

## 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., Смащук 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. Медовар<sup>1</sup>, Є.О. Педченко<sup>1</sup>, А.В. Сибір<sup>2</sup>, В.Л. Петренко<sup>1</sup>, Д.В. Коломієць<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>Національна 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 виплавляли 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>

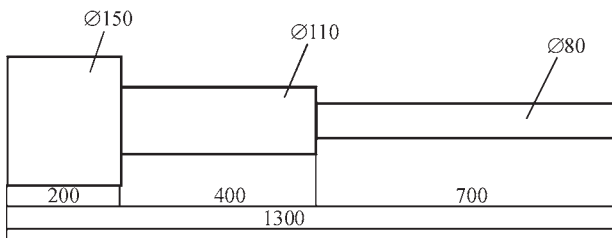


Рис. 1. Схема витратного імітатора електрода ролика слябової МБЛЗ

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.

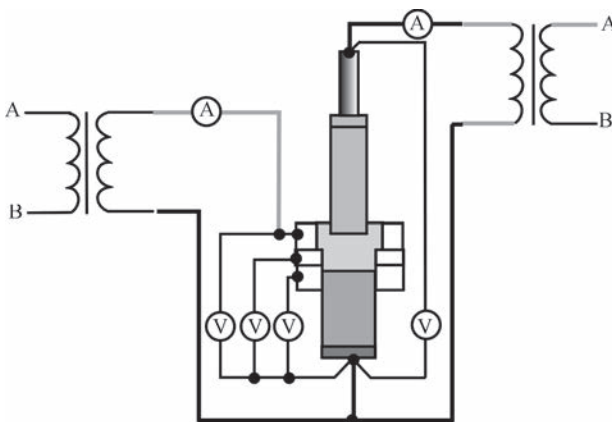


Рис. 2. Схема вимірювань електричних параметрів ЕШП ДС імітатора електрода

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 переплаву 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 переплаву коливалась в межах від 150 до 110 кг/год. Глибина двофазної зони фіксувалась додаванням сірчастого заліза. Ця глибина змінювалась пропорційно швидкості переплаву 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 переплаву 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 переплаву 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 переплаву електрода з невеликим коефіцієнтом заповнення, вимагає більш докладного розгляду. Справа в тому, що при переході на переплаву реальних роликів і/або валків слід ставити завдання не тільки отримання однаково якісної 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 переплаву (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 переплаву збільшуючи витрату електроенергії практично вдвічі. В реальних умовах переплаву роликів попередні оцінки показують, що зниження продуктивності переплаву компенсується зниженням витрат електроенергії за рахунок ведення процесу на меншій швидкості. Збільшення ж потужності, що підводиться на ділянках переплаву 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, переплаву 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 переплаву 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](http://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](http://bizon.ru/news/view/news_id/376228)
4. Khrebtov, 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. Medovar<sup>1</sup>, Y.O. Pedchenko<sup>1</sup>, A.V. Sybir<sup>2</sup>, V.L. Petrenko<sup>1</sup>, D.V. Kolomiets<sup>1</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

<sup>2</sup>National 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- $\beta$ -сплаву  $Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe$  та псевдо- $\alpha$ -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  $\beta$ -зерен, в об'ємі яких знаходилися дисперсні частинки  $\alpha$ -фази, при цьому кількість  $\beta$ -фази може змінюватися в межах 50...82 %, а структура псевдо- $\alpha$ -сплаву  $Ti-1,5Fe-0,4O$  складалася з пластинчастої  $\alpha$ -фази, в проміжках між пластинами якої розташовано  $\beta$ -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- $\beta$ -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/см<sup>2</sup> 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  $\beta$ -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  $\alpha$ -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  $\beta$ -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

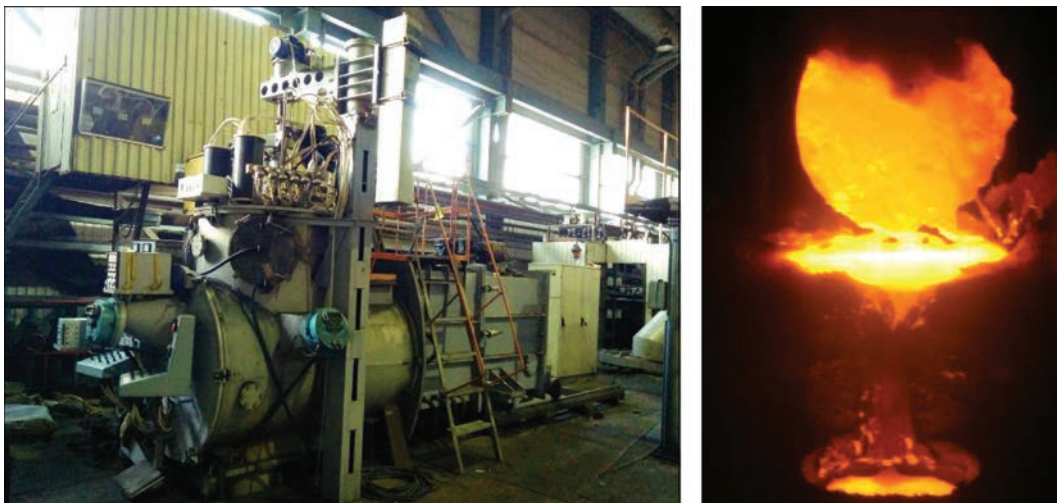


Рис. 1. Зовнішній вигляд лабораторної електронно-променевої установки UE-208 (а) та процес виплавки зливка діаметром 110 мм економнолегованого сплаву титану (б)



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 плавок 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  $\beta \rightarrow (\beta + \alpha)$ . 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	$K_\beta$	$[Mo]_{\text{екв}}, \%$	$[Al]_{\text{екв}}, \%$
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,

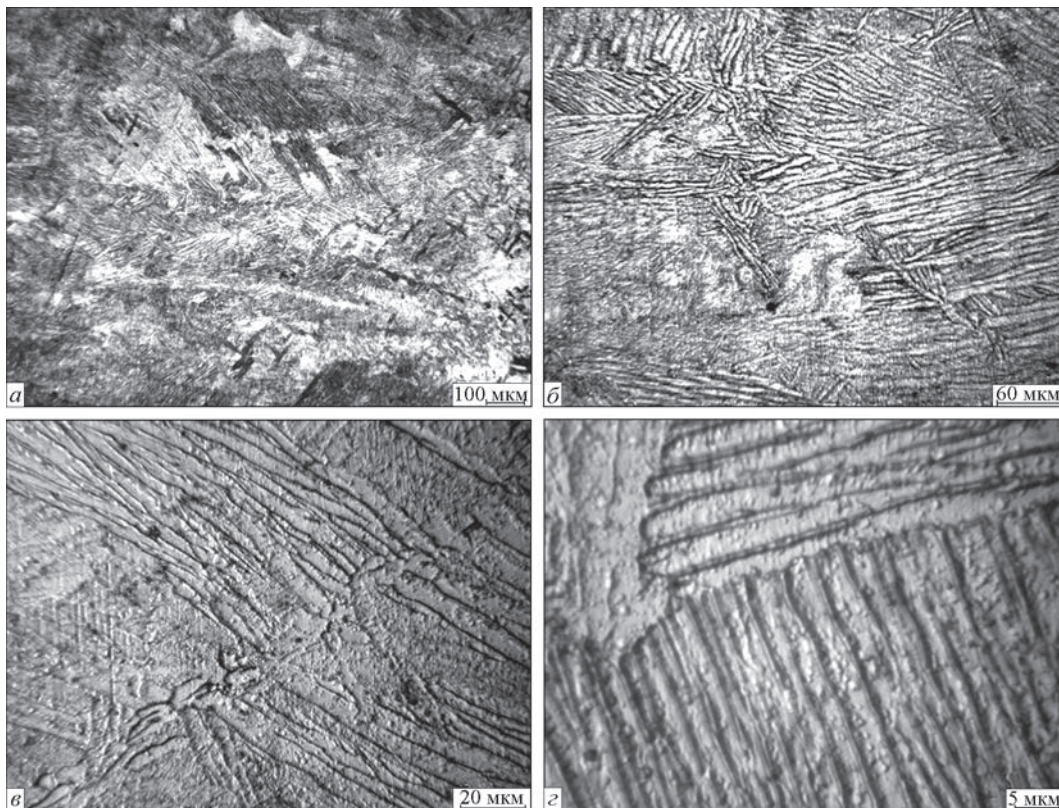


Рис. 4. Мікроструктура основного металу титанового сплаву Ti-1,5Fe-0,4O: а-г див. в тексті

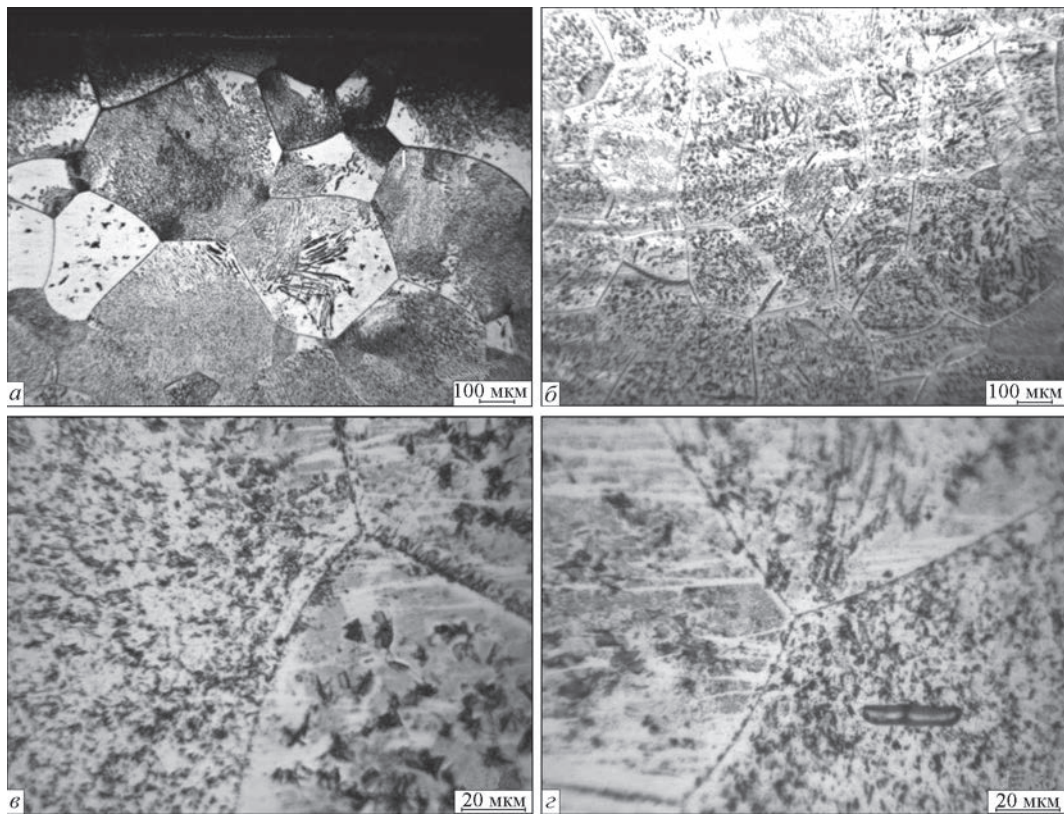


Рис. 5. Мікроструктура основного металу титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe товщиною 6 мм: *a–г* див. в тексті

так і віддалених від поверхні виділяються дисперсні частки  $\alpha$ -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  $\alpha$ -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  $\beta$ -фази (рис. 6, *a*), в зернах якої в невеликій кількості присутні дуже дисперсні (від <1 до 2...3 мкм), нерівномірно розподілені в об'ємі зерна виділення  $\alpha$ -фази (рис. 6, *б*). У ділянках, віддалених від поверхні на 1...2 мм, спостерігається більш інтенсивний розпад і кількість  $\beta$ -фази знижується. Розмір дисперсних частинок становить від менш 1 до 3 мкм, деякі частинки мають вигляд коротких пластин. Кількість  $\beta$ -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  $\beta$ -твердого роз-

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

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

Таким чином, структура металу економнолегованого псевдо- $\beta$ -сплаву системи Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe складається з  $\beta$ -зерен, всередині яких знаходяться дисперсні частинки  $\alpha$ -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-

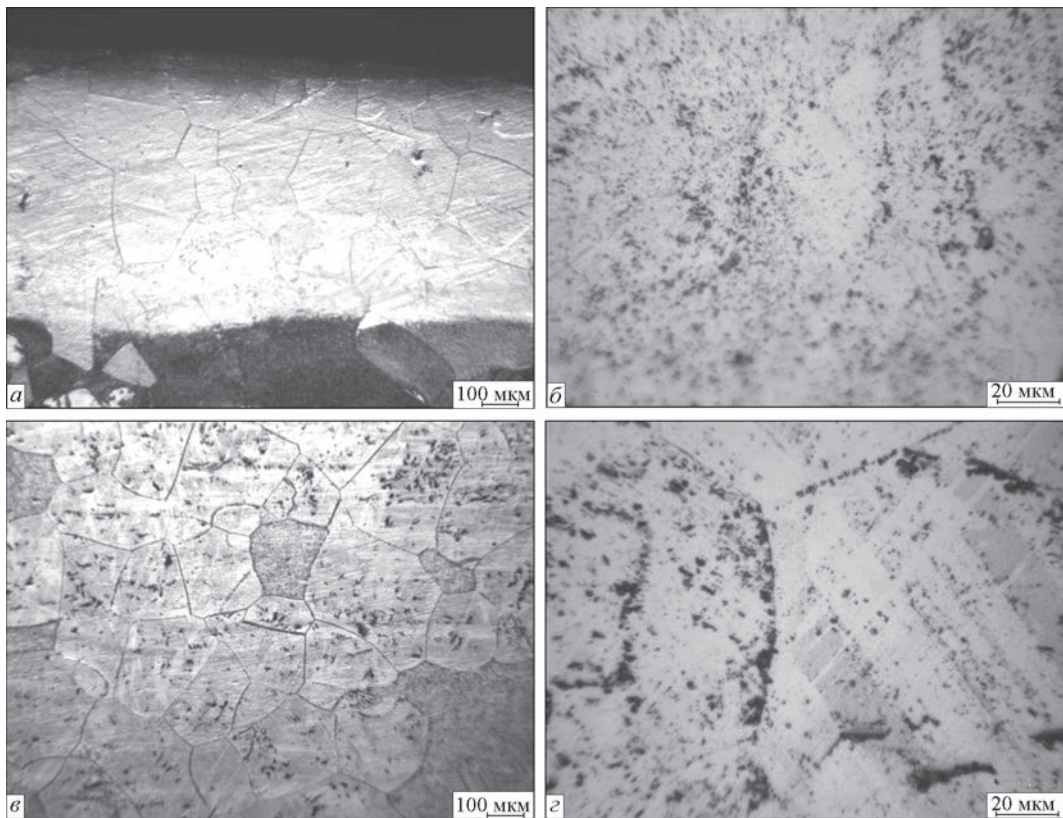


Рис. 6. Мікроструктура приповерхневого шару металу титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 6 мм: а-г див. в тексті

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.

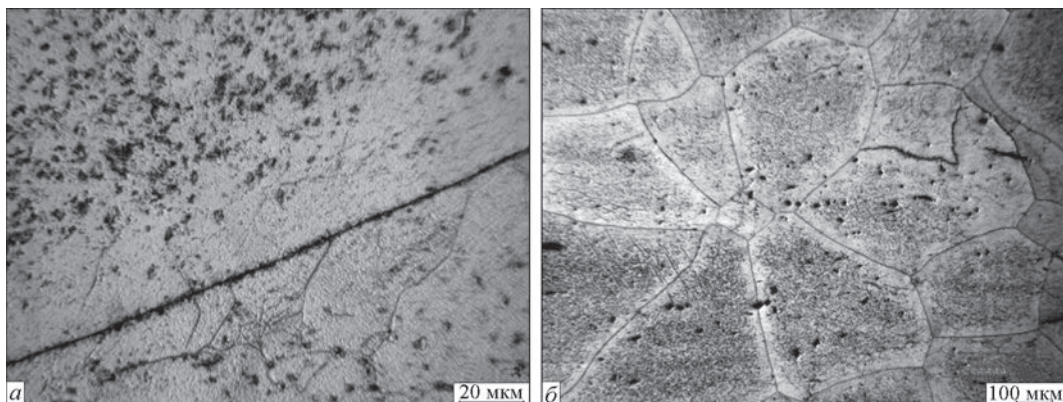


Рис. 7. Мікроструктура металу титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 6 мм після відпалу: а-б див. в тексті

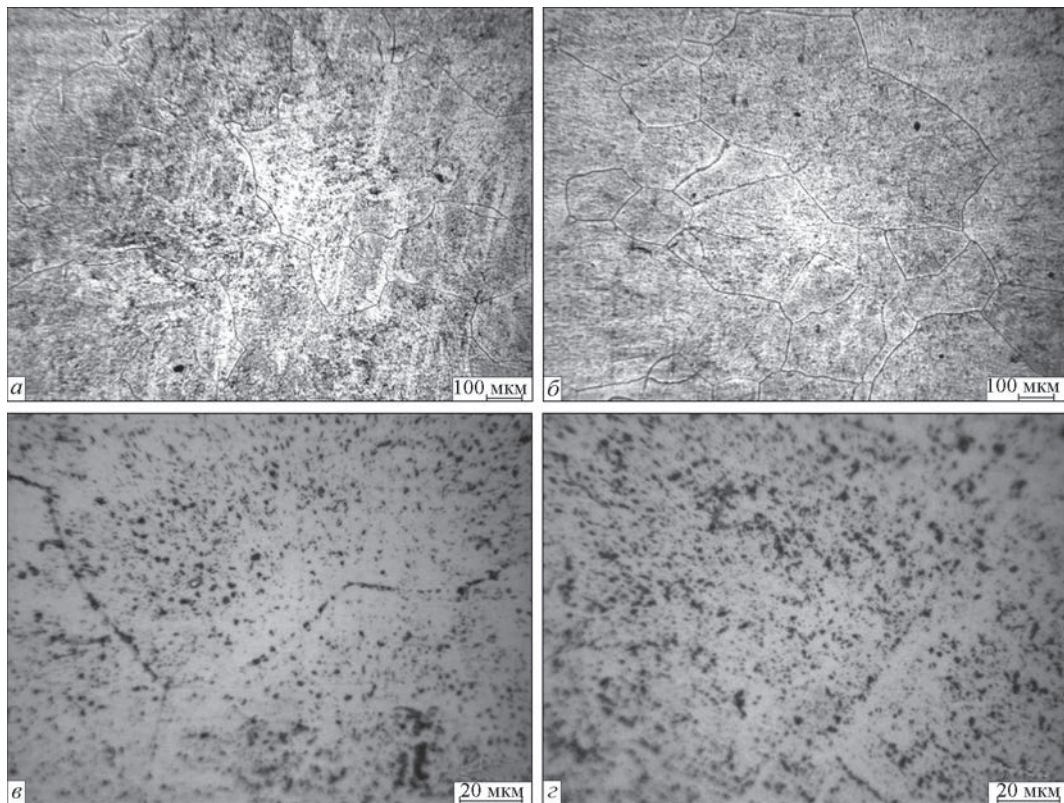


Рис. 8. Мікроструктура металу титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 10 мм: а-г див. в тексті

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/см<sup>2</sup> 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

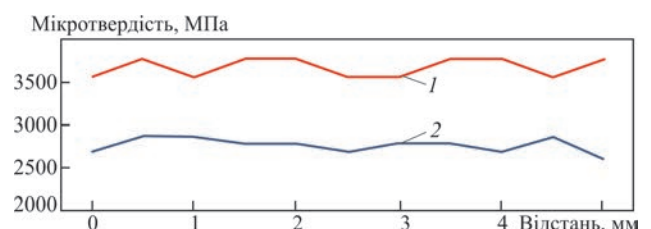


Рис. 9. Розподіл мікротвердості економічнолегованих сплавів всередині пластин: 1 — Ti-2,7Al-5,1Mo-4,8Fe; 2 — Ti-1,5Fe-0,4O

Таблиця 4. Механічні властивості економнолегованих титанових сплавів

Сплав	Тимчасовий опір розриву, МПа	Межа міцності, МПа	Відносне подовження, %	Відносне звуження, %	$KCV$ , Дж/см <sup>2</sup>
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- $\alpha$ -сплаву системи Ti-1,5Fe-0,4O в стані після прокату однорідна і складається з пластинчастої  $\alpha$ -фази, в проміжках між пластинами якої розташовується  $\beta$ -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/см<sup>2</sup> та 13,7 %, відповідно.

3. Структура металу економнолегованого псевдо- $\beta$ -сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після прокату складається з  $\beta$ -зерен, в об'ємі яких присутні дисперсні частинки  $\alpha$ -фази, при цьому кількість  $\beta$ -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/см<sup>2</sup> 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- $\beta$ -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 Ti120. *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- $\beta$ -титанового сплава BT19. *Автоматическая сварка*, **7**, 12–17.

17. Анташев 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*. 6<sup>th</sup> 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. 12<sup>th</sup> 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/cm<sup>2</sup> 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. Устінов<sup>1</sup>, В.С. Скородзієвський<sup>2</sup>, С.О. Демченков<sup>1</sup>,  
С.С. Поліщук<sup>2</sup>, Т.В. Мельниченко<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>Інститут 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<sub>0,5</sub> 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-променево 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  $\text{CaF}_2$ , 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  $\text{Co-K}\alpha$ -випромінюванні.

Механічні характеристики (мікротвердість ( $H_{\mu}$ ), модуль Юнга ( $E$ ) і коефіцієнт пластичності ( $\delta_A$ )) 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)  $\delta_s(\epsilon_{av})$ , де  $\epsilon_{av} = \sum_{ij} \epsilon_{ij}$  — 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.

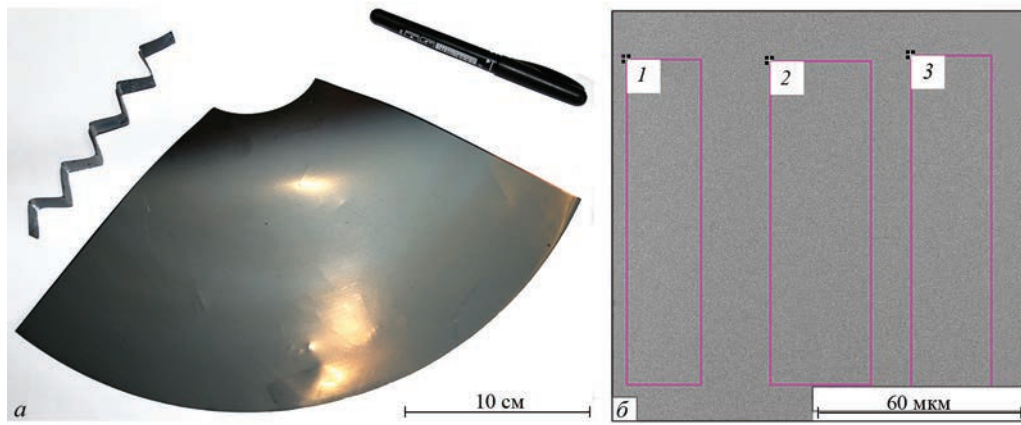


Рис. 1. Загальний вигляд сегмента фольги CrFeCoNiCu, отриманої методом EB-PVD (а) і СЕМ зображення мікроструктури її поперечного перерізу (б)

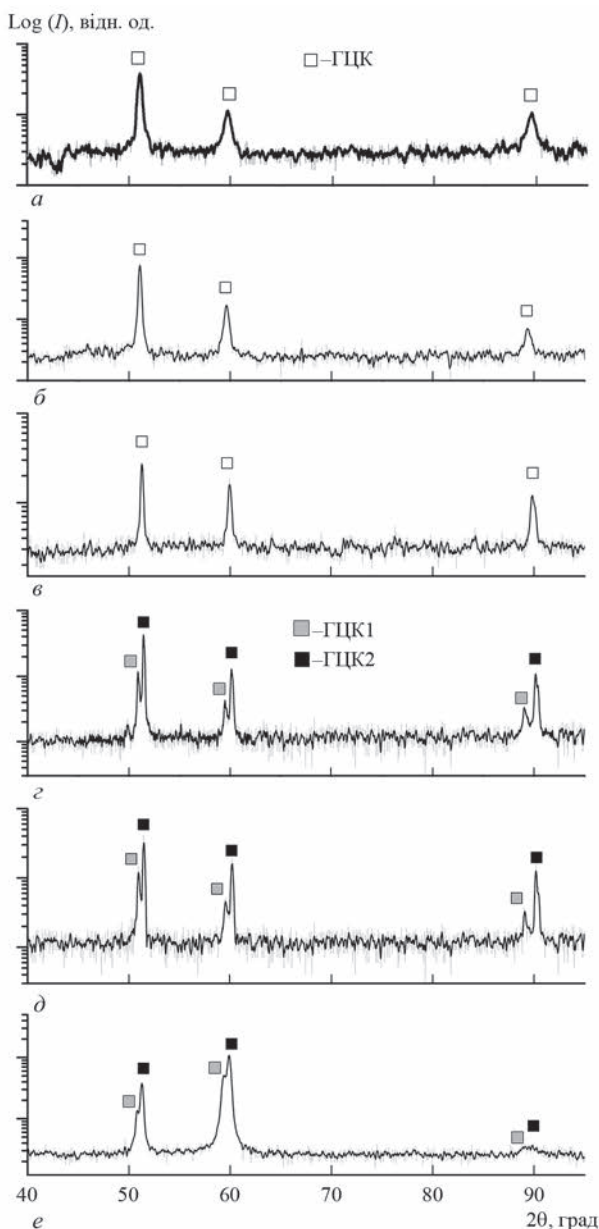


Рис. 2. Дифрактограми конденсатів CrFeCoNiCu, осаджених при температурах підкладки, К: 500 (а); 773 (б); 923 (в); 1025 (г) та 1275 (д) і вихідного зливка CrFeCoNiCu (е)

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<sub>0,5</sub> (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

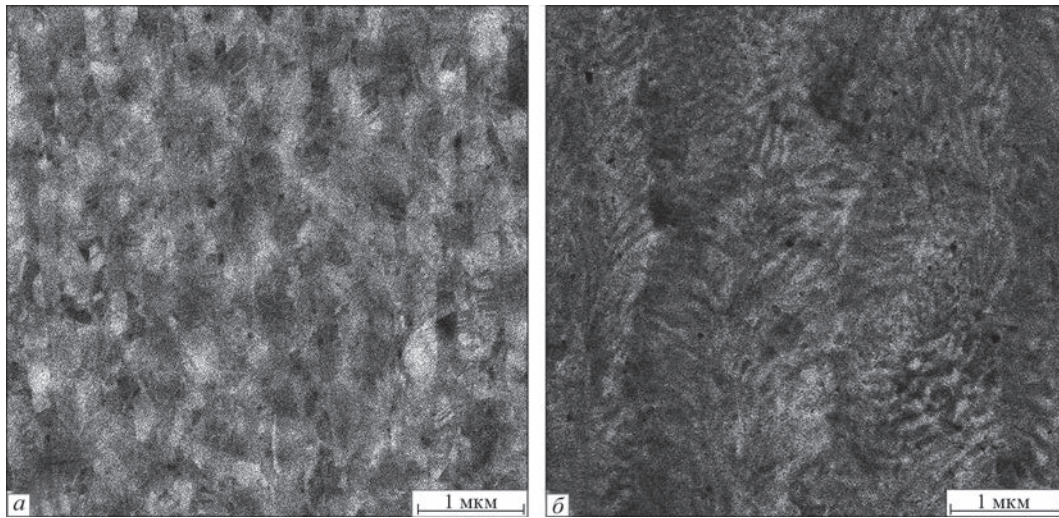


Рис. 3. СЕМ-зображення (в режимі BEI) поперечного перерізу конденсатів CrFeCoNiCu, осаджених при різних температурах підкладки, К: 773 (а) і 1023 (б)

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<sub>0,5</sub> (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

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

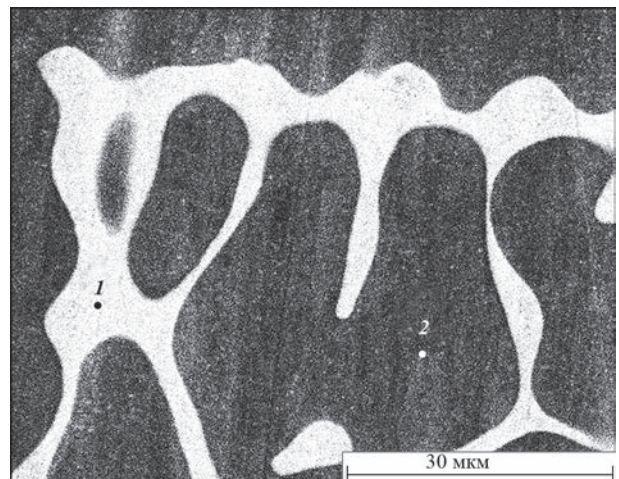


Рис. 4. СЕМ-зображення мікроструктури зливка сплаву CrFeCoNiCu

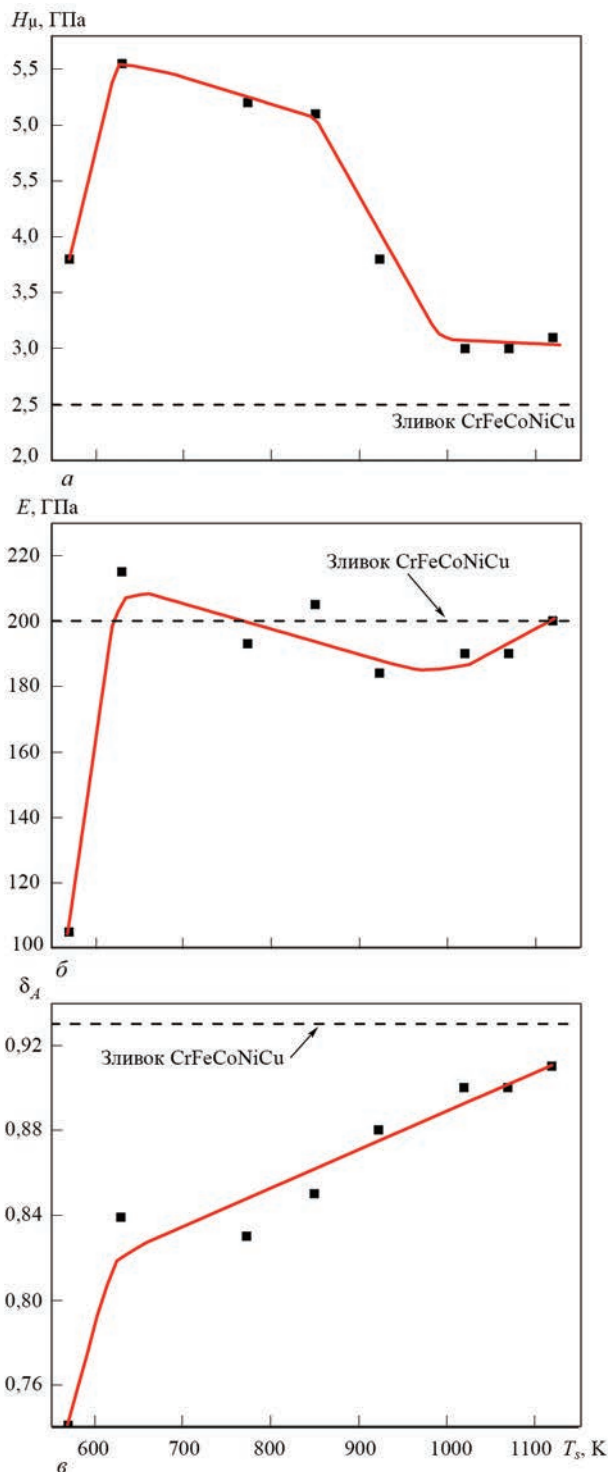


Рис. 5. Залежності мікротвердості (а), модуля Юнга (б) і коефіцієнта пластичності (в) вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu від температури їх осадження

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,

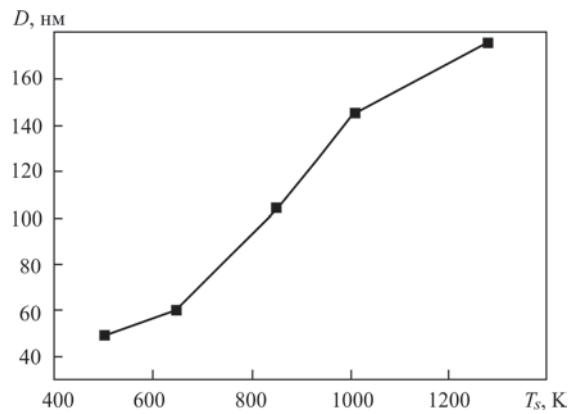


Рис. 6. Залежність розміру областей когерентного розсіяння вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu від температури їх осадження

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

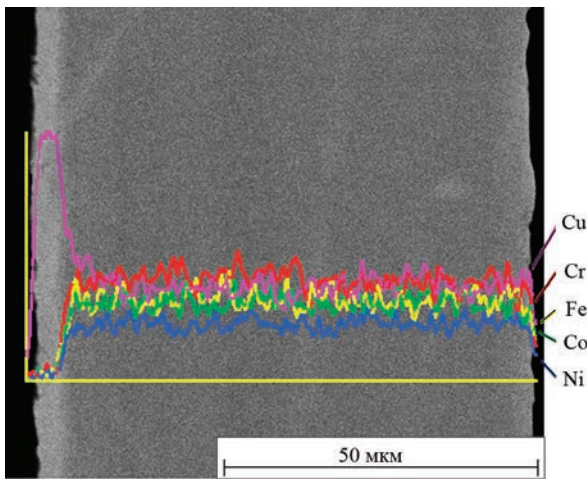


Рис. 7. СЕМ-зображення мікроструктури поперечного перерізу покриття CrFeCoNiCu і розподіл хімічних елементів по товщині

декремент більший при всіх температурах вимірювання і на всьому інтервалі амплітуд деформації  $\epsilon_{av}$ , 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

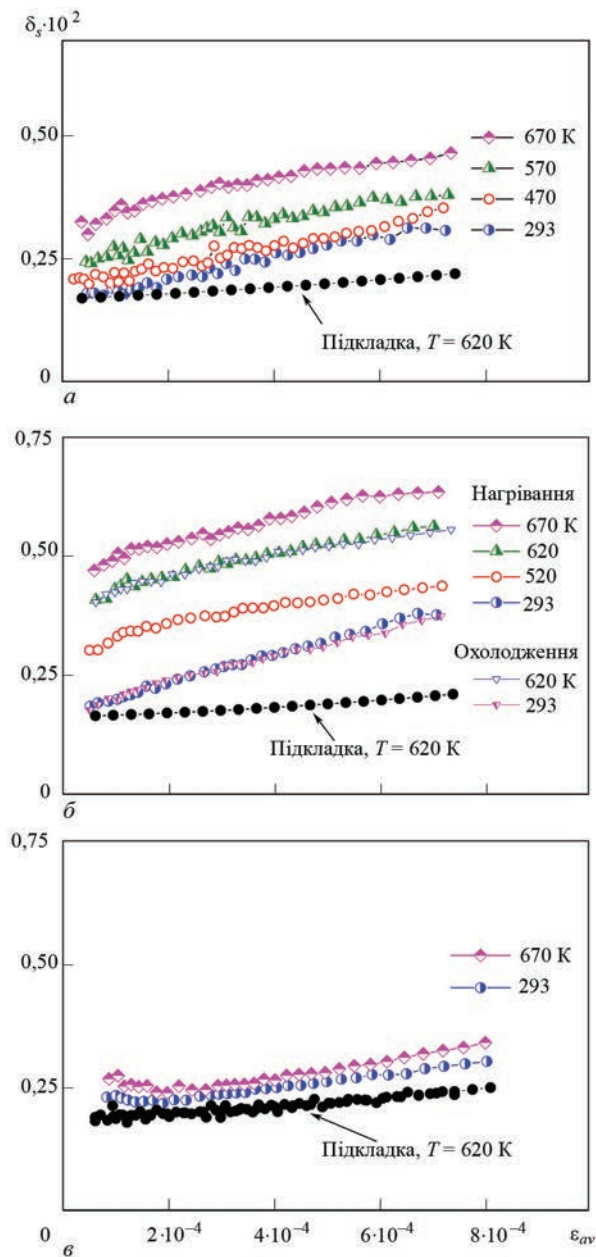


Рис. 8. Вплив температури на амплітудну залежність ЛД зразків з покриттям CrFeCoNiCu в однофазному (а) і двофазному (б) станах, а також зразка з однофазним покриттям сплаву CrFeCoNi базового складу (в)

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<sub>0,5</sub> 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