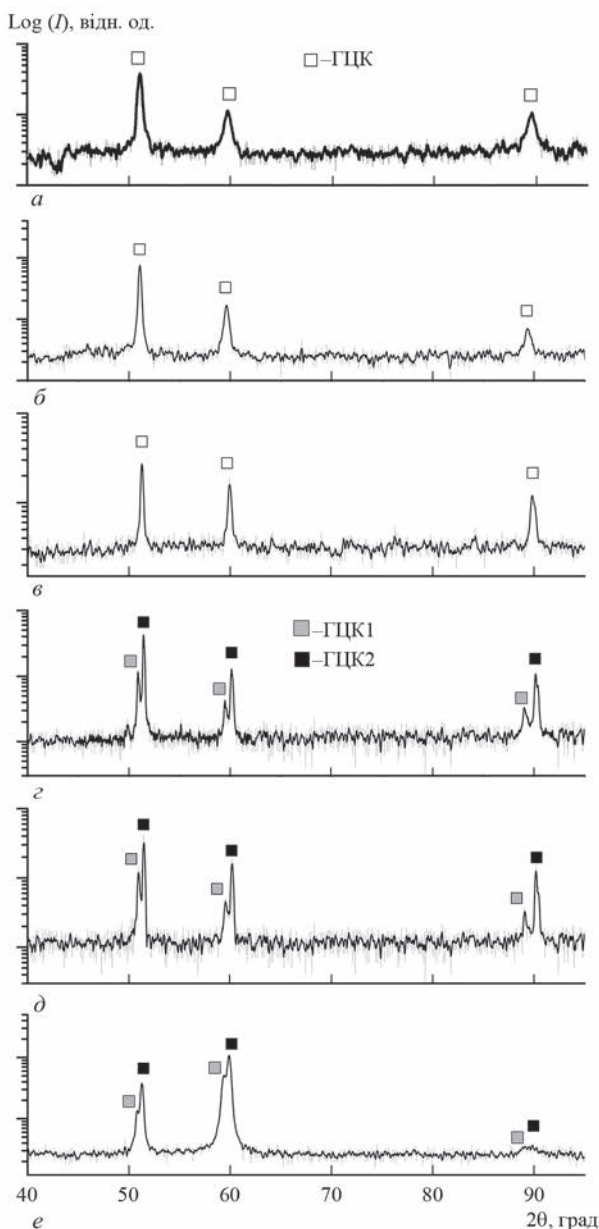


Рис. 2. Дифрактограми конденсатів CrFeCoNiCu, осаджених при температурах підкладки, К: 500 (а); 773 (б); 923 (в); 1025 (г) та 1275 (д) і вихідного зливка CrFeCoNiCu (е)

Разом з цим на дифрактограмах конденсатів, осаджених при температурі підкладки 923 К і більш низьких температурах, присутні піки лише однієї фази з ГЦК-кристалічною ґраткою. Отже, в інтервалі температур 923...1025 К має місце перехід від однофазного структурного стану конденсата в двофазний.

Мікроструктуру поперечного перерізу вакуумних конденсатів, осаджених при різних температурах, наведено на рис. 3. Конденсат з однофазною структурою (осадження при температурі підкладки 773 К) містить зерна, витягнуті в напрямку потоку пари, товщина яких не перевищує 1 мкм (рис. 3, а).

Перехід конденсату в двофазний структурний стан (осадження при температурі підкладки 1025 К) супроводжується суттєвою трансформацією мікроструктури. В ньому утворюється мікроструктура типу «волокна» з різним фазовим контрастом (рис. 3, б). Можна припустити, що світлим волокнам відповідає ГЦК-фаза, збагачена міддю, а темним — ГЦК-фаза, збіднена по міді. Подібна двофазна структура з крупними виділеннями обох ГЦК-фаз характерна для зливка CrFeCoNiCu (рис. 4). За даними хімічного аналізу фаз з різним контрастом світлі області мікроструктури зливка відповідають твердому розчину з підвищеним вмістом Cu і зниженим вмістом Cr, Fe, Co і Ni, а темні області — твердому розчину зі зниженим вмістом міді, склад якого близький до CrFeCoNiCu_{0,5} (табл. 2).

Отже, як при кристалізації з розплаву, так і при осадженні з парової фази, в області високих температур твердий розчин еквіатомного складу

Таблиця 1. Хімічний склад різних ділянок поперечного перерізу фольги CrFeCoNiCu, ат. %

Ділянка	Cr	Fe	Co	Ni	Cu
1	19,6	20,5	20,5	20,0	19,3
2	20,6	19,5	20,2	20,0	19,7
3	21,5	18,9	19,4	18,7	21,5

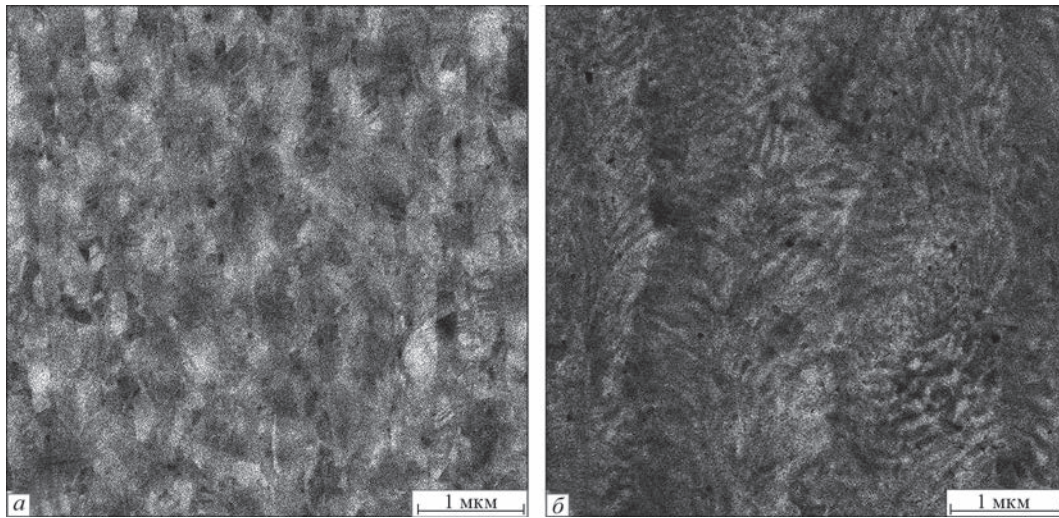


Рис. 3. СЕМ-зображення (в режимі BEI) поперечного перерізу конденсатів CrFeCoNiCu, осаджених при різних температурах підкладки, К: 773 (а) і 1023 (б)

розпадається на два твердих розчини — на основі ГЦК-фази, збідненої міддю, і іншої ГЦК-фази, збагаченої нею, які позначатимемо відповідно фазами ГЦК1 та ГЦК2. Різна вихідна структура вакуумного конденсату і зливка сплаву, а також різна температурна область їх розпаду зумовлює формування в них якісно відмінних композиційних двофазних структур.

Відомо, що мікроструктура і фазовий склад конденсованих матеріалів суттєво впливають на їхні механічні властивості [19, 20]. На рис. 5 наведені механічні характеристики вакуумних конденсатів, осаджених при різних температурах підкладки. Видно, що модуль Юнга, мікротвердість і коефіцієнт пластичності для двофазних (ГЦК1 + ГЦК2) конденсатів CrFeCoNiCu мало відрізняються від вихідного зливка з подібним фазовим складом.

Такі властивості двофазного конденсату можуть бути пов'язані з наявністю на границях зерен твердого розчину CrFeCoNiCu_{0,5} (фаза ГЦК1) пластичних виділень з високим вмістом міді (фаза ГЦК2). Слід зазначити, що пластичність двофазних конденсатів CrFeCoNiCu, осаджених при температурі підкладки вищій за 1000 К, надає можливість виробляти з них елементи різних листових конструкцій, наприклад, шляхом формовки (рис. 1, а). З іншого боку, однофазні конденсати, осаджені при температурі нижче 923 К, характеризуються суттєво вищою мікротвердістю (до 5,5 ГПа) порівняно з вихідним зливком (2,5 ГПа) і з конденсатами з двофазною структурою

(3,0 ГПа). Це може бути зумовлене зернограничним зміцненням конденсатів, осаджених при низьких температурах (ефект Холла–Петча). Із залежності розміру областей когерентного розсіяння (кристалітів) конденсатів CrFeCoNiCu від температури осадження (рис. 6), отриманих на основі аналізу профілів дифракційних піків (111) і (222) ГЦК-фази, видно, що для конденсатів, осаджених при температурах підкладки нижчих за 850 К, величина кристалітів не перевищує 100 нм. Тобто вакуумні конденсати, отримані при температурах підкладки 630...850 К, є наноструктурованими матеріалами, а їх значне зміцнення є наслідком дії ефекту Холла–Петча.

Разом з цим однофазні конденсати, осаджені при температурі підкладки нижче 630 К (розмір кристалітів 50...60 нм), виявляють значно менші значення мікротвердості, модуля Юнга і коефіцієнта пластичності. Подібний ефект зменшення вакуумних конденсатів спостерігали раніше для наноструктурованих фольг системи Fe–Ni, отриманих електронно-променевим осадженням з парової

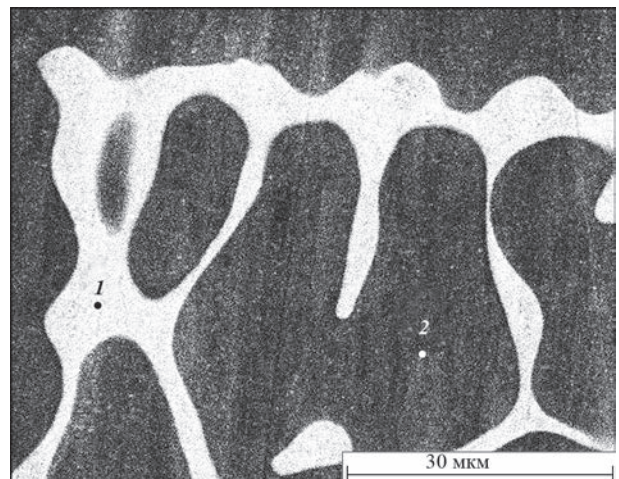


Рис. 4. СЕМ-зображення мікроструктури зливка сплаву CrFeCoNiCu

Таблиця 2. Хімічний склад різних ділянок мікроструктури зливка CrFeCoNiCu, ат. %

Ділянки мікроструктури	Cr	Fe	Co	Ni	Cu
Світлі	2,0	2,9	2,5	8,3	84,3
Темні	22,6	21,6	22,1	22,4	11,3

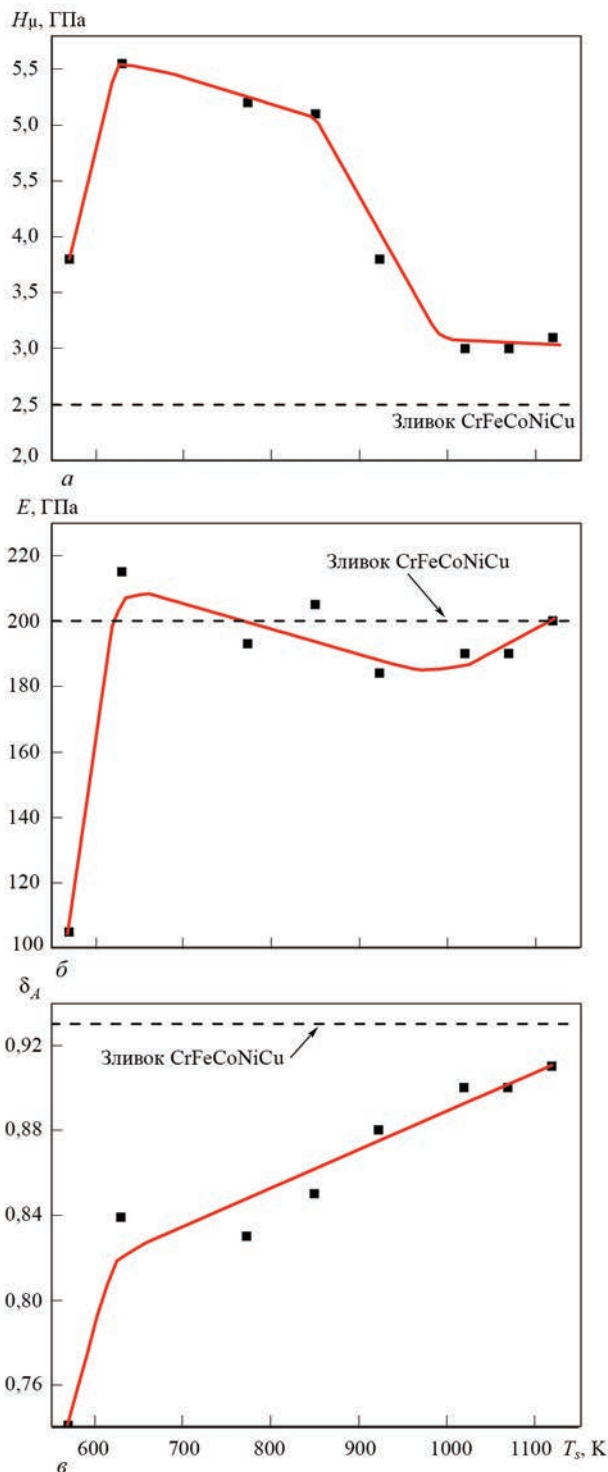


Рис. 5. Залежності мікротвердості (а), модуля Юнга (б) і коефіцієнта пластичності (в) вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu від температури їх осадження

фази [20]. Було показано, що пониження температури підкладки спочатку сприяє зміцненню матеріалу за рахунок зменшення розміру зерна, однак подальше її пониження, нижче певного критичного рівня, призводить до його значного знеміцнення, спричиненого формуванням в процесі осадження значної кількості пор внаслідок дії ефекту затінення і низької дифузійної рухливості атомів. Отже,

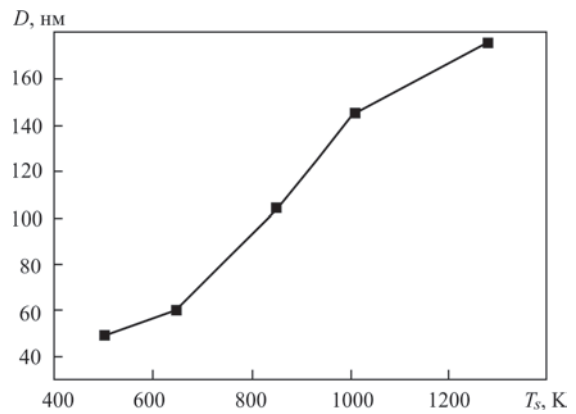


Рис. 6. Залежність розміру областей когерентного розсіяння вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu від температури їх осадження

можна припустити, що і в даному випадку виявлене знеміцнення вакуумних конденсатів ВЕС, осаджених при температурах підкладки нижче 630 К, зумовлене зростанням пористості.

Наведені вище результати дослідження вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu показали, що температура їх осадження суттєво впливає на фазовий склад і розмір елементів мікроструктури матеріалу, і, в свою чергу, на його механічні характеристики. Відомо, що гетерофазним сплавам з підвищеною кількістю структурних дефектів, таких як пластичні включення, структурні порушення на границях зерен, мікропори та ін., властива підвищена демпфуюча здатність (ДЗ). Тому доцільним видається дослідження дисипативних властивостей покриттів вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu в їх різному структурно-фазовому стані.

Типовий загальний вигляд покриття, осадженого на підкладку із проміжним прошарком міді, наведено на рис. 7. Можна бачити, що товщина прошарку міді рівномірна, в мікроструктурі покриття відсутні макропори чи тріщини, а розподіл елементів по товщині досить однорідний.

Дослідження характеристик ДЗ зразків з покриттями проводили в температурному інтервалі 293...670 К в різних структурно-фазових станах покриття: однофазному з ГЦК-структурою, сформованою при температурі підкладки 670 К, і двофазному (ГЦК1 + ГЦК2), сформованому при температурі підкладки 1020 К. Крім цього в ідентичних умовах вимірювали характеристики ДЗ зразка з однофазним покриттям (структура ГЦК) сплаву базового складу CrFeCoNi.

На рис. 8 представлено амплітудні залежності $\delta_s(\epsilon_{av})$ для зразків з однофазним і двофазним покриттями CrFeCoNiCu, а також з покриттям CrFeCoNi. Із співставлення даних, наведених на рис. 8, а, в, можна бачити, що для зразка з однофазним покриттям CrFeCoNiCu логарифмічний

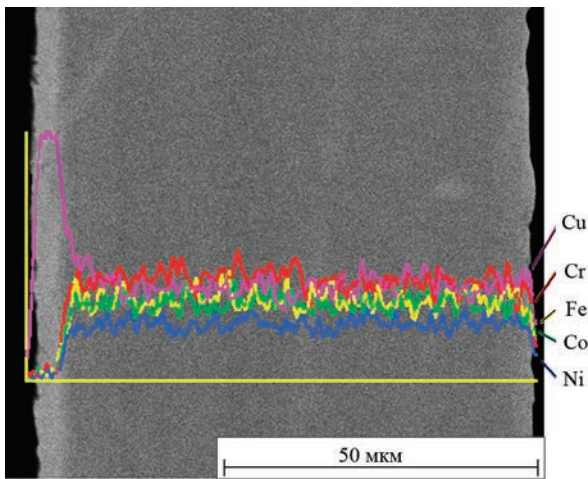


Рис. 7. СЕМ-зображення мікроструктури поперечного перерізу покриття CrFeCoNiCu і розподіл хімічних елементів по товщині

декремент більший при всіх температурах вимірювання і на всьому інтервалі амплітуд деформації ϵ_{av} , ніж для зразка з покриттям CrFeCoNi. Утворення двофазної структури в покритті зумовлює збільшення значень ЛД в 1,5...1,7 рази порівняно із зразком з однофазним покриттям (рис. 8, а, б) і в 3...4 рази із зразком без покриття. Слід також відзначити термічну стійкість характеристик ДЗ двофазного покриття, наприклад, практично повне збігання наведених для температур 670 та 293 К амплітудних залежностей $\delta_s(\epsilon_{av})$ при нагріванні покриття і його охолодженні (рис. 8, б).

Зазначена різниця в дисипативних властивостях двох матеріалів однакового хімічного складу може бути зумовлена різким збільшенням кількості структурних дефектів в покриттях з структурою ГЦК1 + ГЦК2, а також підвищенням інтенсивності зернограничної дифузії міді при $T > 500$ К внаслідок суттєвого збільшення питомої поверхні границь зерен в двофазному покритті.

Наведені результати становлять практичний інтерес щодо можливості використання покриттів з ВЕС даної системи для виробів з високою механічною добротністю (Q) з метою запобігання в них вібрацій небезпечного рівня, наприклад в титанових лопатках.

Висновки

1. Встановлено, що механічні властивості вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu, отриманих електронно-променевим осадженням з парової фази, суттєво залежать від їх структурно-фазового стану. Однофазні конденсати, осаджені при температурі підкладки нижчій від 923 К, характеризуються підвищеною мікротвердістю (до 5,5 ГПа) порівняно з двофазними конденсатами (3,0 ГПа) або зі зливком сплаву аналогічного хімічного

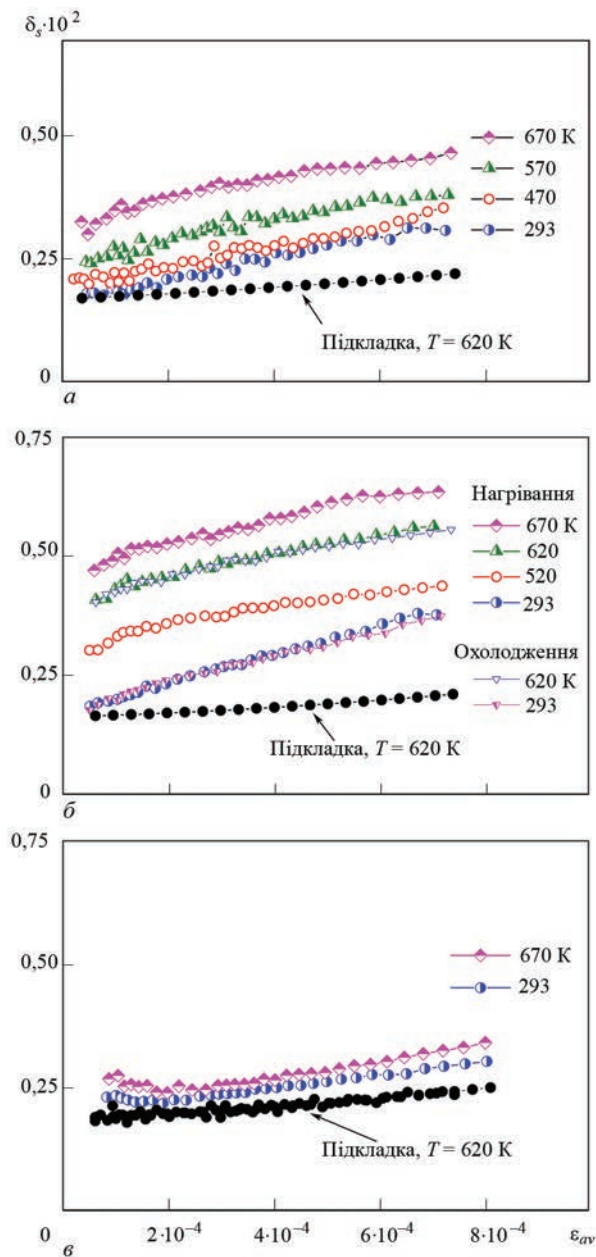


Рис. 8. Вплив температури на амплітудну залежність ЛД зразків з покриттям CrFeCoNiCu в однофазному (а) і двофазному (б) станах, а також зразка з однофазним покриттям сплаву CrFeCoNi базового складу (в)

складу (2,5 ГПа), що може бути зумовлене зернограничним зміцненням однофазних конденсатів внаслідок формування в них зерна нанометрового масштабу (ефект Холла–Петча).

2. Двофазні конденсати CrFeCoNiCu, осаджені при температурі підкладки вищій від 1000 К, мають більш високу пластичність ($\delta_A = 0,90$), ніж однофазні конденсати ($\delta_A = 0,83$), через наявність на границях зерен твердого розчину CrFeCoNiCu_{0,5} пластичних виділень твердого розчину з високим вмістом міді.

3. Показано, що перехід від однофазної ГЦК-структури до двофазної (ГЦК1 + ГЦК2) в покриттях CrFeCoNiCu призводить до підвищення демпфуючої здатності в 1,5...1,7 рази в інтервалі

температур 293...693 К, що може бути зумовлене різким збільшенням в двофазному покритті кількості структурних дефектів на границях зерен і підвищенням інтенсивності зернограничної дифузії.

Список літератури/References

1. Yeh, J.-W., Chen, S.-K., Lin, S.-J. et al. (2004) Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*, 299(6), 299–303.
2. Tong, C.J., Chen, M.R., Chen, S.K. et al. (2005) Mechanical performance of the $Al_xCoCrCuFeNi$ high-entropy alloy system with multiprincipal elements. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, 36, 1263–1271.
3. Chuang, M.H., Tsai, M.H., Wang, W.R. et al. (2011) Microstructure and wear behavior of $Al_xCo_{1.5}CrFeNi_{1.5y}$ high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 59, 6308–6317.
4. Wu, Z., David, S.A., Feng, Z., Bei, H. (2016) Weldability of a high entropy CrMnFeCoNi alloy. *Scripta Materialia*, 124, 81–85.
5. Braeckman, B.R., Boydens, F., Hidalgo, H. et al. (2015) High entropy alloy thin films deposited by magnetron sputtering of powder targets. *Thin Solid Films*, 580, 71–76.
6. Sobol', O.V., Andreev, A.A., Gorban, V.F. (2012) Reproducibility of the single-phase structural state of the multielement high-entropy Ti–V–Zr–Nb–Hf system and related superhard nitrides formed by the vacuum-arc method. *Technical Physics Letters*, 38(7), 616–619.
7. Wang, L.M., Chen, C.C., Yeh, J.W., Ke, S.T. (2011) The microstructure and strengthening mechanism of thermal spray coating $Ni_xCo_{0.6}Fe_{0.2}CrSiAlTi_{0.2}$ high-entropy alloys. *Materials Chemistry and Physics*, 126, 880–885.
8. Zhang, H., Wu, W., He, Y. et al. (2016) Formation of core-shell structure in high entropy alloy coating by laser cladding. *Applied Surface Science*, 363, 543–547.
9. Wu, Z.F., Wang, X.D., Cao, Q.P. et al. (2014) Microstructure characterization of $Al_xCo_1Cr_1Cu_xFe_xNi_1$ ($x = 0$ and 2.5) high-entropy alloy films. *J. of Alloys and Compounds*, 609, 137–142.
10. An, Z., Jia, H., Wu, Y. et al. (2015) Solid-solution CrCoCuFeNi high-entropy alloy thin films synthesized by sputter deposition. *Materials Research Letters*, 3(4), 203–209.
11. Cheng, J.B., Liang, X.B., Wang, Z.H. (2013) Formation and mechanical properties of CoNiCuFeCr high-entropy alloys coatings prepared by plasma transferred arc cladding process. *Plasma Chem. Plasma Process*, 33, 979–992.
12. Arfaoui, M., Radnóczy, G., Kovács, Kis V. (2020) Transformations in CrFeCoNiCu high entropy alloy thin films during in-situ annealing in TEM. *Coatings*, 10, 60.
13. Shaginyan, L.R., Britun, V.F., Krapivka, N.A. et al. (2018) The properties of Cr–Co–Cu–Fe–Ni alloy films deposited by magnetron sputtering. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 57(5–6), 293–300.
14. Ustinov, A.I., Polishchuk, S.S., Demchenkov, S.A., Melnichenko, T.V. (2019) Producing of thick vacuum condensates of high-entropic alloys CrFeCoNiCu and AlCrFeCoNiCu by the method of electron beam deposition. *Sovrem. Elektrometallyrgiya*, 2, 13–21 [in Russian].
15. Skorodzievskii, V.S., Ustinov, A.I., Polishchuk, S.S. et al. (2019) Dissipative properties of Al–(Fe, Cr) vacuum coatings with different composite structures. *Surface and Coatings Technology*, 367, 179–186.
16. Oliver, W., Pharr, G. (1992) An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *J. of Materials Research*, 7(6), 1564–1583.
17. Milman, Yu.V. (2008) Plasticity characteristic obtained by indentation. *J. of Physics D: Applied Physics*, 41, 074013.
18. Ustinov, A.I., Nekrasov, A.A., Perederij, V.A. et al. (2012) Unit for examination of dissipative properties of metallic specimens with coating. *Zavod. Laboratoriya*, 10, 41–44 [in Russian].
19. Ustinov, A., Polishchuk, S., Skorodzievskii, V., Telychko, V. (2009) Structure and properties of quasicrystalline and approximant EBPVD coatings of Al-based systems. *Zeitschrift für Kristallographie*, 224, 9–12.
20. Ustinov, A.I., Polishchuk, S.S., Demchenkov, S.A., Petrushinets, L.V. (2015) Effect of microstructure of vacuum-deposited $Fe_{100-x}Ni_x$ ($30 < x < 39$) foils with FCC structure on their mechanical properties. *J. of Alloys and Compounds*, 622, 54–61.

EFFECT OF THE STRUCTURE OF VACUUM CONDENSATES OF HIGH ENTROPY ALLOYS OF Cr–Fe–Co–Ni–Cu SYSTEM ON THEIR MECHANICAL PROPERTIES

A.I. Ustinov¹, V.S. Skorodzievskii², S.A. Demchenkov¹, S.S. Polishchuk², T.V. Melnichenko¹

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

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

²G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of the NAS of Ukraine.

36 Acad. Vernadsky Blvd., Kyiv, 03142, Ukraine. E-mail: metall@imp.kiev.ua

In this work mechanical and dissipative properties of vacuum condensates of high-entropy alloys (HEAs) of Cr–Fe–Co–Ni–Cu system produced by high-rate electron beam vapor deposition in a vacuum are investigated, depending on their structural-phase state. It is shown that a transition from a single-phase (FCC) structure of the condensate to the dual-FCC phase state (FCC1 + FCC2) occurs in the temperature range of 923...1025 K. It was found that the mechanical properties of CrFeCoNiCu vacuum condensates produced by EBPVD method, significantly depend on their structural and phase states. Two-phase condensates exhibit a lower microhardness (3.0 GPa) and higher plasticity ($\delta_A = 0.90$) against those of single-phase condensates (5.5 GPa and $\delta_A = 0.83$) due to the presence of plastic Cu-rich precipitates at grain boundaries of CrFeCoNiCu_{0.5} solid solution. It is shown that transition from the single-phase FCC structure to a two-phase structure (FCC1 + FCC2) in CrFeCoNiCu coatings leads to increase of the damping capacity by 1.5...1.7 times in the temperature range of 293...693 K, and by 3...4 times, compared with an uncoated sample. Ref. 20, Tabl. 2, Fig. 8.

Key words: high-entropy alloys; electron beam deposition; vacuum condensates; phase composition; mechanical properties; microhardness; Young's modulus; damping capacity

Надійшла до редакції 21.10.2020

ДУГОВІ МЕТАЛУРГІЙНІ ПЛАЗМОТРОНИ

В.О. Шаповалов

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

Розглянуто проблему ресурсу роботи металургійних плазмотронів. Показано, що площа плями дуги не зростає пропорційно підвищенню струму дуги. Зростання щільності струму у плямі дуги призводить до оплавлення поверхні електрода, на який спирається дуга. Для зниження локального навантаження струмом на електрод запропоновано робити його розщепленим з контрольованим навантаженням струмом на кожний елементарний електрод. Конструкція розщепленого мідного електродного вузла реалізована у лабораторних умовах і показала свою роботоздатність. На деякій відстані від електрода елементарні дуги стягуються у єдиний стовп дуги. Бібліогр. 13, рис. 3.

Ключові слова: електрична дуга; приелектродне падіння напруги; плями дуги; електрод; плазмотрон

Один із видів нагріву, який широко застосовується в металургії, є дуговий. Надпотужні дугові печі використовуються для виплавки металів, отримання феросплавів тощо. Особливу нішу має плазмово-дуговий нагрів. Поєднання енергії дуги і контрольованої атмосфери з широким діапазоном регулювання тиску і складу атмосфери створює різні металургійні ефекти: рафінування металу від домішок, видалення з металу шкідливих газів, насичення металу газами, наприклад, азотом зверх рівноважних концентрацій та ін. [1].

Основним інструментом плазмово-дугового нагріву є плазмотрон. Від його потужності і ресурсу роботи елементів конструкції залежить реалізація плазмових технологій у промисловості [2, 3]. Як показує практика, зі зростанням потужності ресурс роботи плазмотронів швидко падає. Якщо дугові плавильні плазмотрони невеликої потужності можуть працювати тривалий час, то ресурс роботи окремих вузлів потужних плазмотронів скорочується як мінімум на один порядок (до кількох десятків годин). Крім того робота потужних плазмотронів іноді супроводжується забрудненням металу матеріалами металевого електрода, який у вигляді крапель надходить до ванни з рідким металом. У зв'язку з цим виникає проблема пошуку рішення підвищення ресурсу роботи потужних плазмотронів для плазмово-дугових печей. Елемент конструкції плазмотрона, що визначає ресурс, є електрод, на який спирається пляма дуги. Інші елементи конструкції плазмотрона мають значний ресурс роботи, який практично не залежить від потужності. Тому дослідження проблеми доцільно розпочати з аналізу роботи електродних вузлів, які були реалізовані при створенні плазмотронів.

В історичному плані створення плазмотронів розпочалося з пристроїв невеликої потужності (15...30 кВт). Потужність є результат множення напруги на струм дуги. Падіння напруги на дузі мало впливає на ресурс роботи електрода, на який

спирається дуга. Саме величина струму визначає ресурс. Тому краще оперувати не потужністю, а показниками струму плазмотрона.

Для плазмотронів невеликої потужності значення струму коливалося у межах 150...750 А. Як правило електродний вузол являє собою вольфрамовий електрод діаметром 3...10 мм з ресурсом роботи сотні годин. Але плазмотрони з такими показниками струму мало придатні для створення потужних плазмово-дугових печей, призначених для переплавлення великих об'ємів металу. Необхідні плазмотрони, які могли б генерувати дугу струмом від декількох одиниць до десятків кілоампер.

Науковці і конструктори вирішували задачу дуже просто, без урахування нелінійних характеристик дуги. Якщо один стрижень діаметром до 10 мм стабільно працював у плазмотроні зі струмом дуги 600...750 А, то для генерації дуги зі значно більшим струмом збільшили площу радіального перетину стрижня електрода пропорційно зростанню струму. Як пізніше з'ясувалося на практиці, площа плями, на яку спирається дуга, не зростала пропорційно підвищенню струму. Вона майже не змінилася, а при значному збільшенні струму могла зменшитися за рахунок магнітного стискання дуги, яке зростало з підвищенням струму. При цьому приелектродне падіння напруги мало незначне змінення. Тепло, яке надходило у електрод через пляму дуги, визначалося як множення значень струму на приелектродне падіння напруги. Тому зі збільшенням струму значно зростала його локальна щільність через електрод і питома величина теплового потоку. При перевищенні критичного значення питомої величини теплового потоку електрод починав локально оплаватися, утворювалися краплі, які потрапляли до ванни з рідким металом. Електроди традиційно виготовлялися наборними з декілька стрижнів. На рис. 1 наведено електродний вузол плазмотрона на початку процесу, де видно автографи дуги і оплавлення електрода. Такий електрод при струмі 2,5...2,8 кА мав ресурс роботи 25...30 год.

В.О. Шаповалов — <https://orcid.org/0000-0003-1339-3088>

© В.О. Шаповалов, 2020

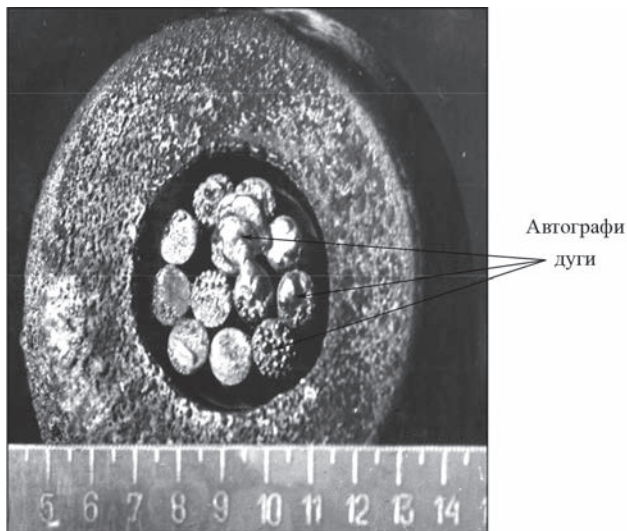


Рис. 1. Загальний вигляд електродного вузла плазмотрона після 20 хв роботи: діаметри вольфрамових електродів 10 мм

Основна причина, що призводила до розплавлення електрода була, як вбачали дослідники, у контрагуванні плями дуги. Тому для усунення цього явища було висунуто декілька пропозицій: робота плазмотрона у розрідженій атмосфері та організація додаткової малопотужної плазмової дуги для розігрівання основного електрода і, таким чином, створення у приелектродній області дуги умов для переходу дуги у дифузний режим з суттєвим збільшенням площі плями [4]. Прогнозувалося, що при цьому знизиться питома щільність струму у електроді. Але сподівання виявилися дещо перебільшеними. Пляма дуги практично не збільшилася, додатковий нагрів електрода відбувся. Таким чином, підвищити ресурс роботи електродного вузла не вдалося. Дослідження і експерименти проводилися на гарячих катодах, коли електрод генерував необхідну кількість електронів, які забезпечували стабільне горіння дуги.

Оскільки тепловиділення на електроді залежало від двох параметрів — струму і приелектродного падіння напруги, то наступним кроком було випробування способів зменшення цього падіння при незмінних значеннях струму. Був винайдений спосіб введення в електрод лужних і лужноземельних елементів, які в процесі роботи при нагріванні електрода забезпечували низьку роботу виходу. Було розроблено тверді електроди з добавками цих елементів (торирований або лантанований вольфрам) [5] і електроди фітільного типу, коли вздовж вісі електрода вмонтовувався фітіль, просочений сполуками лугів, які забезпечували низьку роботу виходу електронів.

Були випробувані інші способи підвищення ресурсу роботи гарячих електродів, наприклад електродів з перехідних металів (окису або нітриду гафнію, цирконію тощо), що працюють у повітряному середовищі [6–8]. Для струму 100...250 А

такі катоди працювали успішно, особливо у пристроях для повітряного різання металів дугою.

Іншим напрямком робіт з підвищення ресурсу електродного вузла у 70–80-х рр. минулого століття було використання холодних електродів на основі міді. Електрод, на який спиралася дуга, виконував роль анода. Переміщення плями дуги по робочій поверхні електрода забезпечувалося примусово під дією електромагнітного поля або за допомогою газових вихрового впливу. Попередніми роботами у цьому напрямку були роботи зі створення невитратних електродів для переплаву титану фірмами «Дюрерк» і «Ротройд» [9, 10], а також невитратних електродів, що розробляли в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. Робочий струм дуги досягав декількох кілоампер. Однак при всіх позитивних ефектах, що були отримані, ці генератори дуги не знайшли широкого впровадження у промисловості.

Принцип генерації дуги з невитратним мідним електродом у теперішній час знайшов своє відображення при розробці потужних металургійних плазмотронів. Мідний електрод мав вигляд глухондонної гільзи. Робочою була внутрішня циліндрична поверхня, по якій переміщалося пляма дуги з великою швидкістю. Переміщення дуги здійснювалося з використанням вихрового ефекту газового потоку. Були досягнуті деякі позитивні результати: мале засмічення сплавів матеріалом електрода (на рівні електроперенесення) та більш-менш прийнятний ресурс роботи на рівні 70...80 год. Але ресурс роботи був не гарантований і електрод в результаті точкового впливу дуги прогорав і вода надходила у плавильний простір. Найбільш імовірно, що при циклічному впливі високоінтенсивних теплових навантажень на матеріал електрода, які характерні для плями дуги, у поверхневому шарі міді відбувалися структурні зміни, які разом із скритими дефектами призводили до проплавлення мідного електрода.

Принципово іншим напрямком підвищення ресурсу електродів плазмотрона (дугових нагрівачів) є застосування розщеплених електродів [11]. Створення потужних генераторів дугової плазми з великими показниками струму необхідно не тільки в металургії, але і в інших галузях, наприклад, для випробування елементів космічної техніки. Значення струму таких генераторів плазми сягає десятки кілоампер. Робота плазмового генератора будується таким чином, що пляма дуги, яка б мала бути при роботі одного електрода, примусово розподіляється на окремі плями, показники струму через які зменшуються пропорційно кількості електродів і становлять декілька сотень ампер [12, 13]. При цьому інтенсивність впливу локального теплового потоку на електрод не перевищує критичне зна-

чення і електрод за рахунок цього має підвищений ресурс роботи. Немає залежності теплового впливу від зовнішніх чинників, як це відбувається при газодинамічному або електромагнітному переміщенню плями дуги. Кожен електрод працює стабільно і має своє навантаження, яке регулюється окремим джерелом живлення. Відбувається генерація окремих дуг, які під дією електромагнітних сил, що утворюються струмом кожної дуги, стягуються і формують один потужний стовп дуги. Тобто один потужний стовп дуги гарантовано спирається на окремі електроди, не перевищуючи критичного значення струму через один електрод.

Із проведеного аналізу витікає, що гарантований ресурс роботи плазмотрона може бути отриманий при застосуванні розщеплених електродів, на які спирається дуга.

Матеріали і методи створення потужних металургійних плазмотронів. Металургійні плазмотрони можуть бути з гарячим і холодним електродами, на які опирається дуга. Як показала практика, у якості гарячого електрода найчастіше застосовують ітріований або лантанірований вольфрам. Матеріал холодного електрода — мідь. Матеріал для гарячих катодів добре вивчено і накопичено багатий досвід щодо використання вольфраму у плазмотронах невеликої потужності (750 А — струм, який не слід перевищувати). Прийнятний ресурс роботи вольфрамового катода досягається при струмі 500...600 А. Виходячи з цього, доцільно конструювати потужні плазмотрони з розщепленим катодом, які б могли забезпечувати бажаний ресурс роботи.

З міддю ситуація інша. Мідні електроди використовуються у різних пристроях зварювальної техніки, але сталої інформації щодо навантажень струмом, які стосуються роботи міді у режимі електрода дугового плазмотрона, немає. Тому доцільно провести дослідження стійкості мідних електродів в залежності від показників струму дуги.

Матеріал, що використовується для виготовлення електродів, — мідь марки М1, плазмовоутворюючий газ — аргон марки А. Охолоджують мідь водою. Вимушена конвекція газу не передбачається. Випробування проводили у камері, наповненій аргоном. Порядок проведення дослідів був наступний. У тигель завантажували брукт вольфрамових електродів, вертикально по вісі тиглю на відстані 30...35 мм від вольфрамового брукту розміщали мідний водоохолоджуваний електрод діаметром 25...30 мм, торець якого мав сферичну форму. Електричне живлення дугового проміжку здійснювали від джерела постійного струму з крутопадаючою характеристикою і приєднанням мідного електрода до його плюсового контакту. Крім того,

для збудження дуги використовували допоміжний електрод і осцилятор високовольтних імпульсів.

Дослідження ресурсу роботи мідного електрода проводили протягом тривалого часу при заданих значеннях струму, а витрати міді визначали періодично шляхом вимірювання зміни маси електрода із застосуванням вагів.

Крім визначення витратних коефіцієнтів матеріалу електродів під дією струму найважливішим є питання створення конструкції плазмотрону з розщепленим електродним вузлом. Для цього передбачалося випробувати два різні режими живлення індивідуальних обособлених електродів — безперервний і імпульсний. Для безперервного живлення кожний елементарний електрод мав індивідуальне джерело постійного струму, що забезпечувало стабільне горіння елементарних дуг, які об'єднувалися у один стовп дуги на відстані, рівній 1,0...1,5 діаметра кола розпаду елементарних електродів.

Застосування імпульсного режиму роботи елементарних електродних вузлів передбачало неодноразову роботу всіх електродів і формування єдиного стовпа дуги.

Результати досліджень. В експериментах досліджувалися мідні електроди. Пляма дуги на електроді під час проведення дослідів була стабільна для кожного значення струму. Вона практично не переміщувалася по поверхні електрода. Мідний електрод поступово втрачав масу у зоні «прив'язки» плями дуги. Можливі різні механізми зниження маси електрода. На нашу думку, є два найбільш вірогідні процеси — випаровування міді у анодній плямі і електроперенос металу під дією електричного струму. В залежності від часу з початку випробування електрода один процес поступово почав превалювати над іншим. На початку випробувань товщина мідної стінки максимальна (20 мм) і визначається конструкцією електрода (рис. 2). Можна припустити, що температура поверхні в робочому стані у зоні плями дуги відповідає діапазону температур плавлення (випаровування). Електрод втрачає масу як за рахунок електроперенесення, так і випаровування. Поступово товщина мідного електрода у зоні дії дуги зменшується, охолодження зони плями дуги підсилюється. В результаті інтенсивність випаровування поступово зменшується, а товщина стінки зменшується більш повільно. Настає режим мінімальної витрати матеріалу електрода, що відповідає його товщині стінки 10 мм. На нашу думку, у цьому випадку основним механізмом стає електроперенесення. Подальше зменшення товщини стінки сприяє зменшенню відтоку тепла в тіло електрода, відбувається перегрів поверхні в зоні плями дуги і втрата маси електрода збільшується. Крім того більш інтенсивно відбувається деграда-

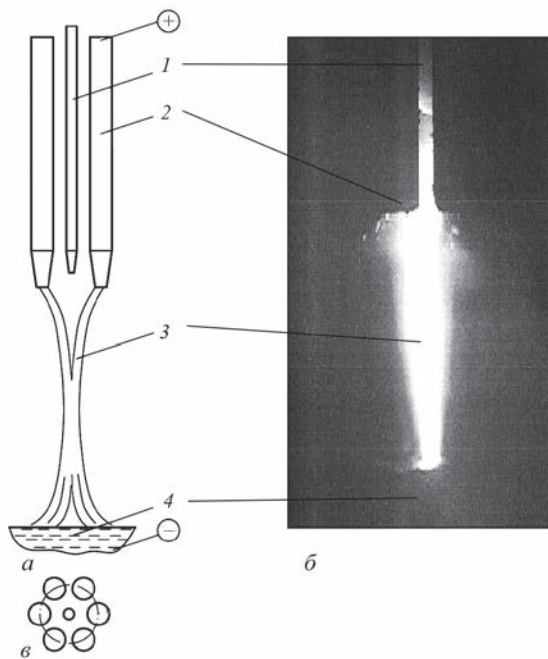


Рис. 2. Схема мідного електродного вузла (а), фото згенерованої дуги (б), розміщення (вид зверху) мідних електродів по колу (в): 1 — вольфрамовий електрод для старту процесу (підпалу дуги); 2 — мідний електрод; 3 — електрична дуга; 4 — рідкий метал

ція структури мідного електрода у зоні плями дуги. Можуть виникати тріщини і проявляються скриті дефекти, що з часом сприяє виходу електрода з ладу. В результаті експериментів встановлено, що при струмі через електрод 400 А час його роботи до руйнування не перевищує 80 год. Для струму

250 А час роботи може становити 220...250 год, а при струмі 150 А — більше 300.

Проведені випробування доповнюють інформацію про ресурс роботи мідних електродів та дозволяють створювати плазмотрони з розщепленим електродом, на який спирається пляма дуги. Були випробувані макети плазмотронів з вольфрамовим і мідним розщепленими електродом. Крім того для полегшення стартового періоду в середині розщепленого мідного електрода був вмонтований елементарний вольфрамовий електрод, на який подавали потенціал мінус. Схематично електродні вузли і фото процесу генерації дуги представлені на рис. 2.

Випробування плазмотрона з розщепленим вольфрамовим електродом показало, що всі елементарні катоди працюють. Елементарні дуги стягуються і утворюють один стовп, тепло якого обігріває металеву ванну і плавить шихтову заготовку. У той же час з'ясувалися деякі негативні процеси, що відбуваються у робочій зоні катодного вузла. Елементарні вольфрамові електроди розжарюються в процесі роботи. Зона навколо такого елементарного електрода іонізується. З'являється можливість перекидання елементарної дуги з одного катода на інший через бічну поверхню і тоді вже з того електрода тече струм подвійної сили і це призводить до його руйнування. Аналогічна ситуація виникає і при використанні мідних електродів (перескокування дуги і подвійне значення струму з одного елементарного електрода).

Таке явище можна усунути двома шляхами: поставити між елементарними електродомі ізолювані водоохолоджувані перегородки; ліквідувати шляхом застосування особливого режиму роботи елементарних електродів.

Другий шлях має більше переваг. Головна з них — немає необхідності змінювати (ускладнювати) конструкцію електродного вузла. Суть розробленої такої системи живлення елементарних електродів полягає в тому, що кількість елементарних електродів повинна бути кратною трьом, але не менше шести. У кожний момент часу працюють тільки два (для шестиелектродного вузла) або три (для дев'ятиелектродного) електрода. Діючий струм, який може призвести до руйнування електрода не перевищує критичне значення. Електроди, через які тече струм, знаходяться завжди один проти одного (для шестиелектродної схеми). Миттєва потужність струму стягує два струми в один стовп дуги, який постійно живиться від чергової пари електродів. Почергово працюють електроди (рис. 3) 1-Е1 і 2-Е1, 1-Е2 і 2-Е2 та 1-Е3 і 2-Е3. Діюче значення струму показують амперметри, що включені у токопровід кожного електрода.

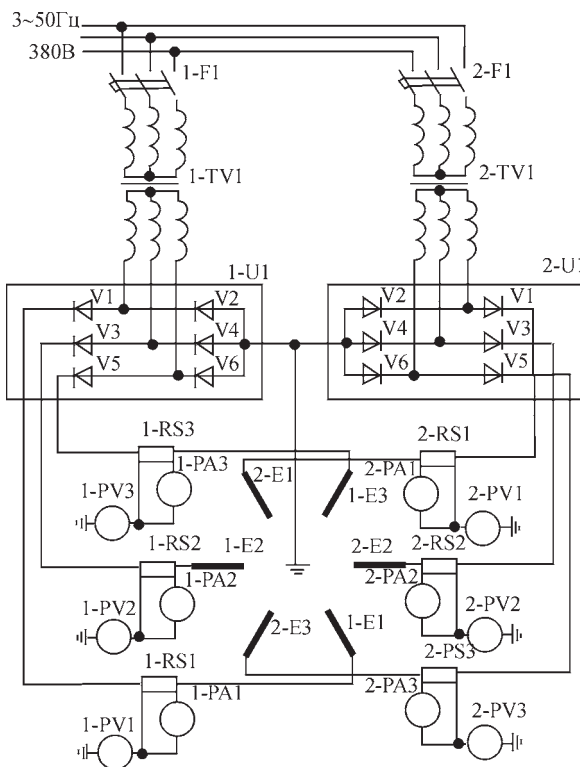


Рис. 3. Електрична схема живлення електродів електродного вузла плазмотрона

Струм стовпа дуги у цьому випадку дорівнює сумі струмів усіх елементарних електродів.

Дослідження з визначення ресурсу роботи плазматронів, побудованих за схемою підсумовування струму елементарних електродів, тривають. Але є головне — гіпотеза, за якою створена експериментальна конструкція плазматрону, вже працює.

Висновки

1. Показано, що плазматрони з одним електродом не забезпечують гарантований ресурс роботи.

2. Обґрунтовано, що вирішення проблеми є в створенні плазматронів з розщепленим електродним вузлом, які мають забезпечити необхідний ресурс роботи.

Список літератури

1. Лакомский В.И. (1974) *Плазменно-дуговой переплав*. Киев, Техніка.
2. Кривцов В.С., Планковский С.И. (2005) Проблемы создания высокоресурсных сильноточных электродуговых плазматронов. *Аэрокосмическая техника и технология*, **7**, 7–20.
3. Шаповалов В.А., Цыкуленко К.А., Шейко И. В., Колесниченко В.И. (2010) Плазменная металлургия и ресурс работы плазматронов. *Современная электрометаллургия*, **4**, 20–25.
4. Замуло Н.И., Латаш Ю.В., Забарилло О.С. и др. (1989) Эрозионная стойкость электродов металлургических плазматронов. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **2**, 76–83.
5. Богаченко А.Г., Мищенко Д.Д., Брагинцев В.И. и др. (2016) Экономия электроэнергии на дуговых сталеплавильных печах постоянного тока с графитированными фитильными электродами. *Современная электрометаллургия*, **1**, 58–64.
6. Лакомский В.И. (2000) Плазменно-дуговая горелка с оксидным катодом. *Автоматическая сварка*, **12**, 71–75.
7. Аньшаков А.С., Урбах Э.К., Урбах А.Э., Фалеев В.А. (2005) Исследование термохимических катодов в дуговых плазматронах. *Теплофизика и аэромеханика*, **12(4)**, 685–691.
8. Лакомський В.Й. (2006) Оксидний катод зварювальної дуги. *Фізика і хімія твердого тіла*, **2**, 326–330.
9. Iowly J.D. (1972) Four de fusion a electrode non consumable rotatroude. *Vide*, **161(27)**, 262.
10. Vaia, A., Akers, R. (1973) Durarc process for melting and casting titanium. *Titanium Soc. and Technol.*, **1**, 331–341.
11. Шаповалов В.А., Латаш Ю.В. (1999) Металлургические плазматроны. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **4**, 50–56.
12. Жадкевич М.Л., Шаповалов В. А., Мельник Г.А. и др. (2005) Дуговые источники нагрева с нерасходуемыми электродами. *Современная электрометаллургия*, **4**, 29–33.
13. Шаповалов В. А., Мельник Г.А., Вислобоков О.М. и др. (2006) Экспериментальное исследование эрозии медного водоохлаждаемого анода. *Там же*, **1**, 17–19.

References

1. Lakomsky, V.I. (1974) *Plasma-arc remelting*. Kiev, Tekhnika [in Russian].
2. Krivtsov, V.S., Plankovsky, S.I. (2005) Problems of creation of high performance high-current electric arc plasmotrons. *Aerokosmicheskaya Tekhnika i Tekhnologiya*, **7**, 7–20 [in Russian].
3. Shapovalov, V.A., Tsykulenko, K.A., Sheiko, I.V., Kolesnichenko, V.I. (2010) Plasma metallurgy and service life of plasmotrons. *Sovrem. Elektrometall.*, **4**, 20–25 [in Russian].
4. Zamulo, N.I., Latash, Yu.V., Zabarilo, O.S. et al. (1989) Erosion resistance of electrodes of metallurgical plasmotrons. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **2**, 76–83 [in Russian].
5. 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.*, **12(1)**, 58–64 [in Russian].
6. Lakomsky, V.I. (2000) Plasma arc torch with an oxide cathode. *The Paton Welding J.*, **12**, 71–75.
7. Anshakov, A.S., Urbakh, E.K., Urbakh, A.E., Faleev, V.A. (2005) Study of thermochemical cathodes in arc plasmotrons. *Teplofizika i Aeromekhanika*, **12(4)**, 685–691 [in Russian].
8. Lakomskyi, V.Yo. (2006) Oxide cathode of welding arc. *Fizyka i Khimiya Tverdogo Tila*, **2**, 326–330 [in Ukrainian].
9. Iowly, J.D. (1972) Four de fusion a electrode non consumable rotatroude. *Vide*, **161(27)**, 262 [in French].
10. Vaia, A., Akers, R. (1973) Durarc process for melting and casting titanium. *Titanium Soc. and Technol.*, **1**, 331–341.
11. Shapovalov, V.A., Latash, Yu.V. (1999) Metallurgical plasmotrons. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **4**, 50–56 [in Russian].
12. Zhadkevich, M.L., Shapovalov, V.A., Melnik, G.A. et al. (2005) Arc heat sources with nonconsumable electrodes. *Advances in Electrometallurgy*, **4**, 25–28.
13. Shapovalov, V.A., Melnik, G.A., Vislobokov, O.M. et al. (2006) Experimental investigation of erosion of copper water-cooled anodes. *Ibid.*, **1**, 14–16.

METALLURGICAL ARC PLASMATRONS

V.O. Shapovalov

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

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

The problem of the service life of metallurgical plasmotrons is considered. It is shown that the area of the arc spot does not increase in proportion to the increase in the arc current. Increasing the current density in the arc spot leads to melting of the surface of the electrode on which the arc rests. To reduce the local current load on the electrode, it is proposed to make the electrode on which the arc rests split with controlled current load on each elementary electrode. The design of the split copper electrode assembly was implemented in the laboratory and has shown its efficiency. At some distance from the electrode, the elementary arcs are contracted into a single arc column. Ref. 13, Fig. 3.

Key words: electric arc; near-electrode voltage drop; arc spots; plasmatron electrode

Надійшла до редакції 30.11.2020

ПРОМИСЛОВА ТЕХНОЛОГІЯ НАНЕСЕННЯ ДВОШАРОВИХ ПЛАЗМОВИХ ТЕПЛОЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ НА СОПЛОВІ ЛОПАТКИ ГАЗОВИХ ТУРБІН

В.А. Акримов¹, І.М. Гречанюк², Ю.О. Смашнюк³, В.Г. Гречанюк⁴, М.П. Любаренко³

¹ДП НВКГ «Зоря»-«Машпроект». 54018, м. Миколаїв, пр. Богоявленський, 42-а. E-mail: office@zorya.com.ua

²ІПМ ім. І.Н. Францевича НАН України.

03680, м. Київ, вул. Академіка Кржижанівського, 3. E-mail: ipm@nas.gov.ua

³НВП «ЕЛТЕХМАШ». 21011, м. Вінниця, вул. Ватутіна, 25. E-mail: vin25ebt@ukr.net

⁴Київський національний університет будівництва та архітектури.

03037, м. Київ, Повітрофлотський просп., 31. E-mail: knuba@knuba.edu.ua

Описано особливості промислової технології осадження плазмових теплозахисних покриттів на лопатки газотурбінних установок з використанням порошків CoCrAlYSi , отриманих з відповідних сплавів електронно-променевої плавки. Показано необхідність контрольованої підготовки поверхні лопаток перед нанесенням покриття. Регламентовано час між очищенням поверхні і нанесенням покриття. Вказані оптимальні технологічні параметри нанесення покриття та досліджено їх структурно-хімічний склад. Бібліогр. 5, табл. 1, рис. 3.

Ключові слова: плазмові теплозахисні покриття; технологія нанесення; порошки; сплави; лопатки; структура

В державному науково-виробничому комплексі газотурбобудування «Зоря-Машпроект» (м. Миколаїв) широко використовують різні способи (плазмовий, електронно-променевий) для нанесення теплозахисних покриттів на лопатки турбін.

З газотермічних способів напилювання різних матеріалів плазмовий є найбільш прийнятним як з економічної точки зору, так і з можливості напилення покриттів, що відповідають вимогам застосування в газотурбінних двигунах [1, 2].

Плазмовий спосіб нанесення покриттів полягає в формуванні на поверхні деталі (виробу, конструкції) шару з частинок порошку, що володіють певним запасом теплової і кінетичної енергії, отриманої в результаті взаємодії з плазмовим струменем. Температура плазмового струменя досягає 5000...10000 °С, а швидкість витікання — 1000...1500 м/с. У плазмовому струмені частинки порошку нагріваються і набувають швидкість 50...200 м/с. Швидкість польоту частинок порошку залежить від їх розміру, щільності матеріалу, струму дуги, природи і витрати плазмоутворюючого газу.

Перевагами плазмового способу є можливість: отримання покриттів з більшості матеріалів, що плавляться без розпаду та обмеження по температурі плавлення;

використання для утворення плазмового струменя газів різного роду: інертних (аргону, гелію), відновлювальних (водню), окислювальних (повітря, азоту), а також аміаку, природного газу, водяної пари, що в поєднанні із застосуванням камер із захисним середовищем (вакуумом) або захисних насадок доз-

воляє регулювати властивості середовища, в якій нагріваються і рухаються частинки порошку;

гнучкого регулювання електричного і газового режимів роботи плазмотрона, у тому числі в процесі нанесення покриття, що дозволяє управляти енергетичними характеристиками частинок, що напилюють, і умовами формування покриття, а також досить:

висока продуктивність процесу (3...20 кг/год) для плазмотронів з електричною потужністю 30...40 кВт;

високий коефіцієнт використання порошку (0,5...0,7), що залежить в основному від виду матеріалу, що напилюється, і геометричних розмірів деталі.

Недоліками плазмового способу нанесення покриттів у відкритій атмосфері є:

низька для ряду умов експлуатації міцність зчеплення покриттів з підкладкою (10...50 МПа при випробуваннях на нормальний відрив);

висока пористість одержуваних покриттів (2...15 %), що перешкоджає їх застосуванню в корозійних середовищах без додаткової обробки;

невисокий коефіцієнт корисного використання енергії плазмового струменя на нагрів порошку (2...8 %);

високий рівень шуму (110...130 дБ) і світлового випромінювання;

відносно висока вартість обладнання і його стаціонарність.

Технологія експерименту. Технологічна схема процесу нанесення теплозахисного плазмового покриття (рис. 1) в залежності від конкретних

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

умов і типу виробництва, особливостей використовуваного обладнання в реальних технологічних процесах може містити різну кількість операцій і технологічних прийомів.

Підготовка лопаток для нанесення покриттів. Перед нанесенням покриття необхідно здійснити спеціальну підготовку, яка очищує поверхню і виводить зі стану термодинамічної рівноваги з середовищем, звільнюючи міжатомні зв'язки поверхневих атомів, тобто хімічно активізує поверхню деталі. Однак активність підкладки швидко знижується через хімічну адсорбцію газів із середовища і окислення. Тому час між операціями підготовки поверхонь і нанесення покриттів максимально скорочують. Крім того попередня обробка поверхні збільшує її шорсткість, що призводить до підвищення температури в контакті під напилюваними частинками на виступах, і сумарну площу ділянок приварювання частинок до підкладки. Шорстка поверхня лопатки має велику площу контактів з покриттям, що також збільшує міцність їх зчеплення.

З метою видалення різних забруднень поверхні лопаток перед нанесенням покриттів ретельно очищають — знежирюють органічними розчинами або миючими препаратами. ГЦП видалається механічною обробкою. Для більш повного видалення масел, які залишаються у внутрішніх порожнинах лопаток, застосовується термічне знежирення, тобто нагрів в муфельних або шахтних печах до температури вигорання масла (260...320 °С).

Для захисту ділянок поверхонь лопатки, що не підлягають покриттю, встановлюються спеціальні екрани і пристосування.

Струменево-абразивна обробка — обов'язкова операція в підготовці лопаток до напилювання.

Струменево-абразивній обробці піддають поверхні, що напилюються з метою додання їм шорсткості і активації в стаціонарних камерах, в яких не допускається обробка лиття або інших деталей для зняття будь-яких забруднень.

Розрив у часі між підготовкою поверхні і напиленням не повинен перевищувати 4-х год.

Після обробки поверхню лопатки обдувають стисненим повітрям для видалення частинок абразиву.

Контроль якості підготовки лопатки проводиться візуальним оглядом. На поверхні після струменево-абразивної обробки не допускається наявність блискучих ділянок. Ознакою добре підготовленої поверхні є рівномірний сірувато-матовий відтінок металу.

Необхідно оберегти підготовлену поверхню від контакту з маслами, жирами, водою, не чіпати руками, при обробці і нанесенні покриттів використовувати чистий знежирений інструмент або рукавиці.



Рис. 1. Технологічна схема процесу нанесення теплозахисного покриття плазмовим напиленням

Нанесення плазмових теплозахисних покриттів. Схема установки для нанесення покриттів приведена на рис. 2.

До складу установки для нанесення покриттів також входить роботизована система, що забезпечує рівномірне переміщення плазмотрона відносно трактової поверхні лопаток.

Для нанесення внутрішнього жаростійкого шару двошарового теплозахисного покриття використовуються полікристалічні порошки марок МЗП-10 і МЗП-11. Їх хімічний склад наведено в таблиці [3].

В якості матеріалу зовнішнього керамічного шару використовують порошок ЦрОІ-9 ТУ У 24.1-00201081-049:2005 (стабілізований 9 мас. % оксидом ітрію діоксид цирконію чистотою не нижче 99,5 мас. %) українського виробництва.

Для формування внутрішнього і зовнішнього шарів теплозахисного покриття використовують порошок фракції 40...100 мкм.

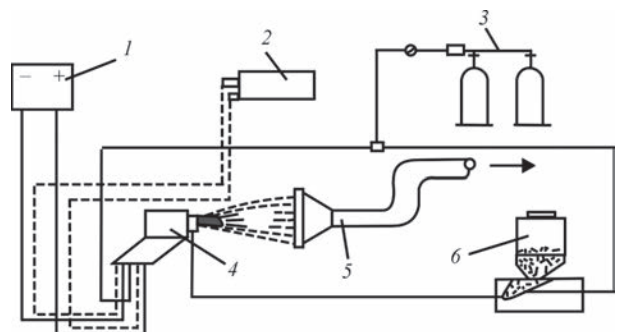


Рис. 2. Схема установки плазмового напилення: 1 — джерело живлення; 2 — смінь з охолоджувальною водою; 3 — плазмотворюючий газ; 4 — плазмотрон; 5 — вентиляція; 6 — порошковий дозатор

Хімічний склад порошків марок МЗП-10 та МЗП-11, мас. %

Порошок	Компоненти, %						Домішки				
	Co	Ni	Cr	Al	Y	Si	Hf	Zr	Fe	Cu	C
МЗП-10	Основа	0...2	26...30	6...9	0,8...1,2	1,5...4,0	до 0,2	до 0,4	до 0,6	до 0,06	до 0,1
МЗП-11	—	—	20...25	10...13	0,4...1,0	—	—	—	—	—	—

Примітка. В полікристалічних порошках зі сплавів МЗП-10 і МЗП-11 допускається сумарний вміст Nb + Mo + W + Ti в кількості не більше 1 мас. %.

Нижче приведені технологічні режими нанесення плазмового теплозахисного покриття (ТЗП). При формуванні як металевого, так і керамічного шарів ТЗП використовують порошки фракції 40...100 мкм.

**Режими напилювання
плазмового теплозахисного шару**

	Металевого	Керамічного
Плазмотрон	БГ-5	БГ-5
Напруга дуги, В	110±15	110±15
Струм дуги, А	200±10	250±10
Плазмоутворюючий газ:	Аргон	Аргон
витрата, В/л/хв	1,1±0,1/35±2,0	1,1±0,1/35±2,0
Дистанція напилення, мм	140±10	120±10
Транспортуючий газ:	Аргон	Аргон
витрата, В/л/хв	0,4±0,1/3,4±0,5	0,5±0,1/4,7±0,5
витрата порошку, г/хв	120±15	50±5
Тиск газу на виході з редуктора балону, МПа	0,49±0,0098	0,49±0,0098

Попереднє напилення металевого підшару забезпечує крім жаростійких властивостей покриття високу міцність зчеплення керамічного шару з основою.

Необхідну товщину покриття отримують багаторазовим переміщенням плазмотрону і лопатки відносно один одного. Товщина покриття, отримувана за один прохід — 0,04...0,06 мм.

Товщина покриття оговорюється технічною документацією на лопатки і зазвичай становить, мкм: металевий шар — 135...225; керамічний — 90...120.

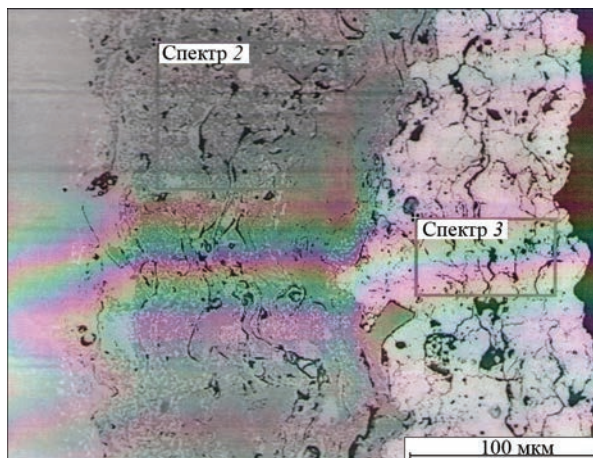
Після закінчення процесу напилення лопатку знімають з оснастки, не допускаючи пошкодження покриття. Захисні ізолюючі пристрої знімають після охолодження деталі до температури повітря в приміщенні.

Для покращення механічних властивостей покриття застосовується термодифузійний відпал. Режими відпалу вибирають у відповідності з матеріалом деталі і покриття.

Типова структура теплозахисного покриття і хімічний склад в окремих точках металевого і керамічного шарів приведені на рис. 3.

В складі внутрішнього жаростійкого шару крім основних компонентів виявлені кисень, вольфрам і молібден, що допускається технічними умовами [3].

Завдяки розробці нової технології отримання металевих порошків CoCrAlYSi [4, 5] вдалось збільшити вміст алюмінію в сплаві з 6...9 мас. %



Спектр	O	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Y	Zr	Mo	W	Всього
Спектр2	2,32	11,96	1,45		21,79	0,59	59,66	1,01	0,43		0,41	0,37	100
Спектр3	30,61								4,96	64,44			100
Max	30,61	11,96	1,45	0	21,79	0,59	59,66	1,01	4,96	64,44	0,41	0,37	
Min	2,32	0	0	0	0	0	0	0	0,43	0	0	0	

Рис. 3. Типова структура теплозахисного покриття та хімічний склад (мас. %) металевого і керамічного шарів

(МЗП-10) до 10...13 мас. % (МЗП-11) без суттєвого окислення останнього.

В складі зовнішнього керамічного шару крім цирконію, ітрію і кисню інших елементів не виявлено, що свідчить про високу якість вихідного порошку, що використовується для осадження покриття.

Застосування вихідних порошків — металевого з вмістом Al 10...13 % і керамічного без домішок (в першу чергу Fe₂O₃), дозволило в цілому підвищити ресурс роботи лопаток з плазмовим покриттям метал/кераміка в 1,5...1,8 рази.

Підприємство використовувало порошки російського виробництва, які отримували методом атомізації. Якість порошків була надзвичайно низькою. Ресурс лопаток з подібними покриттями складав 15...20 тис. год. На сьогодні при використанні порошків, отриманих по новій технології, він досягає 28...32 тис. год.

Висновки

1. Покриття, отримані плазмовим напилюванням, відповідають вимогам, що висуваються до теплозахисних покриттів соплових лопаток і сформульовані в технічних умовах підприємства.

2. Плазмові покриття знаходять широке застосування в сучасному виробництві як для надання поверхням деталей спеціальних властивостей, так і для відновлення їх і продовження ресурсу роботи деталей і виробу в цілому.

3. Розроблена промислова технологія нанесення теплозахисних покриттів на лопатки турбін, які виготовляються на ДП НВКГ «Зоря-Машпро-

ект» (м. Миколаїв) з використанням порошків CoCrAlYSi з підвищеним вмістом алюмінію, отриманих за принципово новою технологією.

Список літератури

1. Beele, W., Marijnissen, G., Van Lieshout, A. (1999) The evolution of thermal barrier coatings — status and upcoming solutions for today's key issues. *Surface and Coatings Technology*, **120–121**, 61–67.
2. Lakiza, S.M., Grechanyuk, M.I., Ruban, O.K. et al. (2018) Thermal barrier coatings: Current status, search and analysis. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **57(1–2)**, 82–113.
3. (2015) ТУ У 27.4-20113410.002–2001: *Матеріали в слитках и порошках для защитных покрытий*.
4. Гогаєв К.О., Гречанюк М.І., Грибков В.К. та ін. (2012) *Спосіб одержання складнолегованих порошків на основі кобальту*. Україна, Пат. 99557.
5. Гречанюк Н.И., Гогаев К.А., Затовский В.Г. (2012) Особенности получения порошкового сплава Co–Cr–Al–Y–Si. *Порошковая металлургия*, **11–12**, 18–25.

References

1. Beele, W., Marijnissen, G., Van Lieshout, A. (1999) The evolution of thermal barrier coatings — status and upcoming solutions for today's key issues. *Surface and Coatings Technology*, **120–121**, 61–67.
2. Lakiza, S.M., Grechanyuk, M.I., Ruban, O.K. et al. (2018) Thermal barrier coatings: Current status, search and analysis. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **57(1–2)**, 82–113.
3. (2015) TU U 27.4-20113410.002–2001: *Materials in ingots and powders for protective coatings* [in Russian].
4. Gogaev, K.O., Grechanyuk, M.I., Gribkov, V.K. et al. (2012) *Method for producing of complexly-alloyed powders based on cobalt*. Ukraine, Pat. 99557 [in Russian].
5. Grechanyuk, N.I., Gogaev, K.A., Zatovsky, V.G. (2012) Peculiarities of producing of powder alloy Co–Cr–Al–Y–Si. *Poroush. Metallurgiya*, **11–12**, 18–25 [in Russian].

INDUSTRIAL TECHNOLOGY OF DEPOSITION OF TWO-LAYER PLASMA HEAT-PROTECTIVE COATINGS ON GAS TURBINE BLADES

V.A. Akrimov¹, I.M. Grechanyuk², Yu.O. Smashnyuk³, V.G. Grechanyuk⁴, M.P. Lyubarenko³

¹SC GTRDC «Zorya-Mashproekt».

42-a Bogoyavlenskiy Prosp., 54018, Mykolayiv, Ukraine. E-mail: office@zorya.com.ua

²Frantsevich IPM NAS of Ukraine. 3 Acad. Krzhynhanovskiy str., 03680, Kyiv, Ukraine. E-mail: ipm@nas.gov.ua

³NVP «ELTEKHMASH». 25 Vatutin Str., 21011, Vinnytsia, Ukraine. E-mail: vin25ebt@ukr.net

⁴Kyiv National University of Construction and Architecture.

31 Povitroflotskiy Prosp., 03037, Kyiv, Ukraine. E-mail: knuba@knuba.edu.ua

The peculiarities of the industrial technology of deposition of plasma heat-protective coatings on the blades of gas turbine units using CoCrAlYSi powders obtained from the corresponding alloys of electron-beam melting are described. The necessity of controlled surface preparation of the blades before coating is shown. The time between surface cleaning and coating is regulated. The optimal technological parameters of the coating are indicated and their structural and chemical composition is investigated. Ref. 5, Tabl. 1, Fig. 3.

Key words: plasma heat-protective coatings; application technology; powders; alloys; blades; structure

Надійшла до редакції 14.10.2020

ТЕХНОЛОГІЯ ВИПЛАВКИ ЗЛИВКІВ ЦИРКОНІЄВОГО СПЛАВУ СПОСОБОМ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ПЕРЕПЛАВУ З НЕВИТРАТНИМ ЕЛЕКТРОДОМ У ГАРНІСАЖНІЙ ПЕЧІ

О.В. Овчинников, О.Є. Капустян

Національний університет «Запорізька політехніка».
69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64. E-mail: aek@zntu.edu.ua

Наведено результати дослідження можливості отримання зливок цирконієвого сплаву системи Zr–Nb–Ti з використанням способу вакуумно-дугового переплаву шихтового матеріалу різного хімічного складу. Відпрацьовано технологію отримання цирконієвого сплаву заданого складу способом вакуумно-дугового переплаву з невитратним електродом у вакуумній дуговій гарнісажній печі. Вирішено комплекс технологічних і матеріалознавчих задач, проведено дослідження технологічних факторів, методів і процесів металургії, пов'язаних з вибором устаткування, оснащення і шихти для плавлення, розроблено технологічний процес отримання зливок із заданим гомогенним хімічним складом для подальшої деформаційної обробки з метою отримання вихідної заготовки. Вміст основних легуючих елементів оцінені за допомогою скануючого мікроскопа, а кисню — за допомогою газоаналізатора. Визначено технологічні параметри виплавки і встановлені коефіцієнти переходу елементів шихти при дуговому переплаві з невитратним електродом у вакуумній дуговій гарнісажній печі. Встановлено, що вміст цирконію і ніобію в зливках відповідає їх розрахунковому складу вихідної шихти, а вміст титану нижче. Виплавлені контрольні зливки діаметром 50 мм з урахуванням коефіцієнтів переходу способом вакуумно-дугового переплаву з невитратним електродом у вакуумній дуговій гарнісажній печі. Бібліогр. 15, табл. 3, рис. 3.

Ключові слова: вакуумно-дуговий переплав; піч; цирконієвий сплав; зливка; хімічний склад; коефіцієнт переходу

На сьогоднішній день цирконієві сплави застосовують в різних конструкціях широкого спектру призначення: ядерна енергетика, медицина і т.п. Залежно від функціонального призначення виробу до сплавів пред'являються різні вимоги по рівню властивостей. Властивості матеріалу формуються зміною хімічного складу і структури. На структуру значно впливає схема формоутворення: лиття, деформаційна обробка, зварювання та інші. Чим складніше технологія формоутворення, тим вище вимоги, що пред'являються до точності вмісту легуючих елементів, його однорідності хімічного складу, вмісту домішок та наявності дефектів, а також структурної та фазової гомогенності. Для забезпечення спеціальних властивостей, наприклад, низького модуля нормальної пружності сплаву, застосовуються складні системи легування, що істотно ускладнює дотримання перерахованих вище вимог, тому виготовлення високоякісних виробів на основі складнолегованих цирконієвих сплавів вимагає отримання вихідних зливок, які забезпечують задані вимоги по хімічній, структурній та фазовій однорідності.

Одним з визначальних факторів рівномірного розподілу легуючих і модифікуючих елементів є їх початковий стан у матеріалах шихти [1] і способи виплавки. Одна зі складностей при отриманні

цирконієвих сплавів — їх висока хімічна активність, що призводить до необхідності прийняття спеціальних заходів для ефективного захисту розплавленого металу в інертному середовищі або вакуумі від газових домішок, таких як кисень, водень і азот, а також використання мідних або керамічних тиглів. Таким чином, технологія отримання промислових заготовок складне технічне завдання.

Найбільш поширеними способами виплавки цирконію та його сплавів вважаються електронно-променеве плавлення (ЕЛП) [2, 3] з проміжною ємністю, електронно-променеве гарнісажне плавлення і вакуумно-дуговий переплав (ВДП) [4–6]. На даний час перспективним способом по отриманню зливок цирконієвих сплавів є ВДП, який дозволяє мінімізувати зазначені недоліки ЕЛП. До переваг ВДП відноситься інтенсивне перемішування розплаву електродинамічними силами дуги, що дозволяє знизити кількість переплавів, використання різнофракційної шихти в широкому діапазоні вихідних розмірів, навіть порошків, а з використанням мідного водоохолоджуваного кристалізатора отримують метал високої якості за домішковими елементами [7]. Порівняльна оцінка зливка КТЦ-110 після ЕЛП і отриманого в результаті подвійного ВДП показала, що метал, отриманий способом ВДП, відрізняється

О.В. Овчинников — <https://orcid.org/0000-0002-5649-1094>, О.Є. Капустян — <http://orcid.org/0000-0002-8979-8076>

більшою чистотою і стабільністю за вмістом домішок, відсутністю дефектів металургійного походження (раковини, сторонні включення, пори) та формуванням більш сприятливої макроструктури [6]. До недоліків ВДП відноситься необхідність отримання витратного електроду.

На сьогодні використовують декілька способів отримання витратних електродів: лиття шляхом попередньої виплавки шихти в тиглі і заливкою в кокіль та методами обробки тиском. Основним способом виготовлення витратних електродів для ВДП є пресування. Однак використання цього способу призводить до виникнення багатьох причин, що вкрай негативно позначаються на якості одержуваного зливка [8]. Більш ефективним і технологічним є спосіб виготовлення витратних електродів литтям, що повністю виключає ризики способу пресуванням та дозволяє при переплаві провести попередній рівномірний розподіл легуючих компонентів. Для ефективного отримання хімічно активних і складнолегованих сплавів існує спосіб плавлення металів невитратним електродом у вакуумно-дугових гарнісажних печах. Важливою перевагою гарнісажного плавлення є отримання зливка однорідного хімічного складу і завершення всіх фізико-хімічних процесів за рахунок великих обсягів рідкого металу і досить тривалого перебування металу в рідкому стані, що сприяє повному розчиненню легуючих компонентів [9]. У гарнісажній печі менш вірогідне утворення дефектів з великовагових включень, які випадають на дно ванни у гарнісаж [10].

Також необхідно враховувати, що описані вище експерименти були проведені в основному при виплавленні цирконієвих зливків для потреб ядерної енергетики (КТЦ-110 (Zr1Nb), КТЦ-12, E110, E125, E635). На сьогоднішній день у світі існує потреба в отриманні пруткових заготовок довжиною більше трьох метрів із цирконієвих сплавів, наприклад, для виготовлення імплантатів. Сплави на основі цирконію для медичного використання отримували в основному на лабораторних установках без урахування масштабного фактору. Отримання зливка вироблялося шляхом багаторазового (3...10 разів) переплаву, що для серійної промислової технології економічно недоцільно.

Тому виникла потреба у зливках цирконію для дрібносерійного виробництва.

Можна припустити, що при плавленні високолегованих зливків цирконію для дрібносерійного виробництва параметри технологічного процесу плавлення, розподіл компонентів сплаву, його структура та властивості будуть відрізнятися від отриманих в лабораторних умовах значень. Отримання напівфабрикатів із нових матеріалів у промислових умовах вимагає досконалого відпрацювання технологічного процесу на кожному етапі — вибір шихтових матеріалів, їх підготовка, плавлення, обробка тиском та термічна обробка. Технологічна схема повинна забезпечувати отримання бездефектних заготовок з мінімальними хімічними і структурними неоднорідностями [11].

Мета даної роботи — відпрацювання технології отримання цирконієвого сплаву заданого складу способом вакуумно-дугового переплаву з невитратним електродом у вакуумній дуговій гарнісажній печі, що дозволяє отримувати гомогенні зливки для подальшого виготовлення деформованого прутка з однорідними властивостями.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити комплекс технологічних і матеріалознавчих задач, провести дослідження технологічних факторів, методів і процесів металургії, пов'язаних з вибором устаткування, оснащення і шихти для плавлення, розробити технологічний процес отримання зливків із заданим гомогенним хімічним складом для подальшої деформаційної обробки та отримання вихідної заготовки.

Матеріали та методики досліджень. Як об'єкт досліджень розглядалися кілька цирконієвих сплавів, які застосовуються в імплантології — Zr1Nb [12], Zr30Ti20A125Pd25, Zr60A115Ni15Cu5Co5 та ін. Для досліджень обрано сплав вітчизняної розробки (Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України) наступного хімічного складу, мас. %: Zr — 59,57; Ti — 19,02; Nb — 21,41. Сплав відноситься до біосумісних матеріалів із низьким модулем пружності ($E = 47...55$ ГПа) на основі системи цирконій–титан та може бути використаний для виготовлення медичних імплантатів в хірургії, ортопедії, травматології, стоматології та ін. [13].

Таблиця 1. Хімічний склад шихтових матеріалів, які застосовуються для отримання сплаву, мас. % (не більше)

Марка	Основа	Ti	Fe	Si	Ni	C	Cl	N	O
ТГ-90 ДСТУ 3079–95	Титан	–	0,05	0,01	0,04	0,02	0,08	0,020	0,04
НбШ 1 ГОСТ 16100–79	Ніобій	0,070	0,08	0,03	–	0,06	–	0,050	–
КТЦ-100 ТУ 95.2185–90	Цирконій	0,007	0,03	0,01	0,01	0,02	0,003	0,006	0,14

Таблиця 2. Хімічний склад і кількість легуючих елементів у сплаві типу Zr–Nb–Ti, мас. %/г

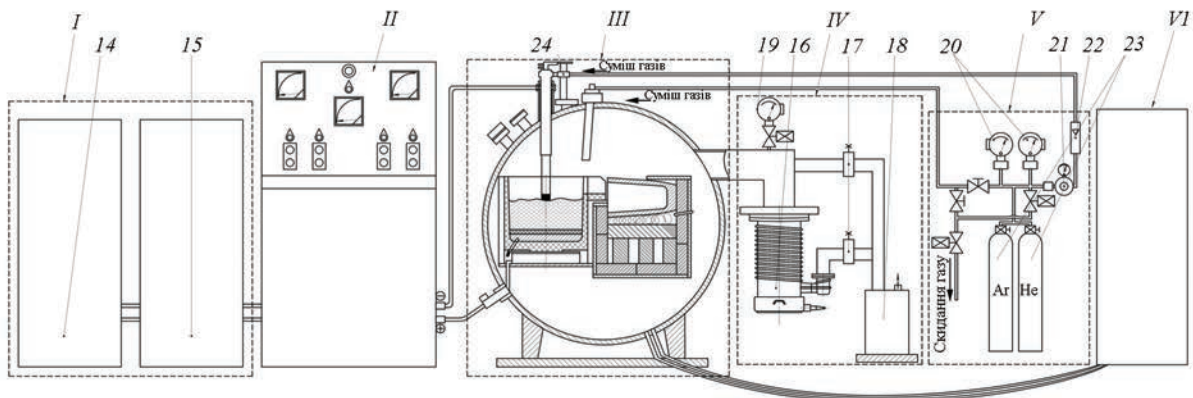
Zr	Nb	Ti	Всього
60/1800	21/630	19/570	100/3000

В якості вихідних шихтових матеріалів використовували цирконій КТЦ-100 електронно-променевого плавлення у вигляді порізаного на шматки зливка, ніобієві штабіки розміром 18×22×550 мм і титанову губку ТГ-90 (фракційний склад — 12 + 2 мм) (табл. 1). Суворих вимог до дисперсності і гранулометричного складу губки не висували.

Перед початком робіт надані матеріали попередньо подрібнювали до фракції 5...15 мм шляхом механічного дроблення, різання, перемішували і шихтували. Вибір фракційного складу шихти виходить із необхідності повного розплавлення і рівномірного розподілу в ванні рідкого металу. Шихту готували з урахуванням теоретичного коефіцієнту переходу елементів дослідного складу.

Розрахунок шихти проводили з урахуванням ваги зливка, яка дорівнює 3,0 кг (табл. 2). Зважування вихідних матеріалів здійснювали на вагах настільних циферблатних ВНЦ-2М.

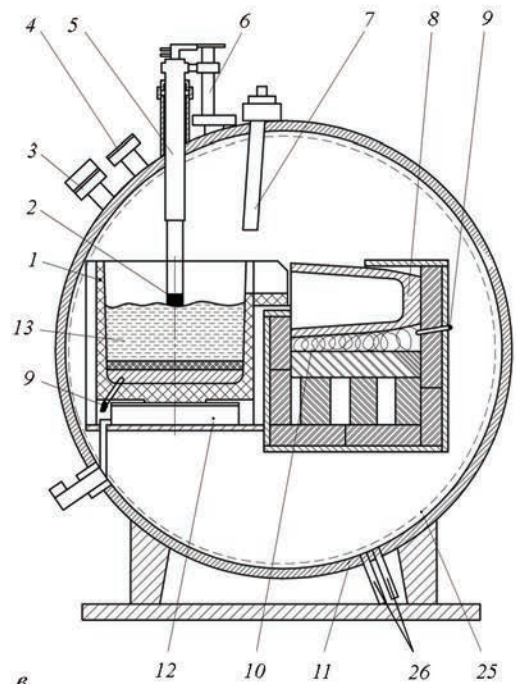
Виплавку зливок дослідного сплаву системи Zr–Nb–Ti виконували способом ВДП з невитрат-



a



б



в

Рис. 1. ВДП: а — загальна схема; б — зовнішній вид плавильного простору; в — схема плавильного простору: I — система живлення; II — система керування (шафа керування та реєстрації); III — плавильний простір; IV — вакуумна система; V — система подачі захисного газу; VI — система охолодження; 1 — тигель; 2 — неплавкий електрод; 3 — оглядове вікно із відеореєстрацією; 4 — оглядове вікно; 5 — електродотримач; 6 — привод переміщення електроду; 7 — підведення аргону; 8 — кокіль; 9 — термопара; 10 — нагрівачі; 11 — плавильна камера; 12 — анод; 13 —металева ванна; 14 — трансформатор; 15 — діодний блок; 16 — ресивер; 17 — вакуумний вентиль; 18 — форвакуумний насос; 19 — вакуумметр; 20 — манометр; 21 — редуктор; 22 — ротаметр; 23 — балони із захисним газом; 24 — колектор; 25 — пристрій обертання; 26 — патрубки охолоджуючої рідини

ним електродом у вакуумно-дуговій гарнісажній печі (ВДГП) (рис. 1, технічні характеристики наведені нижче). Плавлення вели мідним водоохолоджуваним електродом із вольфрамовим наконечником у тиглі, який виготовлено з графіту марки МПГ-7 [14].

Технічні характеристики вакуумно-дугової гарнісажної печі

Встановлена потужність, кВт	80
Номинальна потужність, кВт	50
Діапазон робочого тиску, мм. рт. ст.	$1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-5}$
Максимальний хід штока, мм	380
Швидкість вертикального переміщення штока, мм/хв.	≤ 1050
Максимальний внутрішній діаметр тигля, мм	190
Максимальна внутрішня висота тигля, мм	170
Максимальний внутрішній діаметр кокілю, мм	150
Максимальна внутрішня висота кокілю, мм	220
Максимальна сила струму плавлення, А	3500
Максимальна напруга плавлення, В	55
Ємність номінальна, кг	25
Час розплавлення під струмом, хв.	15...30
Витрата води на охолодження печі, м ³ /год	8
Займана площа (без джерела живлення), м ²	5

У подальшому в роботі вивчали розподіл хімічних елементів. Для цього зливки механічно обробляли та розрізали у повздовжньому напрямі (рис. 2). Механічну обробку зливка здійснювали на токарно-гвинторізному верстаті 16К20, різання — на горизонтально-фрезерному верстаті моделі 6Р81.

Склад основних легуючих елементів оцінювали за допомогою скануючого мікроскопа JSM-IT300LV (Jeol, Японія), обладнаного рентгенівським енергодисперсійним мікроаналізом X-Max 80 (Oxford Instruments, United Kingdom). Вміст кисню визначали відповідно за допомогою газоаналізатора моделі ON900 фірми «ELTRA».

Результати експериментів та їх аналіз. Для отримання заданого хімічного складу проводили вибір і розрахунок шихтових матеріалів, а також коефіцієнтів переходу легуючих елементів з шихтових матеріалів в зливки. Цирконій і титан активно взаємодіють як з газами (кисень, азот, водень) під час технологічного процесу їх отримання, так і з вуглецем й металами. Наявність домішок призводить до зміцнення та підвищення нормального

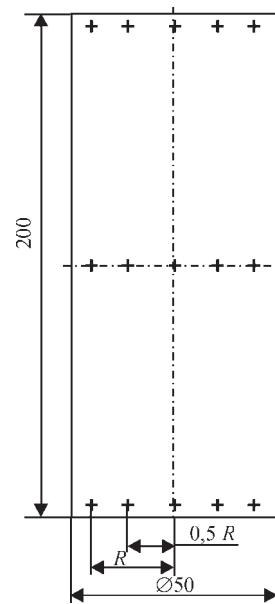


Рис. 2. Схема аналізу хімічного складу зразків дослідних плавиль: + — місця визначення хімічного складу

модуля пружності. Цю проблему вирішували шляхом використання шихти високої чистоти. При виборі шихтових матеріалів було застосовано попередній досвід виплавлення цирконієвих сплавів [15], де проведено аналіз і дослідження по підборі шихтових матеріалів для реалізації отримання дослідного сплаву. Встановлено найбільш раціональні шихтові матеріали, зокрема замість дорогого йодідного цирконію застосовується цирконієвий сплав, в даному випадку КТЦ-100. При цьому для забезпечення допустимої концентрації кисню, яка не повинна перевищувати відповідні значення для нелегованого титану і сплаву ВТ6 (ISO 5832-2 та ISO 5832-3) використовували титанову губку ТГ-90. Тому в даній роботі використана шихта, яка дозволяє, не впливаючи на хімічний склад і механічні властивості, застосовувати доступну сировину, яка знизить підсумкову вартість продукту.

З метою відпрацювання режимів і коефіцієнтів переходу елементів при гарнісажному плавленні отримували зливки дослідного сплаву системи Zr-Nb-Ti. Завалку в графітовий тигель всіх компонентів проводили одночасно. Основна вимога при цьому — забезпечення максимально можливої щільності укладки матеріалів. Перед початком плавлення піч вакуумували. Після чого її заповню-

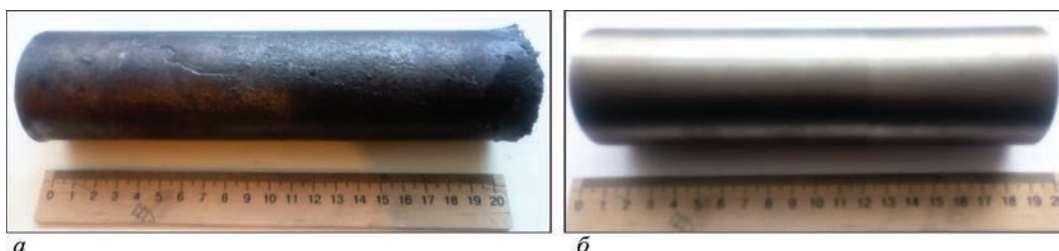


Рис. 3. Вид зливка сплаву після виплавлення (а) і механічної обробки (б)

Таблиця 3. Розподіл легуючих елементів і домішок зразків цирконієвого сплаву, мас. %

Частина зливка	Місце відбору проб	Zr	Nb	Ti	O
<i>Середнє значення п'яти плавок</i>					
Верх	0·R	60,11	22,45	17,31	0,13
	0,5·R	60,47	21,99	17,41	
	R	61,36	21,18	17,33	
Середина	0·R	59,81	22,34	17,74	0,11
	0,5·R	60,07	21,98	17,84	
	R	60,30	21,78	17,81	
Низ	0·R	60,99	21,46	17,43	0,12
	0,5·R	60,66	21,85	17,37	
	R	60,39	22,17	17,32	
Середнє	–	60,46	21,91	17,51	0,12
<i>Контрольне плавлення</i>					
Верх	0·R	60,89	20,48	18,5	0,13
	0,5·R	60,72	20,01	19,14	
	R	59,35	21,40	19,12	
Середина	0·R	59,23	21,45	19,21	0,11
	0,5·R	60,1	20,80	18,99	
	R	59,39	21,37	19,13	
Низ	0·R	59,88	21,4	18,60	0,12
	0,5·R	60,31	20,61	18,96	
	R	59,69	21,02	19,17	
Середнє	–	59,95	20,95	18,98	0,12
<i>Примітка.</i> 0·R — вісь зливка; 0,5·R — середина радіусу; R — периферійна зона (5 мм від поверхні зливка) (див. рис. 2).					

вали сумішшю інертних газів (аргон + гелій). Після розплавлення і перемішування (за допомогою управління дугою) розплав виливали в графітовий кокіль висотою 220 мм, де він і охолоджувався. Контроль температури здійснювали посередньо термопарою ВР5/20 А-1 діаметром 0,5 мм, яка розташована в днищі тигля, і безпосередньо пірометром через оглядове вікно.

Чисельні значення технологічних параметрів гарнісажного плавлення для зливок системи Zr–Nb–Ti наступні:

маса завантаження, кг	3,0
сила струму I, А	1000...1800
напряга U, В	25...50
тиск вакуумування P, Па	99·10 ⁻⁷
час відкачування вакууму, хв	10...15
тиск робочого середовища P, Па	3500...10000
робоче середовище суміш газів Ar/He, %	70/30
час підігрівання кокілю перед плавленням, хв	30...35
час плавлення, хв	25...30
температура розплаву перед заливкою, °С	1550...1750
час охолодження металу в кокілі, хв	60...90
діаметр зливка, мм	50

В результаті плавлень отримані п'ять зливок дослідного сплаву системи Zr–Nb–Ti діаметром 50 мм, довжиною 215...220 мм і масою 2,3...2,5 кг. Зливки механічно обробляли, після чого аналізу-

вали розподіл елементів по перетину. Зовнішній вигляд заготовки після виплавлення і механічного оброблення представлений на рис. 3.

Проведено дослідження якості отриманого зливка цирконієвого сплаву системи Zr–Nb–Ti діаметром 50 мм способом ВДП із невитратним електродом у вакуумній дуговій гарнісажній печі. Візуальний огляд показав, що бічна поверхня отриманого зливка чиста, підвищена концентрація домішкових елементів на поверхні у вигляді окисненого шару відсутня. Дефекти у вигляді розривів, тріщин або несплавлення відсутні.

Згідно аналізу хімічного складу металу, який визначено спектральним методом (табл. 3), цирконій, ніобій, титан і кисень по висоті і перетину розглянутого зливка розподілені рівномірно, розходження у вмісті елементів знаходиться в межах похибки аналізу. Порівняння даних табл. 2 та 3 дозволило встановити, що хімічний склад зливка не відповідав вимогам поставленого завдання, тому виконано уточнення коефіцієнтів переходу та коригування складу шихти. Для встановлення коефіцієнтів переходу компонентів шихти при виплавленні зливок проводили порівняння хімічного складу, який регламентували при розрахунку шихти і хімічного складу, фактично отриманого за середнім значенням табл. 3. Порівняння даних табл. 2 та 3 дозволяє розрахувати коефіцієнти переходу елементів лігатури: Zr — 1,00; Nb — 1,00; Ti — 0,95.

Таким чином, з аналізу даних табл. 3 випливає, що для забезпечення необхідної концентрації хімічних елементів у сплаві необхідно коригувати склад шихти з урахуванням коефіцієнтів переходу. Для остаточного висновку про відповідність дослідного сплаву необхідним вимогам провели контрольне плавлення з урахуванням коефіцієнтів переходу, які визначені експериментально. В результаті хімічний склад отриманого зливка, який визначено спектральним методом, відповідав вимогам завдання (табл. 3).

Висновки

1. Проведено аналіз способів отримання зливок із сплавів цирконію. Показано, що з найбільш поширених методів, з урахуванням специфіки шихтових матеріалів, а також отримання зливка, найбільш перспективною є схема, що включає ВДП з попереднім отриманням витратного електрода з різнофракційної та різнокомпонентної шихти.

2. Проведено дослідження щодо реалізації технологічного процесу отримання цирконієвого сплаву із застосуванням дугової печі типу УПДА для отримання витратного електрода діаметром 50 мм. Проведений комплекс робіт дозволив ви-

значити технологічні параметри ВДП з невитратним електродом у вакуумній дуговій гарнісажній печі зливків дослідного цирконієвого сплаву системи Zr–Nb–Ti і встановити коефіцієнти переходу елементів шихти. Оцінка переходу елементів сплаву дозволила встановити коефіцієнти переходу для Zr (1,00), Nb (1,00), Ti (0,95).

3. Отримані результати можуть бути використані для подальшого виготовлення заготовок зі зливків цирконієвих сплавів.

Список літератури

1. Ивченко З.А., Лунев В.В. (2010) Изготовление и использование прессованных титановых брикетов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, **1**, 90–92.
2. Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. и др. (2019) Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М. *Современная электротметаллургия*, **3**, 15–22.
3. Ахонин С.В., Фирстов С.А., Северин А.Ю. и др. (2019) Электронно-лучевая выплавка жаропрочных титановых композитов системы Ti–Si–Al–Zr–Sn. *Там же*, **2**, 7–12.
4. Ладохин С.В., Вахрушева В.С. (2018) Применение электронно-лучевой плавки для получения сплавов циркония в Украине. *Там же*, **4**, 36–41.
5. Аржакова В.М., Федотов С.Ф., Ермакова Л.Ф. (2000) Исследование структурного состояния циркониевых слитков сплавов Э110 и Э125 двойного вакуумно-дугового переплава с использованием радиоактивных индикаторов. *Вопросы атомной науки и техники. Серия: физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*, **2**, 94–97.
6. Ажажа В.М., Болков А.Ф., Борц Б.В. и др. (2005) Вакуумно-дуговой способ получения трубной заготовки из сплава Zr1%Nb. *Там же*, **5**, 110–114.
7. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В. (2008) *Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорреакционных металлов*. Киев, Наукова думка.
8. Ахонин С.В., Пикулин О.М., Березос В.О. та ін. (2019) Формування витратних електродів з брикетованого губчастого титану в електронно-променевої установці. *Современная электротметаллургия*, **2**, 26–31.
9. Агеев С.В., Москвичев Ю.П. (2003) *Способ вакуумно-плазменной плавки металлов и сплавов в гарнисажной печи и устройство для его осуществления*. РФ, Пат. 2346221.
10. Волохонский Л.А. (1985) *Вакуумные дуговые печи*. Москва, Энергоатомиздат.
11. Ахонин С.В., Северин А.Ю., Березос В.О. та ін. (2020) Одержання великогабаритних зливків алюмінідів титану способом ЕПП. *Сучасна электротметалургия*, **2**, 18–22.
12. Пилипенко Н.Н., Дробышевская А.А., Ажажа Р.В. и др. (2013) Материалы на основе циркония для создания медицинских имплантатов. *Journal of Kharkiv National University: Physical series «Nuclei, Particles, Fields»*, 1059, **3/59**, 105–109.
13. Івасишин О.М., Скиба І.О., Карасевська О.П., Марковський П.Є. (2013) *Біосумісний сплав із низьким модулем пружності на основі системи цирконій–титан (варіанти)*. Україна, Пат. 102455.
14. Ефанов В.С., Джуган А.А., Овчинников А.В. и др. (2019) Усовершенствование технологии выплавки слитков из никелевого сплава методом вакуумно-дугового переплава. *Сб. науч. тр. «Строительство, материаловедение, машиностроение»*, Стародубовские чтения 2019, сс. 122–126.

15. Mishchenko O., Ovchynnykov O., Kapustian O., Pogorielov M. (2020) New Zr–Ti–Nb alloy for medical application: development, chemical and mechanical properties, and biocompatibility. *Materials*, **13**(6), 1306. DOI: 10.3390/ma13061306.

References

1. Ivchenko, Z.A., Lunev, V.V. (2010) Manufacturing and application of titanium pressed briquettes. *Novi Materialy i Tekhnologii v Metalurgii na Mashynobuduvanni*, **1**, 90–92 [in Russian].
2. Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2019) Laboratory electron beam unit UE-208M. *Sovrem. Elektrometallurgiya*, **3**, 15–22 [in Russian].
3. Akhonin, S.V., Firstov, S.A., Severin, A.Yu. et al. (2019) Electron beam melting of heat-resistant titanium composites of Ti–Si–Al–Zr–Sn system. *Ibid.*, **2**, 7–12 [in Russian].
4. Ladokhin, S.V., Vakhrusheva, V.S. (2018) Application of electron beam melting for producing zirconium alloys in Ukraine. *Ibid.*, **4**, 36–41 [in Russian].
5. Arzhakova, V.M., Fedotov, S.F., Ermakova, L.F. (2000) Investigation of structural state of zirconium ingots of E110 and E125 alloys of double vacuum arc remelting using radioactive indicators. *Voprosy Atomnoi Nauki i Tekhniki, Seriya: Fizika Radiatsionnykh Povrezhdenii i Radiatsionnoe Materialovedenie*, **2**, 94–97 [in Russian].
6. Azhazha, V.M., Bolkov, A.F., Borts, B.V. et al. (2005) Vacuum-arc method for producing a pipe billet from an alloy Zr1%Nb. *Ibid.*, **5**, 110–114 [in Russian].
7. Paton, B.E., Trigub, H.P., Akhonin, S.V. (2008) *Electron beam melting of refractory and highle reactive metals*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
8. Akhonin, S.V., Pikulin, O.M., Berezos, V.O. et al. (2019) Forming consumable electrodes from briquetted sponge titanium in electron beam unit. *Sovrem. Elektrometallurgiya*, **4**, 26–31 [in Russian].
9. Ageev, S.V., Moskvichev, Yu.P. (2003) *Method of vacuum-plasma melting of metals and alloys in skull furnace and equipment for its implementation*. RF, Pat. 234622, LLC SFERAMET [in Russian].
10. Volokhonsky, L.A. (1985) *Vacuum arc furnaces*. Moscow, Energoatomizdat [in Russian].
11. Akhonin, S.V., Severin, A.Yu., Berezos, V.O. et al. (2020) Producing large-sized ingots of titanium aluminides by EBM method. *Suchasna Elektrometalurhiya*, **2**, 18–22 [in Ukrainian].
12. Pilipenko, N.N., Drobyshevskaya, A.A., Azhazha, R.V. et al. (2013) Zirconium-based materials for creation of medical implants. *Zh. KhNU: Series Nuclei, Particles, Fields*, 1059(3/59), 105–109 [in Russian].
13. Ivasyshyn, O.M., Skyba, I.O., Karasevska, O.P., Markovskiy, P.Ye. (2013) *Biocompatible alloy with low modulus of elasticity based on zirconium-titanium system (options)*. Ukraine, Pat. 102455, IMP [in Ukrainian].
14. Efanov, V.S., Dzhugan, A.A., Ovchinnikov, A.V. et al. (2019) Improvement of technology for smelting nickel alloy ingots by vacuum arc remelting method. *Starodubovskie Chteniia 2019. Stroitelstvo, Materialovedenie, Mashinostroenie*, 122–126 [in Russian].
15. Mishchenko, O., Ovchynnykov O., Kapustian O., Pogorielov, M. (2020) New Zr–Ti–Nb alloy for medical application: Development, chemical and mechanical properties, and biocompatibility. *Materials*, **13**(6), 1306. DOI: 10.3390/ma13061306.

TECHNOLOGY FOR SMELTING ZIRCONIUM ALLOY INGOTS
BY VACUUM ARC REMELTING WITH A NON-CONSUMABLE ELECTRODE
IN A SKULL FURNACE

O.V. Ovchynnykov, O.E. Kapustian

Zaporizhzhia Polytechnic National University.

64 Zhukovsky Str., 69063, Zaporizhzhia, Ukraine. E-mail: aek@zntu.edu.ua

The results of studying the possibility of obtaining ingots of zirconium alloy of the Zr–Nb–Ti system using the method of vacuum-arc remelting of charge material of various chemical compositions are presented. A technology was developed for producing a zirconium alloy of a given composition by vacuum-arc remelting with a non-consumable electrode in a vacuum-arc skull furnace. A complex of technological and material science problems was solved, a study of technological factors, methods and processes of metallurgy associated with the choice of equipment, tooling and charge for melting was carried out, a technological process for obtaining ingots with a given homogeneous chemical composition was developed for further deformation processing, in order to obtain an initial billet. The content of the main alloying elements was estimated using a scanning microscope, and of oxygen — using a gas analyzer. The technological parameters of smelting are established and the transition coefficients of the charge elements during arc remelting with a non-consumable electrode in a vacuum-arc skull furnace are determined. It was established that the content of zirconium and niobium in the ingots corresponds to the calculated composition of the initial charge, and the titanium content is lower. Control ingots of 50 mm diameter were melted taking into account the transition coefficients by the method of vacuum-arc remelting with a non-consumable electrode in a vacuum-arc skull furnace. Ref. 15, Tabl. 5, Fig. 3.

Key words: vacuum-arc remelting; furnace; zirconium alloy; ingot; chemical composition; transition coefficient

Надійшла до редакції 30.09.2020

**XX МІЖНАРОДНИЙ
ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ - 2021**
МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ

**16 - 19
ЛИСТОПАДА**

МЕТАЛІ-ОБРОБКА УЗКОПРОКАТНИКІВ ГІДРАВЛІКА ПНЕВМАТИКА ПІДШИЙНИКІВ ЗАХИСТ УКРПРОМ АВТОМАТИЗАЦІЯ ЗРАЗКИ, СТАНДАРТИ СТАЛКІВ, БРИЛАДИ ІНЖИНІРИНГОВІ ТА ПРОМИСЛОВІ СКАДАРСЬКІ ОБЛАДНАННЯ БЕЗПЕКА ВИРОБНИЦТВА



Вхід вільний, тільки по онлайн реєстрації!

НОВА КНИГА



Молгасов А.В., Клочков И.Н., Мотрунич С.И. **Расчет усилий при контактной стыковой сварке изделий замкнутой формы.** Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2020. — 122 с.

Монография посвящена разработке методик расчёта усилий, затрачиваемых на преодоление сопротивления деформированию шунтирующей части заготовок изделий замкнутой формы при их изгибе в процессе контактной стыковой сварки. При помощи инженерных методов, основанных на гипотезах сопротивления материалов, получены формулы для определения затрачиваемого на изгиб и разрывного усилий при сварке звеньев цепей.

Для научных и инженерно-технических работников, занимающихся определением силовых параметров процесса контактной стыковой сварки оплавлением или сопротивлением изделий замкнутой формы, расчётом и проектированием приводов осадки контактных сварочных машин. Может быть полезна студентам, аспирантам и преподавателям высших технических учебных заведений машиностроительных и сварочных специальностей.

CHEMICAL POTENTIALS AND ACTIVITIES IN METALLURGICAL PROCESSES

M.M. Gasik¹, M.I. Gasik²

¹Aalto University, 00076, Aalto, Espoo, Finland. E-mail: michael.gasik@aalto.fi

²National Metallurgical Academy of Ukraine.

4 Prosp. Gagarina, 49000, Dnipro, Ukraine. E-mail: tehnosplavy@ua.fm

The analysis of the correct calculation of chemical potentials of components in metallurgical processes is provided and the importance of the proper selection of the reference state is highlighted. This has direct implication on correct calculation of activity which must follow the principles of thermodynamics and be suitable for practical application in pyro- and hydrometallurgical processes. Ref. 9, fig. 1.

Key words: thermodynamics; Gibbs energy; chemical potential; solutions; activity; melts

All metallurgical processes involve generation, handling and treatment of different solutions: metallic, sulfide or oxide melts (pyrometallurgy), aqueous liquids and suspensions (ore dressing, hydrometallurgy). These solutions may comprise only few components like Fe–Si–C or Fe–Mn–C, or can have dozens of components in complex alloys and slags. In all the cases knowledge of the correct thermodynamic properties of the components of these solutions as function of temperature and composition is of a paramount importance for design of a metallurgical process and its optimization to maximize useful element extraction at minimal costs, emissions and energy requirements.

The direction and extent (the equilibrium state) of a process can be predicted by the combination of the Gibbs energy of phases and material balance at each temperature and pressure. For a process to be thermodynamically possible, this combination should lead to decrease of the total Gibbs energy of the reacting system. This imposes the tendency of equalization of temperature (thermal energy), pressure (mechanical energy) and chemical potentials of all the species within the system (melts in the furnace with the slag and gas phases). It is known that equilibration of chemical potentials may take place through both matter transformation (chemical reactions within the phase and between the phases) and transport processes (diffusion of species from areas of higher chemical potentials to areas of lower chemical potentials, convection and associated phase transitions). Here we will address the first part — the definition and transformation of chemical potentials in chemical sense, relevant for correct description of the metallurgical processes.

For an accurate depiction of the processes involved solutions, a consistent thermodynamic description of the species chemical potential and the free energy is

required. Equilibrium calculations must also take into account the selection of the correct reference state and concentration dependence of chemical potentials (or activity coefficients) in the solution range, which rather often is not treated in a proper way. In this analysis, we revisit the definition and formulation of both activities and chemical potentials and address the limitations imposed on their calculation and application.

Theoretical background. At constant temperature (T) and pressure (P), the driving force for a process is the tendency to the minimization of free energy of the system. Even the equilibrium state is not fully achieved, the path for free energy minimization tells about the extent when the process might be implemented. In most metallurgical processes T and P are fixed or known, and the direction of individual processes can be analyzed by Gibbs energy $G(T) = H(T) - T \cdot S(T)$, where $H(T)$ is the enthalpy and $S(T)$ is entropy. The partial Gibbs energy of the component (i.e. the chemical potential μ_i of this component) is defined as change of the molar Gibbs energy with increasing number of moles of this component n_i , keeping T , P and other components amount (n_j) constant, whereas the molar fractions of the components X_j cannot be held constant:

$$\mu_i = \bar{G}_i = \left. \frac{\partial G}{\partial n_i} \right|_{n_j, T, P} \neq \left. \frac{\partial G}{\partial X_i} \right|_{X_j, T, P} \quad (1)$$

Here is the first source of the common mistake: the derivation of the free energy to obtain chemical potential is sometimes done by its concentration and not by number of moles of the selected component. The definition of the chemical potential (1) clearly states that all molar amounts (and not concentrations) of other

M.M. Gasik — <https://orcid.org/0000-0002-5782-7987>, M.I. Gasik — Scopus Author ID 55832331700

components must be kept constant during the derivation. The second common mistake is in ignoring the mathematical procedure limitations. Implementation of derivation in (1) for a component i , the free energy G must be 1) continuous, 2) differentiable function of the amount of the substance i in 3) existing homogeneous solution phase. The chemical potential has to be therefore achievable in real (and not hypothetical) solutions that must exist across the whole considered concentration range. If this is not the case, the Gibbs energy function is not continuous and cannot be differentiated in the required domain — then chemical potential cannot be determined within the Gibbs thermodynamic formalism.

Third source of errors might arise when the Maxwell's relations for partial derivatives are not held for data used for calculation of the chemical potential [1]:

$$\left(\frac{\partial \mu_i}{\partial n_j}\right)_{n_k} = \left(\frac{\partial \mu_j}{\partial n_i}\right)_{n_k} \quad (2)$$

Here derivation is again performed by number of moles and not by molar/percentile fractions, as in the latter case it is impossible to preserve the total number of moles of other components in the system [2] violating conditions (1). In the case of equilibrium, the change of Gibbs energy (dG) must approach zero:

$$dG = 0 \rightarrow VdP + SdT + \sum_i n_i d\mu_i = 0, \quad (3)$$

which is a well-known Gibbs–Duhem equation. From (3) it follows that at $dT = dP = 0$ the equilibrium state requires no further changes in the chemical potentials of the components in all phases, as the amount of species is always positive.

An expansion of the calculation to multi-component solution becomes more complex for each additional component, because all chemical potentials must be recalculated by correct derivation. This makes direct use of chemical potential in metallurgical practice rather challenging. Hence for practical reasons it is more convenient to use activity a_i , linking the chemical potential of the component μ_i to its molar concentration X_i in relation to the reference state μ_i^0 :

$$\begin{aligned} a_i(X_i) &= \exp\left(\frac{\mu_i(X_i) - \mu_i^0}{RT}\right); \\ \mu_i(X_i) &= \mu_i^0 + RT \ln(a_i(X_i)) = \\ &= \mu_i^0 + RT \ln(\gamma_i(X_i) \cdot X_i). \end{aligned} \quad (4)$$

Activity (together with the activity coefficient γ_i) of a component is a measure of «effectiveness» of the component in that particular solution in respect to its

reactions with other components. Classical (Raoult) definition of activity relates it to the partial pressure of the dissolved component in a solution vs. its reference state as pure substance:

$$a_i(X_i) = P_i(X_i) / P_i^0, \quad (5)$$

where P_i is the partial pressure of this specie and P_i^0 is its pressure in the reference state (giving $a_i^0 = 1$). The reference state assigned to the pure substance is taken by default by many thermodynamic calculations. However, for metallurgical system it is confusing to use e.g. pure sulfur relating this to melts of 1873 K temperature.

When concentration of one component is low (as often assumed also in aqueous solutions), often a Henrian reference state is assumed — there activity coefficient γ_i there is taken as a constant (in ideal solutions, $\gamma = 1$ in the whole concentration range). This has a limited application to «dilute» solutions only, but in general case that degree of dilution cannot be rigorously assigned with some numerical value (0.2 % Cr in iron might be considered «dilute», but 0.2 % O is likely not). A solution seen as a «dilute» from a practical point of view, might not at all be dilute in Henrian sense [2].

The reference state selection is therefore of a paramount importance in chemical thermodynamics, as wrong or incompatible states make respective thermodynamic calculations useless. Historically in metallurgy it was not uncommon to take the reference state as 1 wt. % of the substance in the solvent (for example, in the steelmaking 1 % oxygen in liquid iron at 1873 K, even such solution does not exist). However, as shown in [2–4] such selections are wrong and should not be used. Despite some handbooks are stating that the selection of the reference state is a matter of taste and usability, any such selection should not violate basic thermodynamic principles.

Correct definition and calculation of activities.

Following the basic thermodynamic principles, it is possible to formulate rigorous conditions for activities and chemical potentials calculation:

the Gibbs energy function must be a continuous and differentiable by the amount of the substance in the solution phase, and this solution must really exist, not being hypothetical (otherwise the derivation in (1) cannot be performed);

the chemical potential and thus activity of the component must be real, measurable and continuous functions in the solution phase. Every correct reference state must be achievable within the proper concentration range;

the activity function of any component must fulfill the following three relations:

$$\left. \frac{\partial \ln a_i}{\partial T} \right|_{P, X_{i,j,k}} = - \frac{\Delta \bar{H}_i - \Delta \bar{H}_i^0}{RT^2};$$

$$\left. \frac{\partial \ln a_i}{\partial P} \right|_{T, X_{i,j,k}} = \frac{\bar{V}_i - \bar{V}_i^0}{RT}; \quad (6)$$

$$\left. \frac{\partial \ln a_i}{\partial X_i} \right|_{T, P, X_j / X_k (j, k \neq i)} > 0,$$

where superscript 0 indicates respectively partial enthalpy H_i and partial molar volume V_i in the reference state. Note that in (6) the requirement of constant number of moles n_i has been converted to the requirement of constant ratios of concentrations of other components (X_j/X_k) as we have transformed chemical potentials $\mu_i(n)$ to activities $a_i(X)$;

the reference state must always be achievable by a continuous changing of the substance concentration keeping the same solution (phase) structure type, and it has always unity value of the activity;

the activity of a component in the absence of that component must be zero.

For the solutions which do not cover the whole composition range (e.g. in the case of saturated limit such O or C in Fe-based systems), the reference state cannot be chosen as pure component (5), since the third rule (6) would be violated and in the first and second equations (6) partial enthalpy and partial molar volume would be unobtainable. Here the reference state must be chosen at the substance saturation point, when all three relations (6) hold. This is shown in Fig. 1, *a* for ideal solution and Fig. 1, *b* for limited solubility of the component *B* in *A*.

A special case for activities calculation which is also prone to common mistakes is for solutions having charged species (ions) such as oxide melts (slags) and aqueous systems. The major difficulty is impossibility of definition of the chemical potential in a standard Gibbs way, because it is not possible to increase number of moles of any ion without simultaneous changing the equal amount of a counter-ion. In other words, it is impossible to just add or subtract electrons to/from the system without breaking the electroneutrality conditions [5]. Only concentration of a pair of ions (cation – anion) of equal charges could be theoretically varied, and hence commonly seen in literature diagrams as function of pH or SiO_4^{4-} concentration are not thermodynamically correct diagrams [7].

The serious thermodynamic failure of this approach is artificial separation of the main component

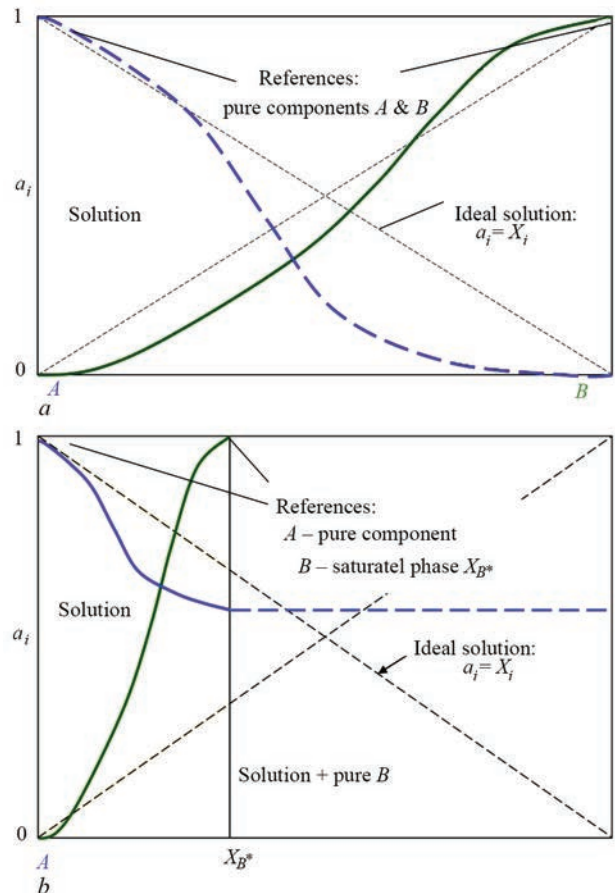


Fig. 1. The schematic illustrating selection of correct reference states for ideal *A*–*B* solution (*a*) and for a limited solubility of *B* in *A* (*b*). In the second case, the correct reference for *B* is the saturated solution at the concentration X_B^* , as in the two-phase area there is no changes in composition of the phases, only in their amounts

(solvent) from others (solutes), making the system non-symmetric, and use of molality scale, which automatically excludes the whole composition range, as was pointed out in [3, 4]. Many such hypothetical reference states, previously used in metallurgical practice for years, are therefore lacking rigorous background although they can be applied in engineering calculations. These states do not generally satisfy the main thermodynamic rules and thus cannot be recommended [3, 6].

In earlier developments of thermodynamics of metallurgic processes, Wagner formalism with Taylor's series expansion of the activity coefficient was conventionally used [2, 6] when the reference state was chosen as 1 wt. % of the component (even this solution could not exist). This mislead to results when such activities are being attempted to equilibrate with other phases and such method should not be used [6, 7]. Taylor's series expansion is only valid within the vicinity of the differentiation (expansion) point and might not be extrapolated over the wider concentration range. Hillert [4] has also shown that traditional Wagner's expressions for free energy are invalid in

respect to the Gibbs–Duhem equation, unless a special correction term is added. At such conditions, this may lead to thermodynamically impossible phase diagrams, which cannot exist in reality [7, 8].

Suggested calculation procedure. The chemical potential of a component in the multi-component solution can be expressed in terms of molar fractions and the integral molar Gibbs energy G_m :

$$\mu_i = \left(\frac{\partial G_m}{\partial n_i} \right)_{n_j} = G_m + (1 - X_i) \times \left(\frac{\partial G_m}{\partial X_i} \right)_{X_j/X_k} - \sum_{j \neq i}^{K-1} X_j \left(\frac{\partial G_m}{\partial X_j} \right)_{X_j/X_k}, \quad (7)$$

which allows calculation of for any cross-section of the compositional space by derivation of Gibbs energy. Special care must be taken when selecting proper concentration paths for free energy and chemical potential calculation, because in a multi-component system it may depend on the integration path. Taking into account the last rule of (6), the derivative of chemical potential of a component by its molar fraction (and not by number of moles) takes the form at $X_j/X_k = \text{const}$:

$$\left. \frac{\partial \mu_i}{\partial X_i} \right|_{X_j/X_k} = (1 - X_i) \left(\frac{\partial^2 G_m}{\partial X_i^2} \right)_{X_j/X_k} - \sum_{j \neq i}^{K-1} X_j \left(\frac{\partial^2 G_m}{\partial X_j \partial X_i} \right)_{X_j/X_k} > 0, \quad (8)$$

where the G_m term includes 1) the sum of the reference free energy terms, 2) mixing entropy of ideal solution and 3) the excess Gibbs energy responsible for the deviation from the ideal behavior:

$$G_m = \sum_k X_k G_k^0 + RT \sum_k X_k \ln X_k G_m^{ex};$$

$$G_m^{ex} = \sum_{n=0,1,2,\dots} \sum_{i \neq j} X_j X_i L_{ij}^{(n)} (X_j - X_i)^n; \quad (9)$$

$$L_{ij}^{(n)} = A_{ij}^{(n)} + B_{ij}^{(n)} T,$$

with interaction parameters $L^{(n)}$ of second and higher orders of n are temperature-dependent (ternary and higher parameters also can be added). Extended Gibbs–Duhem equation (7) is well known, but its direct application in metallurgical practice is not straightforward if the reference data are not well defined (for example, taking pure liquid oxygen at 1873 K as a reference for Fe–Mn–O system is clearly an improper choice). Application of (8) eliminates the reference Gibbs energies as they become a constant term in both

terms of the equation. Furthermore, selection of paths of $X_j/X_k = \text{const}$ and making the calculations for each of them simplifies the procedure. In a ternary system like Fe–Mn–O fixing $X_{Fe}/X_{Mn} = \text{const}$ automatically makes Gibbs energy dependence at constant temperature only from X_O because of the equalities

$$X_{Fe} + X_{Mn} = 1 - X_O;$$

$$\frac{\partial X_{Fe}}{\partial X_O} = - \frac{1}{1 + X_{Fe}/X_{Mn}} = \text{const}. \quad (10)$$

Hence most of cross-derivatives in (8) even those not directly including X_O could be considered constants at $T, P = \text{const}$, and the calculation could be straightforward. The validity of rules (6) is fulfilled when the non-negativity condition (8) holds. Calculation of activities will be performed backwards after the chemical potential derivative (8) is properly accessed, and not by the opposite (guessing reference for activity and then calculating chemical potential based on that). This procedure allows an adequate assessment of thermodynamics of metallurgical systems without presuming the reference state for activity [8]. For example, data in [9] clearly show that activity of carbon in Fe, Ni and Co melts exactly reaches unity at saturation concentration of carbon (and not at 100 % C as pure graphite) for each specific temperature thus fulfilling the conditions (6) explicitly.

Conclusions

1. Carried out thermodynamic analysis has highlighted the importance of correct determination and calculation of chemical potentials and activities of components in metallurgical processes.

2. For any system, a reference state selected for any of the components must obey the thermodynamic rules shown above to be mathematically and physically correct. Previously this had many computational challenges, but they are not anymore problem with modern computing methods.

3. For practical applications the starting point for selection of the reference state for a component is its solubility limit in the solution (melt) as there all the necessary conditions are being held. When the temperature, pressure or other components concentration changes, this reference state also will change (exceptions are systems with full mutual solubility), and this has to be taken into account.

4. In complex metallurgical system, it is more practical to calculate derivative of chemical potential from the integral Gibbs energy and derive activity from that, rather than do opposite. This could ensure that the artificial selection of the reference state would not violate thermodynamic rules.

References

- Schuhman, R.Jr. (1955) Application of Gibbs-Duhem equations to ternary systems. *Acta Metall.*, **3**, 219–226.
- Lupis, C.H.P. (1983) *Chemical thermodynamics of materials*. NY, North-Holland.
- Kubaschewski, O., Alcock, C.B. (1979) *Metallurgical thermochemistry*. 5th Ed. Oxford, Pergamon Press.
- Hillert, M. (1998) *Phase equilibria, phase diagrams and phase transformations: Their thermodynamic basis*. Cambridge, Cambridge Univ. Press., UK.
- Lokkiliuoto, A., Gasik, M. (2012) Activities and free energy of mixing of sulfuric acid solutions by Gibbs–Duhem equation integration. *J. Chem. Eng. Data*, **57**, 1665–1671.
- Gasik, M. (2013) *Handbook of ferroalloys: Theory and technology*. Oxford, Elsevier/Butterworth-Heinemann, UK.
- Okamoto, H., Massalski, T.B. (1991) Thermodynamically impossible phase diagrams. *J. Phase Equilib.*, **12(2)**, 148–168.
- Miettinen, J., Visuri, V.V., Fabritius, T. (2019) Thermodynamic description of the Fe–Al–Mn–Si–C system for modelling solidification of steels. *Acta Univ. Oul.*, **C704**.
- Ohtani, H., Hasebe, M., Nishizawa, T. (1984) Calculation of Fe–C, Co–C and Ni–C phase diagrams. *Transact. ISIJ*, **84**, 857–864.


ХІМІЧНІ ПОТЕНЦІАЛИ І АКТИВНОСТІ У МЕТАЛУРГІЙНИХ ПРОЦЕСАХ

М.М. Гасик¹, М.І. Гасик²¹Аалто Університет. 00076, Аалто, Еспоо, Фінляндія. E-mail: michael.gasik@aalto.fi²Національна металургійна академія України. 49000, м. Дніпро, пр. Гагаріна, 4. E-mail: tehnosplavy@ua.fm

Розглянуто процедуру коректного розрахунку хімічних потенціалів компонентів металургійних процесів і наведено важливість правильного вибору порівняльного стану. Цей вибір має вирішальне значення для адекватного визначення і розрахунку активності, що має відповідати принципам термодинаміки та бути раціональною для практичного застосування у пиро- і гідрометалургійних технологіях. Бібліогр. 9, рис. 1.

Ключові слова: термодинаміка; енергія Гіббса; хімічний потенціал; розчин; активність; розплав

Надійшла до редакції 11.11.2020



Düsseldorf, Germany

join the best: 09 - 13 May 2022

Wire and Tube: terms for 2022 are set

After the cancellation of the leading international trade fairs Wire and Tube 2020 due to the current COVID-19 infection situation, the next editions will take place from May 9 to 13, 2022.

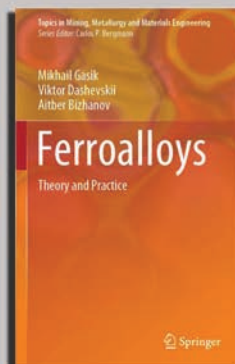
«We look forward to welcoming exhibitors and visitors to Düsseldorf in person again», says Daniel Ryfisch, Project Director Wire/Tube & Flow Technologies. «Corona has shown that digitalization brings many advantages. But it cannot replace personal meetings, conversations and contacts».

Wire and Tube, which were originally planned for March 30 to April 3, 2020, were on a record course until the COVID-19 related postponement. The number of registrations from exhibitors and visitors in spring exceeded all expectations. «For us this was a further signal and renewed confirmation that we have the No. 1 trade fairs for the wire, cable and tube industry here in Düsseldorf», explains Daniel Ryfisch. «This is where the international top decision-makers of the exhibitor and visitor sectors come together».

As usual, Wire will be located in halls 9 to 17 — and Tube in halls 1 to 7.0. Companies wishing to exhibit at Wire and Tube 2022 can already register starting at the end of March 2021. The official registration deadline is summer 2021, and the exact dates will be announced by Messe Düsseldorf at a later date.

www.wire-tradefair.com; www.tube-tradefair.com

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 телуrom (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

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ МЕТАЛУ ШВА ПРИ ВІДНОВЛЮВАЛЬНОМУ АРГОНОДУГОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ22

С.Л. Шваб¹, С.В. Ахонін¹, І.К. Петриченко¹, С.Л. Антонюк²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua
²ДП «Антонов». 03062, м. Київ, вул. Академіка Туполева, 1. E-mail: info@antonov.com

Проведено роботи по дослідженню металу з'єднань з титанового сплаву ВТ22, отриманих аргонодуговим наплавленням із застосуванням зовнішнього магнітного поля та присадного металопорошкового дроту. Отримано якісні бездефектні з'єднання, що підтверджено газовим аналізом та розподілом легуючих елементів в наплавленому металі. Аналіз мікроструктури показав, що використання зовнішнього магнітного поля при аргонодуговому наплавленні сприяє утворенню більш однорідної і рівномірної структури наплавленого металу, що також підтверджено кількісним аналізом розподілу фаз та аналізом внутрішньозеренної структури наплавленого металу. Проведено дослідження мікротвердості та механічних властивостей наплавлених з'єднань. Бібліогр. 9, рис. 8.

Ключові слова: титановий сплав; аргонодугове наплавлення; магнітокерована дуга; структура; легуючі елементи; мікротвердість; механічні властивості

Нелегований титан і низьколеговані титанові сплави добре зварюються і працездатність їх зварних з'єднань в умовах експлуатації близька до відповідних характеристик самих сплавів. Зварюваність існуючих високоміцних сплавів титану, які отримали найбільше поширення в літакобудуванні, значно гірша, ніж низьколегованих сплавів. Для силових елементів літаків нового покоління широко використовують високоміцні двофазні ($\alpha+\beta$)-титанові сплави, в тому числі титановий сплав ВТ22 (система легування Ti–5Al–5Mo–5V–1Fe–1Cr) [1], який застосовують як в відпаленому, так і в термічно зміцненому станах. Структура відпаленого сплаву ВТ22 представлена приблизно рівними кількостями α - та β -фаз і тому він відноситься до найміцніших титанових сплавів в відпаленому стані. Його властивості міцності в відпаленому стані такі ж, як у сплавів ВТ6, ВТ3-1, ВТ14 після загартування і старіння [2].

Деталі з титанових сплавів досить дорогі, з цієї причини в ряді випадків їх ремонт є більш доцільним порівняно з заміною таких же на нові вироби. У зв'язку з цим становить певний інтерес відновлювальне наплавлення виробів з високоміцних титанових сплавів, в тому числі з ВТ22. Одним з універсальних і економічно доцільних способів відновлення зношених ділянок є аргонодугове наплавлення [3].

Вплив на дугу, яка горить в аргоні, магнітного поля розширює її застосування не тільки при зварюванні, але і при наплавленні, оскільки можливості управління розмірами наплавленого металу і глибиною проплавлення стають більш ефектив-

ними і надійними [4]. Спосіб зварювання вольфрамовим електродом в аргоні магнітокерованою дугою реалізований як при автоматичному зварюванні титану у вузький зазор [5], так і при ручному (механізованому) зварюванні в монтажних умовах [6]. Застосування поперечних постійного і змінного магнітних полів дозволяє зварювати метал в різних технологічних варіантах: з поперечними і поздовжніми коливаннями; кутом вперед і кутом назад, тобто управляти формою і розмірами зварних швів в широких межах. При цьому змінюється і форма зварювальної ванни, що впливає на характер кристалізації металу.

Таким чином, застосування поперечного змінного магнітного поля при зварюванні та наплавленні значно розширює технологічні можливості цих процесів, оскільки дозволяє управляти розподілом теплової енергії дуги між крайками, що зварюються, присадним дротом і металом зварювальної ванни, змінюючи умови кристалізації металу зварювальної ванни і, як наслідок, регулювати форму і розміри зварного шва. Раніше було показано [7], що зміна параметрів зовнішнього магнітного поля призводить до зміни геометрії наплавлювальних з'єднань, а саме: зростання частоти збільшує глибину проплавлення, а також зі збільшенням магнітної індукції зменшується глибина проплавлення, збільшується ширина валика і коефіцієнт зварного (наплавленого) шва.

Метою даної роботи було дослідити особливості формування структури наплавлених з'єднань титанового сплаву ВТ22, отриманих аргонодуговим на-

С.Л. Шваб <https://orcid.org/0000-0002-4627-9786>, С.В. Ахонін <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>

плавленням з використанням зовнішнього магнітного поля та присадного металопорошкового дроту.

Для вивчення структурних особливостей металу наплавлення на сплав ВТ22, отриманого аргонодуговим способом з присадним титановим металопорошковим дротом, були проведені наплавочні роботи з використанням зовнішнього магнітного поля і без його участі. Експерименти проводилися на установці для автоматичного аргонодугового зварювання титану на наступних встановлених зварювальних параметрах ($I_{зв}$ (зварювальний струм) дорівнював 240 А, U_d (напруга на дузі) — 11,3 В, $V_{зв}$ (швидкість зварювання) — 4 м/год, $V_{под}$ (швидкість подачі присадного дроту) — 35 м/год, L_d (довжина дугового проміжку) — 4 мм) і параметрах магнітного поля (F (частота коливань магнітного поля) — 5 Гц, B (магнітна індукція) — 7,8 мТл). Присадний металопорошковий дріт складався з оболонки з чистого титану марки ВТ1-00 і осердя з гранул сплаву ВТ22 і флюсової складової.

Металографічні дослідження проводили на мікроскопі «NEOFOT-30». Розподілення легуючих елементів вивчали за допомогою мікрорентгеноспектрального аналізу на приладі «Сомеса». Визначення мікротвердості проводили на мікротвердомірі ПМТ-3 з навантаженням на інденторі 50 г. Вміст кисню, азоту, водню в наплавлених з'єднаннях визначали методом відновного плавлення в потоці газоносія. Вміст кисню визначали на установці LECO RO-316, чутливість вимірювань — 10^{-5} мас. %; азоту — на установці LECO TN-114, чутливість вимірювань — 10^{-5} мас. %; водню — на установці LECO RH-2, чутливість вимірювань — $10 \cdot 10^{-5}$ мас. %.

За результатами експериментів з наплавленого з'єднання було отримано макрошліф (рис. 1), який показав відсутність дефектів усадкового характеру в наплавленому металі.

Після наплавлення було проаналізовано розподіл легуючих елементів по перетину металу наплавлення, отриманого з використанням зовнішнього магнітного поля (рис. 2). Як видно з наведених даних, легуючі елементи практично рівномірно розподілені по всьому перетину наплавлення.

Вміст газів в наплавленому металі не перевищував їх допустимі значення в основному металі, мас. %: [O] — 0,098; [H] — 0,0027; [N] — 0,014.

Мікροструктура металу, наплавленого металопорошковим дротом, складалася з рівноосних поліедричних зерен (рис. 3, а) з пластинчастою внутрішньозеренною структурою (рис. 3, б). Після закінчення наплавлення при швидкому охолодженні металу в ньому можуть фіксуватися метастабільні фази, оскільки наплавлений метал



Рис. 1. Макроструктура наплавлення, отриманого присадним металопорошковим дротом

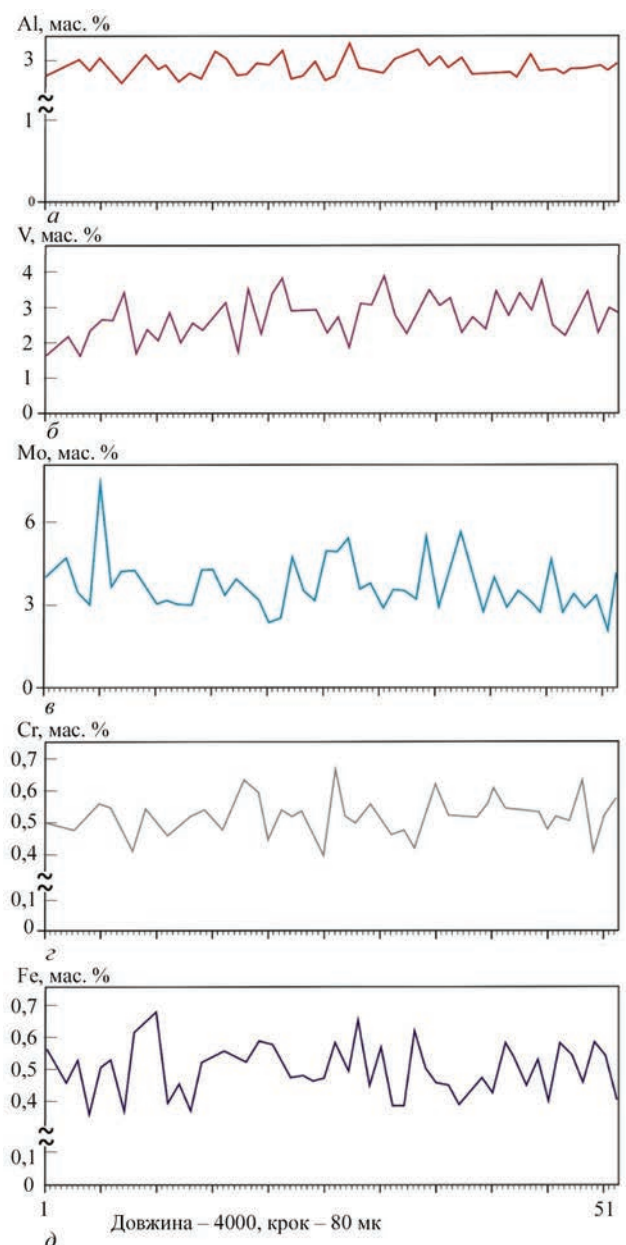


Рис. 2. Розподіл легуючих елементів (а — Al; б — V; в — Mo; г — Cr; д — Fe) в наплавленому металі (напрямок сканування — горизонтальний)

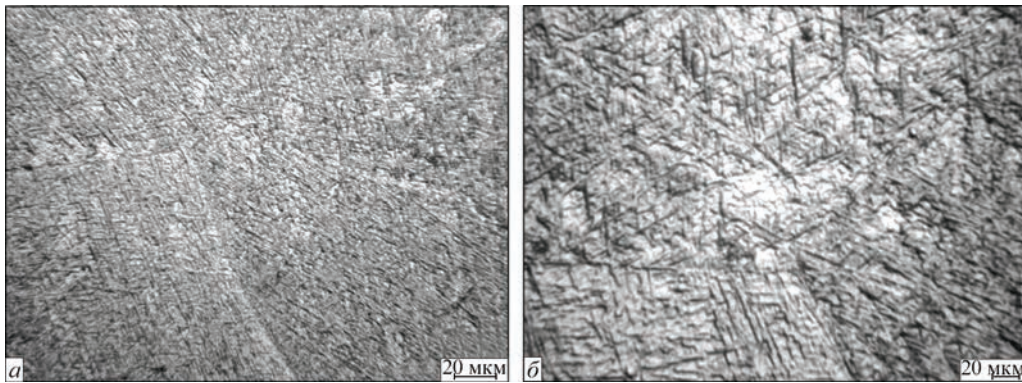


Рис. 3. Мікроструктура металу, наплавленого металопорошковим дротом

високолегований. Товщина пластинчастої фази становила близько 0,5 мкм. Слід зазначити, що розпад β -твердого розчину при швидкому охолодженні стався нерівномірно, в структурі спостерігалися ділянки з різною інтенсивністю пластинчастих виділень.

Структура наплавленого металу з використанням магнітного поля і без характерна для титанових сплавів мартенситного типу і формується при розведенні металу осердя і основного металу (сплав ВТ22 відноситься до титанових сплавів перехідного типу) металом оболонки дроту, що відноситься до α -титану. Однак внутрішньозеренна структура в зразках, виконаних без застосування і з застосуванням магнітного поля, має деякі відмінності. Без застосування магнітного поля мартенситна структура характеризується недостатньою однорідністю і рівномірністю (рис. 4, а), ділянки з інтенсивним розпадом і великою щільністю голчастих мартенситних частинок чергуються зі світлими ділянками, де щільність мартенситних голок менше. У разі застосування магнітного поля структура більш однорідна (рис. 4, б), розпад в об'ємі зерна відбувається більш рівномірно і утворюється більш дрібногоччата структура.

Коливання дуги, викликані дією магнітного поля при наплавленні, інтенсифікують процеси перемішування рідкого металу, що перешкоджає розвитку

ліквації в металі, який кристалізується та охолоджується [8]. Аналогічний вплив на внутрішньозеренну структуру спостерігається при зварюванні з електромагнітним перемішуванням [5].

Структура зони сплавлення зразків, виконаних без застосування і з застосуванням магнітного поля, ідентична. Ширина зони сплавлення зі структурою, що відрізняється від структури основного і наплавленого металу, становить переважно 50...100 мкм (рис. 5, а). Іноді в зоні сплавлення можна помітити окремі елементи структури α -титану, що пов'язано з його наявністю в металопорошковому дроті у вигляді оболонки. У локальних ділянках зони сплавлення спостерігається вклинювання металу зі структурою α -титану в наплавлений метал (рис. 5, б). У цій ділянці ширина зони сплавлення становить 200 мкм.

Проведений аналіз внутрішньозеренної структури наплавленого металу ВТ22 показав, що з використанням магнітного поля середній розмір зерна вторинної структури зменшується в 1,3 рази (з 16 до 12 мкм) в порівнянні з такою же ділянкою шва, отриманою без участі магнітного поля (рис. 6). Це обумовлено тим, що у випадку використання магнітного поля глибина зварювальної ванни менша, ніж у випадку без його застосування, а отже швидкість охолодження та градієнт температури

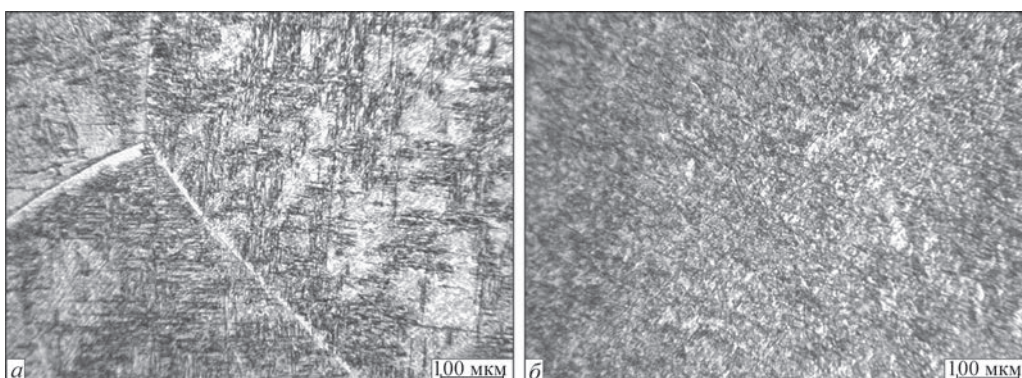


Рис. 4. Внутрішньозеренна структура наплавленого металу, отриманого без магнітного поля (а), з магнітним полем (б)

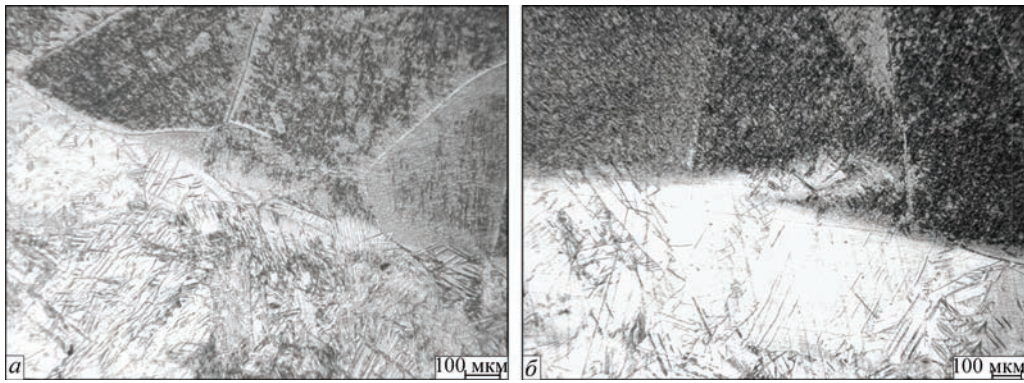


Рис. 5. Мікроструктура зони сплавлення

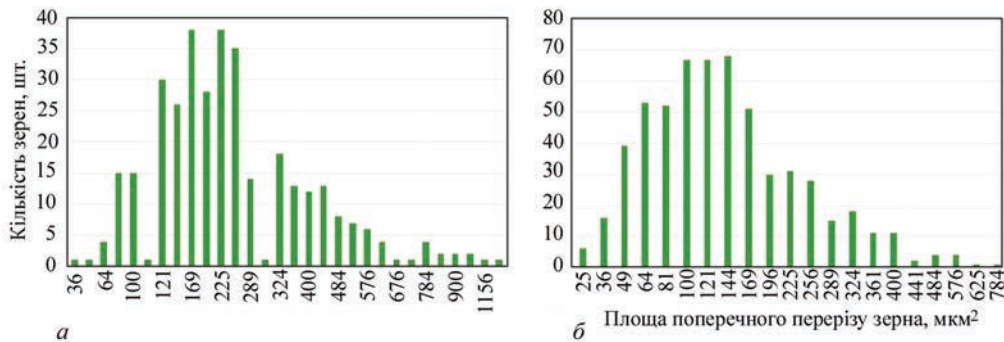


Рис. 6. Гістограми розподілу кількості зерен металу шва сплаву VT22 в залежності від площі їх поперечного перерізу, отримані без магнітного керування (а) і з магнітним керуванням (б)

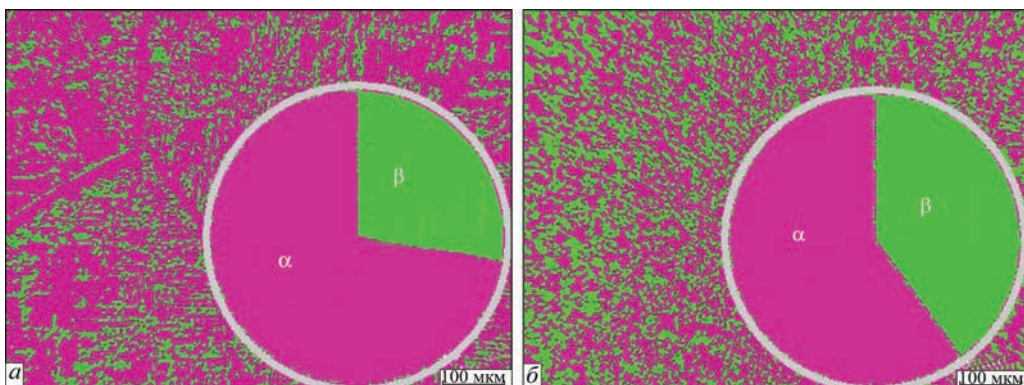
на фронті кристалізації більші, що призводить до утворення більш дрібнозернистої структури.

Кількісний аналіз розподілу фаз в наплавленому металі показав, що з використанням магнітного поля кількість β -фази в металі шва збільшується до 40 %, в металі шва, отриманого без участі магнітного поля, кількість β -фази становить близько 28 % (рис. 7). Таке збільшення кількості метастабільної β -фази пояснюється більшими швидкостями кристалізації розплаву титанового сплаву VT22 за умов використання керуючого магнітного поля при аргонодуговому наплавленні.

В зразках, отриманих із застосуванням зовнішнього магнітного поля, була виміряна мікротвер-

дість наплавленого металу в горизонтальному і вертикальному напрямках (рис. 8). Показники мікротвердості наплавленого металу (шва) вище, ніж в основному металі в 1,5 рази, що може бути обумовлено деяким підвищенням вмісту кисню та азоту в металі наплавлення у порівнянні з основним металом.

Були визначені механічні властивості наплавленого металу, отриманого з використанням зовнішнього магнітного поля (зразки вирізали поперек наплавленого з'єднання, розрив відбувся по металу наплавлення) і вони наступні: межа міцності — 1059 МПа, ударна в'язкість — 7,91 Дж/см², що нижче показників основного металу (1120 МПа і

Рис. 7. Кількість α - та β -фаз в металі шва, отриманого: а — без використання магнітного поля (α — 72; β — 28 %); б — з використанням магнітного поля (α — 60; β — 40 %)

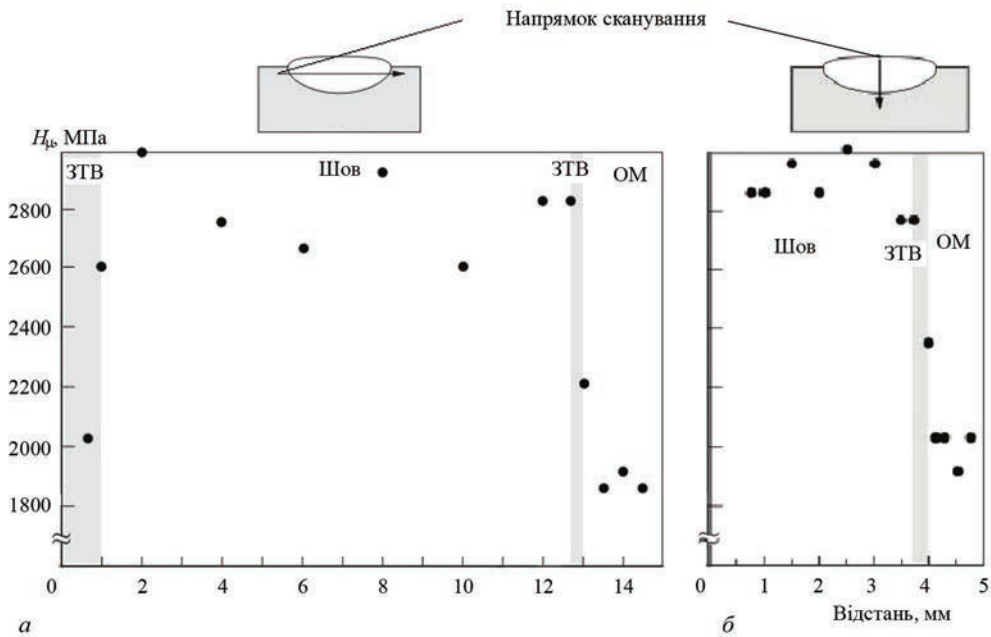


Рис. 8. Мікротвердість наплавленого металу, отриманого присадним металопорошковим дротом, на відстані до поверхні (а) та від поверхні (б)

15,6 Дж/см² відповідно). Отримані дані підтверджують той факт, що для зварних і наплавочних з'єднань з високоміцних титанових сплавів, в тому числі для VT22, необхідно проводити термічну обробку для стабілізації їх структури і підвищення механічних властивостей [9].

Таким чином, вплив поперечного магнітного поля на переміщення металу зварювальної ванни в процесі кристалізації відкриває можливості зміни первинної структури металу, яка кристалізується. При русі дуги по поверхні зварювальної ванни розплавлений метал, що знаходиться під дугою, також переміщується під дією електромагнітної сили. Інтенсивне перемішування розплавленого металу призводить до зміни умов кристалізації і отримання дрібнозернистої структури шва з підвищеним вмістом метастабільної β -фази.

Список літератури

- Moiseyev, V.N. (2005). Titanium alloys: Russian aircraft and aerospace applications. *CRC Press*, **40**, 48–50.
- Гуревич С.М., Замков В.Н., Блашук В.Е. и др. (1986). *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов*. Киев, Наукова думка.
- Arrazola, P.J., Garay, A., Iriarte, L.M. et al. (2009). Machinability of titanium alloys (Ti6Al4V and Ti555.3). *J. of Materials Proc. Technology*, **209(5)**, 2223–2230.
- Рыжов Р.Н., Кузнецов В.Д. (2006). Внешние электромагнитные воздействия в процессах дуговой сварки и наплавки (обзор). *Автоматическая сварка*, **10**, 36–44.
- Paton, B.E., Zamkov, V.N., Prilutsky, V.P. (1996). Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium. *Welding J.*, **75(5)**, 37–41.
- Замков В.Н., Прилуцкий В.П. (2005). Способы сварки титановых сплавов. *Автоматическая сварка*, **8**, 45–48.

- Schwab, S.L., Petrychenko, I.K., Akhonorin, S.V. (2017). TIG welding of titanium alloy VT22 performed using the external control magnetic field. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*, **61**, 39–46.
- Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009). *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Москва, ВИЛС-МАТИ.
- Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. (2005). *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*. Москва, МИСиС.

References

- Moiseyev, V.N. (2005) Titanium alloys: Russian aircraft and aerospace applications. *CRC Press*, **40**, 48–50.
- Gurevich, S.M., Zamkov, V.N., Blashchuk, V.E. et al. (1986) *Metallurgy and technology of welding of titanium and its alloys*. Kiev, Naukova Dumka, [in Russian].
- Arrazola, P.J., Garay, A., Iriarte, L.M. et al. (2009) Machinability of titanium alloys (Ti6Al4V and Ti555.3). *J. of Materials Proc. Technology*, **209(5)**, 2223–2230.
- Ryzhov, R.N., Kuznetsov, V.D. (2006) External electromagnetic effects in arc welding and surfacing processes (Review). *The Paton Welding J.*, **10**, 29–35.
- Paton, B.E., Zamkov, V.N., Prilutsky, V.P. (1996) Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium. *Welding J.*, **75(5)**, 37–41.
- Zamkov, V.N., Prilutsky, V.P. (2005) Methods for welding titanium alloys. *The Paton Welding J.*, **8**, 41–44.
- Schwab, S.L., Petrychenko, I.K., Akhonorin, S.V. (2017) TIG welding of titanium alloy VT22 performed using the external control magnetic field. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*, **61**, 39–46.
- Iiin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*. Moscow, VILS-MA-TI [in Russian].
- Kolachev, B.A., Elagin, V.I., Livanov, V.A. (2005) *Metals science and heat treatment of nonferrous metals and alloys*. Moscow, MISiS [in Russian].

FEATURES OF THE STRUCTURE OF WELD METAL AT RESTORATION ARGON-ARC SURFACING OF TITANIUM ALLOY VT22

S.L. Shvab¹, S.V. Akhonin¹, I.K. Petrichenko¹, S.L. Antonyuk²¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

²SC «Antonov». 1 Acad. Tupolev Str., 03062, Kyiv, Ukraine. E-mail: info@antonov.com

Investigations were performed of the metal of VT22 titanium alloy joints made by argon-arc surfacing with application of an external magnetic field and metal-cored filler wire. Sound defectfree joints were produced as confirmed by gas analysis and distribution of alloying elements in the deposited metal. Microstructural analysis showed that application of an external magnetic field in argon-arc surfacing promotes formation of a more homogeneous and uniform structure of the deposited metal that is also confirmed by quantitative analysis of phase distribution and analysis of intragranular structure of the deposited metal. Microhardness and mechanical properties of the joints made by surfacing have also been studied. Ref. 9, Fig. 8.

Keywords: titanium alloy; argon-arc surfacing; magnetically-impelled arc; structure; alloying elements; microhardness; mechanical properties

Надійшла до редакції 19.11.2020

XIII Міжнародна спеціалізована виставка

КИЇВСЬКИЙ ТЕХНІЧНИЙ ЯРМАРОК



**27–30
КВІТНЯ
2021**

 **МІЖНАРОДНИЙ ВИСТАВКОВИЙ ЦЕНТР**
Україна, м. Київ, Броварський пр-т, 15

Вхід вільний, тільки по онлайн реєстрації!

НОВА КНИГА



Мордюк Б.М., Прокопенко Г.І., Волошко С.М., Соловей С.О., Клочков І.М., Линник Г.О., Красовський Т.А., Високолян М.В. **Ультразвукова ударна обробка конструкцій і споруд транспортного машинобудування** / Под ред. Г.І. Прокопенка. Київ: ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України, 2020. — 310 с.

У монографії узагальнено результати багаторічних експериментальних досліджень фізичних основ ультразвукової ударної обробки (УЗУО) поверхні конструкційних матеріалів переважно на основі заліза та алюмінію, а також практичного використання цієї технології для зміцнення зварних з'єднань різноманітних конструкцій і споруд на підприємствах вагобудівної та інших галузей промисловості України. Досліджено структурно-фазові перетворення у поверхневих шарах сталей та алюмінієвих сплавів під час УЗУО; обґрунтовано ефективність застосування УЗУО для підвищення циклічної довговічності зварних з'єднань конструкцій і споруд, які експлуатуються в умовах циклічного навантаження і дії навколишнього середовища.

Для наукових та інженерно-технічних працівників, які займаються дослідженнями, проектуванням, виготовленням і експлуатацією виробів, конструкцій і споруд, що піддаються дії періодичних або випадкових динамічних навантажень та призводять до деградації матеріалу і втомного руйнування. Може бути корисною для аспірантів і студентів ЗВО будівного та машинобудівного профілю.

XV МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ «ПРОБЛЕМИ КОРОЗІЇ ТА ПРОТИКОРОЗІЙНОГО ЗАХИСТУ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ» (КОРОЗІЯ-2020)

15–16 жовтня у м. Львів відбулася XV Міжнародна конференція «Проблеми корозії та протикорозійного захисту конструкційних матеріалів» (КОРОЗІЯ-2020), присвячена 110-річчю від дня народження академіка Г.В. Карпенка. Конференції традиційно проводяться вже понад 20 років (починаючи з 1998 р.). В цьому році вперше проведено у змішаному форматі: поряд з усними прозвучали доповіді online та offline.

Урочисте засідання конференції відкрив директор фізико-механічного Інституту ім. Г.В. Карпенка НАН України академік З.Т. Назарчук. З привітанням виступив Президент Української асоціації корозіоністів чл.-кор. НАН України В.І. Похмурський.

У доповіді, присвяченій 110-річчю з дня народження академіка В.Г. Карпенка, В.І. Похмурський відмітив, що започаткований В.Г. Карпенком напрямок наукових досліджень в галузі фізико-хімічної механіки матеріалів, зокрема корозії та корозійно-механічного руйнування металів, понад півсторіччя залишається актуальним. Цей напрямок успішно розвивають його послідовники (М.С. Хома, Г.М. Никифорчин, І.М. Дмитрах, О.Є. Андрейків та інші).

У роботі конференції взяли участь понад 120 науковців та представників промислових підприємств з 9-ти країн світу (Україна, Китай, Німеччина, Мексика, Польща, Словаччина, Білорусь, Казахстан, Швейцарія). На конференції заслухано 38 усних доповідей (з них 24 — у режимі *online*; 14 — у режимі *offline*); 80 доповідей представлено як стендові та заочні за такими науковими напрямами: фундаментальні аспекти корозії та корозійно-механічного руйнування; воднева та газова ко-

розія; нові корозійнотривкі матеріали та покриття; інгібіторний та біоцидний захист; електрохімічний захист; методи досліджень і корозійний контроль; протикорозійний захист обладнання нафтогазової, хімічної та енергетичної промисловостей.

Фахівцями ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України було представлено 7 доповідей, що транслювалися у *online* режимі. Звичайно, в короткому повідомленні неможливо дати огляд всіх розглянутих питань, тому торкнемося більшою мірою тих, які стосуються напрямків наукових досліджень ІЕЗ.

Корозія металів є однією із найпоширеніших причин передчасного, часто аварійного виходу з ладу металевих конструкцій і спричиняє величезні матеріальні збитки в різних галузях промисловості. Зокрема, низка доповідей була присвячена питанням надійної експлуатації трубопровідного транспорту. Так, вплив сірководню в нафтопродуктах, який може спричинити сірководневе корозійне розтріскування під напруженням труб зі сталі 17Г1СУ, висвітлено у доповіді М. Хоми. Відмічено, що в останні роки зростає кількість відмов промислових трубопроводів. За результатами вивчення дії сірководню та тривалості його контакту зі сталлю на корозійну стійкість трубної сталі 17Mn1Si зроблено висновок, що ця сталь при концентрації сірководню 1500 мг/л має низьку корозійну стійкість, що призводить до зростання ризику руйнування труб.

У доповіді Г. Никифорчина повідомлялося, що під час експлуатації у трубопроводах можуть утворюватися розшарування як на лінійних ділянках, так і на згинах труб. Підкреслено, що розшарування розташовуються на ділянках з від-



Відкриття конференції КОРОЗІЯ-2020 (зліва направо: Похмурський В.І., Хома М.С., Назарчук З.Т.)



Учасники конференції КОРОЗІЯ-2020

носно слабшою текстурою, паралельно напрямку прокату, який має анізотропію мікроструктури. Розшаровування зазвичай поширюється в окружному напрямку, що може викликати руйнування трубопроводу. Наводнювання металу зсередини труби призводить до накопичення молекулярного водню в певних місцях, наприклад, в міжзеренних включеннях і створює високий тиск, що сприяє формуванню та накопиченню мікродфектів у трубі, погіршенню її механічних властивостей, зокрема пластичності та опору крихкому руйнуванню, що при тривалій експлуатації може призводити до порушення цілісності протяжних ділянок.

Обговорено вплив гідратування на швидкість та локалізацію корозійних процесів на промислових трубопроводах (сталі 17ГС) у хлоридних середовищах (доповідач *д.т.н. Л. Побережний*). У доповіді представлено механізм впливу газогідрату на корозію матеріалу трубопроводів та зроблено висновок про те, що газгідрат корозії не викликає, а лише інтенсифікує і локалізує вплив корозійних компонентів. На основі закономірності спільної дії механічних напружень, утворення хлоридів та гідратів на швидкість та локалізацію корозійного процесу, аналізі коефіцієнтів гідратування для загальної та місцевої корозії, які складають відповідно 1,13 та 1,32, підтверджена гіпотеза про інтенсифікацію локальної корозії завдяки утворенню гідратів.

Проаналізовано нормативні документи у сфері захисту від корозії щодо нормованих значень показників захисних потенціалів (доповідач *С. Осадчук*). Показано, що у стандартах країн СНД значення мінімального захисного поляризаційного потенціалу нормуються в діапазоні від $-0,85$ до $-1,05$ В, у європейських — від $-0,65$ до $-0,95$ В. Натомість у європейських стандартах

відсутні вимоги до верхньої границі захисного потенціалу без омичної складової, що обумовлено диференційованим підходом до його вибору з урахуванням корозійної активності оточуючих ґрунтів. Проінформовано про надання чинності зміні № 1 до ДСТУ 4219, в якій встановлено, що для сталевих трубопроводів з рівнем міцності вище 580 МПа поляризаційні потенціали не повинні перевищувати $-1,10$ В. При цьому захисний потенціал повинен забезпечувати технічно достатній захисний ефект, при якому швидкість залишкової корозії металу трубопроводу менше $0,01$ мм/рік.

Доповідалося, що за результатами прискорених корозійних випробувань корозійно-механічна тривкість зварних з'єднань, отриманих високочастотним та дуговим зварюванням, практично не відрізняється (доповідач *аспірант С. Прокопчук*).

Для прогнозування залежності швидкості корозії сталі від температури у повідомленні *д.т.н. Р. Джали* запропоновано нову математичну модель, яка описує корозійне розтріскування сталеві труби біля нафтоперекачувальної станції. Модель базується на вдосконаленому співвідношенні типу Кеше для густини анодного струму, новому критерію міцності металу, методі оцінювання граничного стану сталевого трубопроводу, що знаходиться під тиском, та застосуванні оптимізації з використанням нейронної мережі. Для контролю корозійного стану підземних трубопроводів описано обладнання, однією з переваг якого є більша ефективність та інформативність при менших витратах праці.

Продемонстрована ефективність високочастотної механічної проковки (ВМП) для підвищення опору втомному руйнуванню таврових зварних з'єднань з низьколегової сталі 15ХСНД, що експлуатуються у помірному та морському кліматі (доповідач *к.т.н.*

С. Соловей). Показано та ґрунтовно доведено, що використання технології ВМП є ефективним методом підвищення втомної довговічності зварних з'єднань на всіх стадіях експлуатації металевих конструкцій, у тому числі, тривало експлуатованих.

Командою мексиканських та українських науковців зроблено повідомлення щодо ефективності використання магнітного поля під час аргонодугового зварювання дуплексної нержавіючої сталі 2205 для підвищення тривкості проти локальної корозії та утворення корозійно-втомних тріщин (доповідач к.т.н. О. Білий).

Дослідження абсорбції водню зразками зі сталі 09Г2С, латуні, мельхіору та міді показало, що мідь в 17 разів менше наводнюється, ніж мельхіор та в 4,5 рази — ніж латунь, а швидкість контактної та щільної корозії сталі з цими металами практично однакова, без ознак локальної корозії. Враховуючи домінуючий вплив наводнювання на зародження тріщин в теплопередавальних трубках в процесі їх тривалої експлуатації, для промисловості рекомендовано виготовляти газоохолоджувачі турбогенератора з мідними теплопередавальними трубками (доповідач д.т.н. О. Нарівський). Для виготовлення газоохолоджувачів та холодильників масла, яке передбачає підвищення їх надійності та довговічності внаслідок зниження небезпеки розгерметизації з'єднань трубна решітка–теплопередавальні трубки, запропоновано нове технічне рішення, яке полягає у наплавленні на трубні решітки шару міді та наступному зварюванні його з мідними теплопередавальними трубками та розвальцьовуванні.

Досліджено складний антикорозійний пігмент на основі кальційвмісного цеоліту з осадженим цинком на його нанопористій поверхні (доповідач д.т.н. І. Зінь). Встановлено, що це ефективно уповільнює корозію алюмінієвого сплаву в розчині синтетичних кислотних дощів. Пігмент пригнічує підплівкову корозію металу біля дефектів алкідної фарби, що може бути перспективним інгібуючим компонентом фарби покривів для захисту конструкцій з алюмінієвих сплавів в промисловій атмосфері. Побічний продукт синтезу біодизеля — технічний гліцерин у концентрації 2,5 г/л ефективно інгібуює корозію алюмінієвого сплаву в 0,1%-ному розчині NaCl, а при підвищенні температури середовища до 353 К його захисний ефект все ще високий. Механізм пригнічення корозії обумовлений адсорбцією через функціональні гліцеринові функціональні групи на поверхні металу і утворює захисну бар'єрну плівку.

Результатами досліджень впливу термооброблення (гартування та штучне старіння) на ко-

розійно-механічну тривкість зварного з'єднання тонколистового алюмінієвого сплаву системи Al–Mg–Si–Cu, отриманого неплавким електродом, показано, що експлуатаційні характеристики виробу в корозивному середовищі будуть визначатися тривкістю проти міжкристалітної корозії (доповідач к.х.н. Л. Ниркова).

Для ремонту корозійних зварних швів трубопроводів, що експлуатуються під водою, розроблено технологію для вологого підводного зварювання із використанням аустенітного наплавленого шару (доповідач д.т.н. С. Максимов). За результатами досліджень таких зварних з'єднань встановлено, що після корозійних випробувань у рухомому потоці та при періодичному зануренні з наступним згинанням на кут 180°, на зварних з'єднаннях з наплавленими феритним та аустенітним шарами пошкоджень у вигляді тріщини вздовж лінії сплавлення зварного шва з наплавленим шаром не утворилося, що підтверджує ефективність такої технології.

Німецькими вченими (доповідач Dr M. Wiegand) висвітлено питання щодо внутрішньої корозії трубопроводів холодного та гарячого водопостачання, опалення, у тому числі у відносно нових будівлях, які не введені в експлуатацію. Як чинники виходу з ладу таких систем відмічені неоднорідність поверхні труб, що сприяє розвитку локальної корозії, якість води, окислювально-відновлювальний потенціал, рН, розчинений кисень, електропровідність, температура. Слід зазначити, що з аналогічними проблемами до фахівців Інституту звертаються представники різних експлуатуючих організацій, і проблема внутрішньої корозії трубопроводів є також актуальною для України.

Конференція «CORROSION-2020» сприяла конкретизації нових пріоритетних напрямків досліджень у галузі корозії та протикорозійного захисту матеріалів, а також встановленню ділових контактів між науковцями та виробничниками. Додаткова інформація про конференцію та збірка рефератів доповідей за посиланнями:



URL: <http://www.ipm.lviv.ua/corrosion2020/>;

URL: http://www.ipm.lviv.ua/corrosion2020/en/Book_abstract_Corrosion2020.pdf.

Л.І. Ниркова, С.О. Осадчук

*«Найсильніший бік виставкової діяльності — виставка як маркетинговий інструмент активно діє на всі п'ять почуттів людини»
Вінсент Жерар, директор-розпорядник
Всесвітньої асоціації виставкової індустрії.*

ХІХ МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ 2020

З 24 по 27 листопада 2020 р. на території Міжнародного виставкового центру був успішно проведений ХІХ Міжнародний промисловий форум — найбільша промислова виставка в Україні, яка з 2005 р. входить до переліку провідних світових промислових виставок, офіційно сертифікованих та визнаних Всесвітньою асоціацією виставкової індустрії (UFI), що є найвищим рівнем світового визнання для виставки. Мета виставки — демонстрація досягнень у галузі металообробки, зварювання, машинобудування та суміжних областей. Готуючись до виставки її організатор, Міжнародний виставковий центр, дотримувався рекомендацій UFI і МОЗ України, пов'язаних з пандемією.

Основні напрямки виставки: *Металообробка* (металообробні технології, обладнання); *УкрВторТех* (комісійна техніка, обладнання); *УкрЛитво* (обладнання та технології для ливарного виробництва); *УкрЗварювання* (технології, обладнання та матеріали); *Гідравліка. Пневматика*; *Підшипники* (підшипники котіння та ковзання); *УкрПромАвтоматизація* (автоматизація виробництва, автоматизовані системи управління технологічними процесами, автоматизація об'єктів промисловості); *Підйомно-транспортне, складське обладнання*; *Зразки, стандарти, еталони, прилади* (контрольно-вимірювальні прилади, лабораторне та випробувальне обладнання, метрологія, сертифікація); *Безпека виробництва* (засоби захисту, безпека робочої зони).

За дні роботи заходів МВЦ відвідало 5823 фахівців. Загальна кількість учасників — 173 підприємства. Зарубіжна складова експозиції була представлена 17 учасниками з 9 країн: Австрія, Грузія, Іран, Італія, Китай, Німеччина, Польща, Туреччина, Швейцарія.

Програма виставок складалася з 17-ти різнопланових заходів, серед яких:

XIV відкритий конкурс професійної майстерності зварювальників України «Золотий кубок Бенардоса 2020»;

конференція «Забезпечення ливарною продукцією підприємств машинобудування України»;

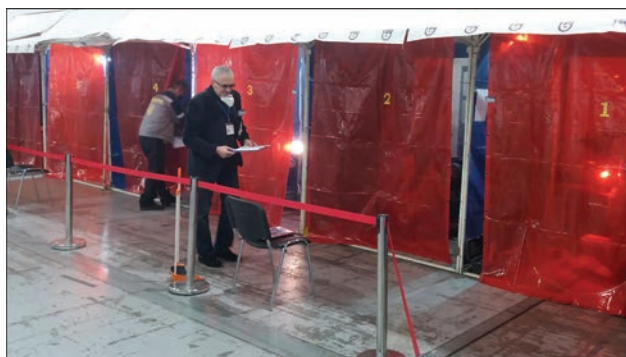
доповіді на відкритому дискусійному майданчику з адитивних технологій.

Міжнародний промисловий форум цього року вразив новітніми лазерними технологіями для різання металу і зварювання. Одночасно декілька компаній на своїх стендах створили можливість

побачити наживо роботу такого обладнання. Також ситуація в світі, яка позначилася на доставці вантажів з-за кордону, дещо активізувала українських виробників. Вони були представлені у всіх експозиціях заходу: металообробне обладнання, гідравлічні компоненти і системи, зварювальне обладнання та матеріали, програмне забезпечення, вантажопідйомна техніка та складське обладнання.

Загальний успіх виставки і задоволеність її результатами з боку учасників обумовлені кількома чинниками. У важких «обмежувальних» умовах, пов'язаних з пандемією, були побоювання, що відвідувачів не буде і ефективність участі у виставці виявиться нульовим. У реальності вийшло навпаки — відвідувачі були і виявили живий інтерес до заходу. Кількість, можливо, в даних непростих умовах і знизилася, проте якість відвідування залишилася на гідному рівні. Багато компаній зазначили, що успіх виставки та їх участі в ній дає мотивацію для розвитку, створення новинок і збільшення внеску в розвиток галузі. Учасники, які виступали зі стендом не вперше, зазначали, що відвідувачі приходили на виставку цілеспрямовано до їх стендів, з конкретними питаннями та проєктами, пам'ятаючи бренди з попереднього року. Це свідчить як про те, що компанії і їх продукція після участі у виставках стають більш впізнаваними, так і про те, що повторна і постійна участь у тематичних виставках значно примножує ефективність таких інвестицій для підприємств-учасників. Також учасниками зазначено, що відвідуваність виставки і географія відвідувачів (усі регіони України) перевершили очікування.

Відзначимо деякі компанії в галузі зварювання та неруйнівного контролю, стенди яких викликали значний інтерес у відвідувачів.



Під час проведення конкурсу професійної майстерності зварювальників України «Золотий кубок Бенардоса 2020»



Стенд компанії «АРАМІС»

Українсько-чеське підприємство «АРАМІС» є виробником технологічного обладнання, зокрема, лазерних комплексів для різання листового металу і труб. Компанія пропонує установку лазерного зварювання металу GM7, яка є високотехнологічним інструментом, призначеним для автоматичного точкового і шовного зварювання по довільному контуру. Комплекс дозволяє забезпечити високу міцність і надійність зварного з'єднання. Потужності лазерів апарату 150...1000 Вт, товщина зварюваного металу 0,3...1,2 мм, використовується імпульсний ND:AG лазер (або напівпровідниковий), який має широкий діапазон регулювання для управління енергією, формою і тривалістю імпульсу, а також частотою повторення.

Машинобудівний завод «ВІСТЕК» спеціалізується з виробництва популярних марок зварювальних електродів та обмідненого зварювального дроту Св-08Г2С-О діаметрами 0,8...1,0 мм на пластиковій катушці 5...15 кг.

Дослідний завод зварювального устаткування ІЕЗ ім. Є.О. Патона випускає великий асортимент професійного зварювального обладнання і є одним із лідерів ринку на території України. Впроваджуючи провідні технології і конструкторські розробки, завод виробляє зварювальне обладнання високої якості з оптимальними технічними

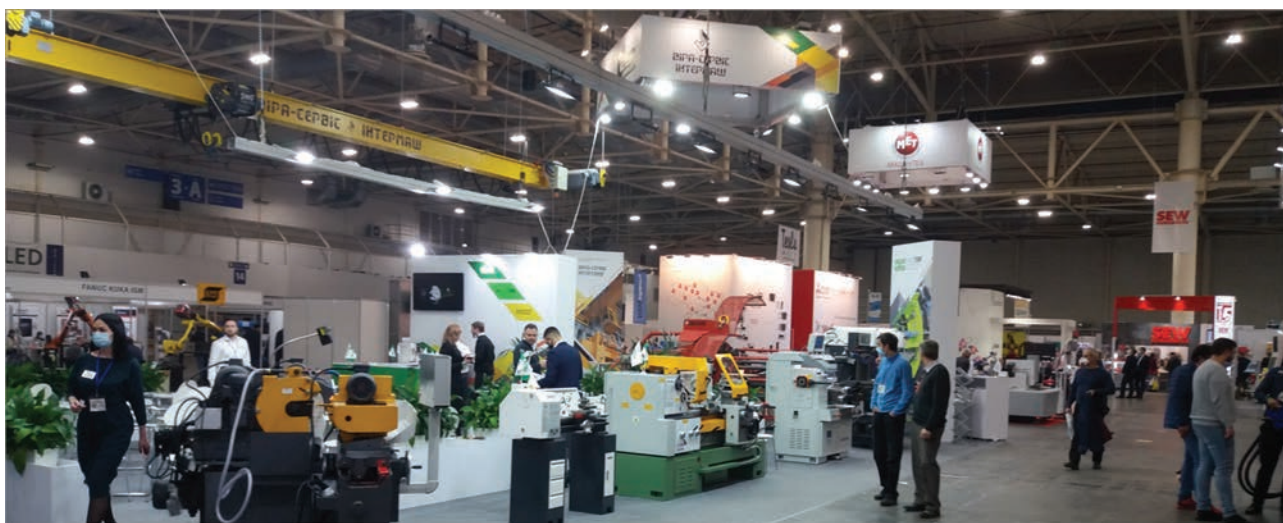
характеристиками, що задовольняють потреби як великих промислових підприємств, так і приватних майстрів. Завод випускає також широку номенклатуру покритих електродів для ручного дугового зварювання та зварювальний дріт Св-08Г2С діаметрами 0,8, 1,0 та 1,2 мм. Зварювальні електроди торгової марки ПАТОН™ розроблені спільно з фахівцями Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона відповідно до вимог стандартів ГОСТ та сертифіковані для продажу як в Україні, так і на ринках країн Європи та Азії.

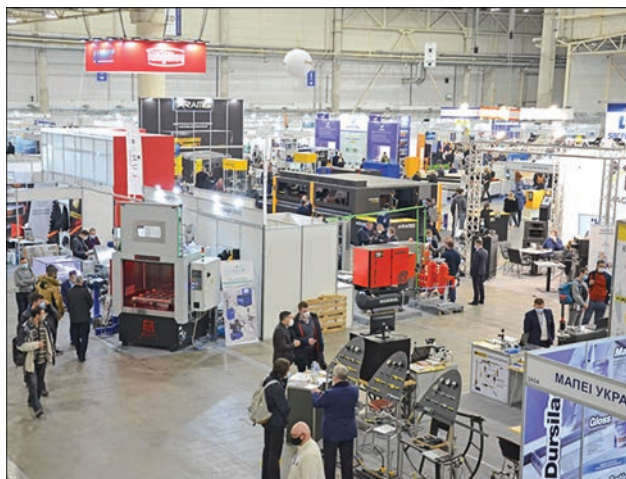
Завод автогенного обладнання «ДОНМЕТ» на основі власних запатентованих розробок серійно випускає десятки найменувань обладнання для різання, зварювання та пайки металів. Під час пандемії завод збільшив виробництво медичного обладнання для подавання і розподілу кисню (редуктори медичні кисневі зі зволожувачем; ротаметри кисневі медичні; вентилі кисневі медичні патлатні; вентилі кисневі медичні з'єднувальні (для ШВЛ); колектори рампові кисневі). Редуктор медичний кисневий зі зволожувачем при підключенні до кисневого балону може забезпечити хвору людину киснем протягом декількох годин.



Редуктор медичний кисневий зі зволожувачем на стенді компанії «ДОНМЕТ»

«Закордонмонтажспецбуд» впроваджує виготовлення та монтаж нестандартного сталевого обладнання як на монтажному майданчику замовника, так і на власному заводі нестандартного обладнання в м. Бровари, використовуючи найсучасніші технології зварювання. Основним напрямком діяльності компанії «Інвестиції та





зростання» є розробка та виготовлення засобів технічного зору, продаж та інтеграція роботів, а також зварювального обладнання; розробка зварювальних технологій; розробка та виготовлення лазерних безконтактних вимірювальних систем.

Компанія «НОВОТЕСТ» є виробником високопродуктивних пристроїв для неруйнівного та технічного контролю якості. Маючи передові виробничі можливості та досвідчений колектив розробників, компанія може забезпечити клієнтів якісною продукцією: твердомірами металів різних типів, товщиномірами покриттів, ультразвуковими та магнітопорошковими дефектоскопами.

«Промавтосварка» протягом останніх років розробляє обладнання та технології для нанесення покриттів методом металізації. Здійснюється виробництво металізаторів, які успішно застосовуються на підприємствах України для нанесення антикорозійних покриттів з цинку, алюмінію, бронзи, а також для відновлення зношених деталей та для придання деталям особистих властивостей.

«Самміт» — спеціалізоване підприємство з продажу та обслуговування електрозварювального обладнання, є офіційним представником відомих брендів KEMPI OY, HYUNDAI WELDING, KEMPER, ABICOR BINZEL, FANUC ROBOTICS та ін. Компанія постачає зварювальні інвертори, напівавтомати, автомати, трактори; машини контактного зварювання; обладнання для плазмового різання; редуктори, вентилі, пальники, різакі; зварювальні матеріали (дріт, флюс, електроди); роботи для зварювання.

Компанія «ТЕСЛАВЕЛД» випускає промислові зварювальні апарати, автоматизовані комплекси, верстати з ЧПК для зварювання та різання металів, системи шипування екранних труб.

Компанія «Укрінтех» займається виробництвом і постачанням випробувального устаткування, прила-



На стенді видавництва ІЕЗ ім. Є.О.Патона

дів неруйнівного контролю, устаткування для металографії і технічної діагностики, комплексним оснащенням лабораторій контролю якості.

На стенді видавництва ІЕЗ ім. Є.О. Патона відвідувачі та учасники виставки мали можливість ознайомитись з останніми випусками фахових журналів «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія» і «Технічна діагностика та неруйнівний контроль», а також з книжковою продукцією інституту в т. ч. з альбомами, які були видані до 100-річчя від дня народження академіка Б.Є. Патона та 150-річчя від дня народження академіка Є.О. Патона (альбоми в електронному форматі можна замовити у видавництві).

Повний перелік учасників XIX Міжнародного промислового форуму можна знайти за посиланням: <https://www.iec-expo.com.ua/pfua-2020/sppf-2020.html>.

Промислові виставки «Міжнародного виставкового центру» у 2021 р.: XIII Міжнародна спеціалізована виставка «Київський технічний ярмарок», 27–30 квітня 2021 р.; XX Міжнародний промисловий форум, 16–19 листопада 2021 р.

За матеріалами пост-релізу виставки.

ШАПОВАЛОВУ В.О. — 70!



9 листопада 2020 р. виповнилося 70 років доктору технічних наук, професору, члену-кореспонденту НАН України, Лауреату державної премії України у галузі науки і техніки (2013), Лауреату премії Кабінету Міністрів України (2019), Лауреату премії ім. Є.О. Патона (2017) Віктору Олександровичу Шаповалову — відомому вченому у галузі спеціальної електрометалургії та матеріалознавства.

Шаповалов В.О. закінчив Ворошиловоградський машинобудівний інститут (1972) і після роботи у науково-дослідному центрі даної установи у 1978 р. вступив до аспірантури при ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Після її закінчення працює в інституті, пройшовши всі шаблі наукового зростання — від молодшого наукового співробітника до завідувача відділу «Плазмово-шлакової металургії». Віктор Олександрович у 1984 р. успішно захистив дисертацію на здобуття наукового ступеня кандидата, а у 2003 р. — доктора технічних наук у галузі металургії.

В.О. Шаповалов відомий фахівець у різних областях металургії спеціального призначення. Одним з істотних його наукових досягнень є дослідження та удосконалення нового, багато у чому унікального, плазмово-індукційного способу вирощування супервеликих профільованих монокристалів тугоплавких металів (вольфраму, молібдену). Розроблені ним теоретичні і практичні засади, а також створене обладнання, аналогів якого немає в світі, дозволяє вирощувати монокристали тугоплавких металів будь-яких розмірів і форм, що безперечно є визначним досягненням української науки. Під його керівництвом роботи в цьому важливому напрямку продовжуються: створюється обладнання, використовуються дослідження та експерименти по вирощуванню монокристалів тугоплавких металів круглого перетину діаметром до 80 мм, які неможливо отримати відомими технологіями.

Наукові та організаторські здібності В.О. Шаповалова яскраво проявилися при вирішенні проблеми освоєння виробництва в Україні кремнію для використання його при виготовленні сонячних батарей. У 2008–2009 рр. Віктору Олександровичу вдалося об'єднати колективи науковців НАН України, вузів та промисловців, що дозволило розробити і реалізувати Цільову державну науково-технічну програму «Створення хіміко-металургійної галузі виробництва чистого кремнію протягом 2009–2012 рр.». Постановою Кабінету Міністрів України у 2008 р. Шаповалова В.О. було призначено керівником програми, де він курирував наукові напрямки щодо дослідження складу та процесів збагачення кварцової сировини, відновлення кремнію із силанів у плазмі, розроблення методик дослідження отриманих матеріалів та створення нормативно-технічної бази галузі. Виконані роботи та отримані досягнення були високо оцінені — колектив співробітників з його участю отримав державну нагороду. За значний внесок у розвиток вітчизняної науки у 2018 р. Віктора Олександровича відзначено Почесною грамотою Верховної Ради України.

У теперішній час В.О. Шаповалов особу увагу приділяє розробці теоретичних засад та новітніх промислових технологій управління кристалізацією крупних зливків сталі для важкого та енергетичного машинобудування, працює над проблемою, яка остаточно не вирішена. Позитивні підсумки промислових випробувань цих розробок дадуть можливість знайти їх широке застосування в Україні та інших промислово розвинених країнах.

Результати робіт В.О. Шаповалова представлені у 215-ти наукових публікаціях, у тому числі 2-х монографіях (одна з них в Китаї), 2-х підручниках і більш ніж 40-а патентах.

Основну працю В.О. Шаповалов успішно поєднує з науково-освітньою. Він очолює в ІЕЗ ім. Є.О. Патона спеціалізовану вчену раду із захисту дисертацій на здобуття наукового ступеня кандидата та доктора технічних наук за спеціальностями «Металургія чорних та кольорових металів і спеціальних сплавів» та «Матеріалознавство». У 2010–2019 рр. Віктор Олександрович викладав курс «Позапічне оброблення металів» студентам НТУУ «КПІ імені Ігоря Сікорського». Постійно приділяє увагу роботі з молоддю як в університеті, так і у відділі, яким він керує. Під його керівництвом захищено 3 кандидатські та одна докторська дисертації.

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

ІЕЗ ім. Є.О. Патона

Редакція журналу «Сучасна електрометалургія»

ДИСЕРТАЦІЇ НА ЗДОБУТТЯ НАУКОВОГО СТУПЕНЯ



М.С. Завертанний (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистив 2 грудня 2020 р. кандидатську дисертацію на тему: «Технологія стислого зварювання жароміцних сплавів у різномірному сполученні».

Дисертація присвячена вивченню закономірностей формування структури і механічних властивостей зварних з'єднань жароміцних сплавів при способах зварювання тиском та пошуку шляхів інтенсифікації пластичної деформації при контактних об'ємі металу в процесі зварювання.

В роботі досліджено температурні умови формування зварних з'єднань різномірних жароміцних нікелевих сплавів ЕП741НП, ВЖЛ12У та

ЕІ698ВД при зварюванні тертям (ЗТ). Розрахунковим шляхом визначено вплив термічного циклу ЗТ та післязварювальної термічної обробки на розподіл залишкових напружень в зварних з'єднаннях. Визначено мінімальні тиски, які забезпечують осадку заготовок при ЗТ ЖНС у різномірному сполученні. Виявлено ступінчастий характер осадки при ЗТ сплавів ВЖЛ12У та ЕТГ741НП при перевищенні певного критичного значення тиску при терті.

Досліджено формування зварних з'єднань при контактному стиковому зварюванні опором алюмініду титану γ -TiAl та γ -TiAl з титановим сплавом ВТ5 через проміжні наношаруваті фольги.

Визначено інтервали зміни технологічних параметрів процесів ЗТ та КСЗ опором, які забезпечують формування бездефектних з'єднань жароміцних сплавів.



О.М. Берднікова (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистила 22 грудня 2020 р. докторську дисертацію на тему «Структурні критерії міцності та тріщиностійкості зварних з'єднань високоміцних сталей».

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.02.01 — «Матеріалознавство». — Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ, 2020. Дисертація присвячена встановленню закономірностей впливу особливостей структурно-фазового складу металу зварних з'єднань високоміцних сталей різного класу міцності на їх механічні характеристики й тріщиностійкість шляхом визначення структурних критеріїв, що забезпечують необхідний комплекс цих властивостей. Досліджено структуру і властивості зварних з'єднань високоміцних сталей з межею плинності від 690 МПа до 1300 МПа в залежності від швидкостей і охолодження та зварювання, легування швів, умов термообробки та способів зварювання (дугове механізоване, лазерне, гібридне лазерно-дугове зварювання): конструкційних низьковуглецевих сталей бейнітно-феритного та бейнітно-мартенситного типу (alform 620M; 17X2M; 14XГН2МДАФБ; 1Ч-А-ХТ-КА-700); високовуглецевих феритно-перлітного типу (колісна сталь марки 2; 65Г); легуваних середньовуглецевих сталей мартенситно-бейнітного типу спеціального призначення (броньові сталі типу 30X2H2MФ та Miilux Protection 500).

Встановлено закономірності формування фазового складу, зеренної, субзеренної, дислокаційної структур зварних з'єднань високоміцних сталей та взаємозв'язок структурних параметрів з комплексом властивостей — міцністю, в'язкістю руйнування, рівнем локалізованої деформації та локальних внутрішніх напружень в металі зварних з'єднань. Встановлено, що при дотриманні певних співвідношень структурно-фазових складових характеристики дислокаційної та субзеренної структури є визначальними для забезпечення міцності та тріщиностійкості металу зварних з'єднань високоміцних сталей.

Проведено удосконалення експериментально-аналітичної методики оцінки комплексу фізико-механічних властивостей зварних з'єднань по конкретним структурним параметрам, впроваджено математичну обробку даних та проведено аналітичні оцінки міцності, в'язкості руйнування, локальних внутрішніх напружень. Отримано показники рівня локалізованої деформації в металі зварних з'єднань високоміцних сталей та встановлено, як структурні складові впливають на тріщиностійкість металу.

З метою забезпечення експлуатаційної надійності конструкцій при створенні наукоємних та перспективних технологій зварювання високоміцних сталей на основі матеріалознавчих експериментально-теоретичних досліджень встановлено структурні критерії, що гарантують необхідний комплекс механічних властивостей та тріщиностійкості цих з'єднань.



Н.В. Піскун (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистила 23 грудня 2020 р. докторську дисертацію на тему: «Технологічні процеси індукційної безтигельної зонної плавки і зварювання в твердій фазі та плавленням жароміцного інтерметаліда системи TiAl».

Дисертація присвячена вирішенню важливої науково-прикладної задачі: оптимізації структури і властивостей конструкційного інтерметалідного сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат. %) системи титан-алюміній методом індукційної безтигельної зонної плавки для подальшого його використання в авіаційній галузі та розробці технологічних процесів його зварювання — дифузійного в твердій фазі та електронно-променевого зварювання з регульованою швидкістю охолодження зварних швів після ЕПЗ, що дають можливість отримувати бездефектне зварне з'єднання і підвищення механічних властивостей.

Задачу вирішено шляхом розробки технології ІБЗП, яка забезпечує вплив процесів структуроутворення в сплаві на його механічні властивості, а також встановлення залежностей між умовами охолодження і структурними трансформаціями при зварюванні та їх взаємозв'язок з напруженим станом зварного з'єднання.

Актуальність роботи обумовлена необхідністю розробки нових наукових підходів при створенні сучасних конструкційних інтерметалідних сплавів, які є перспективними матеріалами для аерокосмічної техніки, автомобільної промисловості та інших галузей техніки, а також необхідністю створення надійних методів їх з'єднання.

В роботі проведений детальний аналіз літературних джерел, в яких розглядаються питання структури і властивості конструкційних інтерметалідів системи TiAl та методи їх отримання. Приведені вимоги до властивостей інтерметалідів при промисловому використанні. Розглянуто переваги зонної плавки інтерметалідів для оптимізації структури і властивостей. Досліджено вплив легуючих елементів на структуру та властивості інтерметалідів системи TiAl. Проаналізовані роботи, які присвячені зварюванню інтерметалідів.

Проведені дослідження закономірностей формування структури, фазового складу і механічних властивостей інтерметаліду в процесі ІБЗП. Встановлені принципи і цілі мікролегування інтерметаліду. Досліджені процеси структуроутворення при ІБЗП β-стабілізованого сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат. %) і показана можливість створення орієнтованої ламельно-зернистої фазової мікроструктури зливка за допомогою змін параметрів процесу плавки.

Розроблена математична модель процесу та проведений обчислювальний експеримент, за допомогою якого визначені температурні процеси, що проходять при ІБЗП, і показано, що для гомогенізації структури інтерметаліду по всій довжині зливка і поліпшення його механічних характеристик необхідно забезпечити швидкість охолодження в межах 0,4...0,6 °C/c. Завдяки цим розрахункам, вперше розроблений поєднаний технологічний процес, який передбачає послідовне здійснення за один технологічний прийом індукційної зонної плавки інтерметаліду системи TiAl з термічною обробкою, який сприяє гомогенізації структури по довжині зливка та збільшенню обсягу впорядкованої кубічної β(B2)-фази, що рівномірно розташована по довжині зливка приблизно з 5 до 16 %, що призводить до збільшення міцності і пластичності матеріалу на 20 %.

Методами термомеханічної обробки сплаву системи TiAl (Nb, Cr, Zr) після ІБЗП були одержані листові напівфабрикати для проведення зварювання. Визначені режими термообробки та проведені дослідження структури і властивостей деформованого матеріалу.

Досліджена можливість зварювання інтерметалідного сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5 Zr у твердій фазі. Проведені експерименти із дифузійного зварювання у вакуумі з використанням різних технологічних прийомів як без застосування проміжних прошарків, так із прошарками у вигляді фольги. В якості прошарків використовували ніобій-титановий сплав і наночастинок фольгу системи Al-Ti товщиною 25 мкм, які дозволяють одержувати з'єднання з високими показниками міцності (1000...1300 МПа) шляхом утворення загальних зерен та дифузійної зони товщиною 25...35 мкм на границі поверхонь.

Розроблена технологія електронно-променевого зварювання інтерметаліду системи TiAl (Nb, Cr, Zr). Проведений комплекс чисельно-експериментальних досліджень кінетики температурних полів і напруженого стану сприяв вибору параметрів післязварювальної термообробки. Встановлено вплив параметрів процесу електронно-променевого зварювання і подальшої обробки на формування структури і механічних властивостей зварних з'єднань інтерметаліда системи титан-алюміній. За результатами проведених досліджень створена технологія електронно-променевого зварювання інтерметаліда з подальшою локальною термообробкою, що дозволяє значно знизити схильність зварного з'єднання до утворення холодних тріщин. Показано, що при зварюванні з регульованою швидкістю охолодження на рівні 0,7...0,9 °C/c відбувається трансформація α-фази в ламельну (γ+α₂)-фазу, при цьому в сплаві зберігається β-фаза, яка покращує пластичність і міцність сплаву та блокує зародження і поширення тріщин в α₂-фазі.

Нові книги



Кусков Ю.М., Рябцев И.А., Кузьменко О.Г., Лентюгов И.П. **Электрошлаковые технологии наплавки и рециклинга металлических и металлосодержащих отходов** / Под общей редакцией И.А. Рябцева. Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2020. — 288 с. В книге обобщен опыт ученых ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, организаций стран СНГ и промышленно развитых стран в области разработки технологий, материалов и оборудования для ЭШН и электрошлаковых процессов рециклинга металлических и металлосодержащих отходов, т.е. возвращения отходов производства в круговорот «производство–потребление». Рассмотрены проблемы физико-химического взаимодействия электродного и присадочного металлов, шлака и особенности этого взаимодействия в упомянутых электрошлаковых процессах. Описаны технологии и техника основных способов ЭШН и рециклинга, приведены примеры их промышленного применения. Рассмотрены дефекты, которые появляются при ЭШН в зоне сплавления и в наплавленном металле, рассмотрены причины их появления, описаны меры по их предупреждению.

Книга рассчитана на инженерно-технических работников, занятых в области наплавочного и сварочного производств. Может быть полезна преподавателям, аспирантам и студентам технических университетов.

Рябцев И.А., Демченко Ю.В., Панфилов А.И. **Износостойкий и коррозионностойкий биметалл**. Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2020. — 224 с.

В книге приведена классификация многослойных металлов, описаны основные способы их производства, охарактеризованы структура и свойства материалов, которые применяются в качестве основного и плакирующего слоев. Освещены вопросы теории и практики получения многослойных материалов, приведены методики оценки качества и свойств многослойных материалов, полученных различными способами. Большое внимание уделено особенностям их сварки и применения в различных отраслях промышленности.

Книга рассчитана на инженерно-технических работников, занятых в области наплавочного и ремонтного производств. Может быть полезна преподавателям, аспирантам и студентам технических университетов.



Макаренко В.Д., Максимов С.Ю., Винников Ю.Л. **Морські бурові платформи**. Т. 1. Київ: ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, 2020. — 420 с.

Приведені відомості про основні причини, чинники і умови корозійно-механічних ушкоджень і руйнувань сталевих трубних конструкцій морських бурових платформ та обґрунтовані основні аспекти локальної мікробіологічної корозії та водневої деградації конструкційних сталей морських платформ тривалого терміну експлуатації при змінних навантаженнях і дії хімічно агресивних середовищ, в тому числі морської води. Систематизовані і узагальнені результати досліджень впливу умов, факторів і технологічних особливостей робочих середовищ на корозійно-механічну тріщиностійкість сталей конструктивних елементів морських бурових платформ, які тривалий час експлуатуються в агресивних зонах нафтових родовищ морських шельфів. Запропоновано науково-системну технологічну методологію подовження експлуатаційного ресурсу морських сталевих конструкцій, яка дозволяє суттєво збільшити безаварійний

і безвідмовний термін їх експлуатації. В роботі вперше застосовано нейромережевий метод аналізу і прогнозування залишкового ресурсу сталевих конструкцій морських бурових платформ.

Монографія призначена для спеціалістів нафтогазової промисловості, може бути корисною для аспірантів і студентів машинобудівельних напрямів та нафтогазових спеціальностей ВНЗ.

Макаренко А.Д., Чигарьов В.В., Максимов С.Ю. **Морські бурові платформи**. Т. 2. Київ: ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, 2020. — 424 с.

Приведені відомості про основні причини, чинники і умови корозійно-механічних ушкоджень і руйнувань сталевих трубних конструкцій морських бурових платформ та обґрунтовані основні технологічні операції підводної частини будівництва та ремонту джекетів — трубчастих сталевих конструкцій опор, основ і фундаментів морських бурових платформ. Систематизовані і узагальнені результати досліджень впливу умов, факторів і технологічних особливостей робочих середовищ на корозійно-механічну тріщиностійкість сталей конструктивних елементів морських бурових платформ, які тривалий час експлуатуються в агресивних зонах нафтових родовищ морських шельфів. Запропоновано науково-системну технологічну модель подовження експлуатаційного ресурсу морських сталевих конструкцій, яка дозволяє суттєво збільшити безаварійний і безвідмовний термін їх експлуатації.

Монографія призначена для спеціалістів нафтогазової промисловості, може бути корисною для аспірантів і студентів машинобудівельних напрямів та нафтогазових спеціальностей ВНЗ.



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 металоконструкцій для різних галузей промисловості; відновлювальний ремонт для подовження ресурсу зварних конструкцій і вузлів; проблеми міцності, конструювання та оптимізації зварних конструкцій; технології 3D друку, які базуються на зварювальних процесах; гібридні технології зварювання. В журналі публікується також інформація про нові зварювальні матеріали, джерела живлення та технології; звіти про виставки, конференції та семінари, анонси нових книг та винаходів, новини від відомих компаній та інше.



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

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>