

ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ

№ 2
2022

 Видається з 1985 року
 4 випуски на рік

Сучасна електрометалургія ◇ Современная электрометаллургия ◇ Electrometallurgy Today

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

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

С.В. Ахонін (головний редактор),

В.О. Березос, В.А. Костін, І.В. Кривцун,
Л.Б. Медовар, Г.П. Стовпченко, А.І. Устінов,
В.О. Шаповалов;
М.М. Гасик, Аалто Університет,

Еспоо, Фінляндія,

М.І. Гречанюк, Інститут проблем

матеріалознавства НАНУ, м. Київ,

М. Зініград, Аріельський університет,

Центр матеріалознавства, Ізраїль,

О.М. Івасішин, Інститут металофізики

ім. Г.В. Курдюмова НАНУ, м. Київ,

П.І. Лобода, НТУУ

«КПІ ім. Ігоря Сікорського», м. Київ,

О.В. Овчинников, ЗНТУ, м. Запоріжжя,

С.Я. Шипицин, ФТІМС НАНУ, м. Київ

Засновники

Національна академія наук України,

Інститут електрозварювання

ім. Є.О. Патона НАНУ,

Міжнародна Асоціація «Зварювання» (видавець)

Редакція

Д.М. Дяченко (відповід. секретар),

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

Адреса

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ,

03150, Україна, Київ,

вул. Казимира Малевича, 11

Тел./факс: (38044) 205 23 90

E-mail: journal@paton.kiev.ua

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 2022

Передплатний індекс 70693

4 випуски на рік (видається щоквартально)

Друкована версія: 960 грн. за річний комплект

з урахуванням доставки

рекомендованою бандероллю.

Електронна версія: 960 грн. за річний комплект

ЗМІСТ

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

Ахонін С.В., Березос В.О., Пікулін О.М., Северин А.Ю.,
Котенко О.О., Кузьменко М.М., Кулак Л.Д., Шевченко О.М.

Отримання жароміцних титанових сплавів системи

Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn способом електронно-променевої

плавки 3

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

випаровування при ЕПП сплавів на основі алюмініду титану

системи легування Ti–Al–Nb–Cr–Mo 10

Курапов Ю.А., Литвин С.Є., Дідікін Г.Г., Борецький В.В.

Дисперсність та магнітні властивості наночастинок магнетиту,

отриманих методом конденсації молекулярних пучків 17

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

Протоковілов І.В., Шаповалов В.О., Порохонько В.Б.,
Григоренко С.Г. Структура і властивості електрошлакових

зварних з'єднань титанового сплаву ВТ6 27

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Скрябінський В.В., Нестеренков В.М., Русиник М.О.,
Микитчик А.В. Металургійні процеси у металі шва при

електронно-променевому зварюванні алюмінієвого

сплаву 01570 33

Костін В.А., Берднікова О.М., Григоренко С.Г., Таранова Т.Г.,
Кушнарєва О.С., Жуков В.В. Структура та властивості

економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

електронно-променевої плавки 39

Пашинський В.В., Гадзира М.П., Ахонін С.В., Тимошенко Я.Г.,
Березос В.О. Особливості формування мікроструктури та

механічних властивостей модифікованої наночастинами

сталі 20, отриманої способом електронно-променевої

плавки 50

ІНФОРМАЦІЯ

До 100-річчя від дня народження академіка В.К. Лебедєва 58

Музейний комплекс Інституту електрозварювання

ім. Є.О. Патона 60

Fronius iWave — інноваційний продукт «3 в 1» для вирішення

будь-яких задач 63

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.M. Gasik, Aalto University,

Espoo, Finland,

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

M. Zinigrad, Ariel University,

Materials Science Centre, Israel,

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

for Metal Physics of NASU, Kyiv,

P.I. Loboda, NTUU «Igor Sykorsky

Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv,

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

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

Founders

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

Editors

D.M. Diachenko (execut. secretary),

L.M. Gerasymenko, T.Yu. Snegiryeva, A.I. Syluma

Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU,
03150, Ukraine, Kyiv,
11 Kasymyr Malevych Str.
Tel./Fax: (38044) 205 23 90
E-mail: journal@paton.kiev.ua
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 2022

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

ELECTRON BEAM PROCESSES

Akhonin S.V., Berezos V.O., Pikulin O.M., Severyn A.Yu.,

Kotenko O.O., Kuzmenko M.M., Kulak L.D., Shevchenko O.M.

Producing high-temperature titanium alloys of

Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn system by electron beam melting 3

Akhonin S.V., Severin A.Yu., Beresos V.O., Pikulin O.M.,

Erokhin O.G. Mathematical modeling of evaporation processes at

EBM of alloys based on titanium aluminide of Ti–Al–Nb–Cr–Mo
alloying system 10

Kurapov Yu.A., Lytvyn S.E., Didikin G.G., Boretskyi V.V.

Dispersity and magnetic properties of magnetite nanoparticles

produced by the method of molecular beam condensation 17

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Protokovilov I.V., Shapovalov V.O., Porokhonko V.B.,

Hrygorenko S.G. Structure and properties of electrosag welded

joints of VT6 titanium alloy 27

MATERIALS SCIENCE

Skryabinskyi V.V., Nesterenkov V.M., Rusynyk M.O., Mykytchuk A.V.

Metallurgical processes in the weld metal at electron beam

welding of 01570 aluminium alloy 33

Kostin V.A., Berdnikova O.M., Hrygorenko S.G., Taranova T.G.,

Kushnareva O.S., Zhukov V.V. Structure and properties of

sparsely-alloyed Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe titanium alloy produced
by electron beam melting 39

Pashinskyi V.V., Gadzyra M.R., Akhonin S.V., Timoshenko Ya.G.,

Berezos V.O. Features of formation of the microstructure and

mechanical properties of steel 20, modified by nanoparticles,
which was produced by electron beam melting 50

INFORMATION

Academician V.K. Lebedev is 100 58

Museum complex of the E.O. Paton Electric Welding Institute 60

Fronius iWave: innovative product «3 in 1», readiness for solving
any problems 63

ОТРИМАННЯ ЖАРОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn СПОСОБОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ

С.В. Ахонін¹, В.О. Березос¹, О.М. Пікулін¹, А.Ю. Северин¹, О.О. Котенко¹,
М.М. Кузьменко², Л.Д. Кулак², О.М. Шевченко²

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

²Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України.
03142, м. Київ, вул. Академіка Кржижановського, 3. E-mail: rapid@materials.kiev.ua

На основі технології ЕПП проведено комплекс дослідницьких робіт по виплавці жароміцних складнолегованих титанових сплавів системи Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn із вмістом кремнію, що перевищує термодинамічно стабільну величину в твердому розчині. Сплави цієї системи є перспективними для створення нового класу матеріалів з високим рівнем жаростійких характеристик. Показано, що ЕПП дозволяє отримувати зливки жароміцних титанових сплавів системи Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn, які характеризуються достатньою хімічною однорідністю та відсутністю дефектів литого походження. Встановлено, що присутність олова знижує розчинність кремнію у дослідних сплавах і посилює виділення силіцидів, при цьому також подрібнюється структура. Встановлено, що на розчинність кремнію у титані впливають додаткові легуючі елементи, утворюючи в дослідних сплавах складні силіциди типу $(\text{Zr}, \text{Ti})_3\text{Si}$ $(\text{Ti}, \text{Zr})_3\text{Si}$. Показано, що мікроструктура дослідних литих сплавів представляє собою пакети пластинчастої α -фази у межах первинних β -зерен, що мають різне кристалографічне орієнтування. Бібліогр. 18, рис. 8.

Ключові слова: жароміцний титановий сплав; зливки; електронно-променева плавка; технологічні режими; хімічний склад; литий метал; структура

Вступ. В останні десятиліття підвищену увагу приділяють створенню сплавів на основі тугоплавких та високореакційних металів. Сьогодні атомна енергетика, газотурбобудування, аерокосмічна та авіаційна техніка потребують легких та міцних матеріалів, які зможуть доповнити перелік жароміцних сплавів на основі нікелю, кобальту та заліза, що традиційно використовуються в цих областях. Жароміцні сплави на основі титану — один із шляхів вирішення цього завдання. Особливий інтерес представляють складнолеговані сплави на основі титану, які мають високі питому міцність, жаро- та корозійностійкі властивості у різних середовищах [1–3].

До деталей відповідального призначення пред'являються високі вимоги, які постійно удосконалюються і стають більш жорсткими. Це, в першу чергу, відноситься до якості використовуваних матеріалів. Тому з метою широкого застосування титанових сплавів в різних конструкціях необхідно не тільки створювати нові матеріали на основі титану з більш високими експлуатаційними характеристиками, але і в подальшому вдосконалювати виробництво напівфабрикатів з цих сплавів [4].

Будь-які недосконалості хімічної і структурної однорідності в титанових сплавах призводять до зниження міцності і довговічності виробів. Отри-

мання титанових сплавів пов'язано з труднощами, зумовленими високою чутливістю титану до домішок впровадження, особливо до кисню, азоту, водню, вуглецю, і взаємодією з багатьма хімічними елементами, в результаті чого утворюються тверді розчини або хімічні сполуки. Крім того, одним з основних структурних недосконалостей титанових сплавів є наявність неметалевих включень. Висока активність титану призводить до протікання фізико-хімічних процесів взаємодії з газами навіть в твердому стані. Тому неметалеві включення, зокрема нітриди і оксиди, можуть утворюватися як в процесі виплавки зливок, так і на різних етапах технологічного переділу в готову продукцію. Неметалеві включення в готовий виріб можуть бути внесені з шихтових матеріалів в процесі плавки, а також при термічній обробці готового виробу. Титан активно взаємодіє не тільки з газами, але і з іншими елементами, в тому числі з легуючими компонентами сплавів, тому локальне збагачення окремих об'ємів зливок легуючими елементами може призводити до утворення інтерметалідних включень, наприклад, Ti_3Al , TiAl , TiCr та інших [5].

Актуальність роботи. Робочі температури сучасних промислових титанових сплавів не перевищують 600 °С, що обмежує їх використання [6].

С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, В.О. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>,
О.М. Пікулін — <https://orcid.org/0000-0001-6327-3848>, А.Ю. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2363>,
О.О. Котенко — <https://orcid.org/0000-0002-0930-9536>, М.М. Кузьменко — <https://orcid.org/0000-0001-8108-7088>,
Л.Д. Кулак — <https://orcid.org/0000-0001-7861-0931>, О.М. Шевченко — <https://orcid.org/0000-0001-6726-7269>

Тому проблема поліпшення механічних характеристик титанових сплавів при температурах, що перевищують 600 °С, актуальна на цей момент і вимагає вирішення. Одним із перспективних напрямків вирішення проблеми є створення титанових композитів на основі системи Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn із вмістом кремнію, що перевищує термодинамічно стабільну величину в твердому розчині. Такі композити мають багатофазну структуру, де зміцнення титанової матриці тугоплавким з'єднанням Ti_5Si_3 відбувається природним чином у процесі кристалізації. Сплави цієї системи є перспективними для створення нового класу матеріалів з високим рівнем жаростійких характеристик [7–11].

Нині не всі методи виробництва зливків титанових сплавів дозволяють отримати якісний метал, а при порушенні технологічного процесу виробництва сплавів титану в зливках виявляються дефекти, які знижують якість металу. Головним фактором, що впливає на якість матеріалів, особливо, що мають низьку технологічну пластичність, є висока якість вихідного зливка. Забезпечити гідну якість одержуваного зливка з рівномірною, не грубою структурою та хорошою хімічною однорідністю здатний електронно-променевий переплав (ЕПП). При ЕПП можливо в широких межах регулювання швидкості плавки, завдяки незалежному джерелу нагріву, що, в свою чергу, дозволяє регулювати тривалість перебування металу в рідкому стані. ЕПП є технологією, що дозволяє практично повністю забезпечити видалення тугоплавких включень високої і низької щільності. Таким чином, ЕПП дозволяє підвищити якість зливків з титанових сплавів [12].

Тому відпрацювання технології виплавки жароміцних складнолегованих титанових сплавів системи Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn способом ЕПП є на теперішній час актуальною задачею.

Матеріали та методи дослідження. Більшість титанових сплавів містять в складі високу кількість легуючих елементів, що дещо ускладнює їх виробництво способом електронно-променевої плавки. Плавка в вакуумі сприяє виборчому випа-

ровуванню легуючих елементів з високою пружністю пари, тому при виплавці зливків складнолегованих титанових сплавів ЕПП виникає проблема забезпечення заданого хімічного складу зливка [13]. В цьому випадку до таких елементів відносяться алюміній. А концентрація у зливку елементів з пружністю пари нижче пружності пари титану (Nb, Mo, Zr і Si) може навіть дещо підвищуватися. На основі проведених в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України фундаментальних досліджень процесів випаровування компонентів з розплаву у вакуумі [12] робили розрахунки прогнозованого хімічного складу зливків, за результатами яких здійснювали розрахунок ваги складових шихтової заготовки. Легуючий компонент з високою пружністю пари (Al) шихтували з урахуванням компенсації втрат на випаровування. Шихтову заготовку для виплавки зливків жароміцних складнолегованих титанових сплавів системи Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn формували в невитратний короб. Для проведення плавки використовували електронно-променеву установку УЕ-208М (рис. 1) [14].

Для відпрацювання технології виплавки жароміцних складнолегованих титанових сплавів системи Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn способом ЕПП були використані раніше відпрацьовані технологічні схеми шихтування витратної заготовки та режими плавки [15].

Технологічні параметри плавки зливків

системи Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn діаметром 110 мм

Швидкість плавки, кг/год.	30
Висота порцій, що одночасно заливаються у кристалізатор, мм.	10
Потужність, кВт:	
у кристалізаторі.	20
у проміжній ємності.	90

Хімічний склад металу отриманих зливків визначали методом індуктивно-зв'язаної плазми в оптично-емісійній спектроскопії (ICP-OES) на ICP-спектрометрі ICAP 6500 DUO. Вміст кисню та азоту визначали методом плавлення аналізованого навішування стружки в вакуумі в графітовому тиглі, нагрів якого здійснювали при проходженні струму 900...1000 А, на приладах типу RO-316, TN-114, RH-3 фірми LECO (США).

Якість поверхні зливків на наявність пор, раковин, неметалевих включень, тріщин визначали візуально без застосування збільшувальних приладів. Для визначення в титанових зливках внутрішніх дефектів у вигляді неметалевих включень, пор і нещільностей використовували метод ультразвукової дефектоскопії.

Структурні дослідження металу отриманих литих зливків проводили на поперечних темплетях, з яких були вирізані зразки для проведення металографічних досліджень. Шліфи досліджуваних



Рис. 1. Процес плавки зливка титанового сплаву системи Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn діаметром 110 мм в електронно-променевій установці

сплавів було виготовлено шляхом механічного шліфування абразивним папером різної зернистості та поліруванням зразків абразивною пастою з хімічним травленням реактивом наступного складу: 70 % H_2O , 25 % HNO_3 , 5 % HF .

Структуру сплавів досліджували методами оптичної та електронної мікроскопії. Металографічні дослідження проводили за допомогою оптичного мікроскопа Jenaphot-2000 методом скануючої електронної мікроскопії на растровому мікроаналізаторі JEOL Superprobe-733. Для вимірювання твердості при кімнатній температурі застосовували стандартний метод за Вікерсом відповідно Держстандарту 2999-75 при навантаженні 30 кг.

Результати досліджень та їх обговорення. Для забезпечення високих фізико-механічних характеристик експериментальних титанових сплавів при кімнатній та підвищених температурах проведено комплексне легування з метою забезпечення зміцнення твердого розчину за рахунок α -фази та дисперсних частинок вторинної фази, зокрема силіцидами. Згідно технічного завдання проведено серію плавок (рис. 1) та отримано литі

зливки жароміцних складнолегованих титанових сплавів системи $\text{Ti-Al-Zr-Si-Mo-Nb-Sn}$ діаметром 110 мм та довжиною до 1000 мм (рис. 2) із різним вмістом легуючих елементів: плавка 812-208 — сплав $\text{Ti-5Al-5Zr-0,8Si-0,3Mo-0,1Nb}$; плавка 814-208 — сплав $\text{Ti-6,5Al-5Zr-0,5Si-1,5Sn-0,1Nb}$; плавка 815-208 — сплав $\text{Ti-6,5Al-5,5Zr-0,8Si-0,6Mo-0,5Nb-1,7Sn}$.

Бокова поверхня отриманих литих зливок після охолодження в вакуумі до температури нижче 300°C чиста, підвищена концентрація домішкових елементів на поверхні у вигляді окисленого або альфіваного шару відсутня. Глибина поверхневих дефектів типу гофр становить 2...3 мм, дефекти у вигляді розривів, тріщин або несплавлень відсутні.

Для оцінки якості металу отриманих зливок проводили дослідження хімічного складу зразків, відібраних по довжині зливка з верхньої, середньої та нижньої частин. Результати аналізу хімічного складу металу отриманих зливок показали, що розподіл легуючих елементів по довжині зливок рівномірний.

В результаті було проведено механічну обробку бокової поверхні та відрізання верхньої та



Рис. 2. Зливки титанових сплавів системи $\text{Ti-Al-Zr-Si-Mo-Nb-Sn}$ діаметром 110 мм після ЕПТ: а — плавка 812-208; б — плавка 814-208; в — плавка 815-208



Рис. 3. Зовнішній вигляд зливок титанових сплавів системи $\text{Ti-Al-Zr-Si-Mo-Nb-Sn}$ діаметром 110 мм після механічного оброблення бокової поверхні: а — плавка 812-208; б — плавка 814-208; в — плавка 815-208

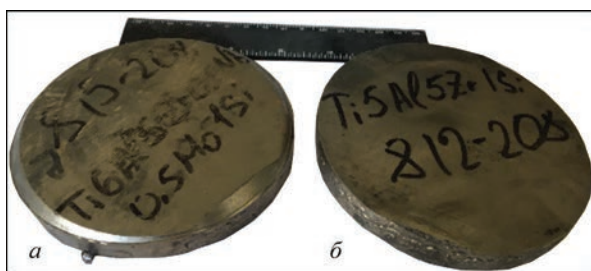


Рис. 4. Відрізані темплети із зливків плавів 815-208 (а) та 812-208 (б) для виготовлення зразків

донної частин зливків (рис. 3). Вирізано темплети для проведення металографічних досліджень та виготовлення зразків для випробувань механічних властивостей (рис. 4).

Виплавлені сплави відповідно до їх складу можна віднести до псевдо- α -сплавів: вони складаються

з α -фази та невеликої кількості залишкової β -фази, в структурі присутні також силіциди (рис. 5, 6).

Мікроструктура дослідних литих сплавів представляє собою пакети пластинчастої α -фази у межах первинних β -зерен, що мають різне кристалографічне орієнтування. В процесі охолодження відбувається формування структури: внутрішній об'єм β -зерен заповнюється як хаотичними α -пластинами, так і зібраними у пачки (α -колонії), що свідчить про неоднорідність литої структури. Інтерметаліди починають виділятися у першу чергу на структурних дефектах і границях зерен та α -пластинах, стримуючи їх зростання. Первинні силіциди і силіцидні прошарки формуються при зниженні розчинності кремнію в β -фазі відповідно до діаграми фазової рівноваги системи

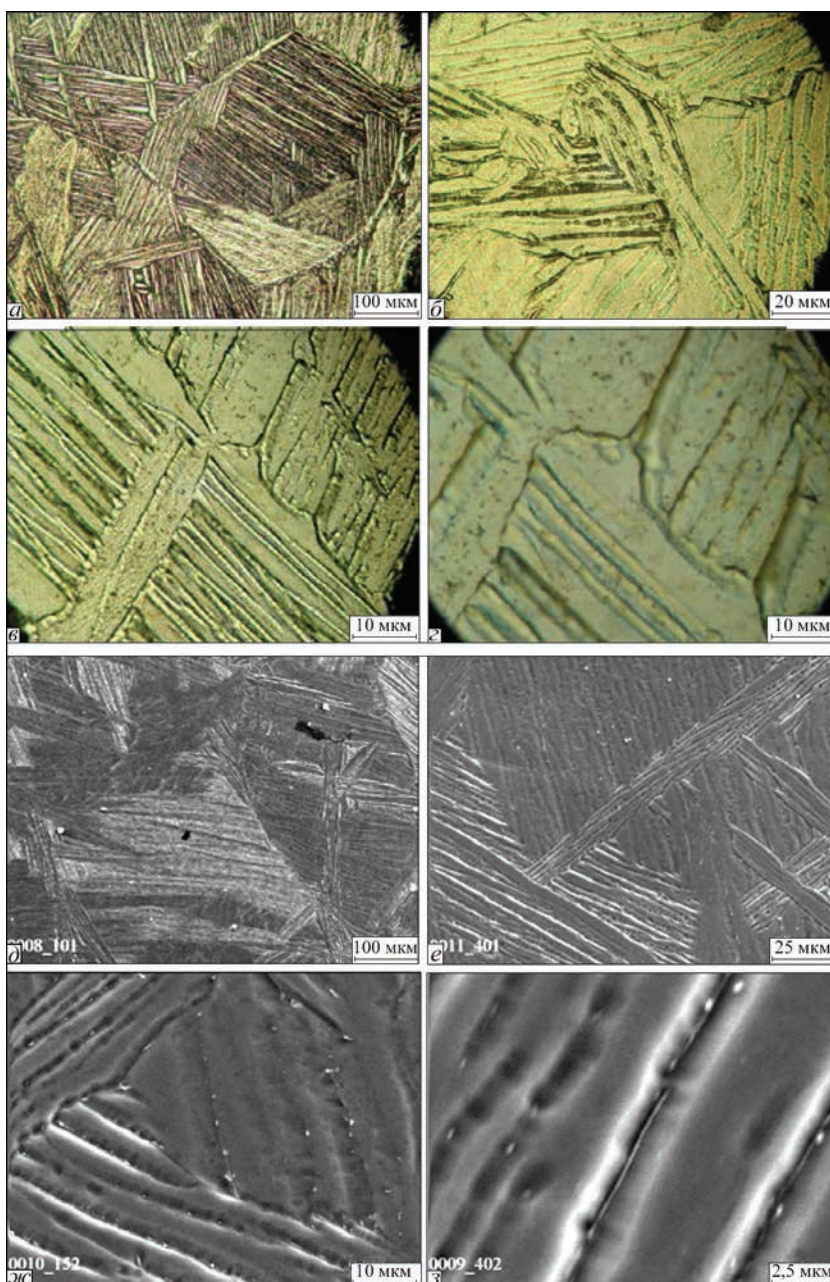


Рис. 5. Оптична (а–д) та растрова електронна (е–з) мікроскопія литого сплаву Ti–5Al–5Zr–0,8Si–0,3Mo–0,1Nb (плавка 812-208)

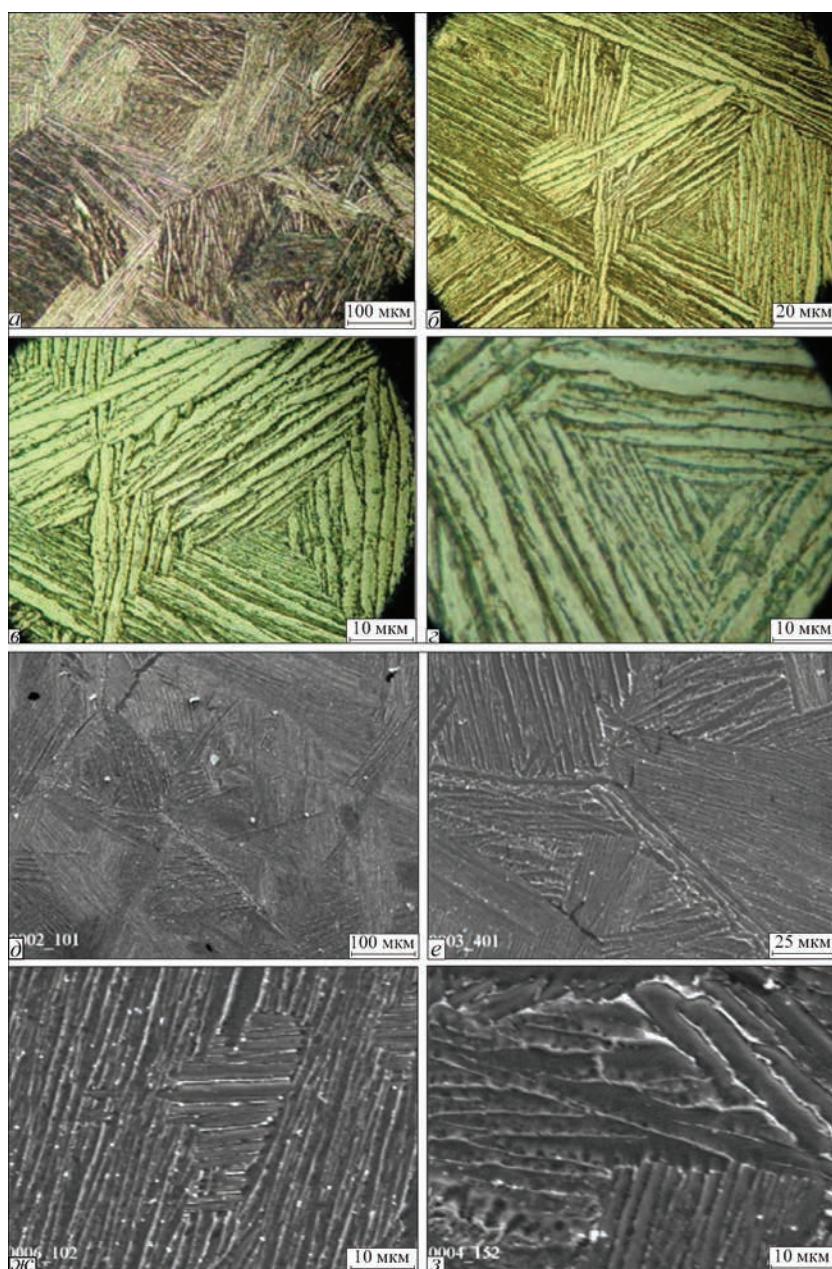


Рис. 6. Оптична (а–д) та растрова електронна (е–з) мікроскопія литого сплаву Ti–6,5Al–5,5Zr–0,8Si–0,6Mo–0,5Nb–1,7Sn (плавка 815-208)

Ti–Si у результаті ліквацийних процесів при затвердінні зливків (рис. 7) [16].

Дрібні силіциди по межах α -пластин утворюються в процесі евтектоїдного перетворення і подальшого зниження розчинності кремнію у титановій α -матриці. На рис. 8 представлено розподіл основних легуючих елементів у литому сплаві плавки 812-208, з якого видно, що крім титану у силіцидах і їхніх прошарках на границях зерен міститься також цирконій, тобто у дослідних сплавах утворюються складні силіциди типу $(\text{Zr}, \text{Ti})_5\text{Si}_3$ та $(\text{Ti}, \text{Zr})_3\text{Si}$, які раніше були виявлені в сплавах системи Ti–Zr–Si–Nb [17]. Цирконій та кремній перебувають як у твердому розчині, так і в зміцнюючій силіцидній фазі, що розподіляється по границях колишніх β -зерен і

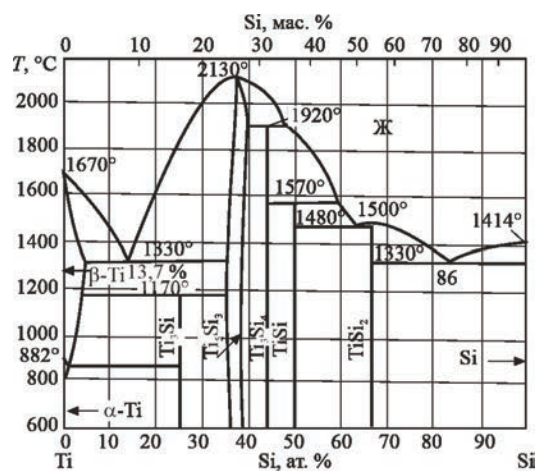


Рис. 7. Діаграма стану системи титан–кремній

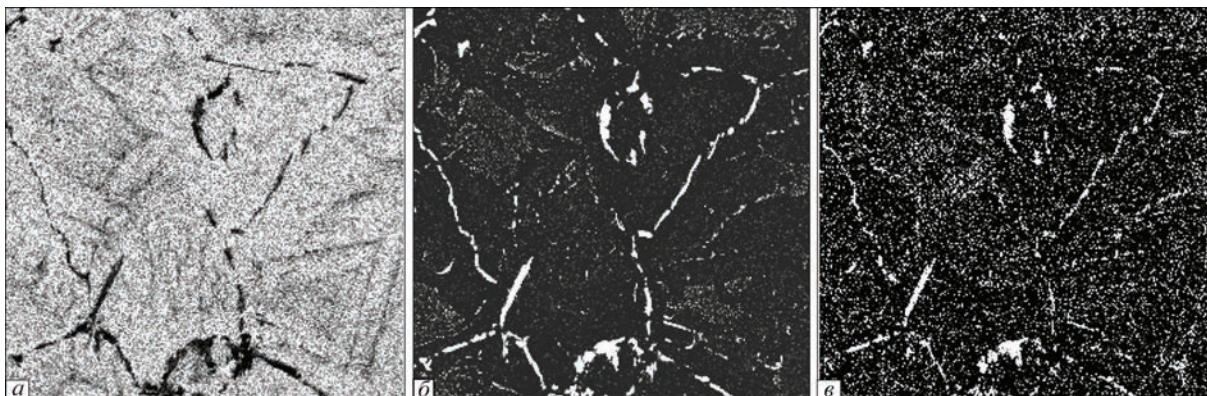


Рис. 8. Розподіл легуючих елементів (а — Al; б — Si; в — Zr) у литому сплаві Ti-5Al-5Zr-0,8Si-0,3Mo-0,1Nb (плавка 815-208)

α -пластин. Таким чином, на розчинність кремнію у титані істотний вплив мають легуючі елементи.

Алюміній у структурі розподілений досить рівномірно: він практично повністю перебуває у твердому розчині, майже відсутній на границях зерен і наявний у меншій кількості подекуди у проміжках пакетів α -пластин у місцях, де вірогідно, присутня залишкова β -фаза. Розмір зерен і пластин α -фази залежить як від вмісту кремнію, так і додаткового легування у дослідних литих титанових сплавах. Для кількісної оцінки пластинчастої структури використовують параметри D (розмір β -зерна), d (розмір колоній α -пластин) і b (ширина α -пластин). Середній розмір зерна литих сплавів складає приблизно 300...500 мкм, сплав 815-208 має дрібніші елементи структури (α -пластини та їх колонії) у порівнянні зі сплавом 812-208. Так, у сплаві 812-208 ширина α -пластин становить 3...5 мкм, а у сплаві 815-208 — 2...3 мкм (див. рис. 5, 6).

У структурі сплаву 812-208 кількість силіцидів по границях колишніх β -зерен і між α -пластинами менша, ніж у сплаві 815-208. Склад останнього відрізняється додатковим вмістом олова, яким часто легують титанові сплави з метою підвищення їх жароміцності. При введенні олова відбувається сповільнення процесів перерозподілу легуючих елементів між α - і β -фазами, що підвищує термічну стабільність жароміцних сплавів [18].

Висновки

1. Проведений комплекс робіт показав, що електронно-променева плавка дозволяє отримувати метал зливків жароміцних титанових сплавів системи Ti-Al-Zr-Si-Mo-Nb-Sn, який характеризується достатньою хімічною однорідністю та відсутністю дефектів литого походження (пор, раковин, включень низької та високої щільності).

2. Показано, що мікроструктура дослідних литих сплавів представляє собою пакети пластинчастої α -фази у межах первинних β -зерен, що мають різне кристалографічне орієнтування.

3. Встановлено, що на розчинність кремнію у титані істотний вплив здійснюють додаткові легуючі елементи, утворюючи в дослідних сплавах складні силіциди типу $(Zr, Ti)_5Si_3$ та $(Ti, Zr)_3Si$.

4. Показано, що присутність олова знижує розчинність кремнію у дослідних сплавах і таким чином посилює виділення силіцидів, при цьому також подрібнюється структура.

Список літератури

1. Гармата В.А., Петрунько А.Н., Галицкий Н.В. и др. (1983) *Титан*. Москва, Металлургия.
2. Хорев А.И., Хорев М.А. (2005) Титановые сплавы, их применение и перспективы развития. *Материаловедение*, 7, 25–34.
3. Хорев А.И. (2007) Теория и практика создания титановых сплавов для перспективных конструкций. *Технология машиностроения*, 12, 5–13.
4. Антонюк С.Л., Моляр А.Г., Калинюк А.Н. и др. (2003) Титановые сплавы для авиационной промышленности Украины. *Современная электрометаллургия*, 1, 10–14.
5. Бабенко Е.П., Долженкова Е.В. (2014) Исследование причин разрушения крупногабаритного изделия из сплава BT23. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 3, 82–85.
6. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Справочник. Москва, ВИЛС – МАТИ.
7. Фирстов С.О. (2004) Нове покоління матеріалів на базі титану. *Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій*. Панасюк В.В. (ред.). Львів, ФМІ НАН України, сс. 609–616.
8. Wu T., Beaven P., Wagner R. (1990) The $Ti_3(Al, Si)-Ti_5(Si, Al)_3$ eutectic reaction in the Ti-Al-Si system. *Scripta Metallurgica*, 24, 207–212.
9. Salpadoru H.H., Flower H.M. (1995) Phase equilibria and transformations in a Ti-Zr-Si system. *Metall. Mater. Transact.*, 26A(2), 243–257.
10. Кузьменко М.М. (2008) Структура та механічні властивості литих сплавів системи Ti-Si. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, 44(1), 45–48.
11. Фірстов С.О., Кулак Л.Д., Кузьменко М.М., Шевченко О.М. (2018) Сплави системи Ti-Al-Zr-Si для експлуатації за високих температур. *Там само*, 54(6), 30–35.
12. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) *Електронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
13. Ахонин С.В., Северин А.Ю., Березос В.А. и др. (2016) Особенности выплавки слитков титанового сплава BT19

в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*, **2**, 23–27.

14. Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. и др. (2019) Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М. *Там же*, **3**, 15–22. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2019.03.03>
15. 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. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem2019.02.02>
16. (2000) *Диаграммы состояния двойных металлических систем*. Справочник: Т. 3. Лякишев Н.П. (ред.). Москва, Машиностроение.
17. Шевченко О.М., Кулак Л.Д., Кузьменко М.М., Фирстов С.О. (2020) Вплив легування цирконієм на структуру та твердість загартованого литого біосумісного стопу Ti–18Nb–1Si. *Металофізика і новітні технології*, **42**(2), 237–249.
18. Солонина О.П., Глазунов С.Г. (1976) *Титановые сплавы. Жаропрочные титановые сплавы*. Москва, Metallurgy.

References

1. Garmata, V.A., Petrunko, A.N., Galitsky, N.V. et al. (1983) *Titanium*. Moscow, Metallurgy [in Russian].
2. Khorev, A.I., Khorev, M.A. (2005) Titanium alloys, their application and prospects of development. *Materialovedenie*, **7**, 25–34 [in Russian].
3. Khorev, A.I. (2007) Theory and practice of producing of titanium alloys for prospective structures. *Tekhnologiya Mashinostroeniya*, **12**, 5–13 [in Russian].
4. Antonyuk, S.L., Molyar, A.G., Kalinyuk, A.N. et al. (2003) Titanium alloys for aircraft industry of Ukraine. *Sovrem. Elektrometal.*, **1**, 10–14 [in Russian].
5. Babenko, E.P., Dolzhenkova, E.V. (2014) Examination of fracture causes of VT23 alloy large-sized product. *Metallurgicheskaya i Gornorudnaya Promyshlennost*, **3**, 82–85 [in Russian].
6. Ilin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*: Handbook. Moscow, VILS-MATI [in Russian].
7. Firstov, S.O. (2004) *New generation of titanium-based materials. In: Fracture mechanics of materials and strength of structures*. Ed. by V.V. Panasyuk. Lviv, PMI, 609–616 [in Ukrainian].
8. Wu, T., Beaven, P., Wagner, R. (1990) The $Ti_3(Al, Si)-Ti_5(Si, Al)_3$ eutectic reaction in the Ti–Al–Si system. *Scripta Metallurgica*, **24**, 207–212.
9. Salpadoru, H.H., Flower, H.M. (1995) Phase equilibria and transformations in a Ti–Zr–Si system. *Metall. Mater. Transact.*, **26A**(2), 243–257.
10. Kuzmenko, M.M. (2008) Structure and mechanical properties of cast alloys of Ti–Si system. *Fizyko-Khimichna Mekhanika Materialiv*, **44**(1), 45–48 [in Ukrainian].
11. Firstov, S.O., Kulak, L.D., Kuzmenko, M.M., Shevchenko, O.M. (2018) Ti–Al–Zr–Si system alloys for high temperature operation. *Ibid.*, **54**(6), 30–35 [in Ukrainian].
12. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
13. Akhonin, S.V., Severin, A.Yu., Berezos, V.A. et al. (2016) Peculiarities of melting of titanium alloy VT19 ingots in electron beam cold hearth installation. *Sovrem. Electrometall.*, **2**, 23–27 [in Russian].
14. Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2019) Laboratory electron beam unit UE-208M. *Ibid.*, **3**, 15–22 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2019.03.03>
15. 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. *Ibid.*, **2**, 7–12 [in Russian]. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem2019.02.02>
16. (2000) *State diagrams of binary metallic system*: Handbook, Vol. 3. Ed. by N.P. Lyakishev. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
17. Shevchenko, O.M., Kulak, L.D., Kuzmenko, M.M., Firstov, S.O. (2020) Influence of zirconium alloying on structure and hardness of quenched cast biocompatible Ti–18Nb–1Si alloy. *Metaloфізика і Novitni Tekhnologii*, **42**(2), 237–249 [in Ukrainian].
18. Solonina, O.P., Glazunov, S.G. (1976) Titanium alloys. Heat-resistant titanium alloys. Moscow, Metallurgy [in Russian].

PRODUCING HIGH-TEMPERATURE TITANIUM ALLOYS OF Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn SYSTEM BY ELECTRON BEAM MELTING

S.V. Akhonin¹, V.O. Berezos¹, O.M. Pikulin¹, A.Yu. Severyn¹, O.O. Kotenko¹,
M.M. Kuzmenko², L.D. Kulak², O.M. Shevchenko²

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

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

²I.M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of the NAS of Ukraine.

3 Acad. Krzhizhanovskiy Str., 03142, Kyiv, Ukraine. E-mail: rapid@materials.kiev.ua

A complex of research work was performed on the base of EBM technology to produce high-strength complex-alloyed titanium alloys of Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn system with silicon content, higher than the thermodynamically stable value in the solid solution. Alloys of this system are promising for creation of a new class of materials with a high level of heat-resistant characteristics. It is shown that EBM allows producing ingots of high-temperature titanium alloys of Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn system, which are characterized by sufficient chemical homogeneity and absence of casting defects. It is found that tin presence lowers silicon solubility in the test alloys and intensifies silicide release. Here the structure is also refined. It is found that additional alloying elements influence silicon solubility in titanium, forming complex silicides of (Zr, Ti)₃Si (Ti, Zr)₃Si type in the test alloys. It is shown that the microstructure of the test cast alloys consists of platelike α -phase packets within primary β -grains, having different crystallographic orientation. Ref. 18, Fig. 8.

Key words: high-temperature titanium alloy; ingot; electron beam melting; technological modes; chemical composition; cast metal; structure

Надійшла до редакції 13.04.2022

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ВИПАРОВУВАННЯ ПРИ ЕПП СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ Ti–Al–Nb–Cr–Mo

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

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

Розроблено математичну модель процесів випаровування легуючих елементів при електронно-променевій плавці з проміжною ємністю зливків сплавів на основі алюмініду титану системи легування Ti–Al–Nb–Cr–Mo, що встановлює залежність концентрації легуючих елементів у зливку від технологічних параметрів плавки та хімічного складу вихідної шихти. Показано, що розроблена математична модель адекватно описує реальний процес випаровування при електронно-променевій плавці сплаву алюмініду титану. Встановлено закономірності випаровування легуючих елементів при електронно-променевій плавці сплавів на основі алюмініду титану системи Ti–Al–Nb–Cr–Mo, які дозволяють прогнозувати хімічний склад зливків та оптимізувати технологічні параметри плавки. Бібліогр. 21, табл. 2, рис. 5.

Ключові слова: електронно-променева плавка; зливки; випаровування; математичне моделювання; алюмінід титану; легуючі елементи

Вступ. За рахунок малої щільності ($3,9 \dots 4,20 \text{ г/см}^3$), термодинамічної стабільності, жаростійкості та високої питомої міцності в інтервалі температур $600 \dots 750 \text{ }^\circ\text{C}$ сплави на основі алюмінідів титану розглядаються як найбільш перспективні, що відповідають сучасним вимогам авіакосмічної, авіаційної та автомобільної промисловостей [1–7]. Заміна суперсплавів на нікелевій основі сплавами на основі алюмінідів титану дозволить знизити вагу деталей в $1,5 \dots 2,0$ рази разом з їх здешевленням майже на третину. Актуальним також залишається завдання підвищення температур застосування титанових сплавів, що для комерційних жароміцних титанових сплавів типу IMI834, BT18U, BT41 становить $550 \dots 600 \text{ }^\circ\text{C}$, що є недостатнім для деталей компресора та турбін нового покоління. Незважаючи на великий обсяг робіт, присвячених розробці та дослідженню γ -TiAl сплавів, проблема досягнення оптимального балансу властивостей у литому стані для здешевлення та удосконалення процесів їх виробництва залишається актуальною, тому необхідне продовження досліджень впливу легування, насамперед Nb, у комплексі з іншими β -стабілізуючими елементами на властивості сплавів на основі алюмінідів титану [8, 9].

Від якості одержаного зливка в значній мірі залежать властивості напівфабрикатів та готових виробів, одержаних з цього зливка. Виплавка хімічно однорідних зливків інтерметалідних титанових сплавів представляє собою нетривіальну технологічну задачу, яка ускладнюється цілим ря-

дом факторів як фізичної (різні температури плавлення та щільності компонентів), так і термодинамічної природи (нонваріантні перетворення) [10].

На даний час перспективним по отриманню зливків алюмінідів титану є спосіб електронно-променевої плавки, в якій використовується поверхневе концентроване джерело нагріву — електронний промінь. Електронно-променева плавка (ЕПП) дозволяє зменшувати ліквідаційні процеси за рахунок регулювання глибини рідкої ванни. Крім того, часткове зняття напруженого стану зливків можливе за рахунок ведення процесу в умовах мілкої рідкої ванни.

Однак при виплавці зливків титанових сплавів способом ЕПП виникає проблема забезпечення заданого хімічного складу металу. Це викликане тим, що плавка в електронно-променевій установці (ЕПУ) здійснюється в більш високому вакуумі, чим вакуумно-дугова плавка (ВДП), і легуючі елементи з пружністю пари, яка перевищує пружність пари титану, випаровуються більш інтенсивно. До таких елементів відносяться алюміній, хром, марганець та ін. Але в першу чергу ця проблема стосується алюмінію, тому що він є легуючим елементом практично всіх титанових сплавів, а в сплавах на основі алюмініду титану його вміст перевищує 20 мас. %.

Метою цієї роботи є дослідження процесів випаровування при електронно-променевій плавці сплавів на основі алюмініду титану системи легування Ti–Al–Nb–Cr–Mo методами математичного моделювання. Розроблена математична модель

С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, А.Ю. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2363>

В.О. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>, О.М. Пікулін — <https://orcid.org/0000-0001-6327-3848>,

О.Г. Єрохін — <https://orcid.org/0000-0003-2105-5783>

дозволить визначити закономірності зміни концентрації алюмінію й інших легуючих компонентів в зливках сплавів на основі алюмініду титану від технологічних параметрів ЕПП та параметри технологічного процесу ЕПП сплавів на основі алюмініду титану, які забезпечать одержання злиwkів гарантованого хімічного складу.

Математична модель процесів випаровування при ЕПП. Зазначимо, що характерною рисою процесу ЕПП є наявність трьох зон плавки: торець витратної заготовки (S_1), проміжна ємність (S_2) і кристалізатор (S_3) (рис. 1) [11]. При цьому час переносу рідкого металу з торця витратної заготовки у проміжну ємність і з проміжної ємності в кристалізатор незначний та на процеси випаровування практично не впливає [12].

Математичну модель процесів випаровування при ЕПП розробляли на основі рівнянь матеріального балансу алюмінію, титану й інших легуючих елементів для кожної стадії плавлення, при цьому зв'язки між стадіями заміняли масопотоками.

Розглянемо виплавку зливка алюмініду титану системи легування Ti–Al–Nb–Cr–Mo (мас. %). Нехай в процесі електронно-променевої плавки витратна заготовка із площею поперечного перерізу S_1 (м^2) подається в зону плавки над проміжною ємністю з постійною швидкістю m_0 (кг/с) і в ній містяться (масова частка) алюміній концентрації $[\text{Al}]_0$, титан $[\text{Ti}]_0$, ніобій $[\text{Nb}]_0$, молібден $[\text{Mo}]_0$ і хром $[\text{Cr}]_0$. При цьому будемо вважати, що рідкий метал надходить у проміжну ємність і кристалізатор безперервним потоком. У процесі плавки зміст алюмінію в рідкому металі змінюється до концентрації (масова частка) $[\text{Al}]_1$ на оплавленому торці заготовки, $[\text{Al}]_2$ у проміжній ємності, $[\text{Al}]_3$ у кристалізаторі. Концентрація хрому в рідкому металі міняється (масова частка) до $[\text{Cr}]_1$ на оплавленому торці заготовки, $[\text{Cr}]_2$ у проміжній ємності, $[\text{Cr}]_3$ у кристалізаторі. Концентрація ніобію в рідкому металі міняється до $[\text{Nb}]_1$ на оплавленому торці заготовки, $[\text{Nb}]_2$ у проміжній ємності та $[\text{Nb}]_3$ у кристалізаторі. Концентрація молібдену в рідкому металі міняється до $[\text{Mo}]_1$ на оплавленому торці заготовки, $[\text{Mo}]_2$ у проміжній ємності та $[\text{Mo}]_3$ у кристалізаторі. А концентрація титану в рідкому металі міняється (масова частка) до $[\text{Ti}]_1$ на оплавленому торці заготовки, $[\text{Ti}]_2$ у проміжній ємності та $[\text{Ti}]_3$ у кристалізаторі. Тому що при кристалізації зі швидкостями, що мають місце при ЕПП, для більшості елементів коефіцієнт розподілу дорівнює одиниці, концентрацію алюмінію, хрому, ніобію, цирконію й титану в зливку позначимо як $[\text{Al}]_3$, $[\text{Cr}]_3$, $[\text{Nb}]_3$, $[\text{Mo}]_3$ і $[\text{Ti}]_3$ відповідно.

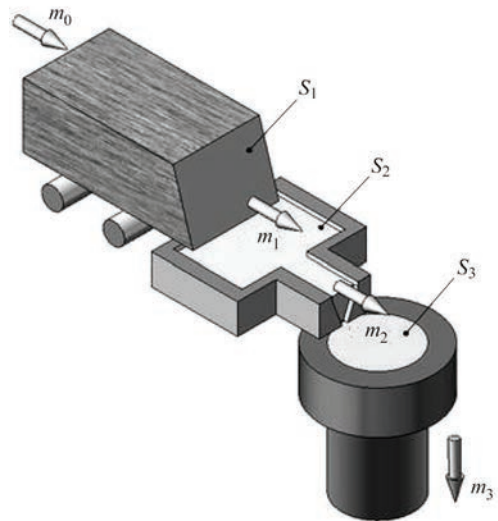


Рис. 1. Схема ЕПП з проміжною ємністю сплаву на основі алюмініду титану (пояснення в тексті)

Рівняння матеріального балансу алюмінію, хрому, ніобію, молібдену й титану для рідкого металу на торці заготовки, що витрачається, в проміжній ємності та в кристалізаторі мають наступний вигляд:

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_j} \rho[\text{Al}]_j dV &= m_{j-1}[\text{Al}]_{j-1} - S_j \pi_j^{\text{Al}} - m_j[\text{Al}]_j; \\ \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_j} \rho[\text{Cr}]_j dV &= m_{j-1}[\text{Cr}]_{j-1} - S_j \pi_j^{\text{Cr}} - m_j[\text{Cr}]_j; \\ \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_j} \rho[\text{Nb}]_j dV &= m_{j-1}[\text{Nb}]_{j-1} - S_j \pi_j^{\text{Nb}} - m_j[\text{Nb}]_j; \\ \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_j} \rho[\text{Mo}]_j dV &= m_{j-1}[\text{Mo}]_{j-1} - S_j \pi_j^{\text{Mo}} - m_j[\text{Mo}]_j; \\ \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_j} \rho[\text{Ti}]_j dV &= m_{j-1}[\text{Ti}]_{j-1} - S_j \pi_j^{\text{Ti}} - m_j[\text{Ti}]_j, \end{aligned} \quad (1)$$

де $j = 1, 2, 3$ — зони рафінування, V_j — об'єм рідкого металу на торці заготовки, що витрачається, в проміжній ємності та кристалізаторі відповідно, м^3 ; ρ — щільність розплаву, кг/м^3 ; S_j — площа рідкого металу на оплавленому торці заготовки, що витрачається, в проміжній ємності та кристалізаторі відповідно, м^2 ; π_j^{Al} , π_j^{Cr} , π_j^{Nb} , π_j^{Mo} , π_j^{Ti} — питомі потоки алюмінію, хрому, ніобію, молібдену і титану через міжфазну поверхню в парову фазу відповідно, $\text{кг}/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$; m_j — масова швидкість надходження розплаву з торця заготовки в проміжну ємність, з проміжної ємності до кристалізатора та масова швидкість кристалізації розплаву в кристалізаторі відповідно, кг/с .

При стаціонарних умовах плавки хімічний склад розплаву в кожній зоні рафінування залишається незмінним у часі, тобто повинні виконуватися наступні рівності [13]:

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_j} \rho[\text{Al}]_j dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_j} \rho[\text{Cr}]_j dV = \\ &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_j} \rho[\text{Nb}]_j dV = 0; \\ \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_j} \rho[\text{Mo}]_j dV &= \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_j} \rho[\text{Ti}]_j dV = 0, \end{aligned} \quad (2)$$

де $j = 1, 2, 3$.

Для кожної зони рафінування виконується умова:

$$[\text{Ti}]_j + [\text{Al}]_j + [\text{Cr}]_j + [\text{Nb}]_j + [\text{Mo}]_j = 1, \quad (3)$$

де $j = 1, 2, 3$. Тому при встановлених режимах плавки, згідно з рівняннями (1) та (2), масові потоки металу між зонами рафінування будуть зв'язані такими співвідношеннями:

$$\begin{aligned} m_1 &= m_0 - S_1 (\pi_1^{\text{Al}} + \pi_1^{\text{Cr}} + \pi_1^{\text{Nb}} + \pi_1^{\text{Mo}} + \pi_1^{\text{Ti}}); \\ m_2 &= m_1 - S_2 (\pi_2^{\text{Al}} + \pi_2^{\text{Cr}} + \pi_2^{\text{Nb}} + \pi_2^{\text{Mo}} + \pi_2^{\text{Ti}}); \\ m_3 &= m_2 - S_3 (\pi_3^{\text{Al}} + \pi_3^{\text{Cr}} + \pi_3^{\text{Nb}} + \pi_3^{\text{Mo}} + \pi_3^{\text{Ti}}). \end{aligned} \quad (4)$$

У камері плавки електронно-променевих установок тиск залишкових газів становить $10^{-3} \dots 10^{-4}$ торр. При такому тиску довжина вільного пробігу атомів (λ) більше характерного розміру вакуумної камери, тому зіткненням атомів у паровій фазі можна знехтувати. Отже має місце молекулярний режим випаровування [14, 15]. У цьому випадку питома масова швидкість випаровування компонентів сплаву з поверхні в парову фазу J_{ev} (кг/(с·м²)) буде пропорційна їх концентрації в розплаві і визначатиметься рівнянням Ленгмюра [16, 17]:

$$J_{ev} = \alpha_c p_i^0 \gamma_i N_i \sqrt{M_i / 2\pi RT}, \quad (5)$$

де α_c — коефіцієнт конденсації; N_i — мольна частка i -того елемента; p_i^0 — рівноважна пружність пари, Па; γ_i — коефіцієнт активності; M_i — атомна маса легуючого елемента, кг/моль; R — універсальна газова стала, Дж/(моль·К); T — температура розплаву, К.

Мольна частка i -того елемента в розплаві алюмініду титану зв'язана з його масовою концентрацією $[X_i]$ наступним співвідношенням:

$$N_i = \frac{[X_i] / M_i}{[\text{Ti}] / M_{\text{Ti}} + [\text{Al}] / M_{\text{Al}} + [\text{Cr}] / M_{\text{Cr}} + [\text{Nb}] / M_{\text{Nb}} + [\text{Mo}] / M_{\text{Mo}}}, \quad (6)$$

де M_{Ti} , M_{Al} , M_{Cr} , M_{Nb} , M_{Mo} — молярні маси титану, алюмінію, хрому, ніобію й молібдену відповідно, кг/моль. З урахуванням виразу (3) після нескладних перетворень рівняння (6) можна записати в такому виді:

$$N_i = k_c \frac{M_{\text{Ti}}}{M_i} [X_i], \quad (7)$$

де k_c — коефіцієнт, значення якого залежить від хімічного складу розплаву й визначається рівнянням:

$$k_c = \frac{1}{1 + [\text{Al}] \left(\frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{Al}}} - 1 \right) + [\text{Cr}] \left(\frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{Cr}}} - 1 \right) + [\text{Nb}] \left(\frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{Nb}}} - 1 \right) + [\text{Mo}] \left(\frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{Mo}}} - 1 \right)}. \quad (8)$$

Розрахунок за представленою вище формулою показав, що для процесу виплавки сплаву алюмініду титану Ti–28Al–7Nb–2Cr–2Mo чисельне значення коефіцієнта дорівнює $k_c = 0,86$.

Виходячи з рівнянь (5) і (7) та приймаючи значення коефіцієнта конденсації α_c рівним одиниці, питомі потоки алюмінію, хрому, ніобію, молібдену й титану через міжфазну поверхню в парову фазу в j -тій зоні плавки можна виразити в такий спосіб:

$$\begin{aligned} \pi_j^{\text{Al}} &= k_j^{\text{Al}} [\text{Al}]_j, \pi_j^{\text{Cr}} = k_j^{\text{Cr}} [\text{Cr}]_j; \\ \pi_j^{\text{Nb}} &= k_j^{\text{Nb}} [\text{Nb}]_j, \pi_j^{\text{Mo}} = k_j^{\text{Mo}} [\text{Mo}]_j; \\ \pi_j^{\text{Ti}} &= k_j^{\text{Ti}} [\text{Ti}]_j, \end{aligned} \quad (9)$$

де $j = 1, 2, 3$;

$$\begin{aligned} k_j^{\text{Al}} &= k_c p_{\text{Al}}^0 (T_j) \gamma_j^{\text{Al}} \frac{M_{\text{Ti}}}{\sqrt{2\pi R M_{\text{Al}} T_j}}; \\ k_j^{\text{Cr}} &= k_c p_{\text{Cr}}^0 (T_j) \gamma_j^{\text{Cr}} \frac{M_{\text{Ti}}}{\sqrt{2\pi R M_{\text{Cr}} T_j}}; \\ k_j^{\text{Nb}} &= k_c p_{\text{Nb}}^0 (T_j) \gamma_j^{\text{Nb}} \frac{M_{\text{Ti}}}{\sqrt{2\pi R M_{\text{Nb}} T_j}}; \\ k_j^{\text{Mo}} &= k_c p_{\text{Mo}}^0 (T_j) \gamma_j^{\text{Mo}} \frac{M_{\text{Ti}}}{\sqrt{2\pi R M_{\text{Mo}} T_j}}; \\ k_j^{\text{Ti}} &= k_c p_{\text{Ti}}^0 (T_j) \gamma_j^{\text{Ti}} \sqrt{\frac{M_{\text{Ti}}}{2\pi R T_j}} \end{aligned}$$

є константами швидкості випаровування алюмінію, хрому, ніобію, молібдену та титану в j -тій зоні плавки відповідно, кг/(с·м²); p_{Al}^0 , p_{Cr}^0 , p_{Nb}^0 , p_{Mo}^0 , p_{Ti}^0 — пружності пари алюмінію, хрому, ніобію, цирконію й титану в j -тій зоні плавки відповідно; γ_j^{Al} , γ_j^{Cr} , γ_j^{Nb} , γ_j^{Mo} , γ_j^{Ti} — коефіцієнти активності алюмінію, хрому, ніобію, молібдену й титану в j -тій зоні плавки відповідно; T_j — температура розплаву в j -тій зоні плавки, К.

Оцінка чисельних значень коефіцієнтів активності титану й легуючих елементів у рамках моделі Редліха–Кістера [18] показала, що коефіцієнти активності титану, ніобію та молібдену можуть бути прийняті рівними одиниці, хрому — 0,8, а алюмінію — 0,3.

Значення пружності пари алюмінію p_{Al}^0 , хрому p_{Cr}^0 , ніобію p_{Nb}^0 , молібдену p_{Mo}^0 та титану p_{Ti}^0 , які необхідні для розрахунків констант швидкості випаровування, визначали по наступних рівняннях [19]:

$$\begin{aligned}
\lg p_{\text{Al}}^0 &= -\frac{16379}{T} + 9,979 - 0,335 \lg T; \\
\lg p_{\text{Cr}}^0 &= -\frac{22598}{T} + 11,454 + 0,406 \lg T - \frac{0,781}{1000} T; \\
\lg p_{\text{Nb}}^0 &= -\frac{39568}{T} + 13,205 - 0,288 \lg T - \frac{0,3}{1000} T; \\
\lg p_{\text{Mo}}^0 &= -\frac{35904}{T} + 12,370 - 0,107 \lg T - \frac{0,363}{1000} T; \\
\lg p_{\text{Ti}}^0 &= -\frac{25860}{T} + 12,392 - 0,142 \lg T - \frac{0,551}{1000} T.
\end{aligned} \quad (10)$$

Для підвищення точності математичної моделі випаровування при ЕПП алюмініду титану необхідно врахувати вплив вмісту алюмінію на температуру плавлення алюмініду титану [20]. При цьому, внаслідок випаровування алюмінію в процесі плавки, його концентрація в розплаві на оплавленому торці заготовки, у проміжній ємності та кристалізаторі буде різною, і, як наслідок, різною буде й температура плавлення. Згідно з діаграмою стану системи титан–алюміній (рис. 2) залежність температури ліквідусу T_L від вмісту алюмінію в розплаві в діапазоні концентрацій алюмінію від 20 до 35 мас. % у першому наближенні можна описати наступним рівнянням:

$$T_L = 1670 + 7,074[\text{Al}] - 0,3580[\text{Al}]^2. \quad (11)$$

З урахуванням рівняння (9) із системи рівнянь (1)–(4) отримуємо математичну модель процесів випаровування компонентів сплаву на основі алюмініду титану при електронно-променевій плавці із проміжною ємністю:

$$\begin{aligned}
m_{j-1}[\text{Al}]_{j-1} &= (S_j \rho \beta_j^{\text{Al}} + m_j)[\text{Al}]_j; \\
m_{j-1}[\text{Cr}]_{j-1} &= (S_j k_j^{\text{Cr}} + m_j)[\text{Cr}]_j; \\
m_{j-1}[\text{Nb}]_{j-1} &= (S_j k_j^{\text{Nb}} + m_j)[\text{Nb}]_j; \\
m_{j-1}[\text{Mo}]_{j-1} &= (S_j k_j^{\text{Mo}} + m_j)[\text{Mo}]_j; \\
m_{j-1}[\text{Ti}]_{j-1} &= (S_j k_j^{\text{Ti}} + m_j)[\text{Ti}]_j; \\
m_{j-1} &= m_j + S_j (\rho \beta_j^{\text{Al}}[\text{Al}]_j + k_j^{\text{Cr}}[\text{Cr}]_j + \\
&\quad + k_j^{\text{Nb}}[\text{Nb}]_j + k_j^{\text{Mo}}[\text{Mo}]_j + k_j^{\text{Ti}}[\text{Ti}]_j),
\end{aligned} \quad (12)$$

де $j = 1, 2, 3$.

Математична модель (12) являє собою систему нелінійних алгебраїчних рівнянь, яку вирішували чисельними методами.

Отримана математична модель (12) встановлює залежність концентрації алюмінію, хрому, ніобію, молібдену і титану в отриманому способом електронно-променевої плавки із проміжною ємністю зливку алюмініду титану від швидкості плавки, концентрації легуючих елементів у заготовці, що витрачається, і температури розплаву. Дана модель дозволяє прогнозувати хімічний склад злиwkів алюмініду титану, які виплавляються, й може

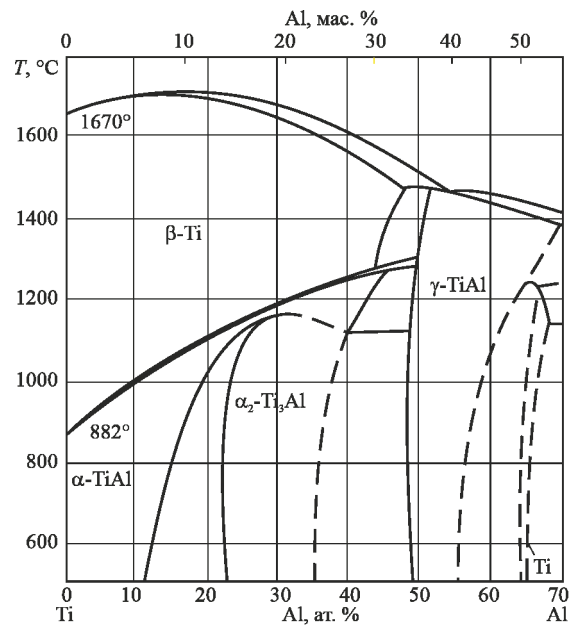


Рис. 2. Область діаграми стану системи титан–алюміній бути використана для одержання заготовок з необхідним хімічним складом.

Перевірка адекватності математичної моделі процесів випаровування при ЕПП. Для перевірки адекватності розробленої математичної моделі (12) було проведено порівняння результатів розрахункового вмісту легуючих компонентів сплаву з результатами дослідної плавки зливка сплаву на основі алюмініду титану Ti–28Al–7Nb–2Mo (мас. %).

Плавку зливка сплаву на основі алюмініду титану Ti–28Al–7Nb–2Mo (мас. %) діаметром 200 мм здійснювали на електронно-променевій установці УЕ-208М [21]. В якості вихідних шихтових матеріалів використовували технічно чистий титан, алюміній, ніобій, молібден. Плавку вели за наступними технологічними режимами:

потужність електронно-променевого нагріву в кристалізаторі, кВт.	55
загальна потужність електронно-променевого нагріву в проміжній ємності та на заготовці, кВт.	145
масова швидкість плавки, кг/год.	60.

Отримано злиwkів діаметром 200 мм сплаву на основі алюмініду титану Ti–28Al–7Nb–2Mo масою 106 кг (рис. 3).

Методом хімічного аналізу досліджено склад виплавленого зливка. Вміст легуючих елементів сплаву визначали методом індуктивно-зв'язаної плазми в оптично-емісійній спектроскопії (ICP-OES) на ICP-спектроскопі ICAP 6500 DUO. Результати досліджень хімічного складу металу показали рівномірний розподіл легуючих елементів по довжині виплавлених злиwkів (табл. 1).

Хімічний склад вихідної шихти, а також розрахункового й усередненого по довжині фактичного складу дослідного зливка представлено в табл. 2.



Рис. 3. Зливки на основі алюмініду титану Ti–28Al–7Nb–2Mo діаметром 200 мм

Аналіз отриманих результатів показав, що побудована математична модель описує процес випаровування легуючих елементів зі сплаву на основі алюмініду титану при ЕПП з досить високим ступенем точності. Відносна похибка розрахункових результатів від експериментальних даних не перевищує 4 % (відносних).

Залежність хімічного складу зливоків сплаву на основі алюмініду титану системи легування Ti–Al–Nb–Cr–Mo від технологічних параметрів ЕПП. З використанням розробленої математичної моделі процесів випаровування в умовах ЕПП для сплаву Ti–28Al–7Nb–2Cr–2Mo (мас. %) побудовано залежності вмісту алюмінію, хрому, ніобію та молібдену в зливку сплаву алюмініду титану від швидкості плавки при різному вмісті легуючих елементів у вихідній шихті (рис. 4).

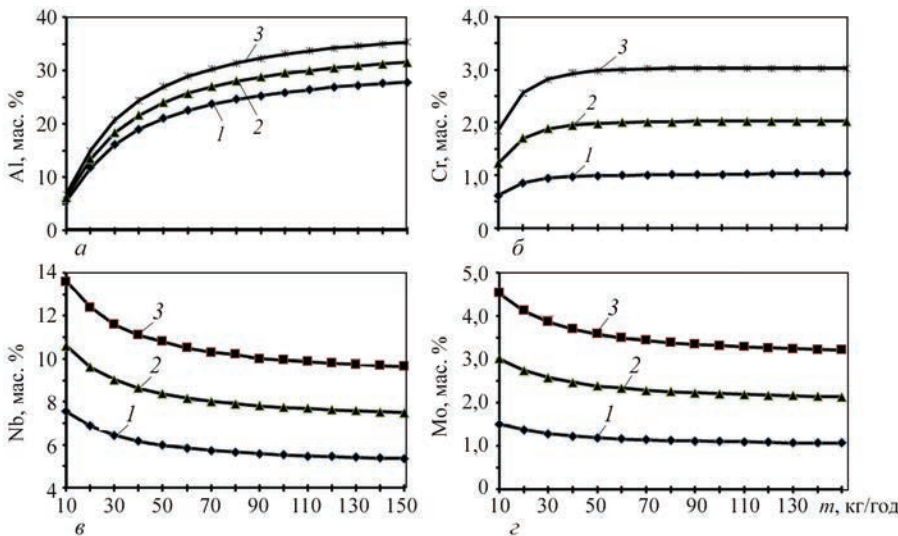


Рис. 4. Залежність вмісту Al (а), Cr (б), Nb (в) і Mo (г) у зливку сплаву на основі алюмініду титану від швидкості плавки (m) при різному вмісті в шихті, мас. %: $[Al]_0$ (1 — 32, 2 — 36, 3 — 40); $[Cr]_0$ (1 — 1, 2 — 2, 3 — 3); $[Nb]_0$ (1 — 5, 2 — 7, 3 — 9); $[Mo]_0$ (1 — 1, 2 — 2, 3 — 3)

Таблиця 1. Хімічний склад зливка ЕПП інтерметаліду системи Ti–Al–Nb–Mo діаметром 200 мм, мас. %

Місце відбору проб (по довжині)	Al	Nb	Mo	Ti
1	26,6	7,6	2,0	Основа
2	27,4	7,5	2,0	
3	27,2	7,5	2,1	
4	31,0	7,2	1,9	

Таблиця 2. Фактичний та розрахунковий хімічний склад сплаву на основі алюмініду титану Ti–28Al–7Nb–2Mo, мас. %

Метал	Al	Nb	Mo	Ti
Вихідна шихта	40	6,5	1,7	Основа
Зливки ЕПП: експеримент	28,1	7,45	2,0	
розрахунок	28,8	7,72	2,02	

Характер отриманих графіків дозволяє зробити висновок, що залежність втрат легуючих елементів сплаву при випаровуванні від швидкості плавки є нелінійною і при фіксованому складі вихідної шихти збільшення швидкості плавки до 100 кг/год приводить до зменшення втрат алюмінію (рис. 4, а) і хрому (рис. 4, б) і, отже, до збільшення їх вмісту у зливку. При цьому слід зазначити, що при збільшенні швидкості плавки понад 100 кг/год вміст алюмінію й хрому у зливку асимптотично наближається до початкового вмісту в металі шихти. При швидкостях плавки більш 100 кг/год вміст ніобію та молібдену у зливку лише незначно збільшується у порівнянні з їхньою концентрацією у вихідній шихті, що пов'язане з мінімальними втратами алюмінію, хрому й титану при цих швидкостях плавки.

На підставі побудованих залежностей можна зробити висновок, що рекомендованою швидкістю

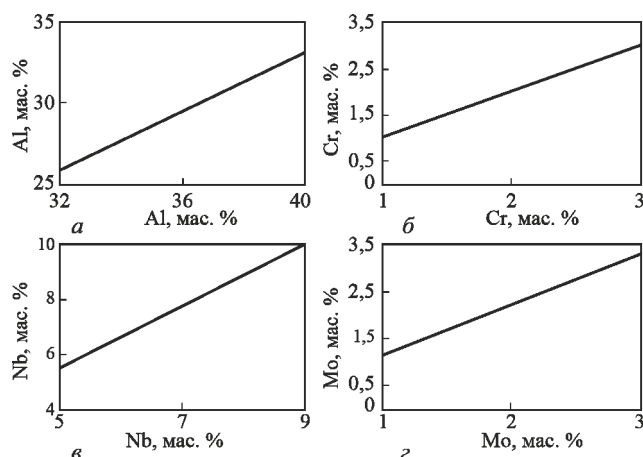


Рис. 5. Розрахункова залежність вмісту Al (а), Cr (б), Nb (в) і Mo (з) у зливку (вісь ординат) алюмініду титану від вмісту цих елементів у вихідній шихті (вісь абсцис) при швидкості плавки (m) 100 кг/год

плавки зливків сплавів на основі алюмініду титану діаметром 200 мм є швидкість 100...120 кг/год. Застосування цього режиму плавки забезпечує мінімальне випаровування легуючих компонентів сплаву з високою пружністю пари та, відповідно, запобігає підвищенню вмісту елементів з низькою пружністю пари.

Проведені в рамках математичної моделі розрахунки показали, що найбільш значними факторами, що впливають на концентрацію легуючих елементів у зливку, є вихідний вміст легуючих елементів у витратній заготовці і швидкість плавки.

На основі розрахунків по математичній моделі побудовані залежності вмісту легуючих компонентів алюмініду титану (алюмінію, хрому, ніобію й молибдену) в отриманому зливку ЕПП від їхньої концентрації у вихідній шихті при оптимальних швидкостях плавки 100 кг/год (рис. 5). Отримані графіки дозволяють заздалегідь визначити необхідний вміст легуючого елемента сплаву у вихідній шихті для одержання потрібної концентрації цього елемента в зливку при заданій швидкості плавки.

Висновки

1. Побудовано математичну модель процесів випаровування легуючих елементів при електронно-променевій плавці з проміжною ємністю зливків алюмініду титану системи Ti–Al–Nb–Cr–Mo, яка встановлює залежність концентрації легуючих елементів у зливку від технологічних параметрів плавки.

2. Перевірка адекватності моделі показала, що розроблена математична модель із високим ступенем точності описує реальний процес випаровування при електронно-променевій плавці сплаву алюмініду титану.

3. Встановлено закономірності випаровування легуючих елементів при електронно-променевій

плавці сплавів на основі алюмініду титану системи Ti–Al–Nb–Cr–Mo. Побудовані залежності вмісту алюмінію, хрому, ніобію і молибдену у зливку алюмініду титану від вмісту легуючих елементів у вихідній шихті, які дозволяють прогнозувати хімічний склад зливків, що виплавляються, і використовувати їх для отримання зливків з необхідним хімічним складом.

Список літератури

- Clemens H., Mayer S. (2016) Titanium aluminides in aerospace applications—processing, microstructure and properties. *Materials at High Temperatures*. DOI: <http://dx.doi.org/10.1080/09603409.2016.1163792>
- Bewlay B.P., Nag S., Suzuki A., Weimer M.J. (2016) TiAl alloys in commercial aircraft engines. *Ibid.* DOI: <http://dx.doi.org/10.1080/09603409.2016.1183068>
- Toshimitsu Tetsui (2002) Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles. *Materials Sci. and Eng.*, **A329–331**, 582–588.
- Иноземцев А.А., Нихамкин М.А., Сандрацкий В.Л. (2008) *Основы конструирования авиационных двигателей и энергетических установок*. Москва, Машиностроение. Т. 2.
- Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. (2011) *Gamma titanium aluminide alloys: Science and technology*. Weinheim, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA.
- Kim Y.-W., Smarsly W., Lin J. et al. (2014) Gamma titanium aluminide alloys, 2014: A collection of research on innovation and commercialization of gamma alloy technology. *Proc. of 4th Inter. Symp. on Gamma TiAl Alloys, ISGTA 2014*. Hoboken (NJ). John Wiley & Sons, Inc.
- Christoph Leyens, Manfred Peters (2003) *Titanium and titanium alloys: Fundamentals and applications*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA.
- Wu X. (2006) Review of alloy and processing development of TiAl alloys. *Intermetallics*, **14**, 1114–1122.
- Lapin J. (2009) TiAl-based alloys: Present status and future perspectives. *Hradec nad Moravicí, Metal.*, **19**.
- Каблов Д.Е., Панин П.В., Ширяев А.А., Ночовная Н.А. (2014) Опыт использования вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200 для выплавки слитков жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана. *Авиационные материалы и технологии*, **2**, 27–33.
- Тригуб Н.П., Дереча А.Я., Калинин А.Н. и др. (1998) Рафинирование титана в электронно-лучевых печах с промежуточной емкостью. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **2**, 16–20.
- Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
- Мовчан Б.А., Ахонин С.В. (1996) Математическое моделирование процессов электронно-лучевого испарения многокомпонентного сплава на основе никеля из расплава ниобия. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **3**, 20–24.
- Bellot J.P., Duval H., Ablitzer D. (1996) Validity of the Kinetic Langmuir's law for the volatilization of metallic element in vacuum metallurgy. *Proc. Symp. of Gas Enterection in Non-ferrous Metals Processing*. Anaheim, USA, 109–124.
- Bellot J.P., Duval H., Ritchie M., Ablitzer D. (1999) The use of mathematical models to determine parameters minimizing the volatilization losses in the electron beam melting process. *Proc. of the 9th World Conf. on Titanium*. Sanct-Petersburg, Russia: CSICM «Prometey», **1**, 1442–1449.
- Жуховицкий А.А., Шварцман Л.А. (1976) *Физическая химия*. Москва, Металлургия.

17. Шиллер З., Гайзинг У., Панцер З. (1980) *Электронно-лучевая технология*. Москва, Энергия.
18. Иванченко Н.В., Устинов А.И., Мохорт В.А. (2003) Термодинамический анализ испарения в вакууме титана и никеля из расплава Ti–Ni. *Современная электрометаллургия*, **3**, 15–18.
19. Ефимов А.И., Белорукова Л.П., Василькова И.В., Че-чев В.П. (1983) *Свойства неорганических соединений*. Справочник. Ленинград, Химия.
20. Ахонин С.В., Северин А.Ю., Березос В.А., Ерохин А.Г. (2013) Математическое моделирование процессов испарения при выплавке слитков многокомпонентных титановых сплавов в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*, **4**, 34–39.
21. Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. и др. (2019) Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М. *Там же*, **3**, 15–22.
9. Lapin, J. (2009) TiAl-based alloys: Present status and future perspectives. *Hradec nad Moravicí, Metal.*, **19**.
10. Kablov, D.E., Panin, P.V., Shiryaev, A.A., Nochovnaya, N.A. (2014) Experience of using the vacuum-arc furnace ALD VAR L200 for melting of heat-resistant alloy ingots based on titanium aluminide. *Aviatsionnye Materialy i Tekhnologii*, **2**, 27–33 [in Russian].
11. Trigub, N.P., Derecha, A.Ya., Kalinyuk, A.N. et al. (1998) Refinement of titanium in electron beam cold hearth furnaces. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **2**, 16–20 [in Russian].
12. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
13. Movchan, B.A., Akhonin, S.V. (1996) Mathematical modeling of electron beam evaporation processes of multicomponent alloy based on nickel from niobium melt. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **3**, 20–24 [in Russian].
14. Bellot, J.P., Duval, H., Ablitzer, D. (1996) Validity of the kinetic Langmuir's law for the volatilization of metallic element in vacuum metallurgy. *Proc. Symp. of Gas Interaction in Non-ferrous Metals Processing (Anaheim, USA)*, 109–124.
15. Bellot, J.P., Duval, H., Ritchie, M., Ablitzer, D. (1999) The use of mathematical models to determine parameters minimizing the volatilization losses in the electron beam melting process. *Proc. of the 9th World Conf. on Titanium (St.-Petersburg, Russia)*. CSIICM, Prometey, **1**, 1442–1449.
16. Zhukhovitsky, A.A., Shvartsman, L.A. (1976) *Physical chemistry*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
17. Schiller, Z., Gaizing, U., Pantser, Z. (1980) *Electron beam technology*. Moscow, Energiya [in Russian].
18. Ivanchenko, N.V., Ustinov, A.I., Mokhort, V.A. (2003) Thermodynamic analysis of evaporation of titanium and nickel from Ti–Ni melt in vacuum. *Advances in Electrometallurgy*, **3**, 13–16.
19. Efimov, A.I., Belorukova, L.P., Vasilkova, I.V., Chechev, V.P. (1983) *Properties of inorganic compounds*: Refer. Book. Leningrad, Khimiya [in Russian].
20. Akhonin, S.V., Severin, A.Yu., Berezos, V.A., Erokhin, A.G. (2013) Mathematical modelling of evaporation processes in melting of ingots of multicomponent titanium alloys in electron beam equipment with a cold hearth. *Advances in Electrometallurgy*, **4**, 288–295.
21. Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2019) Laboratory electron beam unit UE-208M. *Sovrem. Elektrometall.*, **3**, 15–22 [in Ukrainian].

References

1. Clemens, H., Mayer, S. (2016) Titanium aluminides in aerospace applications — processing, microstructure and properties. *Materials at High Temperatures*. DOI: [http:// dx.doi.org. /10.1080/09603409.2016.1163792](http://dx.doi.org/10.1080/09603409.2016.1163792)
2. Bewlay, B.P., Nag, S., Suzuki, A., Weimer, M.J. (2016) TiAl alloys in commercial aircraft engines. *Ibid.* DOI: [http:// dx. doi.org/10.1080/09603409.2016.1183068](http://dx.doi.org/10.1080/09603409.2016.1183068)
3. Toshimitsu Tetsui (2002) Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles. *Materials Sci. and Eng.*, **A329–331**, 582–588.
4. Inozemtsev, A.A., Nikhamkin, M.A., Sandratsky, V.L. (2008) *Fundamentals of design of aircraft engines and power units*. Moscow, Mashinostroenie, Vol. 2 [in Russian].
5. Appel, F., Paul, J.D.H., Oehring, M. (2011) *Gamma titanium aluminide alloys: Science and Technology*. Weinheim, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA.
6. Kim, Y.-W., Smarsly, W., Lin J. et al. (2014) Gamma titanium aluminide alloys: A collection of research on innovation and commercialization of gamma alloy technology. In: *Proc. of 4th Intern. Symp. on Gamma TiAl Alloys, ISGTA 2014, Hoboken (NJ)*. John Wiley & Sons, Inc.
7. Leyens, C., Peters, M. (2003) *Titanium and titanium alloys: Fundamentals and applications*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA.
8. Wu, X. (2006) Review of alloy and processing development of TiAl alloys. *Intermetallics*, **14**, 1114–1122.

MATHEMATICAL MODELING OF EVAPORATION PROCESSES AT EBM OF ALLOYS BASED ON TITANIUM ALUMINIDE OF Ti–Al–Nb–Cr–Mo ALLOYING SYSTEM

S.V. Akhonin, A.Yu. Severin, V.O. Beresos, O.M. Pikulin, O.G. Erokhin

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

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

A mathematical model was developed of the processes of alloying element evaporation at cold-hearth electron beam melting of ingots of alloys based on titanium aluminide of Ti–Al–Nb–Cr–Mo alloying system that establishes the dependence of alloying element concentration in the ingot on technological parameters of melting and chemical composition of the initial charge. It is shown that the developed mathematical model adequately describes the real evaporation process at electron beam melting of titanium aluminide alloy. The regularities of alloying element evaporation at electron beam melting of alloys based on titanium aluminide of Ti–Al–Nb–Cr–Mo system were established, which allow predicting the chemical composition of the ingots and optimizing the technological parameters of melting. Ref. 21, Tabl. 2, Fig. 5.

Key words: electron beam melting; ingot; evaporation; mathematical modeling; titanium aluminide; alloying elements

Надійшла до редакції 17.02.2022

ДИСПЕРСНІСТЬ ТА МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ НАНОЧАСТИНОК МАГНЕТИТУ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ КОНДЕНСАЦІЇ МОЛЕКУЛЯРНИХ ПУЧКІВ

Ю.А. Курапов, С.Є. Литвин, Г.Г. Дідікін, В.В. Борецький

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

Приведено результати дослідження наночастинок заліза у конденсатах системи 10...43 мас. % Fe–NaCl, отриманих способом електронно-променевого випаровування та спільної конденсації у вакуумі молекулярних пучків Fe та NaCl (метод ЕВ-PVD). З використанням трансмісійної електронної мікроскопії, рентгенофазового аналізу, динамічного розсіювання світла, вібраційної магнітометрії досліджено структуру та розміри наночастинок у конденсатах Fe–NaCl, їх фазовий та хімічний склад, магнітні властивості. Визначено розмір наночастинок Fe_3O_4 у конденсатах залежно від температури їх синтезу та розмір кристалітів наночастинок в залежності від концентрації заліза в конденсатах. Показано вплив кількості заліза в конденсатах на розмір кристалітів наночастинок. Згідно рентгенофазового аналізу, розмір кристалітів Fe_3O_4 у діапазоні концентрацій 2...15 ат. % Fe перебуває в межах 3...14 нм, а в діапазоні 20...30 ат. % Fe — 17...22 нм. Середній розмір кристалітів Fe_3O_4 (8...15 нм), отриманих при температурі підкладки 45 °С, збільшується в міру підвищення температури підкладки до 25...40 нм (410 °С). Слід зазначити, що в наночастинках фаза чистого заліза виявляється при вмісті заліза в конденсаті більше 20 ат. % Fe. Доведено, що температуру конденсації можна розглядати як надійний фактор для регулювання розміру наночастинок в технологічному процесі. Проведено дослідження розподілу гідродинамічного розміру агрегатів наночастинок Fe_3O_4 у водних колоїдах з декстраном. Визначено зростання намагніченості насичення та коерцитивної сили конденсатів Fe–NaCl з наночастинками магнетиту з ростом вмісту заліза. Бібліогр. 21, табл. 1, рис. 7.

Ключові слова: електронно-променеве фізичне осадження у вакуумі (ЕВ-PVD); конденсат пористий; мікро-структура; наночастинок; температура конденсації; фазовий склад; кристаліти; агрегати

Вступ. До широко застосовуваних наноматеріалів у біології, медицині, сільському господарстві та побуті належать наночастинок металів (срібла, заліза, міді, титану, цинку, ін.) та їх оксиди. Серед важливих для життєдіяльності всіх живих істот залізо грає домінуючу роль, оскільки воно є активатором багатьох каталітичних процесів в організмі та бере участь у транспортуванні газів кров'ю. Навіть незначний дефіцит заліза веде до втоми, ослаблення імунної системи, зниження температури тіла, втрати витривалості. Найбільші перспективи для використання в медицині мають наноматеріали, що відповідають таким основним вимогам, як біосумісність та програмована позитивна дія на біологічний об'єкт.

Унікальні фізичні властивості наночастинок, що виникають за рахунок поверхневих або квантово-розмірних ефектів, є об'єктом інтенсивних досліджень, особливе місце у цьому ряду займають магнітні характеристики наночастинок, тут найвиразніше виявлено різницю між компактними магнітними матеріалами.

При отриманні магнітних наночастинок (МНЧ), як правило, використовуються залізо, нікель, кобальт та їх оксиди. Недоліком чистих металів є

те, що намагнічування падає у міру окислення поверхні при контакті з атмосферним киснем. Проте є підклас речовин, позбавлених цих недоліків — ферити. Найчастіше, що зустрічаються, представниками цієї групи є магнетит (Fe_3O_4) і маггеміт ($\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$). Це пов'язано з їх біосумісністю в таких застосуваннях «in vivo», як контрастні речовини для магнітно-резонансної томографії при відновленні тканин, імунному аналізі, детоксикації біологічних рідин, цільовій доставці терапевтичних засобів, гіпертермії і поділу клітин, а також при дослідженні конкретних біоб'єктів, таких як бактерії, лейкоцити та білки [1]. Головні переваги магнетиту — низька сприйнятливості до окиснення, високі магнітні властивості та низька вартість.

Наночастинок оксиду заліза (магнетиту та маггеміту) при кімнатній температурі знаходяться у суперпарамагнітному стані [2] і характеризуються практично нульовою залишковою намагніченістю. Така характеристика важлива для медико-біологічних застосувань, наприклад, при транспортуванні лікарських препаратів по кровоносних судинах малого діаметра, в яких вкрай небажана агрегація частинок [3]. Відомі роботи, в яких показана ефективність застосування наночастинок оксидів

Ю.А. Курапов — <https://orcid.org/0000-0003-3460-1712>, С.Є. Литвин — <https://orcid.org/0000-0001-6113-5038>, Г.Г. Дідікін — <https://orcid.org/0000-0002-9268-5072>

заліза в онкології та гематології [4]. Особливу увагу привертають наночастинки оксидів заліза, як альтернатива традиційним лікарським препаратам [5]. Корисні властивості магнетиту для біомедичних застосувань — високі магнітні моменти, хімічна стабільність, низька токсичність.

Багато робіт присвячено вивченню кластерів суперпарамагнітних наночастинок оксиду заліза (SPION) ядро-оболонка [6] та кластерам з наночастинок магнетиту в аморфній оболонці діоксиду кремнію [7]. Поряд із суперпарамагнітними властивостями такий кластер реєструє високий магнітний момент, що особливо важливо при керуванні за допомогою зовнішнього магнітного поля.

Способи одержання наночастинок. Розроблено низку способів отримання наночастинок. Широко використовуються хімічні методи, які забезпечують, як правило, отримання металевих наноматеріалів в іонному стані. Проте наноматеріали як іони більш токсичні проти їх стану у вигляді наночастинок, в особливості отриманих фізичними методами [8, 9]. Отримані за допомогою хімічних методів наноматеріали містять залишки використаних у їх отриманні сполук. Стандартною хімічною процедурою є спільне осадження солей заліза у лужному середовищі. Для отримання магнетиту найчастіше використовується метод співосадження з водно-солевих розчинів шляхом додавання основи в інертній атмосфері за кімнатної або підвищеної температури [1]. Форма та склад частинок залежать від типу солі (хлориди, сульфати, нітрати), співвідношення $\text{Fe}^{2+}/\text{Fe}^{3+}$, температури проведення реакції, pH, а також від типу основи та швидкості перемішування. Основні переваги методу співосадження — висока продуктивність, простота виконання та апаратурного оформлення, доступність та дешевизна використовуваних реагентів. Однак, незважаючи на популярність цього методу, питання оптимізації умов синтезу для отримання наночастинок з вузьким розподілом за розмірами досліджено вкрай слабо, причому більшість таких робіт є ноу-хау комерційних компаній. Заслуговує на увагу зольгель синтез для отримання суперпарамагнітних наночастинок оксиду заліза [10].

Фізичні методи, як правило, складніші у виконанні, але більш універсальні, привертають увагу дешевизною та доступністю прекурсорів, а також широкими можливостями з автоматизації та контролю технологічного процесу. Насамперед це ерозійно-вибухові та плазмові нанотехнології. Але продуктивність цих методів отримання наночастинок не може конкурувати з методом молекулярних пучків [11].

Історично індивідуальні магнітні наночастинки були отримані методом молекулярних пучків. У цьому методі в пучку отримуємо значною мірою вільні кластери (наночастинки), і для з'ясування власних, не спотворених впливом довкілля, магнітних властивостей таких частинок і розуміння фундаментальних основ фізики магнітних кластерів цей метод не має собі рівних.

Для вирішення проблем промислового виробництва наноматеріалів широкі можливості відкриває спосіб електронно-променевого випаровування та осадження у вакуумі (ЕВ-PVD) [11], який дозволяє синтезувати нанорозмірні матеріали медичного призначення [12–15]. Електронно-променева технологія дозволяє здійснювати одностадійний синтез магнетиту зі зливка заліза. Синтез МНЧ із застосуванням методу молекулярних пучків дозволяє випаровувати високотемпературні неорганічні матеріали. При спільному осадженні парових потоків матеріалів, що випаровуються, є можливість змішувати їх пари в момент осадження. Регулюючи температуру підкладки, можна забезпечити обмеження дифузійної рухливості атомів у твердому стані та створити умови для формування композитної структури із заданою дисперсністю. В результаті отримують конденсат з наночастинками певного розміру, зафіксованого в пористому твердому носії. Як носій використовують твердий, розчинний у рідині, неорганічний матеріал із групи солей лужних, лужноземельних металів та їх сумішей. Така технологія дозволяє отримувати та фіксувати НЧ у пористій матриці, запобігаючи агрегації їх на стадії отримання та подальшого зберігання.

Стабілізація. Методи отримання наночастинок не можна відокремлювати від методів їхньої стабілізації. Для нанорозмірних частинок через їх високу поверхневу енергію немає інертного середовища. У будь-якому середовищі на поверхні окремо взятої наночастинки завжди є продукти взаємодії з середовищем, що мають значний вплив на її властивості. Це особливо важливо для магнітних наночастинок, оскільки продукти поверхневого окиснення можуть мати інші магнітні характеристики, ніж ядро частинки.

Агрегативна стійкість колоїдних систем з магнітними частинками забезпечується адсорбційними шарами, що перешкоджають зближенню частинок на такі відстані, при яких енергія тяжіння стає більшою, ніж енергія розупорядкування (перш за все енергія теплового руху). Для створення адсорбційних шарів в колоїдну систему вводиться стабілізатор — поверхнево-активна речовина (ПАР), яка утворює моношари на поверхні

кожної наночастинки, що оберігає їх від агрегації та одночасно утримує наночастинки в розчині.

Розмірні ефекти. У наночастинках розміром від кількох до десятків нанометрів виявляються розмірні ефекти, що різко змінюють їх фізичні та хімічні властивості в порівнянні з масивним станом речовини. Найбільш яскраво ці зміни виявляються в магнітному стані феро- або антиферомагнітних частинок. Відмінності основних фізичних характеристик компактного матеріалу настають при зменшенні розмірів частинок до стану, коли відношення числа поверхневих атомів $N_{\text{п}}$ до загального об'єму атомів в частинці N наближається до 0,5 [16]. У поверхневому шарі число обмінних зв'язків вдвічі менше, ніж у глибині частки, а температура Кюрі прямо пропорційна об'ємній щільності обмінних зв'язків [17].

Магнітні властивості наночастинок. Магнітні властивості наночастинок (величина намагніченості та її температурна залежність) визначаються хімічним складом, типом кристалічної решітки та ступенем її дефектності, розміром і формою та морфологією частинок, взаємодією частинок з матрицею та сусідніми частинками. Магнітні властивості більшою мірою залежать від стану поверхні частинки, ніж її розміру [18]. Відновленням з оксидів було отримано три типи наночастинок заліза середнього діаметра (20 нм) з різною товщиною оксидної оболонки, що оточує металеве ядро частинок. Намагніченість насичення в міру потовщення оксидної оболонки зменшувалася зі збільшенням частки оксидної фази об'єму частинки. На магнітні характеристики наночастинок у певних межах можна впливати шляхом зміни їхньої морфології: розмірів, форми та складу, співвідношення ядро–оболонки, розташування частинок у матриці. Температурну обробку можна використовувати при зміні кристалічної структури ядра і оболонки. Практичне використання МНЧ гальмується труднощами у отриманні їх із вузьким розподілом за розмірами зі стабільно відтворюваними характеристиками та одержуваних у великих кількостях із малими затратами.

Магнітні рідини. Сучасні нанотехнології дозволяють створювати на основі магнітних наночастинок засоби для медицини та біології, зокрема, магнітні рідини — колоїдні системи, в яких як дисперсна фаза виступають феро- або феримагнітні частинки, а в ролі дисперсійного середовища — рідини. Однодоменні частинки магнетиту широко застосовують як рентгеноконтрастні, сорбційні та транспортні засоби, а також для магнітної гіпертермії. Особливо актуальні роботи в галузі діагностики та терапії онкозахворювань. Фіксація

та депонування носіїв лікарських препаратів магнітним полем в області пухлини дозволяє значно зменшити їхню загальну терапевтичну дозу, а використання локальної гіпертермії дозволяє проводити терапію онкозахворювань без застосування хімічних препаратів. Проте прогрес у використанні магнітних частинок у біології та медицині не настільки вражаючий, хоча перспективи і тут залишаються дуже сприятливими [19].

Агрегативна стійкість водних чи органічних суспензій феромагнітних рідин забезпечується використанням ПАР. Найбільш стійкими до седиментації виявились дисперсії при концентраціях ПАР 0,1...0,2 %.

Все вищевикладене є підставою для підвищеного інтересу до магнітних наночастинок фахівців різного профілю. Мета даної роботи — синтез методом EB-PVD та отримання факторів регулювання структури, розмірних характеристик та магнітних властивостей наночастинок магнетиту, маючи на увазі можливості їх використання для створення препаратів біологічного та медичного призначення.

Матеріали та методи досліджень. У циліндричний тигель, що охолоджується, діаметром 50 мм поміщали зливоч заліза, а в поруч розташований тигель — пресований штапик NaCl (рис. 1). У робочій камері електронно-променевої установки створювали вакуум $(1,3...2,6) \cdot 10^{-2}$ Па. Поверхню обох матеріалів нагрівали прямим електронним променем. В результаті одночасного нагріву та випаровування формувалася змішаний паровий потік заліза і NaCl, який осаджували на поверхню мідної підкладки, що охолоджується. Температура підкладки у процесі отримання конденсатів становила 45...410 °C, швидкість конденсації змішаного парового потоку — 2,3... 2,5 мкм/хв, товщина конденсату — 180...260 мкм. Склад та товщину одержуваних конденсатів регулювали швидкістю випаровування вихідних матеріалів та тривалістю процесу. Після закінчення процесу напуску пові-

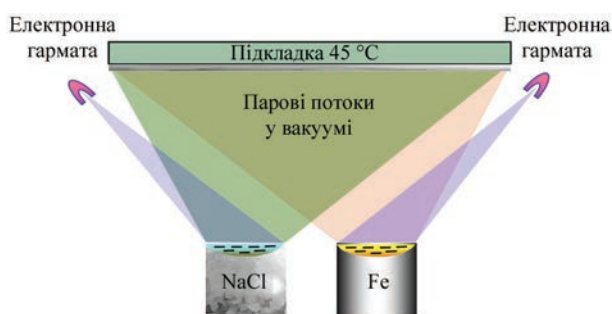


Рис. 1. Технологічна схема електронно-променевого випаровування та спільної конденсації у вакуумі молекулярних пучків NaCl та Fe з метою отримання наночастинок Fe (метод EB-PVD)

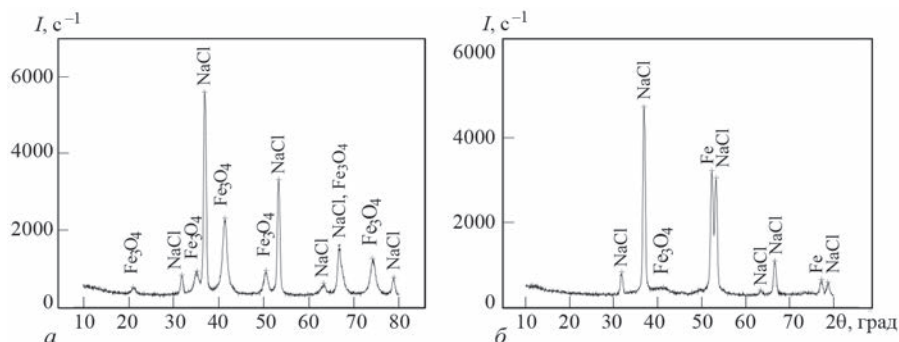


Рис. 2. Характерний вигляд дифрактограм EB-PVD-конденсатів композиційного матеріалу Fe–NaCl з 25 мас. % Fe (а) та 36 мас. % Fe (б)

тря і повної розгерметизації технологічної камери конденсат відокремлювали з поверхні підкладки.

Таким чином, електронно-променевим нагріванням одночасно випаровували вихідний матеріал (Fe) і носій, в якості якого (як матриці) використовували хлорид натрію (NaCl). Це дозволило отримати наноккомпозит Fe–NaCl. При розчиненні даного наноккомпозиту є можливість стабілізувати колоїд за допомогою введення в дисперсійне середовище стабілізаторів (ПАР) — розчини полімерів, органічні та неорганічні гелі. Адсорбційні шари цих речовин, володіючи пружністю та механічною міцністю, запобігають утворенню агрегатів. Зразки водних колоїдів з наночастинками Fe_3O_4 готували з поверхнево-активною речовиною декстран-40.

Рентгенофазовий аналіз (РФА) отриманих матеріалів проводили на дифрактометрі ДРОН-УМ1 у відфільтрованому CoK_α -випромінюванні при геометрії зйомки по Бреггу–Брентано в кутовому інтервалі $10 \dots 85^\circ$ з кроком $0,05$ і експозицією в точці 1 с. Дифрактограми записували у цифровому вигляді у файл у форматі 2θ , град – I (інтенсивність, с^{-1}) (рис. 2). Піки дифракційних спектрів віднесені до певних фаз. Напівкількісний фазовий аналіз зразків виконували з використанням програми Match.

Відповідно до розрахунків, розміри кристалітів досліджуваних порошків були близько $30 \dots 45$ нм. Значення середнього розміру областей когерентного розсіювання або кристалітів оксидів заліза були розраховані за методикою, що ґрунтується на рівнянні Шеррера. Відповідно до рівняння, у припущенні, що всі зерна є сферичними, $d_{\text{кр}} = 1,33\lambda/d(2\theta) \cdot \cos\theta$, де λ — довжина хвилі рентгєнівського випромінювання; $d(2\theta)$ — розширення дифракційної лінії.

Наноструктуру вивчали за допомогою трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) на мікроскопі НІТАСНІ Н-800 виробництва фірми «Хітачі», Японія при прискорювальній напрузі 150 кВ.

Магнітні властивості зразків вимірювали за допомогою вібраційного магнітометра за кімнатної

температури в магнітному полі до 10 кЕ. Зразками для досліджень були сухі розмагнічені полідисперсні матеріали конденсату Fe–NaCl.

Розподіл за розмірами наночастинок у колоїдних системах досліджували методом динамічного розсіювання світла (ДРС) на лазерному кореляційному спектрометрі Zeta Sizer-3 фірми «Малверн», Великобританія. Спектрометр обладнаний корелятором (multi computing correlator type 7032 ce). Розрахунок функції розподілу наночастинок за розмірами експериментально отриманої автокореляційної функції проводили за допомогою програми PCS Size Mode v.1.61. Суть методу ДРС полягає у визначенні розміру дисперсних частинок у рідині, що визначається шляхом аналізу характерного часу флуктуацій інтенсивності розсіяного частинками світла. Частинки, що знаходяться у зваженому стані в рідині, при опроміненні їх лазерним променем розсіюють світло, яке під певним кутом збирається та реєструється фотодетектором. Флуктуації інтенсивності розсіювання, що виникають унаслідок броунівського руху частинок, аналізуються корелятором. За отриманою кореляційною функцією обчислювали розмір частинок. Кут реєстрації розсіяного світла становив 90° , довжина хвилі — 532 нм.

Результати експериментів та їх обговорення. Результати рентгенофазового аналізу зразків отриманих конденсатів композиції Fe–NaCl приведено на рис. 2. За фазовим складом, проведеним по дифрактограмам, встановлено, що конденсати являють собою в основі NaCl, магнетит Fe_3O_4 та α -Fe (рис. 2, б)). Причому у зразках з нижчим вмістом заліза фаза α -Fe відсутня.

При сумісному випаровуванні заліза та солі у вакуумі в результаті осадження були синтезовані конденсати Fe–NaCl, у яких залізо знаходиться у матриці NaCl. Змінюючи інтенсивності парових потоків, можна отримувати різний вміст заліза в матриці NaCl, а міняючи температуру підкладки можна змінювати розмір частинок заліза, які ви-

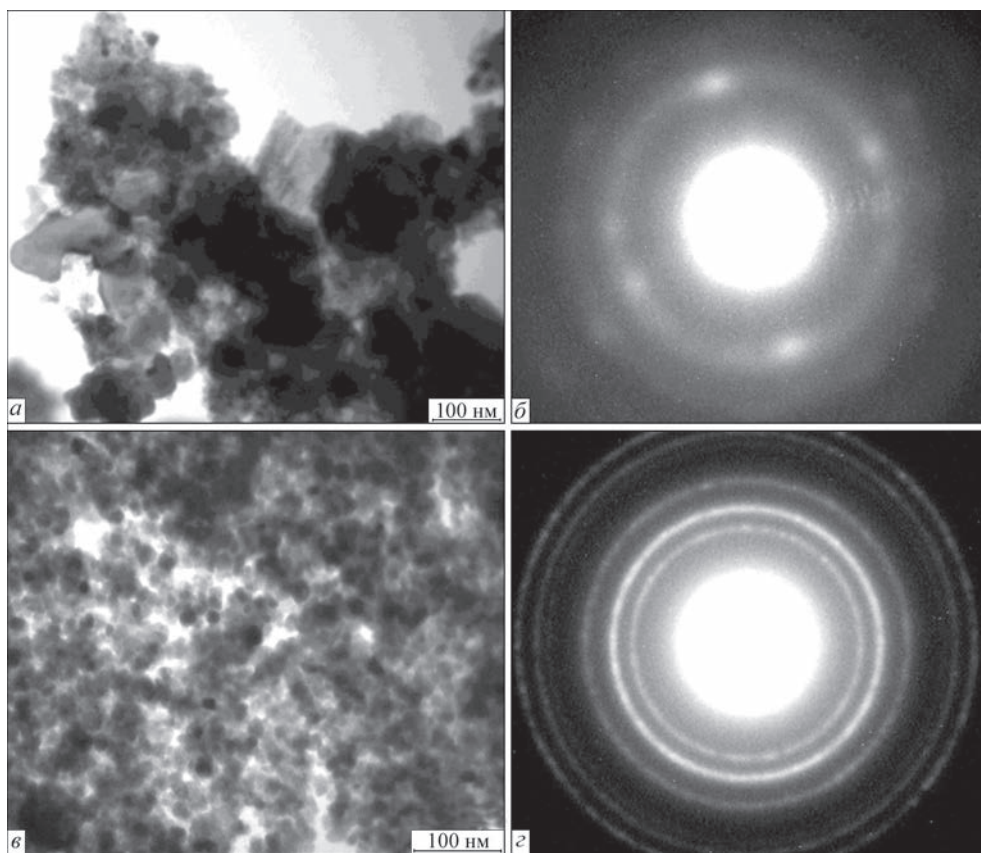


Рис. 3. Мікроструктури (а, в) та електронограми (б, г) конденсатів складу 25 мас. % Fe–NaCl, отриманих при температурі підкладки ($T_{\text{п}}$) 60 °C (а, б) та 140 °C (в, г) з наночастинками Fe_3O_4

ростають в матриці NaCl. Чим нижча температура підкладки ($T_{\text{п}}$), тобто температура синтезу, тим менші частинки заліза встигають вирости. Зниження температури підкладки приводить до росту пористості конденсату [20], а це, в свою чергу, до можливості проникнення кисню до нанорозмірних активних частинок заліза.

Під час вилучення конденсату з вакууму на атмосферу кисень і волога повітря вільно проникають у мікро- і нанорозмірні пори сольової матриці та активно взаємодіють з поверхнею наночастинок заліза, що знаходяться в порах матриці. Відбувається інтенсивне окиснення наночастинок заліза за рахунок кисню повітря, що проникає через пори соляної матриці конденсату. В результаті цього дрібні наночастинки заліза повністю окислюються до Fe_3O_4 (рис. 2, а), а у великих частково залишається фаза $\alpha\text{-Fe}$ (рис. 2, б). Тобто, з урахуванням поверхневого окиснення внутрішня частина великих наночастинок не встигає окислитися до Fe_3O_4 і в результаті ми отримуємо двофазну наночастинку (відому в літературі як core shell SPION).

Дослідження методом TEM тонких відколів конденсатів виявило присутність нанорозмірної субстанції з фазовим складом магнетиту (рис. 3, б, г). Наприклад, TEM-дослідження конденсатів композиції 25 мас.% Fe–NaCl (температура підкладки

60 °C) показало, що наночастинки магнетиту мають полікристалічну структуру, переважно округлу форму, середній розмір наночастинок становить 8...15 нм (рис. 3, а). Електронограми наночастинок, отриманих за температури 140 °C (рис. 3, г), складаються з окремих рефлексів Fe_3O_4 , середній розмір частинок становить 25...40 нм (рис. 3, в). Обробивши TEM-зображення, отримані результати можна подати у вигляді графіка.

На рис. 4 наведена залежність середнього розміру (d) наночастинок Fe_3O_4 у конденсатах Fe–NaCl від температури підкладки в інтервалі 45...410 °C. Встановлена залежність розміру наночастинок Fe_3O_4 від

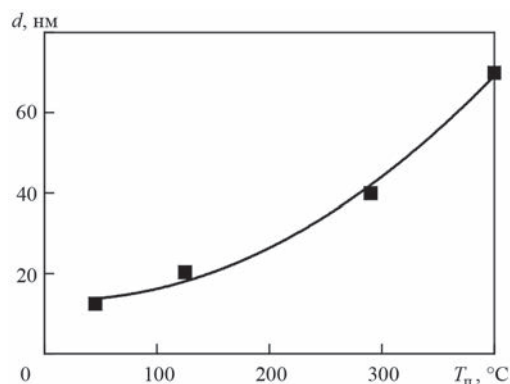


Рис. 4. Середній розмір (d) наночастинок Fe_3O_4 у конденсатах 23 мас. % Fe–NaCl залежно від температури підкладки ($T_{\text{п}}$). Результати TEM-досліджень

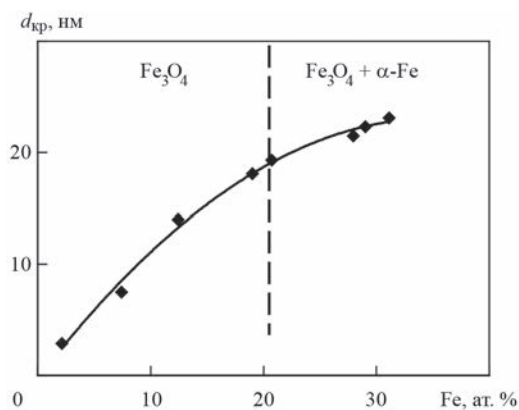


Рис. 5. Середній розмір кристалітів ($d_{кр}$) наночастинок ($Fe_3O_4/Fe_3O_4 + \alpha-Fe$) у конденсатах Fe–NaCl в залежності від вмісту заліза при температурі підкладки (T_n) 45 °С. Результати досліджень РФА

температури конденсації дозволяє розглядати цей параметр як технологічний фактор регулювання розміру наночастинок у процесі їх одержання.

З розрахунків за рівнянням Шеррера було визначено середні розміри областей когерентного розсіювання рентгенівських променів, що дозволили оцінити розмір кристалітів наночастинок оксиду заліза ($d_{кр}$). Розмір кристалітів наночастинок при синтезі залежить від вмісту заліза в конденсаті (рис. 5). Він плавно збільшується з підвищенням концентрації заліза у конденсаті. Слід зазначити, що в досліджених конденсатах фаза $\alpha-Fe$ присутня лише при вмісті заліза понад 20 ат. %, що пояснюється тим, що з укрупненням розміру наночастинок (кристаліту) не весь її об'єм встигає окиснитися до фази Fe_3O_4 .

Більш детально про структуру і вплив температур синтезу та термообробки на властивості синтезованих методом EB-PVD наночастинок магнетиту можна довідатися з роботи [21].

Метод молекулярних пучків дозволяє отримувати наночастинок магнетиту, консервувати та зберігати їх. Приклад подальшої стабілізації наночастинок декстраном показує можливість приготування дисперсних систем із заданою фракцією магнетиту для потреб медицини. У медицині наночастинок використовують у складі колоїдних систем. Для збільшення біологічної активності наночастинок необхідно роздробити великі агрегати частинок на більш дрібні і навіть окремі наночастинок. Для цього використовують поверхнево-активні речовини (ПАР). Гідродинамічний діаметр (розмір) частинок та їх агрегатів визначають методом лазерної спектроскопії при динамічному розсіюванні світла (ДРС).

Для дослідження методом ДРС були приготувані колоїдні системи із НЧ магнетиту. З цією метою фрагменти конденсату Fe–NaCl подрібно-

вали у фарфоровій ступці до порошкового стану, дозовану порцію порошку поміщали у скляну колбу, додавали деіонізовану воду і перемішували до розчинення порошку у воді з утворенням колоїдної суміші чорного кольору.

У методі ДРС основні параметри, що характеризують розподіл частинок за розмірами, наступні: середній гідродинамічний розмір частинок (Z-average) та індекс полідисперсності (PDI) — безрозмірна величина, що характеризує ширину розподілу. Параметр PDI дуже чутливий до присутності у пробі агрегатів частинок. Водну колоїдну систему з НЧ магнетиту стабілізували декстраном 40, концентрація якого у воді становила 0,5; 1,0 і 2,0 %. Для контролю повторюваності результатів вимірювання виконували не менше п'яти вимірювань за температури 25 °С.

Не стабілізована декстраном 40 колоїдна система має мономодальний розподіл частинок з максимумом при 176 нм (рис. 6, а). У колоїдній системі з 0,5 % декстрану 40 функція розподілу за об'ємом (не наведена) свідчить про наявність великих агрегатів наночастинок у кількості менше 1 %. Дана дисперсія частинок має бімодальний розподіл. Фракція дрібних наночастинок має середній розмір 50 нм (рис. 6, б); фракція великих частинок представлена агрегатами розміром 300...680 нм з максимумом при 430 нм. Колоїдні дисперсії, стабілізовані 1 і 2 % декстрану 40, мають мономодальний розподіл часток з максимумом на кривих розподілу 17 і 51 нм відповідно (рис. 6, в, г). Основна частка частинок представлена фракціями в діапазоні розмірів 8...165 нм. Для монодисперсних зразків параметр PDI не перевищує 0,1. У нашому випадку значення PDI перебували в інтервалі 0,123 (зразок з 2 % декстрану 40) та 1,0 (без декстрану 40), що характеризує зразки як полідисперсні з присутністю агрегатів.

Одними з найважливіших характеристик наночастинок заліза, які застосовуються в медицині, є їх магнітні властивості. Магнітні властивості наночастинок заліза використовуються для діагностики, транспорту лікарських препаратів та нагрівання локальних ділянок новоутворень в онкології. Проте, рівень магнітних властивостей цих наночастинок визначається, насамперед, їх розміром та фазовим складом. Якщо врахувати, що в повному окисненні киснем повітря дрібних наночастинок заліза фазовий склад наночастинок визначається лише структурою магнетиту, то більші наночастинок не встигають повністю окиснитися до магнетиту й у центрі зберігається сердечник із чистого заліза, магнітні властивості якого вищі, ніж магнетиту. Відповідно рівень магнітних

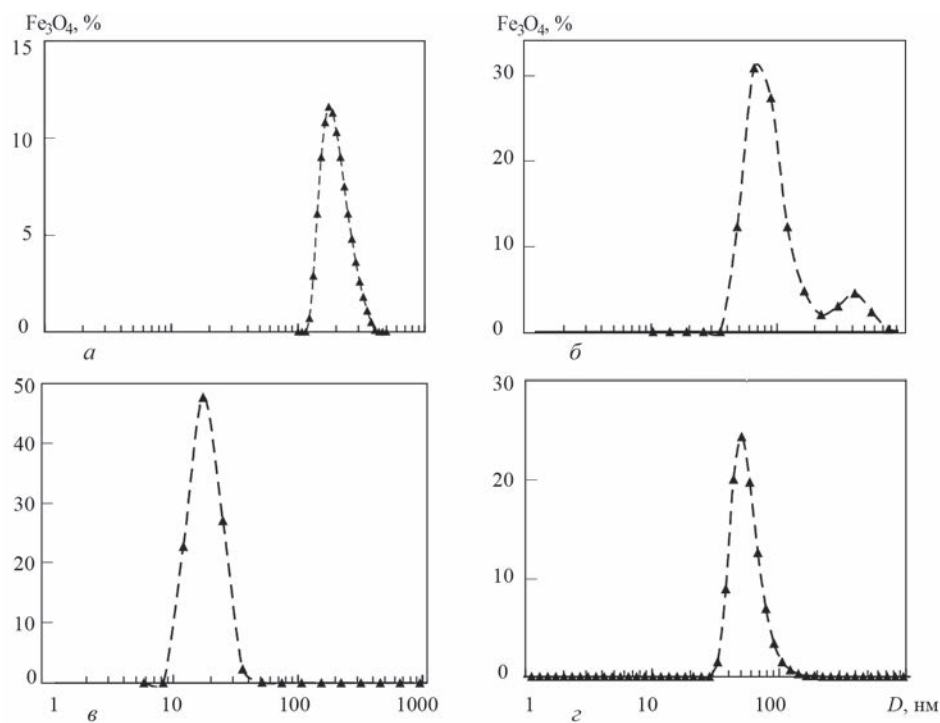


Рис. 6. Кількісний розподіл гідродинамічного розміру (D) агрегатів наночастинок Fe_3O_4 у водних колоїдах, %: без ПАР (а); з 0,5 (б); 1,0 (в) та 2,0 (з) декстрану 40. Результати досліджень ДРС при температурі 25°C

властивостей цих двофазних наночастинок залежатиме від співвідношення структурних складових фазового складу наночастинок.

Вимірювання магнітних характеристик наноструктурних матеріалів (конденсатів Fe-NaCl) проводили методом вібраційного магнетометра з визначенням намагніченості та коерцитивної сили. При кімнатній температурі знімали криву гістерезису розмагнічування до максимального поля 10 кЕ. По ній визначали величину намагніченості насичення (M_s), залишкову намагніченість (M_r) та коерцитивну силу (H_c). Для вимірювання

було обрано зразки з широким діапазоном вмісту заліза в конденсаті. Оскільки зразки мали різну кількість заліза, то для порівняння їх намагніченість була перерахована на вміст заліза. Результати вимірювань представлені у таблиці.

Аналіз результатів свідчить, насамперед, що зі збільшенням вмісту заліза в конденсаті збільшується розмір наночастинок (з урахуванням суми двох фаз останніх трьох зразків, таблиця). З урахуванням збільшення розміру наночастинок та появою у більших наночастинках фази чистого заліза, значення магнітного моменту та коерцитивної сили зростають у 1,5...2,0 рази (з урахуванням розкиду даних) (рис. 7). Отримані дані характеризують рівень магнітних властивостей наноструктурних матеріалів, що синтезуються фізичним методом молекулярних пучків, а також розкривають можливості

Структурні, фазові та магнітні характеристики конденсатів Fe-NaCl в залежності від вмісту заліза

Зразок	Fe, мас. %	M_{Fe} , емо/г	M_{sFe} , емо/г	H_c , Е	Фазовий склад	Розмір кристалітів, нм	Кількість фази, мас. %
1	10	3,4	54	45	NaCl Fe_3O_4	20 10	97 3
2	25	8,8	101	—	NaCl Fe_3O_4	20 10	74 26
3	29	7,8	77	85	NaCl Fe_3O_4 $\alpha\text{-Fe}$	18 <5 ~ 10	90 2 8
4	36	14,0	102	90	NaCl Fe_3O_4 $\alpha\text{-Fe}$	18 2...3 18	76 2 22
5	43	18,6	138	70	NaCl Fe_3O_4 $\alpha\text{-Fe}$	17 10 —	85 8 7

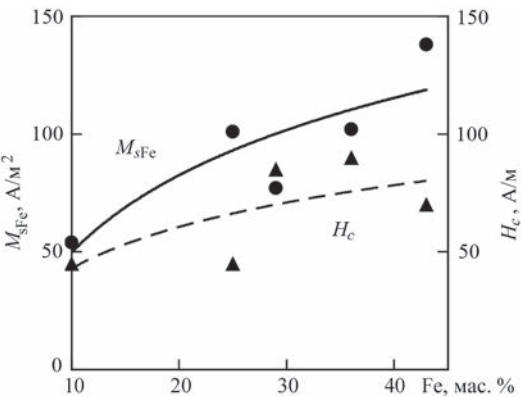


Рис. 7. Залежності намагніченості насиченості M_{sFe} (в перерахунку на концентрацію заліза) та коерцитивної сили H_c від вмісту Fe у конденсатах Fe-NaCl ЕВ-РВД

даного методу та шляхи значного збільшення магнітних характеристик наноструктурних матеріалів для медицини за рахунок регулювання розміру та фазового складу наночастинок.

Можна відмітити, що на всіх зразках спостерігаються суперпарамагнітні властивості отриманих конденсатів з вмістом заліза, що вказує на малі розміри отриманих частинок магнетиту. Це підтверджується структурними та фазовими дослідженнями у викладеному вище матеріалі. Важливо відмітити, що ці результати являються попередніми і потребують подальшого аналізу і досліджень.

Висновки

1. Фізичне електронно-променеве випаровування речовин у вакуумі з наступною конденсацією парових потоків (метод ЕВ-PVD) може використовуватися для синтезу наночастинок металів і їх оксидів і заслуговує на увагу своєю універсальністю в підборі різних неорганічних і органічних матриць для консервування наночастинок металів і їх оксидів з метою довгострокового зберігання.

2. Дослідження TEM тонких відколів конденсату Fe–NaCl виявило присутність нанорозмірної субстанції магнетиту (Fe_3O_4). Це пояснюється взаємодією кисню і вологи повітря з поверхнею наночастинок заліза, вкраплених у порах сольової матриці.

3. Показано, що кількість заліза в конденсаті впливає на розмір наночастинок. Згідно рентгенофазового аналізу, розмір кристалітів Fe_3O_4 у діапазоні концентрацій 2...15 ат. % Fe перебуває в межах 3...14 нм, а в діапазоні 20...30 ат. % Fe — 17...22 нм.

4. Доведено, що ріст температури підкладки з 45 °C збільшує середній розмір кристалітів Fe_3O_4 з 8...15 нм в міру збільшення температури підкладки (410 °C) до 25...40 нм. Слід зазначити, що в конденсатах фаза чистого заліза виявляється при вмісті більше 20 ат. % Fe. Температуру конденсації слід розглядати як надійний фактор для регулювання розміру наночастинок в технологічному процесі.

5. Визначено зростання намагніченості насичення та коерцитивної сили конденсатів Fe–NaCl з наночастинами магнетиту з ростом вмісту заліза.

Список літератури

- Gupta A.K., Gupta M. (2005) Synthesis and surface engineering of iron oxide nanoparticles for biomedical applications. *Biomaterials*, 26(18), 3995–4021. DOI: 10.1016/j.biomaterials.2004.10.012
- Thach C.V., Hai N.H., Chau, N. (2008) Size controlled magnetite nanoparticles and their drug loading ability. *J. of the Korean Phys. Soc.*, 52(5), 1332–1335. DOI: <https://doi.org/10.3938/jkps.52.1332>
- Шпак А.П., Горбик П.П., Чехун В.Ф. и др. (2007) *Нанокompозиты медико-биологического назначения на основе ультрадисперсного магнетита. Физико-химия наноматериалов и супрамолекулярных структур*, 1, 45–87.
- Salimi M., Sarkar S., Saber R. et al. (2018) Magnetic hyperthermia of breast cancer cells and MRI relaxometry with dendrimer-coated iron-oxide nanoparticles. *Cancer Nanotechnol*, 9(7), 1–19. DOI: 10.1186/s12645-018-0042-8
- Vallabani N.V.S., Singh S. (2018) Recent advances and future prospects of iron oxide nanoparticles in biomedicine and diagnostics. *Biotech.*, 279(8), 1–23. DOI: 10.1007/s13205-018-1286-z
- Kopanja L., Kralj S., Zunic D. et al. (2016) Core-shell superparamagnetic iron oxide nanoparticle (SPION) clusters: TEM micrograph analysis, particle design and shape analysis. *Ceramics International*, 42, 10976–10984. DOI: 10.1016/j.ceramint.2016.03.235
- Tadić M., Kralj S., Jagodic M. et al. (2014) Magnetic properties of novel superparamagnetic iron oxide nanoclusters and their peculiarity under annealing treatment. *Applied Surface Science*, 322, 255–264. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.09.181>
- Мовчан Б.А. (2004) Электронно-лучевая технология испарения и осаждения из паровой фазы неорганических материалов с аморфной, нано- и микроструктурой. *Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии*, 2(4), 1103–1125.
- Чекман І.С., Сердюк А.М., Кундієв Ю.І. та ін. (2009) Нанотоксикологія: напрямки досліджень. *Довкілля та здоров'я*, 48(1), 3–7. <http://www.dovkil-zdorov.kiev.ua/env/48-0003.pdf>
- Kopanja L., Milošević I., Panjan M. et al. (2016) Sol-gel combustion synthesis, particle shape analysis and magnetic properties of hematite ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$) nanoparticles embedded in an amorphous silica matrix. *Applied Surface Science*, 362, 380–386. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.11.238>
- Movchan B.A. (2006) Inorganic materials and coatings produced by EBPVD. *Surface Engineering*, 22(1), 35–45. DOI: <https://doi.org/10.1179/174329406X85029>
- Мовчан Б.А. (2007) Электронно-лучевая нанотехнология и новые материалы в медицине — первые шаги. *Вісник фармакології та фармації*, 12, 5–13.
- Чекман І.С., Мовчан Б.А., Загородный М.И. и др. (2008) Наносеребро: технологии получения, фармакологические свойства, показания к применению. *Мистецтво лікування*, 51(5), 32–34.
- Курапов Ю.А., Крушинська Л.А., Горчев В.Ф. та ін. (2009) Аналіз колоїдних систем на основі наночастинок $\text{Cu-O-H}_2\text{O}$ та $\text{Ag-O-H}_2\text{O}$, отриманих методом молекулярних пучків. *Доповіді НАН України*, 7, 176–181. DOI: http://nbuv.gov.ua/j-pdf/dnanu_2009_7_33.pdf
- Орел В.Е., Лошицкий П.П., Курапов Ю.А. та ін. (2010) Вивчення впливу магніточутливого комплексу та неоднорідного електромагнітного поля на нелінійну динаміку росту пухлин і виживаність тварин з карциномою Герена. *Електроніка і зв'язь. 3-й Тематический выпуск «Електроніка і нанотехнології»*, 126–130.
- Баранов Д.А., Губин С.П. (2009) Магнитные наночастицы: достижения и проблемы химического синтеза. *Радиоэлектроника. Наносистемы*, 1(1–2), 129–147.
- Sadeh B., Doi M., Shimizu T., Matsui M. (2000) Dependence of the Curie temperature on the Diameter of Fe_3O_4 Ultra-fine particles. *J. Magn. Soc. J.*, 24, 511–514. DOI: <https://doi.org/10.3379/jmsjmag.24.511>
- Hou D.L., Nie X.-F., Luo H.-L. (1998) Magnetic anisotropy and coercivity of ultrafine iron particles. *J. Magn. Magn. Mater.*, 188(1–2), 169–172. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(98\)00170-X](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(98)00170-X)

19. Веролайнен Н.В. (2009) Стабилизация водных дисперсий γ -оксида железа неионными поверхностно-активными веществами. *Современные наукоемкие технологии*, **10**, 75–76. <https://www.top-technologies.ru/ru/article/view?id=25777>
 20. Мовчан Б.А., Демчишин А.В. (1969) Исследование структуры и свойств толстых вакуумных конденсатов никеля, титана, вольфрама, окиси алюминия и двуокиси циркония. *ФММ*, **28(4)**, 653–660. http://impo.imp.uran.ru/fmm/electron/vol28_4/abstract10.pdf
 21. Kurapov Yu.A., Lytvyn S.Ye., Didikin G.G., Romanenko S.M. (2021) Electron-beam physical vapor deposition of iron nanoparticles and their thermal stability in the Fe–O system. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **60(7–8)**, 451–463. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11106-021-00256-8>
- References**
1. Gupta, A.K., Gupta, M. (2005) Synthesis and surface engineering of iron oxide nanoparticles for biomedical applications. *Biomaterials*, **26(18)**, 3995–4021. DOI: 10.1016/j.biomaterials.2004.10.012
 2. Thach, C.V., Hai, N.H., Chau, N. (2008) Size controlled magnetite nanoparticles and their drug loading ability. *J. of the Korean Phys. Soc.*, **52(5)**, 1332–1335. <https://doi.org/10.3938/jkps.52.1332>
 3. Shpak, A.P. Gorbik, P.P., Chekhun, V.F. et al. (2007) *Nanocomposites of medical-biological purpose based on superdispersed magnetite. Physico-chemistry of nanomaterials and supramolecular structures*, **1**, 45–87 [in Russian].
 4. Salimi, M., Sarkar, S., Saber, R. et al. (2018) Magnetic hyperthermia of breast cancer cells and MRI relaxometry with dendrimer-coated iron-oxide nanoparticles. *Cancer Nanotechnol.*, **9(7)**, 1–19. DOI: 10.1186/s12645-018-0042-8
 5. Vallabani, N.V.S., Singh, S. (2018) Recent advances and future prospects of iron oxide nanoparticles in biomedicine and diagnostics. *Biotech.*, **279(8)**, 1–23. DOI: 10.1007/s13205-018-1286-z
 6. Kopanja, L., Kralj, S., Zunic, D. et al. (2016) Core-shell superparamagnetic iron oxide nanoparticle (SPION) clusters: TEM micrograph analysis, particle design and shape analysis. *Ceramics Intern.*, **42**, 10976–10984. DOI: 10.1016/j.ceramint.2016.03.235
 7. Tadić, M., Kralj, S., Jagodic, M. et al. (2014) Magnetic properties of novel superparamagnetic iron oxide nanoclusters and their peculiarity under annealing treatment. *Appl. Surface Sci.*, **322**, 255–264. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.09.181>
 8. Movchan, B.A. (2004) Electron beam vapor phase evaporation and condensation technology of inorganic materials with amorphous, nano- and microstructure. *Nanosistemy, Nanomaterialy, Nanotekhnologii*, **2(4)**, 1103–1125 [in Russian].
 9. Chekman, I.S., Serdyuk, A.M., Kundiev, Yu.I. (2009) Nanotoxicology: Tendencies of studies. *Dovkillia ta Zdoroviya*, **48(1)**, 3–7. <http://www.dovkil-zdorov.kiev.ua/env/48-0003.pdf>
 10. Kopanja, L., Milošević, I., Panjan, M. et al. (2016) Sol–gel combustion synthesis, particle shape analysis and magnetic properties of hematite (α -Fe₂O₃) nanoparticles embedded in an amorphous silica matrix. *Appl. Surface Sci.*, **362**, 380–386. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.11.238>
 11. Movchan, B.A. (2006) Inorganic materials and coatings produced by EBPVD. *Surface Engineering*, **22(1)**, 35–45. DOI: <https://doi.org/10.1179/174329406X85029>
 12. Movchan, B.A. (2007) Electron beam nanotechnology and new materials in medicine — first steps. *Visnyk Farmakologii ta Farmatsii*, **12**, 5–13 [in Russian].
 13. Chekman, I.S., Movchan, B.A., Zagorodny, M.I. et al. (2008) Nanosilver: Technology of producing, pharmacological properties, indications for application. *Mystetstvo Likuvannia*, **51(5)**, 32–34 [in Russian].
 14. Kurapov, Yu.A., Krushynska, L.A., Gorchev, V.F. et al. (2009) Analysis of colloid systems based on Cu–O–H₂O and Ag–O–H₂O nanoparticles produced by molecular beam method. *Dopovidi NAN Ukrainy*, **7**, 176–181 [in Ukrainian]. DOI: http://nbuv.gov.ua/j-pdf/dnanu_2009_7_33.pdf
 15. Orel, V.E., Loshytsky, P.P., Kurapov, Yu.A. et al. (2010) Investigation of magnetosensitive complex and inhomogeneous electromagnetic field on nonlinear dynamics of tumor growth and survival of animals with Gu-rin's carcinoma. *Elektronika i Svyaz. 3rd Tem. Issue «Electronics and Nanotechnologies»*, 126–130 [in Ukrainian].
 16. Baranov, D.A., Gubin, S.P. (2009) Magnetic nanoparticles: Achievements and problems of chemical synthesis. *Radioelektronika. Nanosistemy*, **1(1–2)**, 129–147 [in Russian].
 17. Sadeh, B., Doi, M., Shimizu, T., Matsui, M. (2000) Dependence of the Curie temperature on the diameter of Fe₃O₄ ultra-fine particles. *J. Magn. Soc. J.*, **24**, 511–514. DOI: <https://doi.org/10.3379/jmsjmag.24.511>
 18. Hou, D.L., Nie, X.-F., Luo, H.-L. (1998) Magnetic anisotropy and coercivity of ultrafine iron particles. *J. Magn. Magn. Mater.*, **188(1–2)**, 169–172. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(98\)00170-X](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(98)00170-X)
 19. Verolainen, N.V. (2009) Stabilization of aqueous dispersions of γ -iron oxide by nonionic surface-active substances. *Sovremennye Naukoyomkie Tekhnologii*, **10**, 75–76 [in Russian]. <https://www.top-technologies.ru/ru/article/view?id=25777>
 20. Movchan, B.A., Demchishin, A.V. (1969) Examination of structure and properties of thick vacuum condensates of nickel, titanium, tungsten, aluminium oxide and zirconium dioxide. *PMM*, **28(4)**, 653–660 [in Russian]. http://impo.imp.uran.ru/fmm/electron/vol28_4/abstract10.pdf
 21. Kurapov, Yu.A., Lytvyn, S.Ye., Didikin, G.G., Romanenko, S.M. (2021) Electron-beam physical vapor deposition of iron nanoparticles and their thermal stability in the Fe–O system. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **60(7–8)**, 451–463. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11106-021-00256-8>

DISPERSITY AND MAGNETIC PROPERTIES OF MAGNETITE NANOPARTICLES PRODUCED BY THE METHOD OF MOLECULAR BEAM CONDENSATION

Yu.A. Kurapov, S.E. Lytvyn, G.G. Didikin, V.V. Boretskyi

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 paper gives the results of investigation of iron nanoparticles in condensates of 10...43 wt. % Fe–NaCl system, produced by electron beam evaporation and simultaneous condensation of Fe and NaCl molecular beams in vacuum (EB-PVD method). Transmission electron microscopy, X-ray phase analysis, dynamic light scattering and vibration magnetometry were used to study the structure and dimensions of nanoparticles in Fe–NaCl condensates, their phase and chemical composition, and magnetic properties. Size of Fe₃O₄ nanoparticles in the condensates, depending on

their synthesis temperature, and nanoparticle crystallite size were determined, depending on iron concentration in the condensates. The influence of the quantity of iron in the condensates on the size of nanoparticle crystallites is shown. According to X-ray phase analysis, the size of Fe_3O_4 crystallites in the concentration range of 2...15 at. % Fe is within 3...14 nm, and in the range of 20...30 at. % Fe it is equal to 17...22 nm. Average size of Fe_3O_4 crystallites (8...15 nm) produced at substrate temperature of 45 °C, increases to 25...40 nm with increase of substrate temperature (410 °C). It should be noted that in the nanoparticles the pure iron phase is revealed at more than 20 at. % Fe content in the condensate. It was proved that the condensation temperature can be regarded as a reliable factor for regulation of particle size in the technological process. The distribution of hydrodynamic size of Fe_3O_4 nanoparticle aggregates in water colloids with dextran was studied. Increase of saturation magnetization and coercive force of Fe–NaCl condensates with magnetite nanoparticles at increase of iron content was determined. Ref. 21, Tabl. 1, Fig. 7.

Key words: electron beam physical vapour deposition (EB-PVD); porous condensate; microstructure; nanoparticles; condensation temperature; phase composition; crystallites; aggregates

Надійшла до редакції 18.04.2022

ПЕРЕДПЛАТА 2022

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>

ВИДАВНИЦТВО

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

ЖУРНАЛИ для професіоналів



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



Видається з 2000 р.
 Виходить 12 разів на рік
 ISSN 0957-798X
 doi.org/10.37434/tpwj
 Передплатний індекс 21971



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



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

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ6

І.В. Протоковілов, В.О. Шаповалов, В.Б. Порохонько, С.Г. Григоренко

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

Наведено результати досліджень якості електрошлакових зварних з'єднань плит титанового сплаву ВТ6 товщиною 100 мм. Дослідження включали рентгенографічний контроль, хімічний і газовий аналіз, оптичну металографію, механічні випробування на розтяг і ударну в'язкість, а також фрактографічний аналіз. Рентгенографічний контроль та оптична металографія зварного з'єднання показали відсутність поверхневих та внутрішніх дефектів у металі шва та зоні термічного впливу. Газовий аналіз металу шва показав його відповідність вимогам стандарту до сплаву ВТ6. Міцність на розрив металу шва в середньому становила 90 % від міцності основного металу, а ударна в'язкість (KCU) була в 1,6 рази вище, ніж у основного металу. Руйнування металу шва і ЗТВ мали транскристалітний характер змішаного типу з ділянками як пластичного, так і крихкого руйнування. Показано, що механічні властивості зварного з'єднання обумовлюються, в першу чергу, розміром зерен і мікроструктурою металу шва та ЗТВ, які формуються в умовах низької швидкості охолодження та високого тепловкладення, характерних процесу електрошлакового зварювання. Бібліогр. 9, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: титановий сплав ВТ6; електрошлакове зварювання; зварне з'єднання; структура; механічні властивості; характер руйнування

Вступ. Електрошлакове зварювання (ЕШЗ) є ефективним способом з'єднання товстостінних виробів з різних металів і сплавів [1–5]. Однією з головних переваг ЕШЗ є висока продуктивність і можливість з'єднувати вироби надвеликих товщин (до 500 мм і більше) за один прохід без розроблення кромок.

ЕШЗ найбільш широко використовується при з'єднанні виробів чорної металургії. Однак ЕШЗ також може бути ефективним при з'єднанні товстостінних компонентів із титанових сплавів, у тому числі високоміцних ($\alpha+\beta$)-сплавів [6–9]. У цьому випадку важливим завданням є забезпечення необхідних властивостей зварного з'єднання.

Серед основних вимог до якості ЕШЗ титанових сплавів є забезпечення відсутності критичних поверхневих і внутрішніх дефектів, необхідного газового складу металу шва та механічних власти-

востей з'єднання, які обумовлюються як умовами структуроутворення металу шва, так і структурними перетвореннями у зоні термічного впливу (ЗТВ) під дією термічного циклу зварювання.

Метою даної роботи було дослідити властивості зварного з'єднання плит титанового сплаву ВТ6 товщиною 100 мм, виконаних способом ЕШЗ.

Експериментальна частина. Вихідними заготовками для зварювання були плити зі сплаву ВТ6 розміром 100×150×150 мм у відпаленому стані (рис. 1). ЕШЗ здійснювали плавким мундштуком зі сплаву ВТ6 із застосуванням зварювального дроту зі сплаву СПТ2. Хімічний склад використаних матеріалів наведено в табл. 1.

Зварні з'єднання піддавали рентгенографічному контролю на апараті РАП 150/300. Параметри просвічування становили: напруга на аноді — 250 кВ, струм на аноді — 10 мА, час витримки —

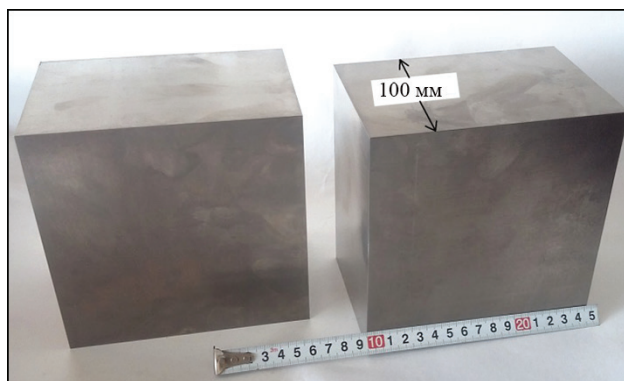


Рис. 1. Зовнішній вигляд заготовок зі сплаву ВТ6

І.В. Протоковілов — <https://orcid.org/0000-0002-5926-4049>, В.О. Шаповалов — <https://orcid.org/0000-0003-1339-3088>, В.Б. Порохонько — <https://orcid.org/0000-0002-6490-7221>, С.Г. Григоренко — <https://orcid.org/0000-0003-0625-7010>

Таблиця 1. Хімічний склад матеріалів, які використовували, мас. %

Матеріал	Ti	Al	V	Zr	Fe	Si	O	N	H
Основний метал	89,68	6,11	3,65	0,010	0,15	0,042	0,18	0,008	0,0022
Витратний мундштук	89,59	5,49	4,17	0,003	0,06	0,115	0,09	0,005	0,0029
Зварювальний дріт	90,93	3,99	3,02	1,550	0,07	0,083	0,05	0,018	0,0022

Таблиця 2. Хімічний склад металу зварного шва сплаву ВТ6, мас. %

Матеріал	Ti	Al	V	Zr	Fe	Si	O	N	H
Метал шва	90,07	5,32	3,55	0,54	0,11	0,022	0,14	0,009	0,0024
Технічні вимоги	—	—	—	—	—	—	≤0,2	≤0,05	≤0,015

8,5 хв, відстань — 500 мм, чутливість рентгенографічного контролю — 1 мм.

Хімічний склад металу визначали методом ІСР-спектрометрії. Дослідження механічних властивостей включали випробування на розтяг і ударну в'язкість (*KCU*) при кімнатній температурі. Після випробування на ударну в'язкість зразки піддавали фрактографічному аналізу. Твердість за Брінеллем визначали з використанням кульки діаметром 10 мм при навантаженні 3 т. Випробування мікротвердості за Віккерсом проводили при навантаженні 100 г. Металографічні дослідження виконували із застосуванням мікроскопу «Neophot 32». Для виявлення структури зразки травили в розчині, що містить $\text{HF} + \text{HNO}_3 + \text{H}_2\text{O}$ в рівних пропорціях. У всіх випадках дослідження проводили на металі трьох основних зон зварного з'єднання: основного металу (ОМ), ЗТВ та металу шва (МШ).

Результати експериментів та їх обговорення. Зовнішній вигляд зварних з'єднань наведено на рис. 2. Поверхня зварного шва сформована добре, має сріблястий колір без окислених ділянок. Дефектів на поверхні шва у вигляді пор, несплавлень, підрізання та тріщин не виявлено. Також слід наголосити на відсутності кутової деформації плит, які зварювали.

Рентгенографічний аналіз показав відсутність внутрішніх дефектів в металі шва і ЗТВ.

Результати хімічного аналізу металу шва наведені в табл. 2. Отримані дані показують, що вміст Al і V в металі шва відповідає табличним значенням для сплаву ВТ6 (5,3...6,8 % Al і 3,5...5,3 % V). Крім того, метал шва містить 0,54 % Zr, що пов'язано з наявністю цього елемента у зварювальному дроті (табл. 1).

Слід зазначити, що газовий склад металу шва повністю відповідає вимогам стандарту до сплаву ВТ6 (табл. 2). Це свідчить про те, що розроблений спосіб ЕШЗ і вжиті технологічні заходи забезпечують надійний захист металу зварного шва від взаємодії з атмосферними газами.

Макроструктура поперечного перерізу зварного з'єднання наведена на рис. 3. На макрошліфу добре помітно структурні зони зварного з'єднання: основний метал; ЗТВ, де відбулися структурні перетворення під впливом термічного циклу зварювання (ділянки крупного і дрібного зерна, а також ділянка неповної перекристалізації); лінія сплавлення; метал шва.

Метал шва характеризується стовпчастою структурою з доволі крупними кристалітами, які розходяться від осі шва до лінії сплавлення в



Рис. 2. Зовнішній вигляд зварних з'єднань (а) і поверхні шва (б): 1 — основний метал; 2 — шов; 3, 4 — технологічні планки



Рис. 3. Макроструктура зварного з'єднання (поперечний переріз): 1 — ОМ; 2 — шов; 3 — ЗТВ

напрямку відведення тепла. Така структура є типовою для литого металу і формується в умовах високого тепловкладення і відносно низької швидкості охолодження, які характерні процесу ЕШЗ.

Лінія сплавлення розмита з плавним переходом від поліедричних рівноосних зерен металу ЗТВ до стовпчастих кристалітів металу шва (рис. 4).

Загалом макроструктура металу щільна, без пор, шлакових включень та інших дефектів.

Дослідження розподілу твердості за Брінеллем показали, що найвищу твердість (H_B) має ЗТВ (285...295), середню — основний метал (277...282) і найнижчу — метал шва (272...280) (рис. 5). Вочевидь, це зумовлено структурним фактором і меншою мірою — хімічним складом вказаних зон.

Мікроструктура зон зварного з'єднання наведена на рис. 6.

Мікроструктура основного металу (рис. 6, а) характеризувалася рівноосною ($\alpha+\beta$)-структурою з твердістю за Віккерсом α -фази 3360...3540 і β -фази 3300...3540 МПа. Розмір зерна становив 10...15 мкм.

Мікроструктура металу ЗТВ (рис. 6, б–г) складалась з поліедричних зерен ($\alpha+\beta$)-структури, а в окремих ділянках мала голчасту структуру. Пластини α -фази були спрямовані паралельно одна одній, а також під кутами 60 і 90° одна до одної. Їх твердість за Віккерсом становила 3500...3800 МПа. Твердість голчастої структури — 3850...3900 МПа. Середній розмір зерен ме-

Таблиця 3. Механічні властивості зварного з'єднання сплаву ВТ6

Матеріал	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²
ОМ	929,9	971,4	16,9	44,1	38,7
МШ	806,4	874,7	10,6	34,2	61,9
ЗТВ	817,2	878,0	9,3	23,4	55,9

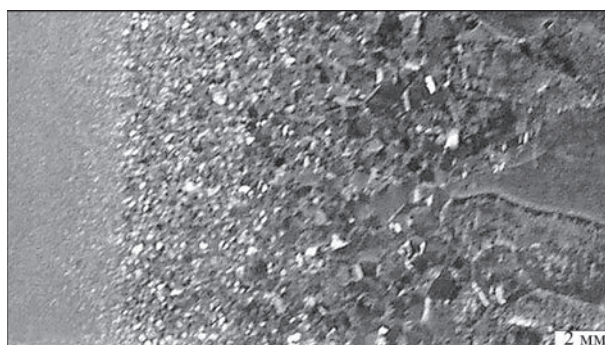


Рис. 4. Структура зони сплавлення

талу ЗТВ був значно більшим за розміром зерен основного металу і становив 300...640 мкм.

Метал шва мав двофазну ($\alpha+\beta$)-структуру з α -фазою у вигляді пластин і ламелей, розділених прошарками β -фази (рис. 6, д, е). По границях литих кристалітів спостерігалися виділення α -фази у вигляді окремих переривчастих ділянок, а також тонких суцільних виділень.

Ширина границь зерен коливалась від 2,5 до 5,0 мкм. Твердість за Віккерсом α -фази становила 3100...3700 МПа. Слід зазначити, що поблизу лінії сплавлення мали місце ділянки голчастої структури з підвищеною твердістю до 3900 МПа у порівнянні з твердістю сусідніх пластин на рівні 3300...3660 МПа. Крім того, в металі шва були ділянки неправильної форми, які мали дисперсну структуру і підвищену твердість до 4090 МПа. Розмір зерен металу шва був найбільшим і становив 2...9 мм.

Загалом, за винятком ділянок з голчастою структурою і кластерами β -фази, твердість за Віккерсом в основному металі, ЗТВ і металі шва була схожою і коливалась від 3200 до 3800 МПа.

Результати механічних випробувань зварного з'єднання наведені в табл. 3 та на рис. 7.

Найвищі значення меж текучості і міцності на розтяг мав основний метал, а найнижчі — метал шва. У середньому міцність металу шва становила близько 90 % від міцності основного мета-

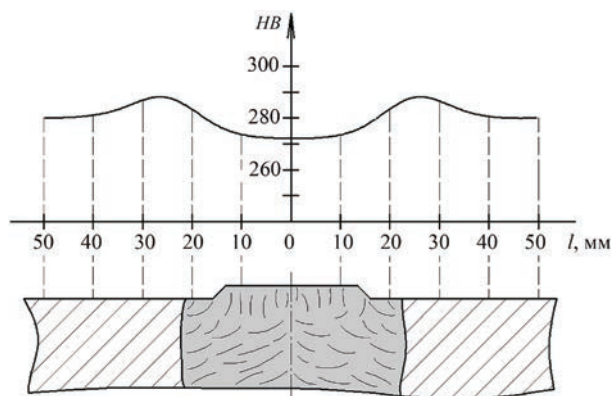


Рис. 5. Розподіл твердості (H_B) у поперечному перерізі зварного з'єднання

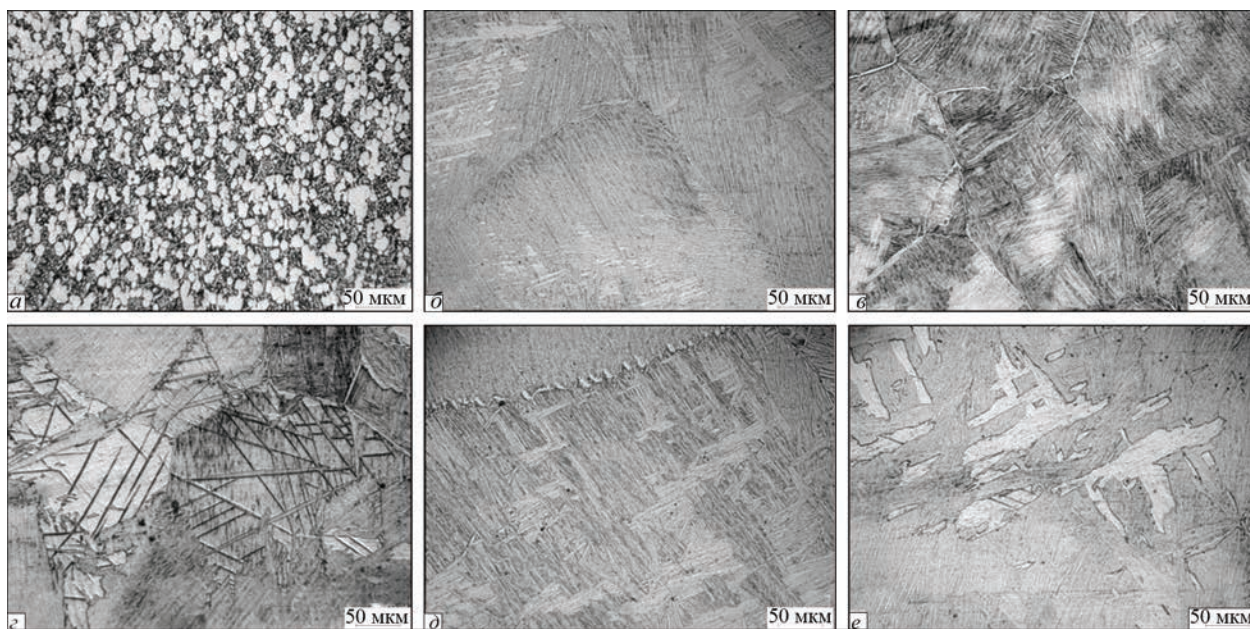


Рис. 6. Мікроструктура зварних з'єднань: *a* — основний метал; *б-г* — ЗТВ; *д, е* — метал шва

лу. Міцність ЗТВ була дещо вищою, ніж металу шва, але нижчою, ніж міцність основного металу. Можна припустити, що зниження міцності металу шва пов'язане із меншим вмістом, по відношенню до основного металу, газових домішок (O, N, H), а також легуючих елементів (Al, V), які сприяють підвищенню міцності титану (табл. 1, 2). Однак відносно видовження та звуження металу шва також були нижчими, ніж у основного металу. Це свідчить про те, що зниження механічних характеристик зварного з'єднання при випробуваннях на розтяг пов'язане, в основному, зі структурними факторами та розміром зерен металу шва.

Інша картина отримана при випробуваннях на ударну в'язкість. В цьому випадку метал шва мав у 1,6 рази вищі значення ударної в'язкості, ніж основний метал. Вірогідно це пов'язано із

надзвичайно великими розмірами кристалітів металу шва (до 9 мм), що могло призвести до того, що площину надрізу зразків, де відбувалося руйнування, перетинало лише декілька кристалів. В свою чергу це призводило до транскристалітного характеру руйнування і збільшення ударної в'язкості металу шва. Крім того, підвищення ударної в'язкості, можливо, пов'язано з низьким вмістом домішок на границях зерен в металі шва.

Таким чином, механічні властивості зварного з'єднання, які визначаються властивостями металу шва та ЗТВ, пов'язані, насамперед, з розміром зерен і мікроструктурою, а по-друге, з хімічним складом і вмістом шкідливих домішок. Великий поперечний розмір зерен і несприятлива голчаста ($\alpha+\beta$)-мікроструктура в металі шва і ЗТВ найбільш негативно впливають на міцність на розтяг

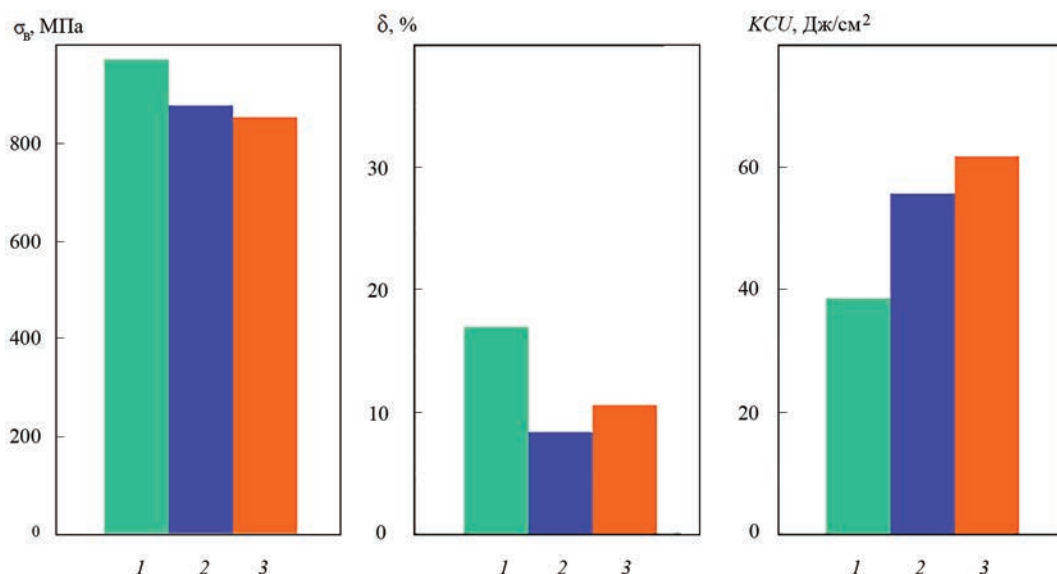


Рис. 7. Механічні властивості зварного з'єднання: 1 — основний метал; 2 — ЗТВ; 3 — метал шва

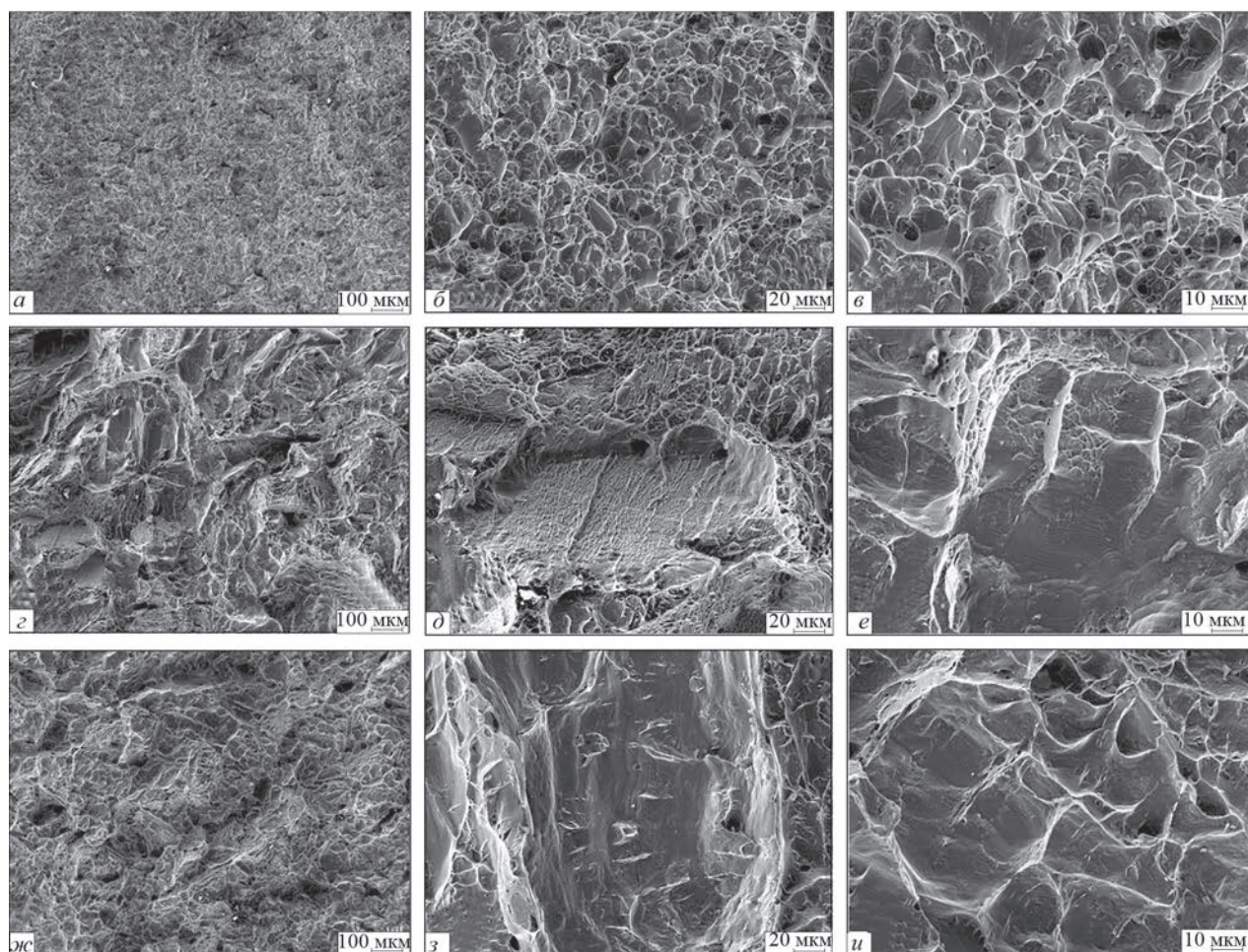


Рис. 8. Фрактограми зразків після іспитів на ударну в'язкість: а–в — основний метал; г–е — ЗТВ; ж–и — метал шва

і пластичність (відносно видовження і звуження) електрошлакових зварних швів.

На рис. 8 показані фрактограми зразків після випробувань на ударну в'язкість. Огляд поверхонь зламу при малому збільшенні ($\times 100$) показав наступне: характер руйнування основного металу транскристалітний (рис. 8, а); поверхня зламу матова; основна тріщина розвивається строго перпендикулярно прикладеному навантаженню (переважно по тілу зерна); характер руйнування металу шва і ЗТВ транскристалітний, змішаний (рис. 8, г, ж); поверхні зламів матово-блискучі, але спостерігається більше матового компонента; основна тріщина змінює свій напрямок у процесі розвитку.

Подальші дослідження проводили при підвищених збільшеннях. Було виявлено, що характер руйнування основного металу є транскристалітним, в'язким, з ямковою поверхнею (рис. 8, б, в). Зварний шов і метал ЗТВ характеризуються транскристалітним руйнуванням змішаного типу з ділянками як в'язких (ямкових), так і крихких (фасетки сколу, квазі-скол) зламів (рис. 8, д, е, з, и). Але слід зазначити, що порівняно з ЗТВ поверхня зламу металу шва мала ямки та фасетки більшого

розміру, що свідчить про значне зростання зерен в цій зоні.

Загалом, можна зробити припущення, що розгалуження тріщин у зварному шві та у металі ЗТВ сприяло тому, що для їх поширення потрібно більше енергії, внаслідок чого ударна в'язкість збільшувалась порівняно з основним металом, де руйнування відбувалося без розгалуження.

Висновки

1. Реалізовано ЕШЗ плит з титанового сплаву ВТ6 товщиною 100 мм.
2. Рентгенографічний аналіз і оптична металогія показали відсутність пор, тріщин, шлакових включень, несплавлень та інших внутрішніх дефектів зварного з'єднання на макро- та мікрорівнях.
3. Газовий склад металу шва відповідає технічним вимогам до сплаву ВТ6, що свідчить про надійний захист металу зварювальної ванни від взаємодії з атмосферними газами.
4. Міцність на розтяг металу шва становить близько 90 % міцності основного металу, проте ударна в'язкість металу шва у 1,6 рази вища ударної в'язкості основного металу.

5. Характер руйнування металу шва і ЗТВ транс-кристалітний, змішаний з наявністю як крихких, так і в'язких ділянок на поверхні зламів. Поверхня руйнування металу шва характеризується найбільш розвиненим рельєфом, що свідчить про значне зростання зерен в цій зоні.

6. Механічні властивості зварного з'єднання, в першу чергу, пов'язані з розміром зерен і мікроструктурою металу шва і ЗТВ, які утворюються в умовах низької швидкості охолодження і високого тепловведення, що характерно для ЕШЗ.

Список літератури/References

1. Paton, B., Yushchenko, K., Kozulin, S., Lychko, I. (2019) Electroslag welding process. Analysis of the state and tendencies of development (Review). *The Paton Welding J.*, **10**, 33–40. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.10.05>
2. Yushchenko, K., Lychko, I., Kozulin, S. et al. (2018) Application of welding in construction. *The Paton Welding J.*, **9**, 23–27. <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.09.05>
3. Kaluc, E., Taban, E., Dhoogev, A. (2006) Electroslag welding process and industrial applications. *Metal Dunyasi*, **152(13)**, 100–104.
4. Yushchenko, K., Kozulin, S., Lychko, M., Kozulin, M. (2014) Joining of thick metal by multipass electroslag welding. *Ibid.*, **9**, 30–33. <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.09.04>
5. Paton, B., Dudko, D., Palti, A. et al. (1999) Electroslag welding (Prospects of development). *Avtomatich. Svarka*, **9**, 4–6 [in Russian].
6. Shcherbinin, E., Kompan, Ya. (2005) MHD Technologies of Electroslag welding and melting of Titanium alloys for aerospace industry. *Proc. of 15th Riga and 6th Pamir Conf. on Fundamental and Applied MHD*, 287–290.
7. Devletian, J., Chen, S.J., Wood, W. et al. (1990) Fundamental aspects of electroslag welding of titanium alloys. Recent trends in welding science and Technology. *ASM Intern.*, 419–424.
8. Chen, S.J., Devletian, J.B. (1990) Microstructure and mechanical properties of electroslag welds in Ti–6Al–4V alloy. *Weld. J.*, **69(9)**, 319–324.
9. Protokovilov, I., Porokhonko, V., Petrov, D. (2013) Technological peculiarities of electroslag narrow-gap welding of titanium. *The Paton Welding J.*, **1**, 34–38.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF ELECTROSLAG WELDED JOINTS OF VT6 TITANIUM ALLOY

I.V. Protokovilov, V.O. Shapovalov, V.B. Porokhonko, S.G. Hrygorenko
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

The paper presents the results of investigations of the quality of electroslag welded joints of 100 mm plates from VT6 titanium alloy. Investigations included X-ray inspection, chemical and gas analysis, optical metallography, mechanical tensile and impact toughness tests, as well as fractographic analysis. X-ray inspection and optical metallography of the welded joint showed absence of surface and inner defects in the weld metal and HAZ. Gas analysis of the weld metal demonstrated its correspondence to standard requirements to VT6 alloy. Ultimate strength of weld metal was equal on average to 90 % of base metal strength, and impact toughness (*KCU*) was 1.6 times higher than in the base metal. Fractures of metal of the weld and HAZ were of transcrystalline nature of a mixed type, with areas of both ductile and brittle fracture. It is shown that the welded joint mechanical properties are determined, primarily, by the size of grains and microstructure of the weld and HAZ metal, forming under the conditions of a low cooling rate and high heat input, characteristic for electroslag welding process. Ref. 9, Tabl. 3, Fig. 8.

Key words: VT6 titanium alloy; electroslag welding; welded joint; structure; mechanical properties; fracture mode

Надійшла до редакції 21.04.2022

XXI МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2022

МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ

15 - 18

листопада

МЕТАЛОБРОБКА
 УКРВАРИВАННЯ
 ГІДРАВЛІКА ПНЕВМАТИКА
 ПІДПРИЄМНИКІ
 ЕНЕРГЕТИКА
 АВТОМАТИЗАЦІЯ І РОБОТОТЕХНІКА
 ЗРАЗКИ, СТАНДАРТИ ЕТАЛОНІ, ПРИЛАДИ
 ПІДЙОМНО-ТРАНСПОРТНЕ СКЛАДСЬКЕ ОБЛАДНАННЯ
 БЕЗПЕКА ВИРОБНИЦТВА

Генеральний інформаційний партнер:

ОБОРУДОВАНИЕ

ИНСТРУМЕНТ

Ексклюзивний медіа партнер:

ЖУРНАЛ

ГОЛОВНОГО ІНЖЕНЕРА

**МІЖНАРОДНИЙ
ВИСТАВКОВИЙ ЦЕНТР**

м. Київ, Броварський пр-т, 15

станція метро «Лівобережна»

☎ **+38 (044) 201-11-65, (56)**

✉ **plast@iec-expo.com.ua**

🌐 **www.iec-expo.com.ua**

МЕТАЛУРГІЙНІ ПРОЦЕСИ У МЕТАЛІ ШВА ПРИ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОМУ ЗВАРЮВАННІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 01570

В.В. Скрыбинський¹, В.М. Нестеренков¹, М.О. Русиник¹, А.В. Микитчик²

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

²ДП «Міжнародний центр електронно-променевих технологій ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України». 03150, м. Київ, вул. Антоновича, 68

Вивчено вміст скандію та цирконію на різних ділянках зварних з'єднань штампованих напівфабрикатів алюмінієвого сплаву 01570, виконаних способом електронно-променевого зварювання. Встановлено, що у зварювальній ванні відбувається розчинення не тільки вторинних, а й частини первинних інтерметалідів $Al_3(Sc, Zr)$, що містилися в основному металі. Кількість розчиненого у рідкому металі скандію визначається часом існування ванни. Надалі, залежно від швидкості загартування при охолодженні металу шва, скандій повністю або частково фіксується у твердому пересиченому розчині. При концентрації розчиненого у зварювальній ванні скандію 0,10...0,12 % його повний перехід у пересичений твердий розчин забезпечує загартування зі швидкістю не менше $5 \cdot 10^2$ °C/с. Показано, що в зміцненні штампованих напівфабрикатів бере участь близько 50 % скандію, що міститься в сплаві 01570. Скандій, що залишився, входить до складу первинних інтерметалідів. Бібліогр. 11, табл. 4, рис. 4.

Ключові слова: електронно-променеве зварювання; алюмінієвий сплав; загартування; штучне старіння; інтерметаліди

Вступ. Сплав 01570 є найбільш міцним серед інших термічно не зміцнюваних алюмінієвих сплавів системи Al–Mg, що деформуються [1]. За рівнем властивостей міцності деформовані напівфабрикати сплаву 01570 у відпаленому стані наближаються до рівня властивостей деформованих напівфабрикатів термічно зміцнюваних алюмінієвих сплавів у стані після загартування та штучного старіння. Слід зазначити, що термічна обробка у вигляді відпалу для сплаву 01570 є зміцнюючою. Хімічний склад сплаву наведено у табл. 1. При литті зливків сплаву відбувається фіксація скандію в пересиченому твердому розчині, тобто загартування. При наступному відпалі відбувається розпад пересиченого твердого розчину скандію в алюмінії з виділенням вторинних зміцнюючих дрібнодисперсних частинок фази Al_3Sc , тобто старіння. У зв'язку з цим стосовно сплаву 01570 відпал далі називатимемо штучним старінням. Як для сплавів систем Al–Sc та Al–Mg–Sc взагалі, так і для сплаву 01570 зокрема, штучне старіння при температурі 350 °C тривалістю 1 год дає найбільше підвищення властивостей міцності [1, 2]. Цей режим термообробки виявився кращим для під-

вищення міцності зварних з'єднань напівфабрикатів сплаву 01570 [3]. Штучне старіння зварних з'єднань, отриманих способом електронно-променевого зварювання (ЕПЗ), підвищує твердість металу шва вище за рівень твердості основного металу штампованих напівфабрикатів, а розривні зразки, вирізані зі зістарених зварних з'єднань, руйнуються по основному металу за межами зони термічного впливу. Цей факт дав підставу припустити, що при штучному старінні в металі зварного шва дрібнодисперсних вторинних інтерметалідів Al_3Sc виділилося більше, ніж спочатку було в основному металі.

Для утворення цієї надлишкової кількості частинок необхідно виконати три умови.

По-перше, потрібен додатковий скандій, який раніше не брав участі у зміцненні металу. Цей скандій утворюється у металі ще на стадії виробництва зливків у вигляді первинних виділень Al_3Sc .

По-друге, разом з повним розчиненням вторинних інтерметалідів у металі зварювальної ванни необхідно хоча б частково розчинити первинні інтерметаліди. У зв'язку з тим, що після штучного старіння твердість металу зварного шва

Таблиця 1. Хімічний склад сплаву 01570 (ГОСТ 4784–2019), мас. %

Al	Mg	Mn	Sc	Zr	Ti	Si	Fe	Cu	Zn
Основа	5,3...6,3	0,2...0,6	0,17...0,27	0,05...0,15	0,01...0,05	<0,2	<0,3	<0,1	<0,1

© В.В. Скрыбинський — <https://orcid.org/0000-0003-4470-3421>, В.М. Нестеренков — <https://orcid.org/0000-0002-7973-1986>, М.О. Русиник — <https://orcid.org/0000-0002-7591-7169>, А.В. Микитчик — <https://orcid.org/0000-0002-9761-9429>

© В.В. Скрыбинський, В.М. Нестеренков, М.О. Русиник, А.В. Микитчик, 2022

стає вищою за твердість основного металу, таке розчинення відбувається. Важливо відзначити, що найбільше підвищення твердості (тобто повніше розчинення первинних інтерметалідів) відбувається при малій швидкості зварювання, коли збільшується час знаходження металу в рідкому стані в зоні впливу електронного променя. [4].

По-третє, при охолодженні металу шва розчинений у рідкому металі скандій повинен зафіксуватися в твердому пересиченому розчині. Повнота переходу скандію з розплаву у пересичений твердий розчин зростає зі збільшенням швидкості загартування [5]. А при ЕПЗ сплаву 01570 було встановлено, що зниження швидкості зварювання з 16,8 до 2,8 мм/с і, відповідно, зменшення швидкості загартування з $1 \cdot 10^4$ до $5 \cdot 10^2$ °C/с не зменшує, а навпаки збільшує твердість металу шва. Отже, можна припустити, що при цьому весь або майже весь скандій, розчинений у рідкому металі зварювальної ванни, переходить у твердий розчин і надалі, при старінні, виділяється у вигляді вторинних інтерметалідів Al_3Sc .

Основним фактором, що стримує широке застосування алюмінієво-магнієвих сплавів зі скандієм, є висока вартість скандію. Для зниження витрат скандію при збереженні високих експлуатаційних характеристик у алюмінієво-магнієві сплави вводять цирконій. Цирконій вводиться в метал 01570 разом зі скандієм. Він розчиняється в інтерметаліді Al_3Sc , замінюючи атоми скандію, зберігаючи та стабілізуючи його властивості [6]. У сплавах системи Al–Mg оптимальним вмістом скандію та цирконію вважається 0,22...0,24 і 0,10...0,12 % відповідно. При перевищенні зазначеного вмісту надлишки скандію та цирконію знаходяться у сплаві у вигляді первинних інтерметалідів $Al_3(Sc, Zr)$, погіршуючи службові характеристики сплаву [7]. Наприклад, у сплаві Al–Mg–Sc–Zr при 77 К первинні фази $Al_3(Sc, Zr)$ відповідальні за виникнення порожнин і тріщин на їх границі з матрицею при криогенній температурі [8]. При зменшенні зазначеного вмісту можливості скандію та цирконію використовуються не повністю.

Про кількість цих первинних інтерметалідів у літературі наводяться суперечливі дані. Розробники сплаву 01570 раніше писали, що основна ча-

стина скандію залишається в пересиченому твердому розчині [1, 9] (з цієї частини при подальшій термомеханічній обробці утворюються зміцнюючі вторинні інтерметаліди Al_3Sc), а деяка незначна його частина виділяється з розплаву у вигляді відносно великих первинних інтерметалідів [10]. В роботі [11] стверджується, що на формування зміцнюючої фази (вторинних інтерметалідів) витрачається 50 % скандію і цирконію, що вводяться в сплав 01570. Решта цих елементів входить до складу первинних інтерметалідів.

Метою цієї роботи є дослідження особливостей металургійних процесів, що відбуваються у зварювальній ванні при ЕПЗ сплаву 01570, визначення кількості скандію та цирконію, що йде на утворення вторинних інтерметалідів у металі шва, та мінімальної швидкості загартування, необхідної для повного переходу скандію в пересичений твердий розчин при охолодженні зварного шва.

Методи дослідження та обладнання. Дослідження проводили на плитах сплаву 01570 товщиною 30 мм. Плити зварювали на електронно-променевої зварювальній установці УЛ-209М із джерелом живлення ЕЛА 60/60 з прискорювальною напругою 60 кВ.

На поперечних шліфах за допомогою приладу «Роквелл» вимірювали твердість металу шва та навколошовної зони. Вимірювання проводили при навантаженні на сталеву кульку 600 Н за шкалою «В». Механічні властивості металу шва визначали випробуванням на розрив стандартних циліндричних зразків з діаметром робочої частини 4,0 мм та діаметром захватів 9,0 мм.

Зразки для випробувань вирізали з металу шва вздовж напрямку зварювання таким чином, що робочі частини зразків та прилеглі до них ділянки складалися з металу зварного шва. Схему вирізки зразків показано на рис. 1.

Мікроструктуру зразків досліджували на поперечних шліфах за допомогою електронного мікроскопа Carl Zeiss Sigma 300 при прискорювальній напрузі 15 кВ.

Для визначення хімічного складу різних ділянок основного металу, зварного шва та частинок інтерметалідів використовували рентгеноспектральний мікроаналізатор Oxford Instruments XMAX-350 (приставка-аналізатор PEM Carl Zeiss Sigma 300) та програмне забезпечення для розрахунку результатів.

Експериментальні дослідження та результати. Плити штампованого напівфабрикату сплаву 01570 зварювали у боковому положенні горизонтальним променем. Режими зварювання наведені в табл. 2. При збільшенні амплітуди розгортки променя з 1,5 до 4,0 мм ширина шва збільшилася з 3,5 до 7,0 мм (рис. 2).

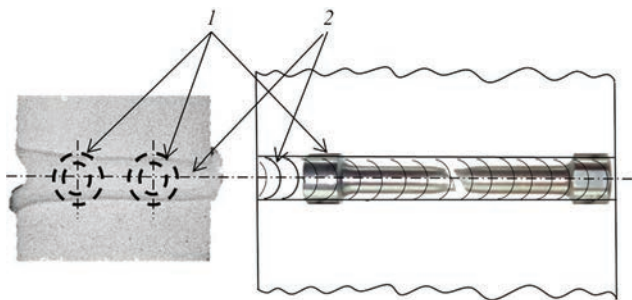


Рис. 1. Схема вирізки зразків для випробувань на розтяг металу зварного шва: 1 — зразки; 2 — зварний шов

Таблиця 2. Режими ЕПЗ для зварювання плит сплаву 1570 товщиною 30 мм

Режим зварювання	$U_{\text{пр}}, \text{кВ}$	$V_{\text{зв}}, \text{мм/с}$	$I_{\text{п}}, \text{мА}$	Амплітуда розгортки променя, мм	Ширина зварного шва, мм	Швидкість загартування металу шва, $^{\circ}\text{C/с}$
1	60	2,8	95	1,5	3,5	$5 \cdot 10^2$
2	—»—	16,8	260	—»—	—»—	$1 \cdot 10^4$
3	—»—	2,8	130	4,0	7,0	Не вимірювалась
4	—»—	6,0	220	—»—	—»—	—»—
5	—»—	12,0	310	—»—	—»—	—»—
6	—»—	16,8	350	—»—	—»—	—»—

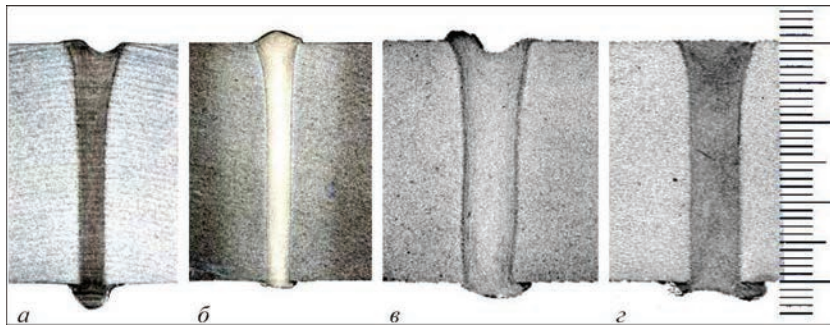


Рис. 2. Поперечні макрощліфи зварних з'єднань плит штампованого напівфабрикату сплаву 01570 товщиною 30 мм: а — режим 1; б — 2; в — 3; з — 6

Для вимірів твердості та проведення механічних випробувань після зварювання плити сплаву 01570 штучно зістарили при температурі 350°C протягом 1 год.

Результати вимірювання твердості зварних з'єднань показали, що для всіх досліджуваних режимів зварювання твердість металу шва на 2...6 одиниць HRB вища за твердість основного металу (рис. 3). Найвищу твердість (близько 96 HRB) мають вузькі шви, виконані зі швидкістю зварювання 2,8 мм/с (режим 1). У разі збільшення ширини шва від 3,5 до 7,0 мм (режим 3) його твердість знижується до 91...92 HRB . Твердість металу швів, виконаних зі швидкістю зварювання 16,8 мм/с (режими 2 та 6), практично не залежить від їх ширини та становить близько 93 HRB .

На рис. 4 показані інтерметаліди в основному металі (а) та в металі зварних швів, зварених

зі швидкістю 16,8 мм/с (б) та 2,8 мм/с (в). На фотографіях на фоні темної матриці видно світлі, судячи з усього, первинні інтерметаліди, що містять скандій і цирконій розміром від 1,0 до 15,0 мкм. Включення зустрічаються округлої форми (рис. 4, з, д) або у вигляді неправильних багатогранників (рис. 4, е). Їх хімічний склад, мас. %: Al — 60...62, Sc — 21...22, Zr — 17...18.

Дрібні (1...3 мкм) первинні інтерметаліди розподілені в матриці відносно рівномірно, а більші (5...15 мкм) хаотично.

При збільшеннях $\times 500$ і $\times 1800$ неможливо виявити нанорозмірні вторинні інтерметаліди $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, які знаходяться в основному металі. Тому кількість скандію і цирконію, що міститься в них, визначали у ділянках матриці, що не містять первинних інтерметалідів. Вміст скандію та

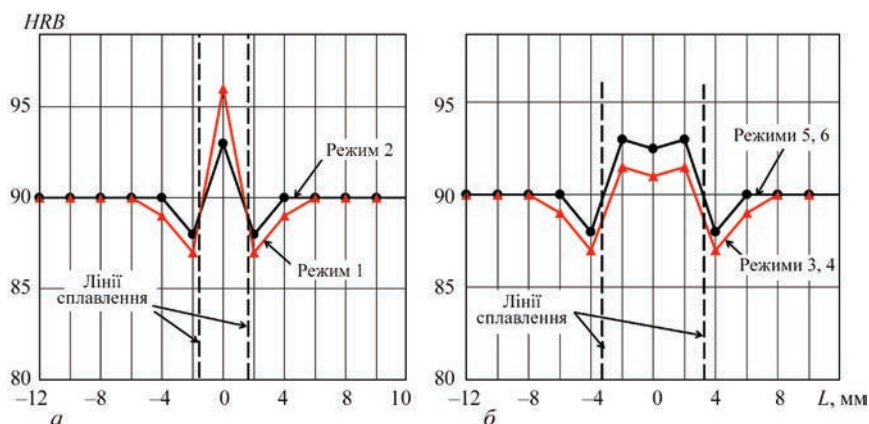


Рис. 3. Розподіл твердості в поперечному перерізі зварних з'єднань сплаву 01570 після штучного старіння з амплітудою розгортки електронного променя 1,5 мм (а) та 4,0 мм (б)

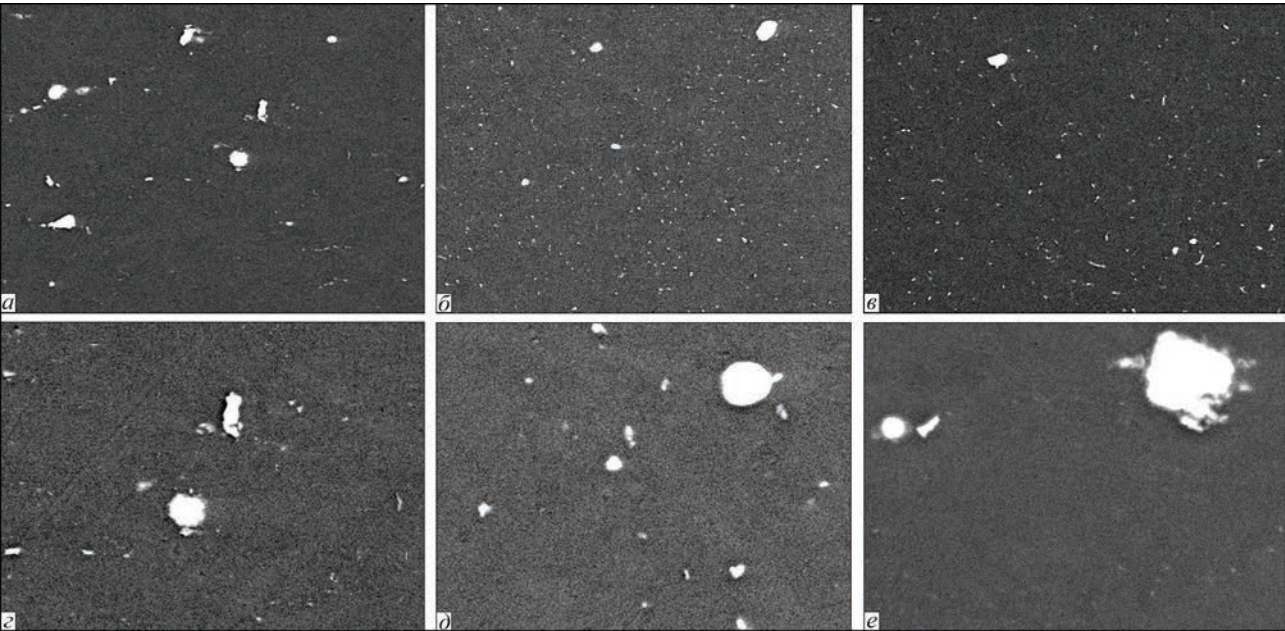


Рис. 4. Інтерметаліди $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ в основному металі сплаву 01570 (а, з) та в металі швів при ЕПЗ на режимі 2 (б, д) та на режимі 1 (е, е): а-в — $\times 500$; з-е — $\times 1800$

цирконію в різних ділянках зварних з'єднань показано в табл. 3.

У вторинних інтерметалідах основного металу міститься близько 0,10 % Sc та 0,07...0,90 % Zr. Це означає, що у зміцненні штампованих напівфабрикатів сплаву 01570 взяло участь не більше половини найдорожчого легуючого елемента — скандію. А в твердому розчині металу зварних швів вміст скандію збільшився і становить 0,11 % при зварюванні зі швидкістю 16,8 мм/с (режим 2) та 0,12 % при швидкості зварювання 2,8 мм/с (режим 3). Вміст цирконію у твердому розчині швів становить близько 0,1 %.

Механічні властивості металу зварних швів сплаву 01570, виконаних з різною швидкістю зварювання, після штучного старіння показані в табл. 4. При збільшенні швидкості зварювання з 2,8 до 16,8 мм/с одночасно збільшуються міцність та пластичність металу шва. Тимчасовий опір металу шва збільшується з 375 до 385 МПа, умовна межа плинності з 230 до 240 МПа, а відносне подовження з 15 до 25 %.

Результати досліджень та їх обговорення.
Розглянемо результати вимірювання твердості,

Таблиця 3. Вміст скандію та цирконію в різних ділянках зварних з'єднань, мас. %

Місце визначення	Sc	Zr
Первинні інтерметаліди	21...22	17...18
Основний метал на ділянках, які не містять первинні інтерметаліди	0,10	0,07...0,09
Твердий розчин металу шва:		
режим 2	0,11	0,10
режим 3	0,12	0,10

отримані на зразках, виконаних за режимами 1 і 2 (див. табл. 2, шви шириною 3,5 мм). З рис. 3, а видно, що твердість всіх штучно зістарених зварних швів вища за твердість основного металу, причому при зварюванні зі швидкістю 2,8 мм/с твердість вища, ніж при швидкості 16,8 мм/с. Таке підвищення твердості можна пояснити так. Під час процесу ЕПЗ нанорозмірні вторинні інтерметаліди $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, що містяться в основному металі, повністю розчиняються у рідкому металі зварювальної ванни. Крім того, в металі ванни відбувається часткове розчинення відносно великих первинних інтерметалідів. Чим більше час існування зварювальної ванни, тим більша частина тугоплавких первинних інтерметалідів встигає розчинитися в рідкому металі. Тобто, при малій швидкості зварювання (2,8 мм/с) вміст скандію, розчиненого в рідкому металі, більше ніж при великій швидкості зварювання (16,8 мм/с). Це підтверджує рентгеноспектральний аналіз твердого розчину металу зварних швів. У твердому розчині металу зварних швів, виконаних при швидкостях 2,8 та 16,8 мм/с, скандій міститься у кількостях 0,12 та 0,11 % відповідно. Як було сказано вище, для зварних швів шириною 3,5 мм, виконаних як зі швидкістю зварювання 2,8, так і 16,8 мм/с, швидкостей загартування вистачає для того, щоб весь скандій, розчинений у металі шва, при охолодженні повністю зафіксувався у твердому розчині. Надалі при штучному старінні зварних з'єднань у швах, виконаних зі швидкістю зварювання 2,8 мм/с, зміцнюючих вторинних інтерметалідів $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ виділяється більше, ніж у швах при

Таблиця 4. Механічні властивості металу зварних швів сплаву 01570, виконаних з різною швидкістю зварювання після штучного старіння

Швидкість зварювання, мм/с (режим зварювання)	σ_b , МПа	σ_r , МПа	δ , %	ψ , %
2,8 (3)	<u>374,2...378,0</u> 375,4	<u>229,5...231,1</u> 230,3	<u>14,7...15,4</u> 15,1	<u>38,3...41,5</u> 40,1
6 (4)	<u>375,6...376,2</u> 375,8	<u>226,1...232,4</u> 229,2	<u>14,6...15,2</u> 14,9	<u>26,4...28,3</u> 27,2
12 (5)	<u>377,2...384,1</u> 382,6	<u>232,2...232,3</u> 232,3	<u>17,7...18,3</u> 18,1	<u>20,9...21,8</u> 21,2
16,8 (6)	<u>379,8...386,4</u> 384,2	<u>236,6...239,7</u> 238,5	<u>19,1...26,0</u> 23,5	<u>41,5...42,0</u> 41,8

зварюванні зі швидкістю 16,8 мм/с, чим обумовлюється їх більше зміцнення. Часткове розчинення первинних інтерметалідів $Al_3(Sc, Zr)$, що містилися в основному металі, є причиною того, що твердість обох швів стала вищою за твердість основного металу.

Далі визначали, що відбувається, якщо збільшити об'єм зварювальної ванни. Порівнювали твердість швів, зварених за режимами 1 та 2 (див. табл. 2, шви шириною 3,5 мм) з твердістю швів, зварених за режимами 3 та 6 (див. табл. 2, шви шириною 7,0 мм). З рис. 3 видно, що у цьому випадку твердість зістареного металу швів після зварювання зі швидкістю 16,8 мм/с залишилася на рівні 93 *HRB*, а зі швидкістю 2,8 мм/с — зменшилася з 96 до 91...92 *HRB*. Таке зменшення твердості можна пояснити лише зменшенням швидкості загартування. При збільшенні ширини шва (тобто об'єму зварювальної ванни) збільшується час існування металу в рідкому стані. Тобто, при зварюванні за режимом 3 в рідкій ванні розчинилося ніяк не менше, а швидше за все більше як вторинних, так і первинних інтерметалідів $Al_3(Sc, Zr)$ у порівнянні зі зварюванням за режимом 1.

В цьому випадку швидкість охолодження металу шва і, відповідно, швидкість його загартування не могла не зменшитися. Так, швидкість гарту була недостатньо висока для повного переходу скандію з розплаву в пересичений твердий розчин і після старіння щільність виділень зміцнювальних вторинних частинок $Al_3(Sc, Zr)$ у швах шириною 7,0 мм (режим 3) виявилася меншою, ніж у швах шириною 3,5 мм (режим 1). Таким чином, можна зробити висновок, що швидкість загартування $5 \cdot 10^2$ °C/с є мінімальною для повного переходу розчиненого в рідкому металі скандію в пересичений твердий розчин. Принаймні це твердження має бути справедливим при концентрації скандію в розплаві 0,11...0,12 %, як це було у наших дослідженнях.

Результати механічних випробувань металу штучно зістарених зварних швів підтверджують

результати, отримані під час вимірювання твердості. Чим більша твердість металу шва, тим вище його характеристики міцності.

Висновки

1. У процесі ЕПЗ сплаву 01570 у зварювальній ванні відбувається розчинення не тільки вторинних, а й частини первинних інтерметалідів $Al_3(Sc, Zr)$, що містилися в основному металі. Кількість розчиненого у рідкому металі скандію визначається часом існування ванни. Залежно від швидкості загартування при охолодженні металу шва скандій повністю або частково фіксується у пересиченому твердому розчині.

2. При концентрації розчиненого у зварювальній ванні скандію 0,10...0,12 % його повний перехід у пересичений твердий розчин забезпечує загартування зі швидкістю не менше $5 \cdot 10^2$ °C/с.

3. У зміцненні штампованих напівфабрикатів бере участь близько 50 % скандію, що міститься в сплаві 01570. Скандій, що залишився, входить до складу первинних інтерметалідів розміром 1...15 мкм, нерівномірно розподілених у структурі металу.

Список літератури

1. Филатов Ю.А. (2014) Сплавы системы Al–Mg–Sc как особая группа деформируемых алюминиевых сплавов. *Технология легких сплавов*, 2, 34–41.
2. Дриц М.Е., Торопова Л.С., Анастасьева Г.К. и др. (1984) Влияние гомогенизирующих нагревов на свойства сплавов систем Al–Sc и Al–Mg–Sc. *Изв. АН СССР. Металлы*, 3, 196–201.
3. Скрыбинський В.В., Нестеренков В.М., Русиник М.О., Страшко В.Р. (2020) Вплив режиму електронно-променевого зварювання, термічної обробки і пластичної деформації на міцність з'єднань алюмінієвого сплаву 1570. *Автоматичне зварювання*, 5, 10–15. <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/2020/05/02>
4. Нестеренков В.М., Скрыбинський В.В., Русиник М.О. (2021) Вплив термічних циклів при електронно-променевому зварюванні алюмінієвого сплаву 1570 на механічні властивості зварних з'єднань. *Там само*, 5, 40–45. <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/as/2021/05/06>
5. Березина А.Л., Сегида Е.А., Монастырская Т.А., Котко А.В. (2008) Влияние скорости кристаллизации на ано-

- мальное пересыщение Al–Mg–Sc сплавов. *Металлофизика и новейшие технологии*, 30(6), 849–857.
6. Давыдов В.Г., Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д. (1996) О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 8, 25–30.
 7. Захаров В.В., Фисенко И.А. (2013) Об экономии скандия при легировании им алюминиевых сплавов. *Технология легких сплавов*, 4, 52–60. <https://cyberleninka.ru/article/n/ob-ekonomii-skandiya-pri-legirovanii-im-alyuminievyh-splavov/viewer>
 8. Zhao W.T., Yan D.S., Li X.Y. et al. (2006) Tensile property of Al–Mg–Sc–Zr alloy at cryogenic temperature. *AIP Conference Proceedings*, 824, 169–175. <https://aip.scitation.org/doi/abs/10.1063/1.2192348?journalCode=apc>
 9. Филатов Ю.А. (2013) Алюминиевые сплавы системы Al–Mg–Sc для сварных и паяных конструкций. *Технология легких сплавов*, 2, 36–42. <https://cyberleninka.ru/article/n/alyuminievye-splavy-sistemy-al-mg-sc-dlya-svarnyh-i-payanyh-konstruktsiy/viewer>
 10. Елагин В.И. (2004) История, успехи и проблемы легирования алюминиевых сплавов переходными металлами. *Там же*, 3, 6–29.
 11. Валуев В.В. (1998) Микроструктура крупногабаритных слитков алюминиевого сплава 01570. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 6, 15–17.
- References**
1. Filatov, Yu.A. (2014) Alloys of Al–Mg–Sc system as the special group of wrought aluminium alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 2, 34–41 [in Russian].
 2. Drits, M.E., Toropova, L.S., Anastasieva, G.K. et al. (1984) Influence of homogenizing heatings on properties of alloys of Al–Sc and Al–Mg–Sc systems. *Izv. AN SSSR, Metall*, 3, 196–201 [in Russian].
 3. Skryabinskiy, V.V., Nesterenkov, V.M., Rusynyk, M.O., Strashko, V. (2020) Effect of mode of electron beam welding, heat treatment and plastic deformation on strength of joints of aluminium 1570 alloy. *The Paton Welding J.*, 5, 10–15. <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/2020/05/02>
 4. Nesterenkov, V.M., Skryabinskiy, V.V., Rusynyk, M.O. (2021) Effect of thermal cycles in electron beam welding of aluminium 1570 alloy on mechanical properties of welded joints. *Ibid.*, 5, 40–45. <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/as/2021/05/06>
 5. Berezina, A.L., Segida, E.A., Monastyrskaya, T.A., Kotko, A.V. (2008) Influence of crystallization rate on abnormal supersaturation of Al–Mg–Sc alloys. *Metallofizika i Novejshe Tekhnologii*, 30(6), 849–857 [in Russian].
 6. Davydov, V.G., Elagin, V.I., Zakharov, V.V., Rostova, T.D. (1996) About of doping of aluminium alloys with scandium and zirconium additives. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, 8, 25–30 [in Russian].
 7. Zakharov, V.V., Fisenko, I.A. (2013) On economy of scandium in its doping of aluminium alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 4, 52–60 [in Russian]. <https://cyberleninka.ru/article/n/ob-ekonomii-skandiya-pri-legirovanii-im-alyuminievyh-splavov/viewer>
 8. Zhao, W.T., Yan, D.S., Li, X.Y. et al. (2006) Tensile property of Al–Mg–Sc–Zr alloy at cryogenic temperature. *AIP Conference Proceedings*, 824, 169–175. <https://aip.scitation.org/doi/abs/10.1063/1.2192348?journalCode=apc>
 9. Filatov, Yu.A. (2013) Aluminium alloys of Al–Mg–Sc system for welded and brazed structures. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 2, 36–42 [in Russian]. <https://cyberleninka.ru/article/n/alyuminievye-splavy-sistemy-al-mg-sc-dlya-svarnyh-i-payanyh-konstruktsiy/viewer>
 10. Elagin, V.I. (2004) History, successes and problems of doping of aluminium alloys with transition metals. *Ibid.*, 3, 6–29 [in Russian].
 11. Valuev, V.V. (1988) Microstructure of large-sized ingots of 01570 aluminium alloy. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, 6, 15–17 [in Russian].

METALLURGICAL PROCESSES IN THE WELD METAL AT ELECTRON BEAM WELDING OF 01570 ALUMINIUM ALLOY

V.V. Skryabinskiy¹, V.M. Nesterenkov¹, M.O. Rusynyk¹, A.V. Mykytychuk²

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

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

²SC «International Center for Electron Beam Technologies

of the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine». 68 Antonovych str., 03150, Kyiv

Scandium and zirconium content was determined in different areas of welded joints of stamped semi-finished products of 01570 aluminium alloy produced by electron beam welding. It was found that dissolution of not only secondary, but also of part of primary Al₃(Sc, Zr) intermetallics, contained in the base metal, takes place in the weld pool. The quantity of scandium dissolved in the liquid metal, is determined by the time of the pool existence. Further on, scandium is completely or partially fixed in the oversaturated solid solution, depending on the hardening rate during weld metal cooling. At 0.10...0.12 % concentration of scandium dissolved in the weld pool, its complete transition into an oversaturated solid solution ensures hardening at not less than 5·10² °C/s rate. It is shown that approximately 50 % scandium, contained in 01570 alloy, participates in hardening of the stamped semi-finished products. The remaining scandium is present in the composition of primary intermetallics. Ref. 11, Tabl. 4, Fig. 4.

Key words: electron beam welding; aluminium alloy; hardening; artificial aging; intermetallics

Надійшла до редакції 12.04.2022

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ

В.А. Костін, О.М. Берднікова, С.Г. Григоренко, Т.Г. Таранова, О.С. Кушнарєва, В.В. Жуков

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

Досліджено експериментальні економнолеговані сплави титану Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe та Ti–1,5Fe–0,4O, що отримані способом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю. Проведено металографічні, структурні, рентгеноструктурні, електронномікроскопічні дослідження на просвіт, побудовано термодинамічні діаграми перетворення титанових сплавів та визначено критичні швидкості охолодження, проведено фізичне та комп'ютерне моделювання фазових перетворень у дослідних титанових сплавах. Встановлено, що економнолегований титановий сплав Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe є двофазним псевдо-β-сплавом, а сплав Ti–1,5Fe–0,4O — двофазним псевдо-α-сплавом. Встановлено, що у сплаві Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe зміцнення відбувається за рахунок утворення дисперсних частинок інтерметалідів титану Mo₃Ti₄ та Fe₂Ti, а у сплаві Ti–1,5Fe–0,4O — дисперснозміцнюючими частинками оксидів титану Ti₃O₅, Ti₄Fe₂O та FeTiO. Економнолегований титановий сплав Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe має більш високі показники міцності у порівнянні з показниками міцності сплаву Ti–1,5Fe–0,4O, але менші показники пластичності та ударної в'язкості. Критична швидкість охолодження для дослідного титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe складає 20 °C/с. Бібліогр. 32, табл. 4, рис. 9.

Ключові слова: економнолеговані сплави титану; електронно-променева плавка; мікроструктура; альфа- та бета-фази титану; дисперснозміцнюючі частинки; оксиди титану; інтерметаліди; структурні перетворення; Gleeble 3800; моделювання

Вступ. Розвиток наукомістких галузей сучасної промисловості неможливо уявити без розробки та використання нових конструкційних матеріалів, і перш за все — титанових сплавів. Титан та його сплави, як конструкційні матеріали, мають чудовий комплекс механічних та експлуатаційних властивостей, що дозволяють застосовувати їх у різних галузях промисловості. Сплави на основі титану знайшли широке застосування в авіакосмічній галузі, хімічному та енергетичному машинобудуванні, військовій промисловості, медицині [1–11].

Одним із факторів, що стримує широке застосування титанових сплавів у інших галузях промисловості є їх висока вартість, що пов'язано з системою легування, високою вартістю сировини, що застосовується та технологією їх виробництва. Зниження собівартості виробів передбачає розробку сплавів з використанням дешевої сировини, сплавів з високими технологічними характеристиками, а також технологічних процесів, що забезпечують більш високу ефективність використання спожитої енергії та матеріалів.

Основними напрямками розробки нових композицій економнолегованих сплавів широкого використання є: зменшення вмісту у сплаві дорогих та дефіцитних легуючих елементів (Mo, Ta, Zr, Nb, W); легування дешевими евтектоїдоутворюючими

елементами (Fe, Cr) та застосування елементів проникнення (O, N).

Найбільш перспективним у частині зниження ціни сировини є використання брухту титанових сплавів різного складу з попереднім розрахунком необхідного ступеня їх до легування та безпосереднє використання титанової губки [12, 13].

Для забезпечення більш високої ефективності використання споживчої енергії та застосування енергозберігаючих технологій перспективним є впровадження технології електронно-променевого переплаву (ЕПП) з проміжною ємністю.

Зміна системи легування економнолегованих титанових сплавів призводить до зміни кінетики фазових перетворень і, як наслідок, до зміни їх структурно-фазового складу.

Поширеним методом класифікації титанових сплавів є класифікація сплавів 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 двофазних (α+β)-сплавів $K_\beta = 0,3 \dots 0,9$, для сплавів переходного класу $K_\beta = 1,0 \dots 1,4$ [14]. Псевдо-β-сплави мають $K_\beta = 1,4 \dots 2,4$, при цьому поліморфне перетворення протікає за схемою β→(β+α). У стабільному стані вони мають (β+α)-структуру з переважанням β-фази.

В.А. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, О.М. Берднікова — <https://orcid.org/0000-0001-9754-9478>,

С.Г. Григоренко — 0000-0003-0625-7010, Т.Г. Таранова — <https://orcid.org/0000-0002-2656-4693>,

О.С. Кушнарєва — <https://orcid.org/0000-0002-2125-1795>, В.В. Жуков — <https://orcid.org/0000-0002-3358-8491>

Псевдо- α -сплави містять невелику кількість евектоїдоутворюючого елемента (до 1,2 мас. % Fe) та нейтрального замінювача (Zr), а також нетрадиційні α -стабілізатори — кисень (O) та азот (N), використання яких замість звичайного α -стабілізатора алюмінію (Al) дозволяє як ефективно стабілізувати α -фазу, так і досягти значного ефекту твердорозчинного зміцнення. У свою чергу легування елементами проникнення (переважно бором (B), азотом (N) та/або вуглецем (C), рідше — киснем) призводить до подвійного ефекту — твердорозчинного зміцнення та дисперсійного твердіння за рахунок виділення частинок боридів, карбідів та оксидів [15–18]. Введення в метал мікродобавок РЗМ (Gd) призводить до ефективного диспергування грубопластинчастої литої структури.

Двофазні ($\alpha+\beta$)-сплави титану мають класичну систему легування Ti–Al–V–Fe: α -стабілізатор — Al, ізоморфний β -стабілізатор — V, недорогий евектоїдоутворюючий β -стабілізатор — Fe, а також іноді додаються РЗМ (Gd, Cd, Nd та Ce). У відпаленому стані двофазний титановий ($\alpha+\beta$)-сплав системи Ti–4,3Al–3(V+Fe)–0,3Gd містить до 10 мас. % стабілізованої β -фази. Композиція сплаву має суттєву технологічну перевагу, так як надається можливість використовувати недефіцитні феротитан та ферованадій.

Псевдо- β -сплави титану мають структуру, яка складається із слабо зміцнених α - та β -твердих розчинів. Вони містять незначну кількість Al (трохи більше 3 %). У якості β -стабілізуючих елементів у них використовуються ізоморфні елементи β -титану, що мало його зміцнюють, Mo, V, іноді Nb. Ці сплави можна піддавати інтенсивній холодній деформації, а при термічній обробці, що зміцнює, ці сплави гартуються на повітрі. Псевдо- β -сплави більш леговані, ніж сплави перехідного класу і мають $K_\beta = 1,4 \dots 2,4$.

Розвиток економнолегованих титанових сплавів йшов переважно за двома напрямками. Першу групу економнолегованих титанових сплавів складали сплави, що містили знижену кількість ванадію (до 2...3 мас. % V), який підвищує показники міцності, пластичності та здатність α -фази до пластичної деформації (Ti–3Al–2,5V та ін.) [19]. Сплави другої групи створювалися як дешевші аналоги сплаву Ti–6Al–4V (Ti 6-4), що не поступалися йому за механічними та техноло-

гічними властивостями, так звані RMI Low cost (Ti–5,5Al–1Fe та ін.) [20].

З метою зниження вартості високоміцних високолегованих титанових сплавів компанією «TIMETAL» (США) розроблено сплав Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe (Low Cost Beta — LCB), який характеризується міцністю не менше 1000 МПа у відпаленому стані, та не менше 1400 МПа після стандартної термічної обробки. Сплав TIMETAL LCB застосовується для виготовлення високоміцних виробів, зокрема, пружин для деяких моделей автомобілів [21, 22].

Разом з тим, основними недоліками економнолегованих титанових сплавів є недостатній рівень і нестабільність властивостей внаслідок неоднорідності структурно-фазового складу, хімічної мікронеоднорідності та виділень інтерметалідних фаз по границях зерен.

Тому метою цієї роботи було дослідити вплив системи легування економнолегованих титанових сплавів на особливості фазо- та структуроутворення та механічні властивості у зливках, отриманих способом електронно-променевої плавки (ЕПП) з проміжною ємністю.

Матеріали та методика досліджень. В ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України виплавлено зливки двох економнолегованих сплавів титану — Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe (псевдо- β -сплав) та Ti–1,5Fe–0,4O (псевдо- α -сплав) способом ЕПП з проміжною ємністю [23], який знайшов застосування в дослідницькій практиці та промисловості для отримання сплавів з низьким вмістом газів, домішок і неметалевих включень. Застосування ЕПП дозволило підвищити якість злиwkів економнолегованих сплавів титану та знизити собівартість напівфабрикатів за рахунок використання майже 100%-ного брухту і відходів титанового виробництва при виплавці. Після механічної обробки зливки піддавали гарячій деформаційній обробці на реверсивному ДУО-стані Skoda 355/500 [23].

Хімічний склад експериментальних сплавів наведено в табл. 1.

Економнолегований титановий сплав Ti–1,5Fe–0,4O містить 1,53 % Fe та 0,4 % O (табл. 1). Розчинність заліза в α -титані достатньо мала і становить лише 0,2 %, тому значний вміст кисню може бути причиною появи оксидів заліза, а значний вміст заліза причиною появи інтерметалідів TiFe в структурі металу. Коефіцієнт β -стабі-

Таблиця 1. Хімічний склад експериментальних економнолегованих титанових сплавів, мас. %

Сплав	Al	Fe	Mo	Nb	Ni	Si	O	Ti
Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe (сплав 1)	2,778	4,87	5,125	–	–	–	0,15	залишок
Ti–1,5Fe–0,4O (сплав 2)	0,006	1,53	0,004	0,003	0,023	0,032	0,40	—>—

Таблиця 2. Параметри хімічного складу економнолегованих титанових сплавів

Сплав	Система сплаву	K_β	$[Mo]_{\text{екв}}, \%$	$[Al]_{\text{екв}}, \%$	Тип структури
Сплав 1	Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe	1,55	17,1	4,2	псевдо- β
Сплав 2	Ti–1,5Fe–0,4O	0,34	3,75	5,0	псевдо- α
TIMETAL LCB	Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe	1,64	18,1	3,0	псевдо- β
BT19	Ti–5,5Mo–5,5Cr–3,5Fe–3Al–Zr	1,56	17,2	4,1	—>—
BT23	Ti–5Al–4,5V–2Mo–1Cr–0,6Fe	—	8,1	6,0	$\alpha + \beta$

Примітка. $[Al]_{\text{екв}} = \% Al + \% Sn/3 + \% Zr/6 + 10[\% O + \% C + 2 (\% N)]$. $[Mo]_{\text{екв}} = \% Mo + \% Ta/4 + \% Nb/3,3 + \% W/2 + \% V/1,4 + \% Cr/0,6 + \% Mn/0,6 + \% Fe/0,4 + \% Ni/0,8$.

лізації сплаву Ti–1,5Fe–0,4O дорівнює $K_\beta = 0,34$, що відповідає малолегованим ($\alpha + \beta$)-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 незначна кількість β -фази на рівні 5...15 %.

Економнолегований титановий сплав Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe містить 2,7 % Al, 4,87 % Fe та 5,125 % Mo. Кількість кисню не перевищує 0,15 %. Коефіцієнт β -стабілізації сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe складає 1,55 (табл. 2), що дозволяє віднести його до класу псевдо- β -сплавів титану. Коефіцієнт β -стабілізації цього сплаву дещо менше, ніж у традиційного економнолегованого сплаву TIMETAL LCB ($K_\beta = 1,64$) і дорівнює коефіцієнту β -стабілізації сплаву BT19.

Хімічне травлення досліджуваних зразків проводили у дві стадії: спочатку в 4%-ному розчині азотної кислоти (HNO_3) та наступне електролітичне — в реактиві хромового ангідриду.

Дослідження мікроструктури проводили на світловому мікроскопі NEOPHOT 32 при збільшенні $\times 100 \dots 1000$, який обладнано цифровою фотокамерою OLYMPUS з системою реєстрації зображення та архівування. Поверхню руйнування досліджували на растровому електронному скануючому мікроскопі JSM-840 та системі аналізу поверхні JAMP 9500F фірми «JEOL» (Японія). Мікротвердість вимірювали на твердомірі М-400 фірми «LECO» (США) при навантаженні 10 г.

Дослідження дислокаційної структури, отримання мікродифракційних картин та визначення типу мікрофаз проводили методом трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) на просвічуючому електронному мікроскопі JEM-200CX фірми «JEOL» (Японія) ($U = 200$ кВ, $I = 50$ мА).

Рентгеноструктурні дослідження зразків проводили на дифрактометрі ДРОН УМ-1 в монохроматичному CuK_α -випромінюванні методом крокового сканування ($U = 35$ кВ; $I = 25$ мА; час експозиції в точці — 5 с, крок — $0,05^\circ$, вихідні щілини — 1×12 мм); зйомку дифрактограми проводили від зразка, що обертався. В якості монохроматора використовували монокристал графіту. Обробку отриманих дифрактометричних даних виконували з використанням програми PowderCell 2.4 для повнопрофільного аналізу рентгенівських спектрів від суміші полікристалічних фаз. Профілі дифракційних максимумів апроксимували функцією псевдо-Фойга (Pseudo-Voigt).

Результати досліджень та їх обговорення. Мікроструктура металу титанового сплаву 1 (Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe) представлена на рис. 1. Аналіз структури вихідного металу досліджуваного економнолегованого сплаву 1 показав, що вона складається з рівновісних поліедричних β -зерен як в приповерхневих шарах, так і в глибині. Розмір β -зерен становив 150...500 мкм з рівномірним розподілом дисперсних виділень α -фази по тілу зерна, розмір α -частинок — 1...2 мкм. По границях деяких зерен розташована оторочка з α -фази

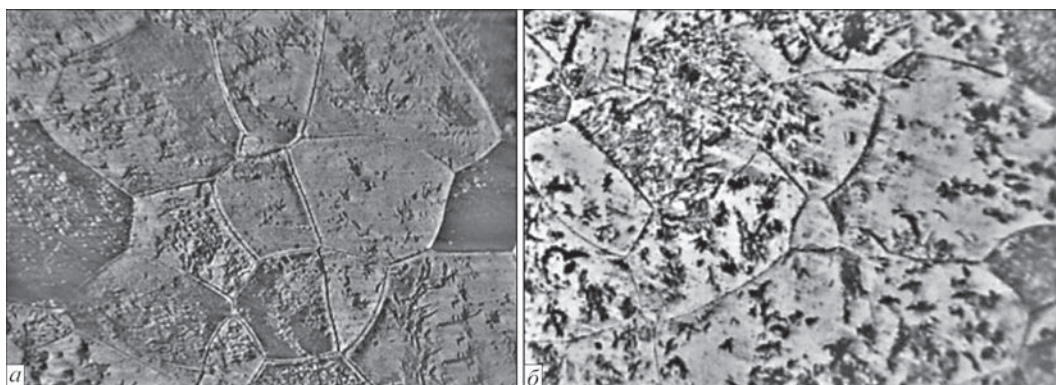


Рис. 1. Мікроструктура вихідного металу досліджуваного сплаву 1: а — світлова ($\times 200$); б — електронна мікроскопія ($\times 1000$)

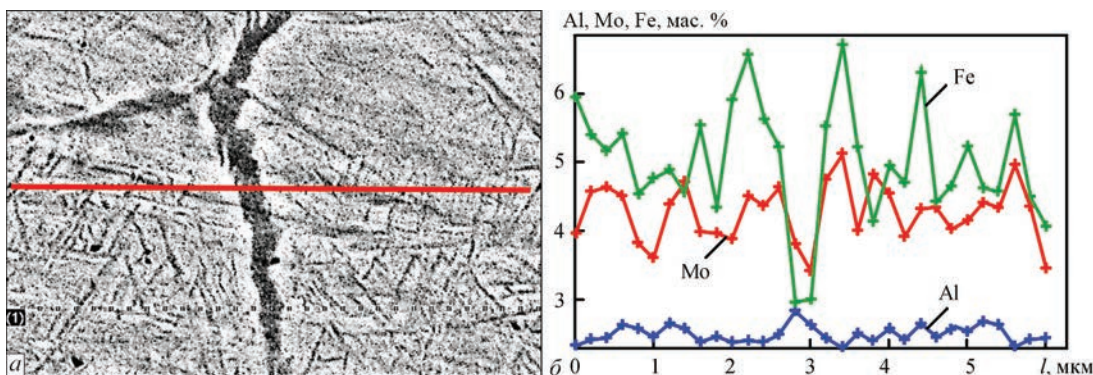


Рис. 2. Оторочка з α -фази титану по границях зерен у титановому сплаві 1: а — мікроструктура ($\times 3000$); б — розподіл елементів по лінії

товщиною 5...10 мкм, у якій спостерігалось зниження кількості молібдену та заліза (рис. 2).

Дослідження структури дозволили зробити висновок, що в мікроструктурі вихідного титанового сплаву 1 виділяються дисперсні частки α -фази різної форми і розмірів. Розміри фаз змінюються від 15 до 1 мкм. Крім того в пластинах α -фази були виявлені дисперсні частинки інтерметалідів різної форми розміром значно менше 1 мкм, що робить необхідним проведення електронномікроскопічних досліджень на просвіт. Слід зазначити, що у сплаві 1 (Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe) спостерігався значно більший вміст дисперсних частинок інтерметалідів у порівнянні з металом сплаву 2 (Ti-1,5Fe-0,4O). Твердість основного металу становить приблизно 3500...3760 МПа, кількість β -фази — біля 71 % [24].

Мікроструктура вихідного металу економічного титанового сплаву 2 (Ti-1,5Fe-0,4O) представлена на рис. 3. У структурі псевдо- α -сплаву 2 переважає α -фаза з невеликою кількістю β -фази (5...15 %). Структура складається з великих поліедричних зерен первинної α -фази, всередині яких спостерігається структура, що має пакетну морфологію. Дослідження показали, що структура всередині зерна складається із зібраної в колонії пластинчастої α -фази, в проміжках між пластинами якої розташовується β -фаза. Пластини α -фази мають товщину 3...7 мкм, прошарки β -фази між пластинами складають близько 1 мкм. Крім зазначених фазових складових і на тлі α -пластин, і між ними, ймовірно, спостерігаються дисперсні частинки інтерметалідів розміром менше 1 мкм.

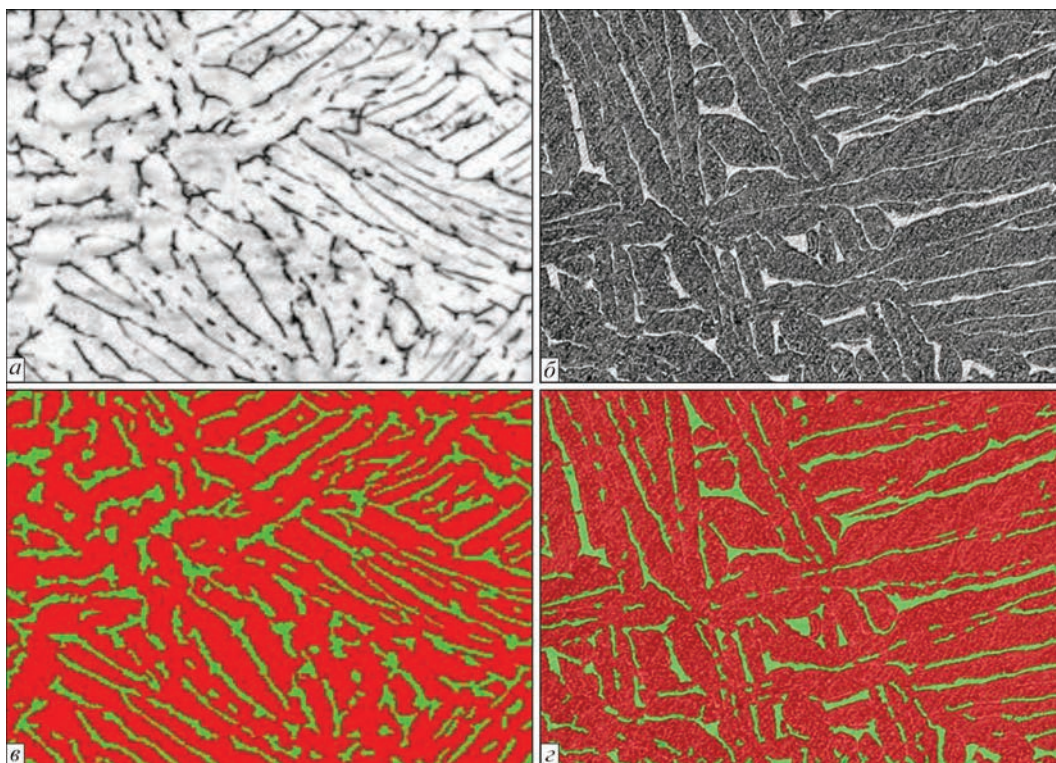


Рис. 3. Мікроструктура вихідного металу досліджуваного сплаву 2: а — світлова ($\times 500$); б — електронна мікроскопія ($\times 2000$); в ($\times 500$) та г ($\times 2000$) — відповідно бінаризоване зображення для визначення частки фаз

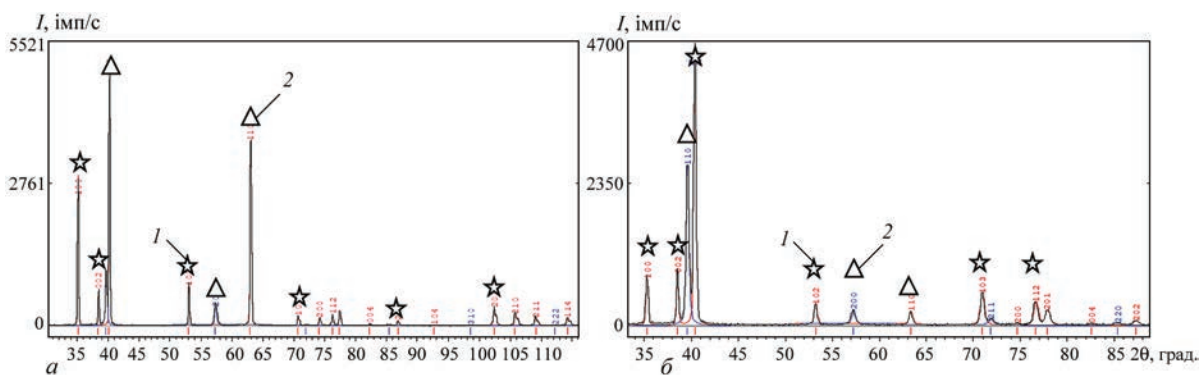


Рис. 4. Результати рентгенофазового аналізу економнолегованих титанових сплавів: а — сплав 1; б — сплав 2; 1 — α -Ti; 2 — β -Ti

З метою визначення складу дисперсних частинок інтерметалідів було проведено енергодисперсійний аналіз на системі JAMP 9500F та встановлено, що в β -фазі титану та в дисперсних інтерметалідних частинках, які спостерігаються в α -фазі, виявлено підвищений вміст заліза, що передбачає можливе утворення в структурі інтерметалідів TiFe. Твердість основного металу складає приблизно 2600...2850 МПа.

Проведені методом рентгеноструктурного аналізу дослідження підтвердили (рис.4), що економнолегований титановий сплав 1 (Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe) є двофазним псевдо- β -сплавом та складається з бета-фази титану (β -Ti) у кількості 89,02 % (параметри ґратки: $a = 2,9400$, $c = 4,670$) та альфа-фази титану (α -Ti) в кількості 10,98 % (параметри ґратки: $a = 3,2225$). Титановий сплав 2 (Ti–1,5Fe–0,4O) є двофазним псевдо- α -сплавом титану, у якому частка альфа-фази (α -Ti) становить 90,42 % (параметри ґратки: $a = 2,9501$, $c = 4,6785$), а бета-фази (β -Ti) — 9,58 % (параметри ґратки: $a = 3,2137$).

Методом просвічуючої ТЕМ досліджено тонку структуру та фазові виділення у досліджуваних титанових сплавах.

У титановому сплаві 1 (Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe) було виявлено дисперсні фазові виділення різної форми та розміру (рис. 5, а, б): частинки Mo_9Ti_4 розміром $(0,02...0,12) \times (0,04...0,17)$ мкм; дисперсні глобулярні частинки Fe_2Ti — $0,01...0,04$ мкм; інтерметаліди Ti_3Al у вигляді темних смуг в α -пластинах розміром $(0,01...0,04) \times (0,03...0,11)$ мкм. Також спостерігалися прошарки Mo_9Ti_4 між пластинками α -фази розміром $(0,04...0,13) \times (0,13...0,5)$ мкм. Об'ємна частка фазових виділень складала, об. %: 5...11 Ti_3Al ; 27...38 Fe_2Ti ; 5...24 Mo_9Ti_4 ; 10...18 Mo_9Ti_4 .

Дослідженнями тонкої структури титанового сплаву 2 (Ti–1,5Fe–O) було виявлено (рис. 5, в, г), що в структурі присутні фазові виділення різної форми та розміру. В пластинках α' -фази дисперсні глобулярні частинки Fe_2Ti

розміром $0,01...0,04$ мкм; штрихові оксиди Ti_3O_5 — $(0,01...0,03) \times (0,05...0,08)$ мкм та в невеликій кількості складні сполуки FeTiO_5 — $(0,07...0,09) \times (0,14...0,21)$ мкм. В смугах β -фази було виявлено глобулярні частинки FeTiO_5 розміром $(0,07...0,09) \times (0,14...0,21)$ мкм. Об'ємна доля фазових виділень складає, об. %: 4...23 Ti_3O_5 ; 8...10 FeTiO_5 ; 6...12 $\text{Ti}_4\text{Fe}_2\text{O}$ та 12...35 Fe_2Ti .

Таким чином, у сплаві 1 зміцнення відбувається за рахунок утворення дисперсних частинок інтерметалідів титану Mo_9Ti_4 та Fe_2Ti , тоді як у сплаві 2 внаслідок підвищеного рівня кисню (0,4 % O) дисперснозміцнюючими частинками переважно є складні оксиди титану Ti_3O_5 , $\text{Ti}_4\text{Fe}_2\text{O}$ та FeTiO_5 при незначній кількості частинок інтерметаліду Fe_2Ti .

Проведені механічні випробування досліджуваних економнолегованих титанових сплавів 1 та 2 приведені у табл. 3.

Аналіз результатів механічних випробувань показав [25], що економнолегований титановий сплав 1 має більш високі показники у порівнянні з показниками сплаву 2, але сплав 2 має чудові показники пластичності (табл. 3).

З метою подальшого підвищення показників пластичності псевдо- β -титанового сплаву 1 необхідно провести відповідну термічну обробку. Для визначення оптимальних режимів термічної обробки проведено фізичне моделювання на прикладі титанового сплаву BT23 (табл. 2) та комп'ютерне моделювання фазових перетворень на досліджуваному титановому сплаві 1 (Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe) та побудовано термокінетичні діаграми (ТКД) фазових перетворень. Вибір титанового сплаву BT23 для проведення фізичного моделювання пов'язано

Таблиця 3. Механічні властивості досліджуваних економнолегованих титанових сплавів [32]

Сплав	Тимчасовий опір розриву (σ_b), МПа	Межа плинності (σ_T), МПа	Відносне подовження (δ), %	Ударна в'язкість, (KCV), Дж/см ²
Сплав 1	1015	939	1,9	3,6
Сплав 2	731	712	13,7	39

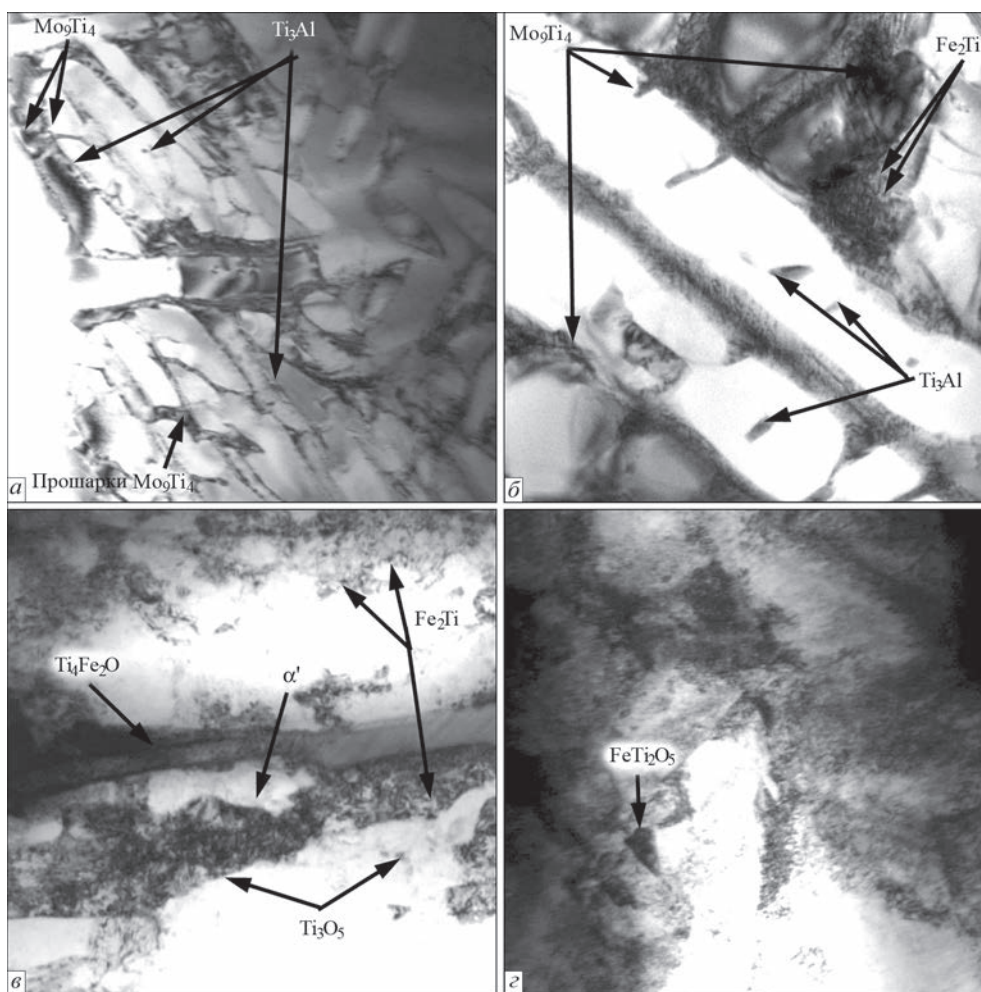


Рис. 5. Тонка структура досліджуваних титанових сплавів та фазові виділення у них: *а, б* — сплав 1; *в, з* — сплав 2, $\times 52000$

з тим, що тільки для цього сплаву є загальнодоступна експериментальна ТКД, з якою можна провести порівняння результатів експерименту.

Дослідження проводили з залученням автоматизованої динамічної системи для моделювання (імітації) термодформаційного стану металів Gleeble 3800. Для визначення критичних температур фазових перетворень було застосовано методику диференційного дилатометричного аналізу. При використанні цієї методики критичні температури визначають, як традиційно прийнято, не по дотичній до дилатограми, а по результатам першої похідної даних дилатометра по температурі. Такий метод дозволяє точніше ідентифікувати незначні зміни розміру зразка титанового сплаву, що відбуваються у ході дилатометричного випробування на фоні теплового розширення матеріалу.

В результаті проведених дилатометричних випробувань і аналізу отриманих даних встановлено критичні температури структурно-фазового перетворення для титанового сплаву ВТ23. По характеру кривої першої похідної дилатометричних даних видно, що для зразків, які були охолоджені зі швидкостями 0,5 та 6,0 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рис. 6, *а, б*), характер

перетворення відрізняється від перетворення, що відбувається у металі зразків, які були охолоджені зі швидкостями 20 та 34 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рис. 6, *в, з*).

Показано, що саме для зразків, охолоджених при швидкостях 0,5 та 6,0 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$, при перетворенні спостерігається пікове підвищення значень першої похідної дилатометричних даних, тоді як при 20 та 34 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ спостерігається пікове зниження. Це свідчить про різний характер формування структурно-фазових складових у ході перетворення для титанового сплаву ВТ23.

Порівняння експериментальної ТКД з отриманою у роботі [26] показало достатньо близькі значення температур формування структурно-фазових складових α - та β -фаз (рис. 7).

Деякі відмінності цих результатів можливо пояснити різними умовами термічного впливу в ході проведення дилатометричних випробувань. Слід також зазначити, що незначний дилатометричний ефект, що отримано на зразках титанового сплаву ВТ23, був значно нижчий, ніж той, що отримано у титановому сплаві ВТ6. Незначний дилатометричний ефект свідчить про те, що лише мала частина металу задіяна у структурно-фазовому перетво-

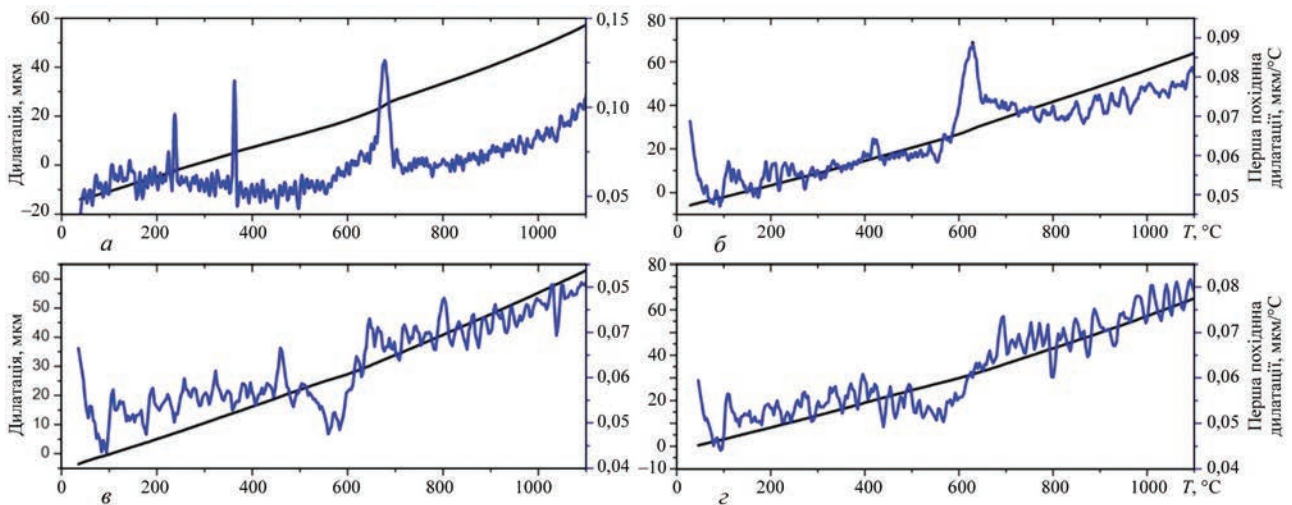


Рис. 6. Аналіз дилатометричних даних, отриманих на зразках сплаву VT23 при швидкостях охолодження $w_{6/5}$, °C/c: а — 0,5; б — 10; в — 20; г — 34

ренні. У порівнянні зі сплавом VT6 при побудові ТКД титанового сплаву VT23 температура максимального нагрівання складала лише 1200 °C проти 1350 °C та була відсутня витримка при максимальній температурі. Тобто для отримання контрастного дилатометричного ефекту при побудові ТКД титанових сплавів необхідно забезпечити достатню витримку металу при високих температурах для перетворення більшого об'єму металу титанового сплаву у β -фазу.

Таким чином, результати, отримані при фізичному моделюванні фазових перетворень у титанових сплавах на приладі Gleeble 3800, дозволять з достатньою точністю побудувати ТКД економнолегованих титанових сплавів та визначити температури перетворень та частку фаз, що формується.

У роботі окрім фізичного моделювання (імітації) фазових перетворень було проведено математичне (комп'ютерне) моделювання фазових перетворень у економнолегованих титанових сплавах.

Одним з основних підходів для розрахунку рівноважних діаграм стану є CALPHAD метод (CALculation of PHase Diagrams) [27], який заснований на порівняльному аналізі розрахункових даних з експериментальною інформацією про фазові рівноваги в системі і термодинамічних властивостях фаз, її складових. Термодинамічні властивості кожної фази описуються математичною моделлю, параметри якої обчислюються шляхом мінімізації різниці між описуваною величиною і її експериментальним значенням, враховуючи всі співіснуючі фази. Після цього можливий перерахунок фазової діаграми і термодинамічних властивостей складових системи фаз.

В якості основного параметра моделі використовується енергія Гіббса, тому що більшість експериментальних даних отримано при певних

значеннях температури і тиску. Крім того, будь-яка термодинамічна величина може бути отримана з енергії Гіббса.

Значення параметрів, що входять в формули для розрахунку енергії Гіббса (G_ϕ), ентальпії (H_ϕ) та ентропії (S_ϕ) будь-якої фази в рамках CALPHAD підходу наведені в базі даних SGTE (Scientific Group Thermodata Europe) [28] для всіх елементів в різних фазових станах. Після того, як параметри $G_{i,p}^I, H_{i,p}^I, S_{i,p}^I$ окремих фаз визначені, властивості кінцевого сплаву розраховуються з використанням добре зарекомендованих моделей суміші, які дозволяють розрахувати внесок кожної фази в повну енергію Гіббса всієї системи (рис. 8).

Пакет програм CALPHAD дозволяє розрахувати теплофізичні властивості титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в залежності від температури випробувань (табл. 4).

На даний час розроблено ряд математичних моделей фазових перетворень, які на основі об'єд-

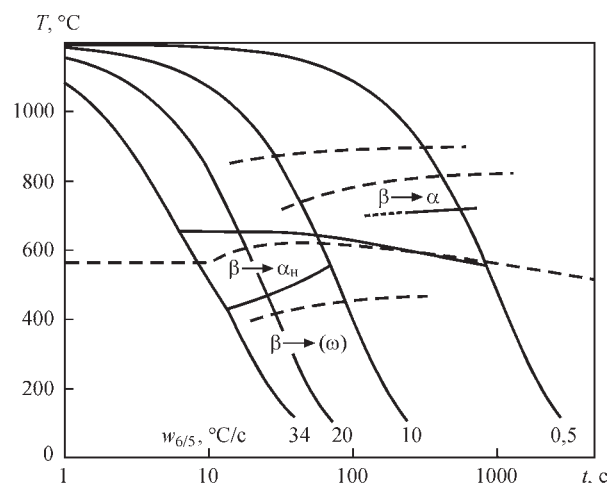


Рис. 7. Порівняння експериментальної ТКД для титанового сплаву VT23 (суцільна лінія) з діаграмою, що отримана у роботі [25] (пунктирна лінія)

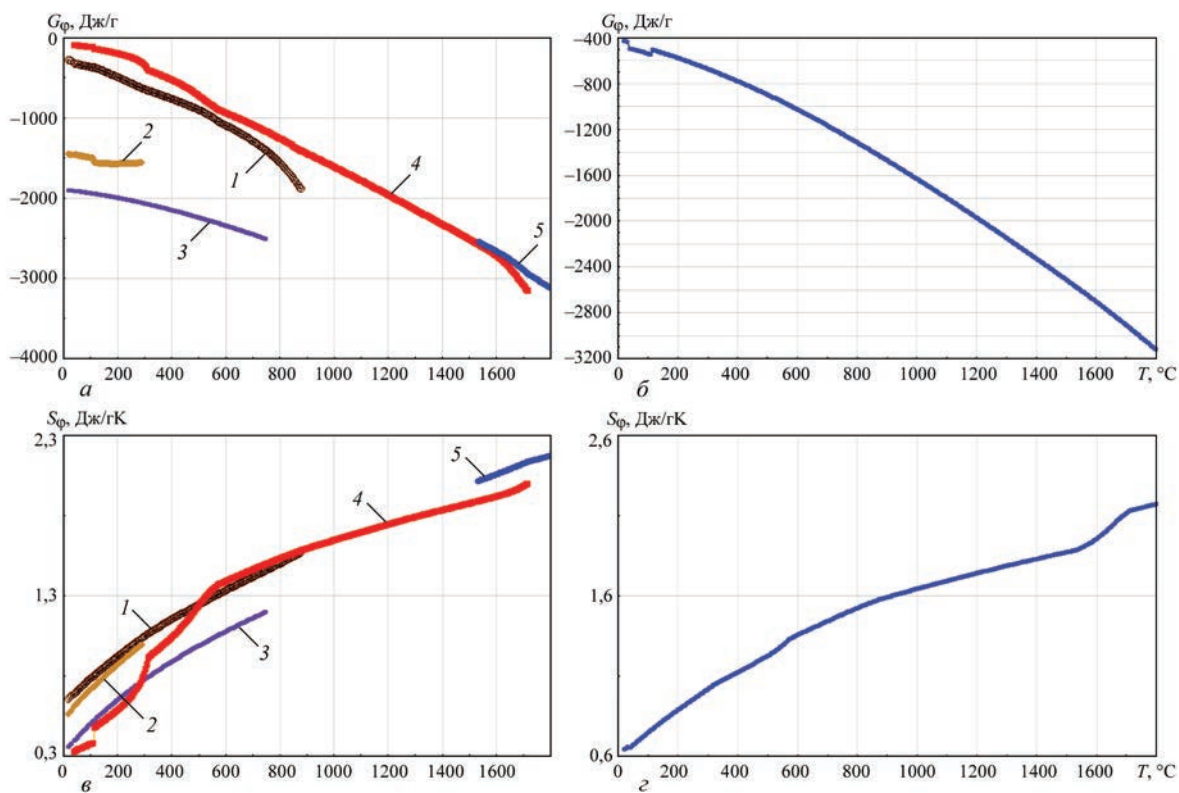


Рис. 8. Вплив температури на розрахункову енергію Гіббса (а, б) та ентропію (в, г) титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe окремо по фазах (а, в) і всієї системи (б, г): 1 — α-фаза; 2 — Ti₃Al; 3 — Ti₅Si₃; 4 — β-фаза; 5 — L

нання термодинаміки і кінетики структурних перетворень багатокомпонентних систем різних матеріалів, в тому числі і титанових сплавів, дозволяють побудувати рівноважну діаграму стану таких систем і діаграми ізотермічного перетворення [29].

Так, наприклад, відповідно до теорії Джонсона–Мехлу–Аврамі (JMA), для титанового сплаву зміна об’ємної частки α-фази x в процесі розпаду β-фази

при постійній температурі (T) в припущенні, що виділяються частки α-фази, мають сферичну форму, може бути описано наступним рівнянням [30]:

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

де V — об’ємна частка α-фази, виділена за час t ; V_{eq} — рівноважна частка α-фази в металі при тем-

Таблиця 4. Розрахункові властивості титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

Температура, °C	Щільність, кг/м³	Коефіцієнт теплопровідності, Вт/мК	Коефіцієнт теплоємності, Дж/кг·К	Коефіцієнт термічного розширення, 10 ⁻⁶ /К	Модуль пружності, ГПа	Коефіцієнт Пуасона
25	4,199	35,522	526,00	14,520	98,877	0,329
100	4,185	38,124	552,06	14,613	95,341	0,331
200	4,166	40,933	575,20	15,172	90,443	0,335
300	4,145	43,452	596,49	15,734	85,333	0,340
400	4,123	45,841	617,75	16,300	80,009	0,345
500	4,101	48,158	642,20	16,869	74,466	0,350
600	4,076	50,433	716,69	17,440	68,699	0,355
700	4,053	52,510	742,36	17,825	62,647	0,361
800	4,030	54,510	1278,73	18,081	56,617	0,367
900	4,119	43,643	718,32	7,367	71,445	0,374
1000	4,094	45,920	745,19	8,746	65,255	0,381
1100	4,072	48,366	823,97	9,699	60,744	0,389
1200	4,055	51,058	1060,54	10,070	59,323	0,398
1300	3,994	53,775	1159,41	9,644	61,106	0,411
1400	4,036	55,922	1040,40	9,790	56,234	0,424
1500	3,979	56,747	2606,13	12,517	37,421	0,439

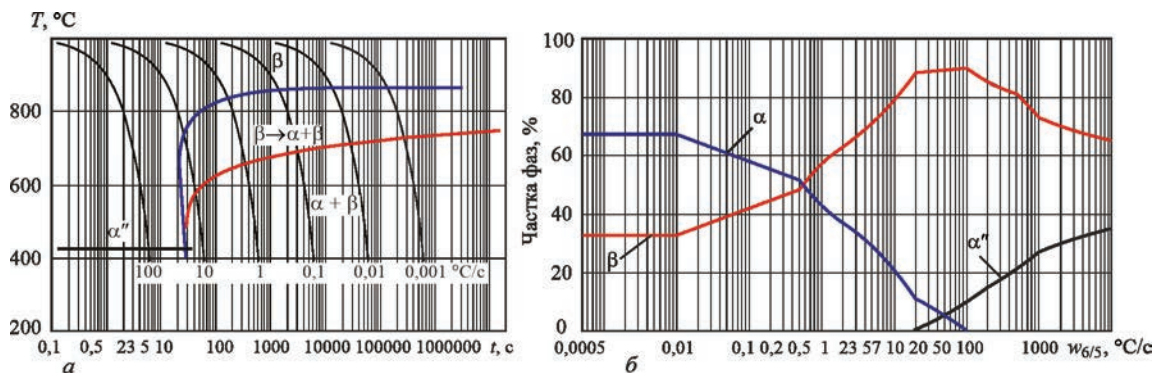


Рис. 9. Розрахункові діаграми: *a* — термокінетична діаграма перетворення; *б* — вплив швидкості охолодження на частку фаз в економнолегованому титановому сплаві Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

пературі T ; N_r — швидкість виділення α -фази, $\text{м}^3 \cdot \text{с}^{-1}$; G_r — швидкість росту часток α -фази, м/с .

Для практичних розрахунків рівняння (1) зазвичай використовують в узагальненому вигляді [31]:

$$x = 1 - \exp(-kt^n), \quad (2)$$

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

Побудовану таким чином ізотермічну діаграму перетворення (ТТТ), використовуючи відомі правила адитивності [32], можливо перерахувати у діаграму безперервного охолодження (ССТ).

За наведеною методикою CALPHAD для економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe було отримано розрахункову діаграму фазових перетворень (рис. 9, *a*), яка дозволяє оцінити температури початку $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення, необхідну швидкість охолодження для отримання певного співвідношення β/α -фаз (рис. 9, *б*), час перетворення, критичну швидкість перетворення, при якій починає формуватися мартенситоподібна α' -фаза. По діаграмі визначено температури початку перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ (850...875 °C) для швидкостей охолодження 0,01...10,0 °C/c та температури кінця $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення (600...660 °C) для цих же швидкостей.

Критична швидкість охолодження, вище якої починає формуватися мартенситоподібна α' -фаза для досліджуваного титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe складає 20 °C/c (рис. 9, *б*). Аналіз отриманих результатів показав, що з підвищенням швидкості охолодження кількість α -фази неперервно зменшується, кількість β -фази спочатку зростає, а після того, як починає формуватися α' -фаза, зменшується (рис. 9, *б*). Максимальна кількість β -фази формується у діапазоні швидкостей охолодження 50...100 °C/c, але при цьому починає зростати кількість α' -фази, яка лімітує пластичні властивості економнолегованого сплаву.

Таким чином, використання розрахункових методів моделювання структурно-фазових перетворень у економнолегованих титанових сплавах дозволяє оптимізувати їх структурно-фазовий склад та підвищити механічні властивості.

Висновки

1. Встановлено, що економнолегований титановий сплав 1 (Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe) є двофазним псевдо- β -сплавом, у якому доля β -фази титану складає 89,02 % та α -фази — 10,98 %. Титановий сплав 2 (Ti–1,5Fe–0,4O) є двофазним псевдо- α -сплавом титану, у якому доля α -фази становить 90,42 % та β -фази — 9,58 %.

2. Встановлено, що у сплаві 1 (Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe) зміцнення відбувається за рахунок утворення дисперсних частинок інтерметалідів титану Mo_3Ti_4 та Fe_2Ti , тоді як у сплаві 2 (Ti–1,5Fe–0,4O) — дисперснозміцнюючими частинками оксидів титану Ti_3O_5 , $\text{Ti}_4\text{Fe}_2\text{O}$ та FeTiO_5 (внаслідок підвищеного рівня кисню 0,4 % O) при незначній кількості інтерметалідів Fe_2Ti .

3. Аналіз результатів механічних випробувань показав, що економнолегований титановий сплав 1 (Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9 Fe) має більш високі показники міцності (тимчасовий опір розриву — 1015 МПа, межа плинності — 939 МПа) у порівнянні з показниками міцності сплаву 2 (731 та 713 МПа відповідно). Але сплав 2 має чудові показники пластичності: відносне подовження — 13,7 % та ударну в'язкість KCV_{+20} — 39 Дж/см².

4. Результати, отримані при фізичному моделюванні фазових перетворень у титанових сплавах на приладі Gleeble 3800, дозволяють з достатньою точністю побудувати ТКД економнолегованих титанових сплавів, визначити температури перетворення та кількість фаз, що формується.

5. Встановлено, що з підвищенням швидкості охолодження кількість α -фази неперервно зменшується, кількість β -фази спочатку зростає, а після того, як починає формуватися α' -фаза,

зменшується. Критична швидкість охолодження для досліджуваного титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe складає 20 °C/с. Максимальна кількість β -фази формується у діапазоні швидкостей охолодження 50...100 °C/с, але при цьому починає зростати кількість α'' -фази, яка лімітує пластичні властивості економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe.

Список літератури/References

- Peters, M., Hemptnermacher, J., Kumpf, J., Leyens, C. (2003) *Structure and properties of titanium and titanium alloys. Titanium and titanium alloys — fundamentals and applications*. Wiley-VCH. <http://dx.doi.org/10.1002/3527602119.ch1>
- Leyens, C., Peters, M., Kaysser, W.A. (2001) *Oxidation resistant Ti–Al–(Cr) coatings for titanium alloys and titanium aluminides. Titanium '99: Science and Technology, II*. Wiley-VCH, 866–875. <https://elib.dlr.de/17219/>
- Leyens, C., Peters, M. (2003) *Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications*. WILEY-VCH, Germany. <http://dx.doi.org/10.1002/3527602119>
- Noriyuki Hiramatsu (2014) Aviation and space (materials). *J. of the Japan Welding Society*, 83(2), 117–123. <http://dx.doi.org/10.2207/jjws.83.117>
- Basim A. Khidhir, Yassin Mustafa Ahmed, Ksm Sahari, Mahadzir Ishak (2012) Titanium and its alloy. *Int. J. of Sci. and Research (IJSR)*, 3(10). https://www.researchgate.net/publication/267034976_Titanium_and_its_Alloy
- Wollmann, M., Kiese, J., L., Wagner (2012) *Properties and applications of titanium alloys in transport*. https://www.researchgate.net/publication/285751817_Properties_and_applications_of_titanium_alloys_in_transport
- Ikuhiro Inagaki, Tsutomu Takechi, Yoshihisa Shirai, Nozomu Ariyasu (2014) Application and features of titanium for the aerospace industry. *Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report*, 106, 22–27. <https://www.nipponsteel.com/en/tech/report/nssmc/pdf/106-05.pdf>
- Salihua Sani, A., Suleimanb, Y.I., Eyinavia, A.I. Abdullahi Usmana (2019) Classification, properties and applications of titanium and its alloys used in aerospace, automotive, biomedical and marine industry. *Int. J. of Precious Engineering Research and Applications (IJPERA)*, 4(3), 23–36. <http://www.ijpera.com/papers/Vol-4iss-3/E04032336.pdf>
- Boyer, R.R. (2010) Attributes, characteristics and applications of titanium and its alloys. *JOM, Metals & Materials Society*, 62(5), 21–24. <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-010-0071-1>
- Birhan Sefer (2014) *Oxidation and Alpha case phenomena in titanium alloys used in aerospace industry: Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo and Ti–6Al–4V* (publish. PhD thesis from Lulea University of Technology).
- Uhlmann, E., Kersting, R., Klein, T.B. et al. (2015) Additive manufacturing of titanium alloy for aircraft components. *Proc. of CIRP*, 35, 55–60. <http://dx.doi.org/10.1016/j.procir.2015.08.061>
- Yanko, T., Brener, V., Ovchinnikov, O. (2020) Production of spherical titanium alloy powders used in additive manufacturing from titanium scrap. *MATEC Web Conf.*, 321, 07008. <https://doi.org/10.1051/mateconf/202032107008>
- Smythe, S.A., Thomas, B.M., Jackson, M. (2020) Recycling of titanium alloy powders and swarf through continuous extrusion (Conform™) into affordable wire for additive manufacturing. *Metals*, 10, 843. <https://doi.org/10.3390/met10060843>
- Motyka, M., Kubiak, K., Sieniawski, J., Ziąja, W. (2014) Phase transformations and characterization of $\alpha+\beta$ titanium alloys. *Comprehensive Materials Processing*, Elsevier, 7–36. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096532-1.00202-8>
- Conrad, H. (1981) Effect of interstitial solutes on the strength and ductility of titanium. *Progress in Mat. Sci.*, 26(2–4), 123–403. [http://dx.doi.org/10.1016/0079-6425\(81\)90001-3](http://dx.doi.org/10.1016/0079-6425(81)90001-3)
- Jun Zhu, Akira Kamiya, Takahiko Yamada et al. (2003) Influence of boron addition on microstructure and mechanical properties of dental cast titanium alloys. *Mater. Sci. & Engin. A*, 339(1–2), 53–62. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00102-8](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00102-8)
- Tomohiro Ando, Koichi Nakashima, Toshihiro Tsuchiyama, Setsuo Takaki (2007) Precipitation of fine beta-phase in high nitrogen titanium alloy. *Proc. of Conf. Ti-2007 Science and Technology*. Ed. by M. Ninomi. The Japan Institute of Metals, 447–450.
- Marie Koike, Chikahiro Ohkubo, Hideki Sato et al. (2005) Evaluation of cast Ti–Fe–O–N alloys for dental applications. *Mater. Sci. & Engin. C*, 25(3), 349–356. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msec.2005.04.002>
- Ding, C., Liu, C., Zhang, L. et al. (2021) Design of low-cost and high-strength titanium alloys using pseudo-spinodal mechanism through diffusion couple technology and CALPHAD. *Materials*, 14, 2910. <https://doi.org/10.3390/ma14112910>
- (1996) Titanium '95. *Sci. and Technol. Proc. 8th World Conf. on Titanium 1995. Birmingham (UK, London)*. The Institute of Materials, The University Press, Cambridge, 3, 1911–2914.
- Weiss, I., Semiatin S.L. (1998) Thermomechanical processing of beta titanium alloys — an overview. *Mat. Sci. Eng. A*, 243, 46–65.
- Ivasishin, O.M., Markovsky, P.E., Matviychuk, Yu.V. et al. (2008) A comparative study of the mechanical properties of high-strength β -titanium alloys. *J. Alloys and Compound*, 457(1–2), 296–309. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.03.070>
- Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Berezos, V.O. et al. (2020) Structure and properties of structural sparsely-doped alloys produced by EBM. *Suchasna Elektrometal.*, 4, 7–15 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.37434/sem2020.04.02>
- Hrygorenko, S.G., Taranova, T.G., Kostin, V.A. et al. (2021) Influence of heat treatment on the structure and fracture mode of welded joints of sparsely-alloyed titanium alloy. *Ibid.*, 3, 42–48 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.37434/sem2021.03.07>
- Ivasishin, O.M., Akhonin, S.V., Savvakina, D.G. et al. (2018) Effect of microstructure, deformation mode and rate on mechanical behavior of electron-beam melted Ti–6Al–4V and Ti–1.5Al–6.8Mo–4.5Fe alloys. *Usp. Fiz. Met.*, 19(3), 309–336. <https://doi.org/10.15407/ufm.19.03.309>
- Popova, L.E., Popov, A.A. (1991) *Diagrams of the transformation of austenite in steels and beta solution in titanium alloys*. 3rd Ed. Moscow, Metallurgiya.
- Lukas, H.L., Fries, S.G., Sundman, B. (2007) *Computational Thermodynamics: The Calphad Method*. Cambridge, U.K., Cambridge University Press. <http://dx.doi.org/10.1017/CBO9780511804137>
- Dinsdale, A.T. (1991) SGTE data for pure elements. *Calphad*, 15(4), 317. [http://dx.doi.org/10.1016/0364-5916\(91\)90030-N](http://dx.doi.org/10.1016/0364-5916(91)90030-N)
- Buchmayr, B., Kirkaldy, J.S. (1990) Modeling of the temperature field, transformation behavior, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region. *J. Heat Treating*, 127–136. <https://doi.org/10.1007/BF02831633>
- Porter, D.A., Easterling, K.E. (1992) *Phase transformations in metals and alloys*. Chapman & Hall, London. <http://dx.doi.org/10.1201/9781003011804>

31. Saunders, N., Li, X., Miodownik, A.P., Schille, J.-P. (2003) An integrated approach to the calculation of materials properties for Ti-alloys. *Proc. of 10th World Conf. on Titanium (Hamburg, Germany 13–18 July 2003)*. Vol. 1. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KgaA, 197–204.
32. Kirkaldy, J.S., Venugopalan, D. (1984) *Phase transformation in ferrous alloys*. A.R. Marder and J.I. Goldstein Eds. AIME, Philadelphia, 125–148.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF SPARSELY-ALLOYED Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe TITANIUM ALLOY PRODUCED BY ELECTRON BEAM MELTING

V.A. Kostin, O.M. Berdnikova, S.G. Hrygorenko, T.G. Taranova, O.S. Kushnareva, V.V. Zhukov
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

Experimental sparsely-alloyed Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe and Ti–1.5Fe–0.4O titanium alloys, produced by cold-hearth electron beam melting, were studied. Metallographic, structural, X-ray structural and transmission electron microscopy studies were conducted, thermokinetic diagrams of titanium alloy transformation were plotted, and critical cooling rates were determined, physical and computer modeling of phase transformations in the studied titanium alloys was performed. It was found that sparsely-alloyed Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe titanium alloy is a two-phase pseudo- β -alloy, and Ti–1.5Fe–0.4O alloy is a two-phase pseudo- α -alloy. It was established that in Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy hardening occurs due to formation of dispersed particles of Mo_3Ti_4 and Fe_2Ti titanium intermetallics, and in Ti–1.5Fe–0.4O alloy it is ensured by dispersion-strengthening particles of Ti_3O_5 , $\text{Ti}_4\text{Fe}_2\text{O}$ and FeTiO titanium oxides. Sparsely-alloyed Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe titanium alloy has higher strength values, compared to these values of Ti–1.5Fe–0.4O alloy, but lower ductility and impact toughness values. Critical cooling rate for the experimental Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe titanium alloy is equal to 20 °C/s. Ref. 32, Tabl. 4, Fig. 9.

Key words: sparsely-alloyed titanium alloys; electron beam melting; microstructure; titanium alpha- and beta-phases; dispersion-strengthening particles; titanium oxides; intermetallics; structural transformations; Gleeble 3800; modeling

Надійшла до редакції 07.04.2022

HYPERTHERM ASSOCIATES —

нова корпоративна назва виробника плазмової продукції HYPERTHERM та водоструйної продукції OMAX



Hypertherm змінює свою корпоративну назву на Hypertherm Associates, назву, яка представляє еволюцію компанії від виробника продуктів плазмового різання до постачальника багатотехнологічних рішень для промислового різання зі своїми людьми («Associates») в основі всього, що він робить для підтримки та вирішення проблем

клієнтів. Hypertherm Associates продовжить пропонувати провідну в галузі лінійку рішень для промислового різання, включаючи плазмову, водоструйну, програмне забезпечення та багато іншого, організованих у чотирьох різних напрямках. Hypertherm® і надалі залишатиметься брендом рішень для плазмового різання, а OMAX® залишиться іменем для своїх провідних на ринку систем гідроабразивного різання. Дві нещодавно визначені групи, Hypertherm Associates Software Group і Hypertherm Associates Aftermarket Group, охоплюватимуть такі бренди продукції, як ProNest®, Robotmaster®, Centricut® laser і AccuStream®.

Hypertherm Associates — американський виробник продуктів для промислового різання та програмного забезпечення. Його продукцію, включаючи системи плазми Hypertherm і гідроабразивних систем OMAX, компанії по всьому світу використовують для будівництва кораблів, літаків і залізничних вагонів; при будівництві сталевих споруд, виготовленні важкого обладнання та вітрових турбін тощо. На додаток до систем різання, компанія створює ЧПУ та програмне забезпечення, яке забезпечує продуктивність і надійність, що призводить до підвищення продуктивності та прибутковості для сотень тисяч підприємств.

Компанія Hypertherm Associates, заснована у 1968 р., є 100-відсотковою асоційованою компанією, у якій працюють близько 2000 співробітників, які працюють і представлені партнерами по всьому світу.

Дізнайтеся більше по посиланню: www.HyperthermAssociates.com

Розендал, Нідерланди

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МОДИФІКОВАНОЇ НАНОЧАСТИНКАМИ СТАЛІ 20, ОТРИМАНОЇ СПОСОБОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ

В.В. Пашинський, М.П. Гадзира, С.В.Ахонін, Я.Г. Тимошенко, В.О. Березос

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

Досліджено особливості формування мікроструктури та механічних властивостей сталі 20, модифікованої наночастинками комплексного модифікатора на основі SiC та відновленого вольфраміту. Встановлено, що взаємодія вольфраміту з терморозширеним графітом призводить до формування складних карбідів $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, $\text{W}(\text{N}, \text{C})$, FeC та Fe_2Si . Переплаву методом ЕПП піддавали композиції на основі порошкового заліза марки ПЖР-4М та синтезованих лігатур. Отримані зливки піддавали гарячій прокатці при температурах 600...1000 °С зі ступенем деформації до 90 %, після чого метал піддавали гартуванню у воді з температур 870...970 °С та відпуску при температурах 500...650 °С. Отримані значення межі плинності на рівні 800...1000 МПа при відносному подовженні 15...20 %. Встановлено, що механізм дії модифікатора проявляється як у подрібненні зерна сталі, так і у реалізації дисперсійного зміцнення за рахунок блокування рухомих дислокацій дисперсними частинками. Експериментально підтверджено, що збільшення вмісту дисперсних карбідів вольфраму в дослідних плавках призводить до більш явного та стабільного ефекту фізичної плинності у зміцненому стані, що можна вважати індикатором наявності нанорозмірної високоміцної модифікуючої фази. Бібліогр. 15, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: електронно-променева плавка; модифікування; наночастинки; межа плинності; відносне подовження; прокатка; гартування; відпуск; дислокації; джерело Франка–Ріда

Вступ. Проблема розробки та виробництва металевих матеріалів з високими значеннями характеристик міцності та пластичності є актуальною впродовж всієї історії розвитку металургії. Постійно зростаючі вимоги сучасної промисловості до рівня характеристик у поточний час доповнюються необхідністю отримувати такі матеріали з використанням технологій, дружніх до навколишнього середовища, а самі матеріали мають бути пристосованими до ефективної утилізації та вторинного використання. Можливості традиційної виплавки та легування стосовно конструкційних (машинобудівних) сталей багато у чому вичерпані, тому актуальними стають дослідження можливостей підвищення комплексу характеристик сталей шляхом застосування технологій прямого отримання сплаву необхідного складу з шихтової заготовки на основі відновленого заліза з використанням переплавних процесів (індукційної та вакуумно-індукційної плавок, електронно-променевого перепау). Використання процесів, які протікають в захисній атмосфері або у вакуумі та мають високу технологічну гнучкість, розширюють можливості легування та модифікування матеріалу інноваційними лігатурами та модифікаторами.

Одним з перспективних шляхів керування комплексом властивостей металевих сплавів є

введення до їх складу на етапі виплавки модифікуючих компонентів на основі нанорозмірних частинок карбідів, нітридів, інтерметалідів [1, 2]. Особливостями зміцнення частинками малого розміру є те, що такий прийом дозволяє реалізувати комплексний вплив на структуру матеріалу та задіяти одночасно декілька механізмів зміцнення. В роботах [3, 4] автори вказують на великий потенціал такої обробки з точки зору подрібнення зерна в сталі та зниження схильності їх до зростання при термічному впливі за рахунок зниження рухливості границь зерен, які блокуються великою кількістю наночастинок. Проте, вплив наночастинок не обмежується тільки гальмуванням росту зерна. Завдяки розвиненій поверхні контакту вони мають вплив на кінетику та перебіг фазових перетворень у сталях. Зокрема, в роботі [4] подрібнення зерна сталі при введенні в неї наночастинок TiC у кількості 0,054 мас. % пояснюється тим, що поверхня частинок становиться місцем зародження нових зерен фериту при охолодженні з аустенітного стану. Аналогічний ефект зафіксовано в роботі [5] при введенні наночастинок MgO, поверхня яких піддавалася спеціальній обробці. В роботі [6] встановлено, що введення у склад низьковуглецевої легованої сталі наночастинок TiC–TiB₂ призводить до стримування формування фериту

В.В. Пашинський — <https://orcid.org/0000-0003-0118-4748>, Scopus ID7004721567,

М.П. Гадзира — <https://orcid.org/0000-0003-4778-8352>, С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>,

Я.Г. Тимошенко — <https://orcid.org/0000-0003-4330-0970>, В.О. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>

відманштеттної морфології при охолодженні сталі, що підвищує її пластичність. В якості механізмів зміни механічних характеристик при введенні наночастинок автори виділяють крім ефекту подрібнення зерна ефект дисперсійного зміцнення та явище зміни міцностних характеристик за рахунок генерування механічних напружень внаслідок різниці термічних коефіцієнтів розширення металевої матриці та наночастинок. Важливим є те, що ефект зміцнення спостерігається при відносно невеликих концентраціях наночастинок [7]. Введення частинок Fe_2B та TiB_2 в високоміцні будівельні сталі призводить до зростання межі міцності при збереженні високої пластичності та модуля Юнга.

Існує два підходи до формування матеріалів, зміцнених наночастинами. Перший — формування наночастинок в самому матеріалі в процесі фазових перетворень під впливом термічної або термомеханічної обробки. В роботах [8, 9] автори розглядають зміцнення наночастинами, які утворюються в матеріалі внаслідок виділення надлишкових фаз. Цей шлях більш простий з технологічної точки зору, але такий підхід унеможливує вплив на первинну структуру матеріалу, яка формується при кристалізації, бо виділення зміцнюючих фаз відбувається на завершальному етапі обробки матеріалу. Введення наномодифікаторів у склад шихтових матеріалів або під час формування зливка є другим підходом. Він дає більше можливостей з точки зору керування структурою та властивостями сплавів на різних масштабних рівнях, але є більш складним з технологічної точки зору. В роботах зустрічається суперечлива інформація щодо технології введення наночастинок у склад сталей. В ряді досліджень використовуються методи локального впливу: селективне лазерне плавлення [3]; варіант механічного процесу — отримання композиту методом накопичувального з'єднання при прокатці (Accumulative roll bonding) [10]; методи порошкової металургії [11]. В тих роботах, де автори декларують можливість виробництва масової продукції зі сталей, що модифіковані наночастинами [1, 2, 7], в основному використовується перший підхід. Роботи з використанням другого підходу носять, в основному, пошуковий характер і запропоновані в них технології ще не вийшли із стану експериментальних. Питання щодо ефективної технології введення наночастинок у сталь при масовому виробництві на даний момент не вирішено, але потенційно ширші можливості таких технологій роблять їх надзвичайно привабливими.

Також дискусійним є питання про природу та хімічний склад наночастинок, що вводяться у сталь. В якості зміцнюючої фази автори пропонують вико-

ристовувати оксидні системи [5], карбіди та нітриди сильних карбідоутворюючих елементів [3, 4], бориди [7], інтерметалічні сполуки [1]. Велика кількість робіт присвячена дослідженню можливості використання в якості зміцнюючої фази карбіду кремнію, але в більшості ці частинки мають розмір значно більший ніж наномасштаб [12]. Використання SiC цікаво тим, що ця сполука може виступати не тільки як самостійна зміцнююча фаза, але і як відновлювач в оксидних системах. Це явище використовується для отримання складних сумішей карбідів та силіцидів в оксидних системах [13]. Такі матеріали мають великий потенціал як основа для модифікуючих сумішей наночастинок і одночасно процес їх синтезу є ресурсо- та енергозберігаючим, тому що формування модифікатора проходить в системах з великою кількістю сировинних матеріалів з невеликою вартістю і не вимагає енергоємних процесів плавлення.

Таким чином встановлено, що принцип формування металевих матеріалів з використанням процесів модифікування нанорозмірними сумішами оксидних, карбідних, нітридних та боридних з'єднань дозволяє отримати матеріали з високими значеннями міцності та пластичності одночасно. Але існуючі технологічні процеси не доведені до широкого промислового використання. Судячи з наявної інформації, найбільший ефект досягається при використанні високотехнологічних процесів локального плавлення. Не вирішеним також є питання вибору найбільш ефективних зміцнюючих фаз в залежності від природи матриці сплаву. Тому проведення досліджень в цих напрямках становить як науковий, так і великий практичний інтерес.

Метою даної роботи є дослідження особливостей формування мікроструктури та механічних властивостей сталі 20, модифікованої наночастинами комплексного модифікатора на основі системи SiC та відновленого вольфраміту при використанні способу електронно-променевої плавки (ЕПП).

В процесі дослідження вирішували задачі встановлення можливості отримання високоякісного зливка шляхом електронно-променевого переплаву порошкової заготовки, встановлення впливу нанорозмірного модифікатора на механічні властивості отриманої сталі після різних режимів термічної та деформаційної обробок, виявлення особливостей структури та властивостей отриманого матеріалу.

Матеріали та методика досліджень. Нанорозмірні порошки модифікаторів отримували шляхом високотемпературного синтезу із елементів та відновленням оксидних сполук вуглецем. Для цього використовували високодисперсний твердий розчин вуглецю в карбіді кремнію (SiC–C) [14] і збагачений

рудний концентрат вольфрамиту та терморозширений графіт (ТРГ). Приготування вихідної суміші та процес диспергування і гомогенізації здійснювали в фарфоровому барабані на одновалковому млині з використанням керамічних кульок. Час гомогенізації становив три години. Синтез проводили при температурах 1250 °C (SiC) та 1700 °C (відновлений вольфрам) в модифікованій промисловій індукційній установці СПД-120 при використанні проточного аргону. Після синтезу диспергування продуктів проводили в планетарному млині. Створення порошкових композицій на основі порошкового заліза марки ПЖР-4М та синтезованих порошків (лігатур), утворених в системах Si–C та C–вольфрам, проводили в фарфоровому барабані на двохвалковому млині. Час змішування не перевищував трьох годин. Сформовані порошкові композиції з додаванням SiC (1,5...3,0 %) та відновленого вольфрамиту (2,0...3,0 %) спікались при температурі 1000 °C у циліндричні заготовки діаметром 180 мм та висотою 350 мм. Загальна вага шихтових заготовок складала 22...23 кг.

Для отримання зливок дослідної сталі використовували багатоцільову лабораторну електронно-променеву установку УЕ-208М [15], яка забезпечує можливість проведення декількох технологічних процесів на ній. Вакуумна система установки дозволяє створювати і підтримувати розрідження в обсязі плавильної камери до $6 \cdot 10^{-2}$ Па на початку процесу плавки і в діапазоні 10^{-1} Па під час плавки, яке забезпечує безперебійну роботу гармат і необхідний ступінь рафінування металу, що переплавляється, протягом всього технологічного процесу.

На електронно-променевої установці УЕ-208М був проведений переплав спечених порошкових заготовок при 1000 °C у зливки діаметром 110 мм. Після виплавки зливки охолоджували в камері плавки в умовах вакууму. Після охолодження зливок проводили їх маркування та відбирали від них проби на хімічний і газовий аналізи.

З метою проведення дослідження якості металу одержаних зливок діаметром 110 мм заліза, модифікованого порошковим модифікатором, поверхневий шар обдирали на токарному верстаті для видалення поверхневих дефектів, утворених в процесі плавки. Визначення глибини залягання і конфігурації усадкової раковини і інших неоднорідностей в металі проводили методом неруйнівного ультразвукового контролю (УЗК) з використанням дефектоскопу УД4-76.

Прокатку зливок виконували на прокатному стані Skoda 355/500 в діапазоні температур 600...1000 °C зі ступенем деформації до 90 %. Для формування необхідного структурного стану

метал піддавали гартуванню у воді з температур 870...970 °C та відпуску на повітрі при температурах 500...650 °C

Механічні властивості визначали при випробуваннях на розтягнення згідно ДСТУ EN 10002-1:2006. Фазовий рентгеноструктурний аналіз проводили шляхом зняття рентгенограм полікристалічних матеріалів на дифрактометрі ДРОН-УМ1 (CuK_α -випромінювання), в якому була реалізована схема зйомки по Бреггу–Бретано з монохроматором на дифрагованому пучку. Вивчення мікроструктури досліджуваної модифікованої сталі проводили на растровому електронно-мікроскопі Superprobe-733.

Отримані результати та їх обговорення. Взаємодія вольфрамиту з терморозширеним графітом (ТРГ) призводить до формування складних карбідів $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, $\text{W}(\text{N}, \text{C})$, FeC та Fe_2Si . Процес відновлення сприяє формуванню гетерофазного складу та утворенню складних агломератів карбідів (рис. 1).

В цілому, доля карбідів є домінуючою і складає більше 80 %, що може свідчити про можливість використання утвореної лігатури в якості модифікатора заліза поряд з лігатурою на основі карбіду кремнію. Присутність потрійного карбіду $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ та FeC може сприяти формуванню в розплаві заліза дисперсно-зміцнюючих частинок та прояві високої міцності та пластичності за рахунок їх високодисперсного стану.

Електронно-променевому переплаву піддавали заготовки з різним вмістом модифікатора в порошковій суміші. Склад модифікатора обирався з двох компонентів — нанорозмірного карбіду кремнію та продукту, утвореного в системі ТРГ–вольфрам з фазовим складом: 34 % $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, 30 % $\text{W}(\text{C}, \text{N})$, 16 % FeO , 13 % Fe_2Si , 7 % C. Використання для модифікування SiC та продукту, утвореного в системі ТРГ–вольфрам в різних співвідношеннях, призвело до формування зливок з хімічним складом, представленим в таблиці.

Як видно з таблиці, метал дослідних зливок є досить чистим за вмістом шкідливих домішок (S, P) та домішків легуючих елементів (Cr, Ni, Mo, Ti, V, Mn). Це є наслідком використання чистих шихтових матеріалів та рафінуючих можливостей ЕПП. Важливим є факт, що, не дивлячись на високий вміст вуглецю в модифікаторі, враховуючи вміст вуглецю в SiC та присутність вільного вуглецю в продуктах синтезу на загальному рівні 1,2...1,5 мас. %, кінцевий вміст його в сталі є досить низьким (0,12...0,32 %). В той же час, вміст кремнію досить високий, близький до очікуваного, виходячи з матеріального балансу плавки. Це свідчить про протікання реакцій відновлення

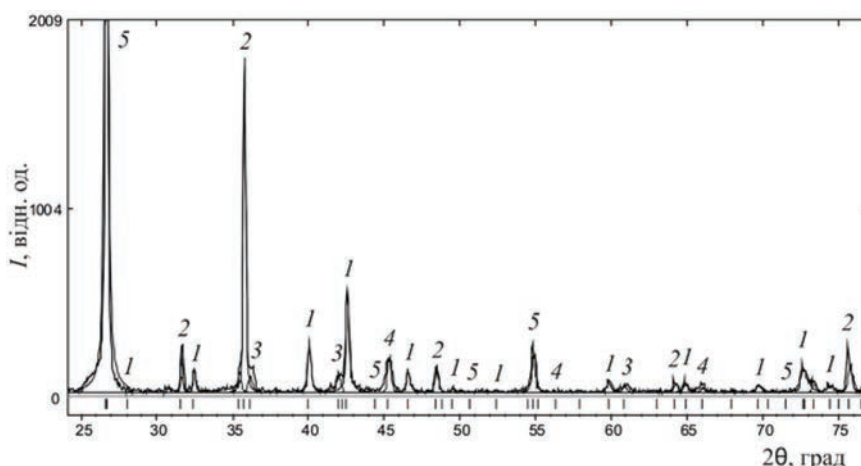


Рис. 1. Фрагмент рентгенограми продуктів взаємодії терморозширеного графіту з вольфрамітом при масовому співвідношенні 1,0:2,5 при температурі 1700 °С, мас. %: 1 — 33,8 Fe₃W₃C; 2 — 29,8 W(C, N); 3 — 16,4 FeC; 4 — 12,9 Fe₂Si; 5 — 7,1 C

оксидів в процесі ЕПП, причому продукти реакції з участю вуглецю були у газовій фазі і видалялися з системи, а продукти реакції кремнію — в твердій фазі і в системі залишалися у вигляді неметалевих з'єднань (оксидів, силікатів). З цього було зроблено висновок, що в наступних експериментах слід дослідити можливість підвищення ступеня засвоєння SiC за рахунок введення у шихту більш активного розкислювача (наприклад Al або Ti).

Іншим напрямком удосконалення технології переплаву є проведення спікання порошкової заготовки в захисному середовищі. Сформований порошковий циліндр в результаті термічної обробки при 1000 °С містить значну кількість оксидів заліза, кремнію та вольфраму, що утворилися при частковому доступі кисню з повітря. Тому в процесі ЕПП з використанням проміжної ємності крім модифікування відбувається процес рафінування заліза з вилученням оксидів, що в кінцевому випадку призводить до формування хімічного складу, що не узгоджується з масовим введенням лігатури.

З точки зору хімічного складу, основними легуючими елементами в сталі стали Si (0,82...1,03 %) та W (0,71...1,3 %). Визначення фазового складу з'єднань цих елементів між собою та залізом становить окрему задачу. В рамках цієї роботи досліджували мікроструктуру та комплекс механічних характеристик дослідних сталей після термічної та деформаційної обробок.

Для отримання зразків для досліджень зливки піддавали прокатуванню по методиці, наведеній вище. Прокатування зливки плавки 1 при температурі 1000 °С призводить до формування межі плинності до 550 МПа та пластичності до 17 %. З метою збільшення рівня деформаційного зміцнення провели додаткове прокатування при температурах 600 та 700 °С. З рис. 2 витікає, що прокатування при температурі 600 °С сприяє підвищенню рівня межі плинності до 740 МПа, однак при цьому пластичність знижується з 17 до 13 %. Прокатування при температурі 700 °С практично не призводить до суттєвих змін величин межі плинності та пластичності в порівнянні з характеристиками зразків, прокатаних при температурі 1000 °С.

Як видно із показників хімічного аналізу зразків (таблиця) вміст вуглецю дозволяє проводити гартування з наступним відпалом з метою покращення характеристик міцності та пластичності.

Гартування проводили від температури 970 °С в воду. При цьому в структурі зразка формується мартенсит, що в результаті відпалу за рахунок формування дисперсних структурних складових сприяє покращенню межі плинності та пластичності. Оптимальною виявилась температура 620 °С, при якій відбувалися сприятливі структурні перетворення для забезпечення високої межі плинності (800 МПа) та пластичності (до 20 %) (рис. 3).

Хімічний склад зразків сталі, модифікованої сумішшю SiC, та продукту, утвореного в системі ТРГ–вольфрам, мас. %

Плавка	Вміст модифікатора	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	V	W	Al
1	2 % SiC + 2 % продукту	0,32	1,03	0,013	0,016	0,006	0,054	0,10	0,027	0,048	0,006	0,71	0,0093
2	1,5 % SiC + 3 % продукту	0,25	0,85	0,026	0,028	0,009	0,071	0,11	0,061	0,057	—»—	1,18	0,011
3	3 % SiC + 3 % продукту	0,12	0,82	0,009	0,019	0,006	0,049	0,061	0,054	0,057	0,005	1,30	0,024

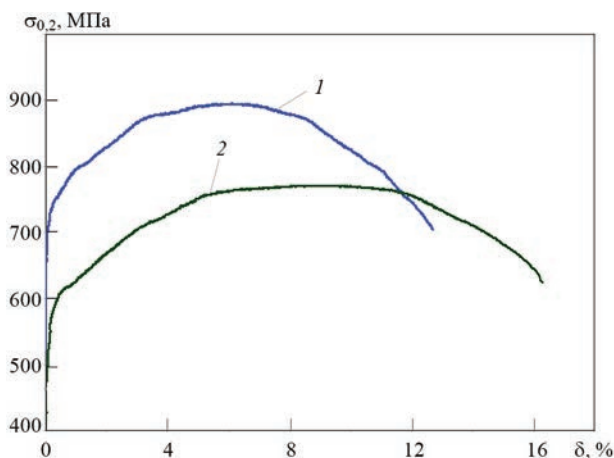


Рис. 2. Діаграми залежності напруги від рівня деформації зразка сталі плавки 1 після додаткового прокатування при 600 °C (1) ($\sigma_{0,2} = 739 \pm 20$ МПа, $\delta = 12,7 \pm 0,5$ %) та 700 °C (2) ($\sigma_{0,2} = 580 \pm 20$ МПа, $\delta = 16,3 \pm 0,5$ %)

Звертає на себе увагу, що після гартування на діаграмах деформації з'являється площадка плинності, причому при більш високому значенні межі плинності площадка виявляється більш явно. Така поведінка матеріалу є нетиповою для зміцненого стану. Такий тип діаграми деформації притаманний низьковуглецевим сталям з початковою низькою щільністю дислокацій, тому при подальших дослідженнях цьому явищу приділено додаткову увагу.

Те, що поява фізичної межі плинності пов'язана з введенням в сталь продуктів синтезу карбідів вольфраму, підтверджується результатами механічних випробувань зразків плавки 2, яка містить 3 % продуктів синтезу і тільки 1,5 % SiC. В цьому випадку площадка та/або зуб плинності формується в зразках як після пластичної деформації (рис. 4, а), так і після термічної обробки (рис. 4, б).

Діаграми деформації сталі плавки 3 (рис. 5), яка відрізняється від сталі плавки 2 підвищеним до 3 % вмістом частинок SiC, мають аналогічний характер і рівень механічних характеристик близький до отриманих на сталі плавки 2. Це під-

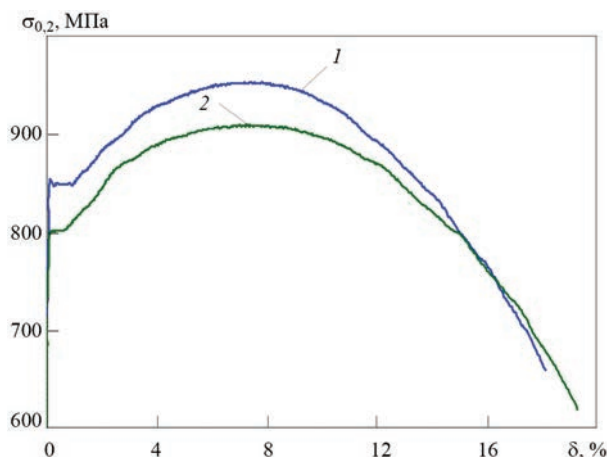


Рис. 3. Діаграми залежності напруги від рівня деформації зразка сталі плавки 1 після гартування в воду (970 °C) та відпалу при температурах 615 °C (1) ($\sigma_{0,2} = 848 \pm 20$ МПа, $\delta = 18,1 \pm 0,5$ %) та 620 °C (2) ($\sigma_{0,2} = 800 \pm 20$ МПа, $\delta = 19,3 \pm 0,5$ %) протягом 5 год

тверджує припущення, що формування на кривих деформації площадки та зубу плинності у зміцненому стані пов'язане з введенням продуктів відновлення вольфраміту.

Для отримання додаткової інформації проведено електронно-мікроскопічне дослідження структур експериментальних сталей (рис. 6).

З рисунку видно, що обидві сталі мають дисперсну структуру з пластинчастою морфологією перлітної складової. Мікроструктура зразка сталі плавки 1 (рис. 6, а) після прокатування та відпалу характеризується типовою перлітною структурою, для якої пластинчасті та голкоподібні карбідні утворення чергуються з феритною матричною структурою з розмірами зерен в поперечині не більше 5...8 мкм. Товщина карбідних утворень не перевищує 0,2...0,3 мкм.

В порівнянні зі структурою відпаленого зразка при 645 °C мікроструктура гартованого при 970 °C та відпаленого при 610 °C (рис. 6, б) характеризується меншим розміром зерна. Пластинчасті та гол-

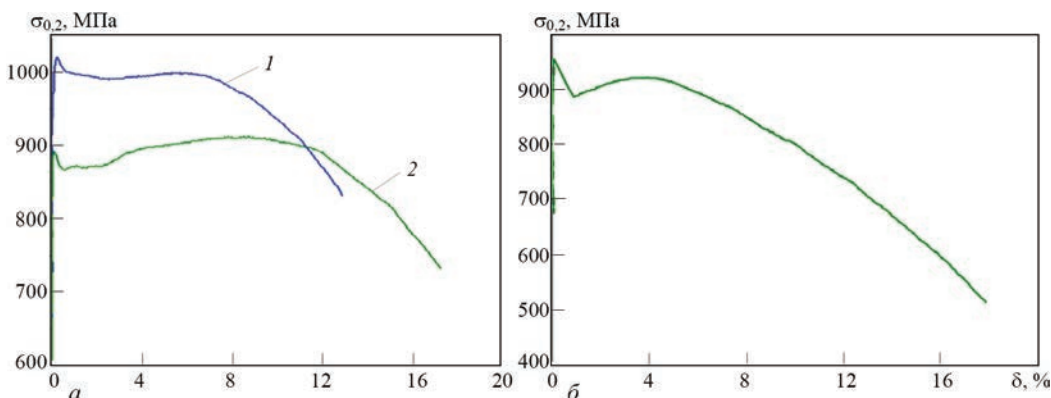


Рис. 4. Діаграми залежності напруги від рівня деформації для зразків плавки 2: а — після прокатування при 600 °C (1) ($\sigma_{0,2} = 1019 \pm 20$ МПа, $\delta = 12,9 \pm 0,5$ %) та відпалу при 645 °C протягом 5 год (2) ($\sigma_{0,2} = 892 \pm 20$ МПа, $\delta = 17,3 \pm 0,5$ %); б — після прокатування при 600 °C, гартування в воду (970 °C) та відпалу при 610 °C (5 год) ($\sigma_{0,2} = 954 \pm 20$ МПа, $\delta = 17,9 \pm 0,5$ %)

коподібні карбідні утворення присутні в переважній більшості зерен. Їх розміри складають менше 0,2 мкм, що свідчить про наноструктурованість перлітної структури. Структура зразка плавки 3 в стані після прокатування та відпалу (рис. 6, в) в цілому подібна до структури зразка плавки 1 в аналогічному стані, але характеризується більшою дисперсністю. Розмір зерен не перевищує 5 мкм.

Таким чином, з аналізу мікроструктури видно, що модифікування дослідної сталі нанорозмірним модифікатором на рівні зеренної структури призводить до формування дрібного зерна (11...12 балів) з дисперсною перлітною фазою і формуванням виділень карбідів у нанодіапазоні (менше 0,2 мкм). Термічна обробка (гартування та відпал) дозволяє додатково знизити розмір структурних елементів та підвищити рівень межі плинності при збереженні високої пластичності. Але аналіз структурних особливостей дослідних сталей не дозволяє пояснити особливості діаграм деформації зразків, тому необхідно більш детально проаналізувати виявлені ефекти.

Плавка 1 містить найбільшу концентрацію таких елементів як вуглець та кремній та найменший вміст вольфраму. Комплекс механічних характеристик цієї сталі після прокатування та тип діаграми деформування (рис. 2) є типовими для середньовуглецевих низьколегованих сталей, але після гартування та відпалу сталь не тільки набуває підвищених характеристик міцності (незважаючи на температуру відпалу, при якій мартенсит гартування повинен повністю перетворитися на сорбіто-перлітну суміш), а й на діаграмі деформації з'являється ділянка фізичної межі текучості (рис. 3). Ще більш яскраво цей ефект проявляється при підвищенні вмісту карбідного модифікатора в плавці 2. Незважаючи на зниження вмісту вуглецю та кремнію, матеріал демонструє дуже високі значення межі плинності як після деформації з відпалом, так і після гартування з відпалом, причому на діаграмах з'являється не тільки ділянка фізичної межі плинності, але й зуб текучості (рис. 4). Зраз-

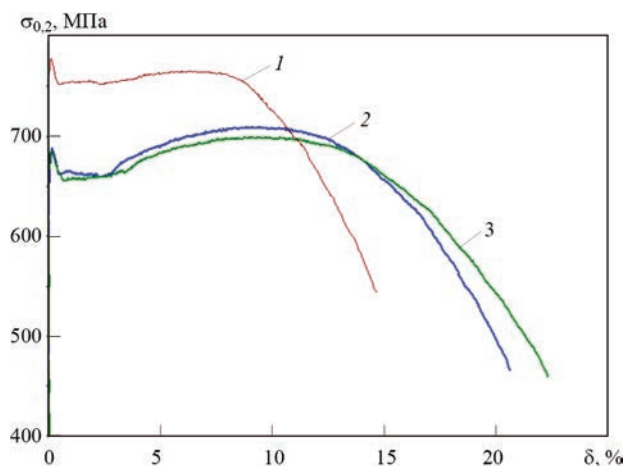


Рис. 5. Діаграми залежності напруги від рівня деформації зразків сталі плавки 3 після гарячого прокатування при кінцевій температурі 600 °С ($\sigma_{0.2} = 778 \pm 20$ МПа, $\delta = 14,7 \pm 0,5$ %) (1) та відпалу при температурах 625 °С ($\sigma_{0.2} = 688 \pm 20$ МПа, $\delta = 20,6 \pm 0,5$ %) (2) та 635 °С ($\sigma_{0.2} = 685 \pm 20$ МПа, $\delta = 22,3 \pm 0,5$ %) (3) протягом 5 год

ки плавки 3 мають діаграми того ж типу (рис. 5), що і плавки 2. Дещо нижчі показники міцності пояснюються низьким вмістом вуглецю у порівнянні зі сталлю плавки 2.

Пояснення причин появи фізичної межі текучості на діаграмах деформування сталей у зміцненому стані дозволить прояснити механізм впливу нанорозмірного карбідного модифікатора на формування комплексу властивостей.

Основною причиною формування зубу плинності згідно теорії Александра–Хаазена є початок процесу інтенсивного розмноження рухливих дислокацій при досягненні критичних значень дотичних напружень. В низьковуглецевих сталях з відносно малою щільністю дислокацій збільшення їх рухомості пов'язують з відривом дислокацій від блокуючих їх атмосфери домішкових атомів. Для зміцнених легованих сплавів дія цього механізму практично непомітна, бо дислокація, яка почала рухатися, гальмується внаслідок взаємодії лісом дислокацій та дисперсними частинками. Тому на кривій деформації ділянка фізичної плинності не виникає.

Розглянемо основні процеси, які можливі при взаємодії рухомої дислокації з дисперсними

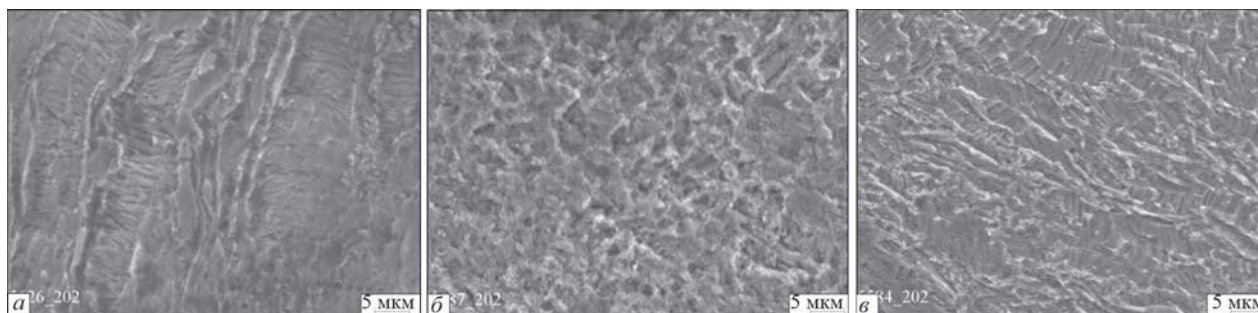


Рис. 6. Мікроструктура зразків дослідної сталі: а — плавка 1, прокатування при 600 °С, відпал при 645 °С; б — плавка 1, прокатування при 600 °С, гартування в воду (970 °С), відпал при 610 °С; в — плавка 3, прокатування при 600 °С, відпал при 635 °С

частинками. Зазвичай, повної зупинки дислокації не відбувається, тому що можливе обминання частинок по механізму Орована (у випадку частинок з розміром менше 50 нм) або перерізання їх дислокацією, що рухається (коли розмір частинки лежить в діапазоні 50...200 нм). Але якщо дислокаційна лінія в деяких ділянках закріплюється частинками з розміром 50...200 нм з високою міцністю, утворення рухомої дислокаційної петлі і старт функціонування джерела Франка-Ріда є альтернативою процесу перерізання. Тому причиною формування зубу текучості та ділянки фізичної плинності у випадку сталей, модифікованих нанорозмірним модифікатором, може бути саме цей механізм. Це підтверджується експериментальним фактом, що збільшення вмісту дисперсних карбідів вольфраму в дослідних плавках призводить до більш явного та стабільного ефекту фізичної плинності і наявність площадки плинності у зміцненому стані можна вважати індикатором наявності нанорозмірної високоміцної модифікуючої фази, властивості якої відрізняються від нановиділень ендегенного походження з когерентними та напівкогерентними границями, які формуються у легуваних сталях методами термічної та термомеханічної обробки.

Висновки

1. ЕПП попередньо сформованої заготовки з внесеним модифікатором сприяє формуванню високодисперсної структури заліза в процесі його обробки модифікатором на основі нанорозмірного карбиду кремнію та продукту, утвореного в системі ТРГ–вольфрам, який містить складні карбіди $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ та $\text{W}(\text{C}, \text{N})$.

2. Механізм дії модифікатора проявляється як у подрібненні зерна сталі, так і у реалізації дисперсійного зміцнення за рахунок блокування рухомих дислокацій дисперсними частинками. Особливістю механізму впливу модифікатора є поява на діаграмах деформації зуба плинності та площадки фізичної плинності у високоміцному стані ($\sigma_{\text{T}} = 800 \dots 1000$ МПа).

3. Встановлено, що проведення гартування та відпалу може сприяти покращанню значень межі плинності та пластичності. Досліджено температурний інтервал, в межах якого нейтралізується дія деформаційного зміцнення в процесі прокатування. Досягнутий рівень межі плинності та пластичності з застосуванням гартування та відпалу відповідає значенням 800 МПа та 20 % відповідно.

4. Найбільш ефективним є проведення відпалу після гарячого прокатування, що супроводжується зростанням пластичності при збереженні значення межі плинності. Показано, що температура

відпалу 625 °С сприяє формуванню пластичності понад 20 % та межі плинності на рівні 700 МПа.

Список літератури/References

- Jiao, Z.B., Liu, C.T. (2017) Ultrahigh-strength steels strengthened by nanoparticles. *Sci. Bulletin*, 62(15), 1043–1044. <https://doi.org/10.1016/j.scib.2017.07.012>
- Jiao, Z.B., Luan, J.H., Miller, M.K. et al. (2017) Co-precipitation of nanoscale particle in steels with ultra high strength for a new era. *Materials Today*, 20(3), 142–154. <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2016.07.002>
- Wengang Zhai, Wei Zhou, Sharon Mui Ling Nai (2022) Grain refinement and strengthening of 316L stainless steel through addition of TiC nanoparticles and selective laser melting. *Material: Sci. and Engin. A*, 832, 142460. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142460>
- He Zhang, Wen-Xin Wang, Fang Changandoth (2021) Microstructure manipulation and strengthening mechanisms of 40Cr steel via trace TiC nanoparticles. *Ibid.*, 822(3), 141693. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141693>
- Hao Guo, Shufeng Yang, Yanling Zhang et al. (2019) Effect of surface-modified MgO nanoparticles on intragranular ferrite nucleated on inclusions in low-alloy steel. *Materials & Design*, 182, 108004. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108004>
- Bingxu Wang, Yu Zhang, Feng Qiu et al. (2022) Role of trace nanoparticles in manipulating the widmanstatten structure of low carbon steel. *Materials Letters*, 306, 130853. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130853>
- Shiqi Zheng, Rosalia Rementeria, Wenbin Kanandoth (2021) Nanoparticle enabled high performance high modulus steels. *Scripta Materialia*, 201, 113954. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.113954>
- Hanlin Peng, Ian Baker, Ling Hu, Liejun Li (2022) Superior strength-ductility synergy in a novel tailored nanoparticles-strengthened medium-entropy alloy. *Ibid.*, 207, 11427. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.114278>
- Jiao, Z.B., Luan, J.H., Miller, M.K. et al. (2015) Effects of Mn partitioning on nanoscale precipitation and mechanical properties of ferritic steel strengthened by NiAl nanoparticles. *Acta Materialia*, 84, 283–291. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.065>
- Roohollah Jamaati, Mohammad Reza Toroghinejad, Hossein Edris (2013) Fabrication of nanoparticle strengthened IF steel via ARB process. *Material: Sci. and Engin. A*, 583, 20–24. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.06.068>
- Mikhaylov, O.V., Pavlygo, T.M., Serdyuk, G.G., Svystun, L.I. (2004) Technology of sintered structural materials with dispersed structure. *Reologiya, Structura ta Vlastyosti Poroshkovykh ta Composytsiynykh Materialiv*. Collect., LDTU, 100–108 [in Russian].
- Yiyuan Wang, Shun Dong, Xiutao Li et al. (2021) Synthesis, properties, and multivarious applications of SiC nanoparticles: A review. *Ceramics Intern.* <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.12.208>
- Gadzyra, N.F., Davidchuk, N.K., Tymoshenko, Ya.G. (2015) Preparation of highly dispersed powder ligature in the (SiC–C)–WO₃ system and its using for hardening of alumina ceramics. *Visnyk Ukrainskogo Materializnavchogo Tovarystva*, 8, 76–83 [in Russian].
- Gadzira, M., Gnesin, G., Mythaylyk, O. et al. (1998) Solid solution of carbon in β -SiC. *Materials Letters*, 35, 227–282.
- Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2019) Laboratory electron beam UE-208M installation. *Sovrem. Elektrometal.*, 3, 15–22 [in Russian]. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem2019.03.03>

FEATURES OF FORMATION OF THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF STEEL 20, MODIFIED BY NANOPARTICLES, WHICH WAS PRODUCED BY ELECTRON BEAM MELTING

V.V. Pashinskyi, M.R. Gadzyra, S.V. Akhonin, Ya.G. Timoshenko, V.O. Berezos

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

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

Studied were the features of formation of microstructure and mechanical properties of steel 20, modified by nanoparticles of SiC-based complex modifier and reduced wolframite. It is found that wolframite interaction with thermally-expanded graphite leads to formation of complex $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, $\text{W}(\text{N}, \text{C})$, FeC and Fe_2Si carbides. Compositions based on powdered iron of PZHR-4M grade and synthesized master alloys were remelted by EBM method. Produced ingots were hot rolled at temperatures of 1000...600 °C with up to 90 % degree of deformation. After that the metal was subjected to water hardening from 870...970 °C temperatures and tempering at 500...650 °C temperatures. Yield limit values on the level of 800...1000 MPa at relative elongation of 15... 20 % were obtained. It was found that the mechanism of modifier action was revealed both in steel grain refinement and in realization of dispersion strengthening due to blocking of mobile dislocations by dispersed particles. It was experimentally confirmed that increase of the content of dispersed tungsten carbides in the test melts leads to a more obvious and stable effect of physical yield in the hardened state that may be regarded as an indicator of the presence of nanosized high-strength modifying phase. Ref. 15, Tabl. 1, Fig. 6.

Key words: electron beam melting; modifying; nanoparticles; yield limit; relative elongation; rolling; hardening; tempering; dislocations; Frank-Read source

Надійшла до редакції 08.04.2022

WORLD TRADE FAIR FOR WELDING ENGINEERING —
JOINING, CUTTING, SURFACING



LET'S JOIN
THE WORLD!

11. – 15. September, 2023

REGISTER NOW!

www.schweissen-schneiden.com

DVS GERMAN WELDING SOCIETY

MESSE
ESSEN

ДО 100-РІЧЧЯ ВІД ДНЯ НАРОДЖЕННЯ АКАДЕМІКА В.К. ЛЕБЕДЄВА



Шостого червня виповнилося 100 років від дня народження академіка НАН України Володимира Костянтиновича Лебедева — видатного ученого в галузі електрозварювання, електротермії та перетворення електричної енергії, заступника директора Інституту електрозварювання на протязі багатьох років.

Учень Євгена Оскаровича Патона, сподвижник і товариш Бориса Євгеновича Патона Володимир Костянтинович зробив значний вклад у прогрес зварювальної науки і техніки, підготовку науковців і інженерів, становлення і розвиток Інституту електрозварювання як всесвітньо знаної провідної наукової установи.

Володимир Костянтинович належав до того покоління патонівців, на плечі яких лягла велика тяжкість та відповідальність за відновлення зруйнованого під час Другої світової війни народного господарства України. Слід відзначити, що ця важка праця випала і на нашу долю, теперішньому поколінню патонівців.

Свою інженерну та наукову діяльність Володимир Костянтинович Лебедев розпочав в Інституті електрозварювання у лютому 1945 р. на посаді наукового співробітника. Протягом першого року роботи він пройшов виробничу практику у майстернях Інституту, де займався удосконаленням електричної зварювальної апаратури та працював у проектному бюро Інституту над розробкою оригінальних електричних схем установок для автоматичного зварювання.

В 1946 р. Володимира Костянтиновича було переведено до наукового електротехнічного відділу. Його перші дослідження присвячені вивченню особливостей та розробці методів розрахунку індуктивності розсіювання обмоток трансформатора з урахуванням їхньої кривизни та використанням реактивних котушок з повітряним зазором у магнітопроводі. Вони заклали фундамент розробленої ним теорії роботи зварювальних трансформаторів-регуляторів і стали основою його кандидатської дисертації, захищеної у 1948 р.

Теоретичну наукову роботу Володимир Костянтинович, як і всі співробітники інституту, поєднував з практичною діяльністю, що була спрямована на безпосереднє вирішення нагальних потреб промисловості. Він розробив конструкції потужних трансформаторів, які виготовлялися майстернями Інституту, а створений ним у 1950 р. новий зварювальний трансформатор багатьох років серійно виготовлявся заводом «Трансигнал».

У 1950 р., коли Володимиру Костянтиновичу було всього 27 років, Євген Оскарович Патон доручив йому керівництво електротехнічним відділом. На цій посаді Володимир Костянтинович пропрацював 53 роки.

Його докторська дисертація «Індуктивності розсіювання і додаткові втрати в обмотках зварювальних трансформаторів», яку він успішно захистив у 1954 р.,

стала теоретичною і практичною основою розрахунку широкого класу зварювальних трансформаторів і мала велике значення для розвитку машинобудування.

У 1964 р. Володимир Костянтинович обраний членом-кореспондентом, а в 1972 р. — академіком Академії наук УРСР.

У червні 1970 р. постановою Президії Академії наук Української РСР його було призначено на посаду заступника директора з наукової роботи Інституту електрозварювання імені Є.О. Патона, на якій він працював понад 24 роки.

Слід відзначити, що В.К. Лебедев — один із провідних фахівців у галузі електротермії та перетворення електричної енергії. Найбільш значущі роботи вченого пов'язані з вивченням засобів перетворення електричної енергії в теплову та створенням десятків типів нових джерел струму для різних видів дугового, електрошлакового, контактного, електронно-променевого, лазерного зварювань та спеціальної металургії.

Великим і важливим вкладом у науку і техніку є його дослідницькі роботи з розробки систем живлення, зокрема, контактних машин, у тому числі з електромагнітними накопичувачами енергії, визначення впливу електричних характеристик джерел живлення на процес зварювання, автоматизації збору інформації щодо швидкоплинних явищ і їх статистичного оброблення, вивчення фізичних процесів, що відбуваються при зварюванні безперервним оплавленням, створення раціональних систем автоматичного управління зварювальними процесами, удосконалення методів фізичного моделювання, процесів контактного зварювання опором і оплавленням та інше.

Дослідження та винаходи вченого, над якими він працював у шістдесятих роках минулого століття, призвели до створення принципово нової технології та обладнання для контактного стикового зварювання виробів з великим поперековим перерізом деталей, що з'єднуються, які не мали прототипів у світовій техніці.

За розробку і впровадження машин для стикового зварювання рейок при ремонті і будівництві безстикових залізничних колій Володимиру Костянтиновичу Лебедеву у складі авторського колективу у 1966 р. присуджена Ленінська премія. Основні принципи, закладені в основу створення рейкозварювальних машин, були використані при розробці машин для зварювання нафтових та газових трубопроводів, обсадних труб безпосередньо у польових умовах, багатьох спецвиробів з алюмінієвих і титанових сплавів та жароміцних сталей.

Великі перспективи відкрив винахід В.К. Лебедева і його співробітників нового способу зварювання імпульсним оплавленням. Спосіб дозволив суттєво підвищити основні технічні характеристики контактної-стикових машин і розширити області застосування стикового зварювання для з'єднання деталей великого перетину.

Важливе значення для розвитку трубного виробництва мали роботи з дослідження зварювання токами

високої частоти, створення відповідного устаткування і розробка технології зварювання, що були виконані в Інституті під його керівництвом.

Ряд робіт було присвячено вивченню впливу електричних характеристик джерел живлення на процес зварювання. До їх числа належать дослідження ручного дугового зварювання, що надали нового ступеня розвитку джерел живлення масового застосування, а також зварювання у вуглекислому газі. Автоматизація збору інформації щодо швидкоплинних явищ та їх статистична обробка розширили і уточнили уявлення про роль електричних перехідних процесів при крапельному перенесенні електродного металу.

За безпосередньої участі вченого виконані дослідження з розробки раціональних систем автоматичного управління. Їх результати стали основою для створення серії автоматичних регуляторів.

Подальший розвиток досліджень у цьому напрямку призвів до створення внутрішньотрубних машин для контактного стикового зварювання труб великого діаметра.

У сімдесятих роках минулого століття В.К. Лебедєв зробив значний внесок у розробку, створення та впровадження обладнання для багатопозиційного контактного зварювання головок блоків локомотивних дизелів і теплообмінників потужних трансформаторів. Ці розробки у 1976 р. були відзначені Державною премією у галузі науки і техніки України.

Велике значення для науки і техніки мали роботи, що проводилися вченим у 80-х роках, в області контактного стикового зварювання силових елементів корпусів літальних апаратів. Разом із співавторами Володимиром Костянтиновичем Лебедєву в 1986 р. за цю розробку було присуджено Державну премію у галузі науки і техніки СРСР.

Його напружена творча робота завжди поєднувалася зі здатністю не тільки відчувати потреби виробництва, а й визначати перспективні та пріоритетні напрями розвитку науки і техніки. Яскравим свідченням цього була захопленість академіка В.К. Лебедєва новим для вчених та спеціалістів зварювальників напрямом — створенням біоелектричної технології, що дозволило вперше отримати якісні зварні з'єднання живих м'яких тканин. Сконцентрувавши зусилля фахівців інженерного та медичного профілів, він став провідним розробником проекту «Зварювання живих тканин», що виконувалися в Інституті за участю Міжнародної асоціації «Зварювання» та компанії «Consortium Service Management Group Technologies», США. Його розробки теоретичних основ процесу з'єднання живих тканин та основ автоматичного саморегулювання процесу отримання якісного з'єднання дозволили вперше у світовій практиці створити зварювальне медичне обладнання та зварювальний медичний інструментарій для проведення хірургічних операцій з відновлення фізіологічних функцій пошкоджених органів людини. Нова зварювальна медична технологія, створена під керівництвом

та за участю В.К. Лебедєва, знайшла успішне клінічне застосування. У 2004 р. колективу авторів присуджено Державну премію України в галузі науки і техніки за електричне зварювання м'яких живих тканин.

А перед тим у 2001 р. академіку В.К. Лебедєву за цикл робіт у галузі зварювання та споріднених технологій було присуджено премію ім. Є.О. Патона НАН України.

Академік активно займався науково-організаційною та громадською діяльністю: був заступником головного редактора журналу «Автоматичне зварювання», заступником голови спеціалізованої ради із захисту кандидатських та докторських дисертацій, головою Українського атестаційного комітету зварювальників (УАКС).

Володимир Костянтинович зробив великий внесок у розвиток міжнародної співпраці Інституту з провідними світовими зварювальними центрами і установами. Зокрема, з 1972 р. протягом 20 років він очолював створену при Інституті електрозварювання Координаційну раду зі зварювання країн-членів Ради економічної взаємодопомоги.

В.К. Лебедєв охоче та щедро передавав свій багатий досвід та знання своїм учням, колегам по роботі, молодим співробітникам. Ним підготовлено 10 докторів та 42 кандидати технічних наук.

Наукові напрями, які розробляли в відділі «Електричних процесів» під його керівництвом, були настільки потужними, що з часом набули самостійного розвитку. Вони стали основою створених в Інституті окремих наукових відділів — фізико-хімічних процесів паяння, джерел живлення, програмного керування процесами зварювання, контактно-стикового зварювання, високочастотного зварювання і електротермії, конденсаторного зварювання, нових процесів дугового зварювання в захисних газах, автоматизації регулювання процесів зварювання, зварювання у медицині та інші.

В.К. Лебедєв — автор понад 450-ти наукових робіт, у тому числі 11-ти монографій, понад 200 винаходів щодо нових способів зварювання та зварювального обладнання. На більшість винаходів отримані патенти.

Його багаторічна творча праця відзначена багатьма державними орденами, медалями та Почесними грамотами. У 1992 р. йому було присвоєно почесне звання Заслужений діяч науки і техніки України.

Усі, хто працював і спілкувався з Володимиром Костянтиновичем, одностайно відзначають його виняткову інтелігентність, порядність, добросердечність, доброзичливість.

Слід особливо відзначити, що діяльність Володимира Костянтиновича, як талановитого вченого і організатора науки — це яскрава сторінка в історії розвитку зварювальної науки і техніки. Він залишив велику науково-технічну спадщину та підготував багато учених, докторів і кандидатів наук, талановитих інженерів, які примножують добру славу нашого Інституту. Його плідна наукова і науково-організаційна робота будуть надихати наступні покоління патонівців.

*Редколегія та редакція журналу
«Сучасна електрометалургія»*

МУЗЕЙНИЙ КОМПЛЕКС ІНСТИТУТУ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ім. Є.О. ПАТОНА

Музейний комплекс ІЕЗ ім. Є.О. Патона, створений наказом дирекції № 445 від 11.12.1984 р. і підписаний директором академіком Борисом Патonom, є логічним наслідком патонівського стилю пропагування знань і досягнень української науки.

Історія експозиції музею почалася більш як сто років тому. На початку XX століття визначний учений мостобудівник і педагог, а з жовтня 1906 по жовтень 1907 рр. декан інженерного відділення КПІ Євген Оскарович Патон створює в Київському політехнічному інституті експозицію типових вузлів гратчастих конструкцій дерев'яних мостів, кабінет моделей інженерних споруджень і внаслідок цього призначається завідувачем інженерним музеєм інституту. Майже піввіку поспіль, вже працюючи директором Інституту електрозварювання, він організує музей зварювальної техніки. В обох випадках експонати і супутня інформація дозволяли молодим інженерам не тільки закріпити отримані під час навчання у вищій школі науково-технічні знання, але й успішно використовувати їх у проектуванні принципово нових споруд і машин.

Сьогоднішній музейний комплекс, розташований у п'яти залах загальною площею майже 350 м², знаходиться у Головному корпусі ІЕЗ ім. Є.О. Патона по вулиці Антоновича, 69.

Початок експозиції традиційний. У центральному залі меморіального музею Євгена Оскаровича Патона в документальних матеріалах показані роки його навчання в Королівському саксонському вищому технічному училищі м. Дрездена (1888–1894 рр.). Далі експозиція розповідає про неординарний шлях сходження Є. Патона на вершину науково-викладацької майстерності у сфері вищої освіти. Так, наприклад, вже в 1891 р. йому, студенту 3-го курсу, доручали викладати лекції замість захворілих професорів. З 1894 р. він — асистент кафедри мостобудування професора Вільгельма Френкеля. Наприкінці 1896 р., після здачі екзаменів з 12-ти предметів, що складали різницю між курсом Дрезденської вищої школи й Інституту інженерів шляхів сполучення у Петербурзі, а також підготовки п'яти проектів, що давали право на одержання російського диплома, одержавши зазначений диплом, випускник Дрезденського інституту стає позаштатним викладачем Петербурзького інституту шляхів сполучення, а з вересня 1897 р. — викладачем Московського інженерного училища. Після успішного захисту дисертації в 1901 р. Є.О. Патон — професор кафедри мостів Московського училища інженерів шляхів сполучення; з 1904 р. — ординарний професор кафедри мостів інженерного факультету КПІ; з 1906 — декан цього

факультету. На протязі всього життя діяльність Євгенія Оскаровича Патона пов'язана з Київським політехнічним інститутом.

Паралельно з відображенням наукової і викладацької діяльності Є.О. Патона в експозиції музею представлене його становлення як практика.

У 1894 р. інженер технічного відділу Дрезденського залізничного вузла Є.О. Патон здійснює реконструкцію головного залізничного вокзалу, з 1895 р. плідно працює на мостобудівному заводі «Гутехофну-схютте» в Обергсхаузені, а у 1896 р. — по сумісництву інженером для перевірки розрахунків по мостах в службі шляхів Миколаївської залізниці.

Наступні 12 років відзначені практичною реалізацією масштабних інженерних задумів Є.О. Патона: 1897 р. — побудовано шляхопровід на Московсько-Ярославській залізниці; 1904 р. — споруджено кілька мостів на території Росії. Особливо відзначимо період з 1908 по 1910 рр., коли були спроектовані і споруджені арковий міст над Петровською алеєю у Києві і Мухранський міст через ріку Куру у Тіфлісі.

На початку Першої світової війни Є.О. Патон організує мостову секцію Київського військово-промислового комітету, створює проекти різних мостів для військового відомства, конструкції розбірних мостів, відпрацьовує прогресивні методи контрольних випробувань мостів.

Розділ будівництва клепанних мостів закінчується фотоматеріалами і макетом моста ім. Є. Бош через р. Дніпро у Києві.

Наступні експозиції відкривають нову сторінку життя і творчості Є.О. Патона — допитливого дослідника, видатного вченого, організатора і керівника, творця нової техніки і технології зварювання, визначного мостобудівника. Період з 1899 по 1928 рр. знаменується публікацією біля 90 праць з мостобудування, а з 1929 по 1953 рр. — біля 150-ти робіт у новій для нього сфері — зварюванні. До речі, багато примірників виданих наукових розробок зберігаються на полицях книжкових шаф нашого музею.

У 1929 р. Євгеній Патон обирається дійсним членом Всеукраїнської академії наук (ВУАН). Особливо слід зазначити той факт, що його творчість відкрила безліч невідомих раніше шляхів інтенсивного розвитку нових напрямків у світовій зварювальній науці.

Далі експозиції музею розкривають тему автоматизації процесу зварювання, етапи створення і застосування в народному господарстві нової прогресивної технології — зварювання під флюсом, за яку в березні 1941 р. Є.О. Патон одержав Сталінську премію, а у 1943 р. за заслуги перед батьківщиною йому присуджується звання Героя соціаліс-

тичної праці та вручається ряд урядових нагород його співробітникам.

На спеціальному стенді проілюстрована знаменна подія в житті Інституту — повернення співробітників ІЕЗ на чолі з Є.О. Патonom у Київ у червні 1944 р.

Фінальна експозиція центрального залу музею Є.О. Патона присвячена розробці, проектуванню і спорудженню найбільшого в ті роки (довжина 1542 м) суцільнозварного моста через р. Дніпро в Києві. У 1995 р. Асоціація зварювальників США визнала київський суцільнозварний міст ім. Є.О. Патона найкращою капітальною спорудою середини ХХ ст., побудовану за оригінальною технологією, що не мала аналогів в світовій практиці. Відповідний диплом зберігається і експонується в музеї.

Стенові експозиції та експонати другої зали музею — меблі і особисті речі академіка Є.О. Патона, що зберігають атмосферу кабінету директора інституту, де присутній дух творчості та цілеспрямованості керівника визнаного в країні та за її межами дослідницького центру. Атмосфера кабінету суворого, аскетичного і відображає реальні умови роботи науковця того часу.

Третій зал музею представляє відвідувачам перенесений із житлового фонду домашній кабінет вченого, що включає його письмовий стіл, бібліотеку і куточок відпочинку. Оригінальні світліни дають уяву про студентські роки, родину, дітей. Стримано, спокійно, затишно.

Наступні зали музейного комплексу присвячені історії Інституту електрозварювання, що з 1945 р. носить ім'я академіка Є.О. Патона. У головній експозиції відображено початок діяльності Інституту, який в той час був розташований в невеликому будинку на вул. Короленка, 94. Саме там знаходилась експериментальна майстерня невеликої групи натхнених ентузіастів, що займалися комплексними дослідженнями зварних конструкцій, металургією процесу зварювання, металознавством зварних з'єднань, фізикою дугового розряду. У 1935 р. Інститут нараховував у 3-х відділах і майстернях 10 наукових співробітників і 23 фахівця в області зварювання та суміжних професій.

В музеї представлені етапи розвитку найбільш визначного у світі центру зварювальної науки. В експозиції відображене нарощування темпу інтенсифікації досліджень і впровадження розробок, продиктоване вимогами тогочасного історичного етапу розвитку промисловості: 1931 р. — організовані перші всеукраїнські курси з електрозварювання при ВУАН, 1931–1937 рр. — розроблені і випробувані три різні моделі автоматичних зварювальних голівок, 1939–1940 рр. — побудований перший зварювальний трактор. Тоді ж виготовляються серійні голівки для зварювання під флюсом, а в грудні 1940 р. у відповідності до постанови Уряду СРСР



Домашній кабінет Є.О. Патона

двадцять заводів впроваджують автоматичний варіант цього виду зварювання. В музейній експозиції демонструються зразки і моделі згаданої техніки: 18 одиниць натурних зразків і макетів зварювального обладнання, в тому числі перший універсальний мікроскоп, придбаний у 1938 р.

У ті непрості роки академік Є.О. Патон прокладає нові шляхи пропагування і практичного залучення уваги громадськості до новітніх досягнень зварювальної техніки і технологій: зокрема він створює пересувний вагон з лабораторією, що курсував з командою фахівців (інструкторів) та зварювальним обладнанням по усій величезній країні.

Головна експозиція музею історії Інституту завершується матеріалами про найбільш видатних учених, які пройшли наукову школу Є.О. Патона і заклали основу найбільшого науково-технічного комплексу, що виріс з невеликого колективу самовідданих соратників Євгенія Оскаровича на початку 1940-х років.

Тематичні експозиції, як різновиди головної, побудовані на макетах і натурних зразках устаткування, ілюструють фундаментальний внесок патонівців у розвиток будівництва газонафтопроводів, рухомого складу залізниць, обладнання для вугільної промисловості, спеціальної техніки, напівавтоматів для зварювання під флюсом, впровадження принципово нової технології секційної зборки і зварювання корпусів річкових та морських суден. Не тільки для рядового відвідувача музею, а й для фахівців великий інтерес являють мікроплазмове зварювання тонколистових конструкцій товщиною 0,1...1,0 мм та виготовлення зварних листових конструкцій способом рулонування.

Експозиції музею цілеспрямовано корелюються з хронологією наукової діяльності ІЕЗ, що органічно відбито в побудові тематичного і тематико-експозиційного планів. Прикладом є експозиції «Зварні мости і зварні конструкції», «Зварювання найбільших доменних печей», «Зварювання обсадних труб над устьями шпар», а також заключна експо-



Стенди музею

зиція 4-го залу музею «Суцільнозварна телевізійна вежа в м. Києві».

Далі представлено автоматичне зварювання титана під флюсом — спосіб, за допомогою якого співробітникам Інституту вдалося спростувати помилкове уявлення тодішньої науки, що титан та його сплави можна зварювати лише в середовищі аргону.

Великий розділ присвячено ряду технологій, створених на основі контактного зварювання оплавленням: зварюванню кільцевих заготовок у машинобудуванні, магістральних трубопроводів і рейкових шляхів, конструкцій з уніфікованих елементів. Окремо представлено дифузійне зварювання металевих і неметалевих матеріалів, наплавлення й ізотермічне напилювання.

Спеціальний розділ присвячено практичному внеску патонівців в дослідження космосу з підкресленням унікальності вітчизняних космічних технологій. Тут представлені: установка «Вулкан», що дозволила космонавтам Кубасову В. та Шоніну Г. на кораблі «Союз-6» 16 жовтня 1969 р. уперше виконати експерименти по зварюванню в космосі; установка



Мікроскоп фірми БУШ (1938 р.)

«Испаритель», завдяки якій вперше за допомогою зварювального процесу вдалося нанести захисні покриття на вироби в умовах космічного вакууму; установка УРІ, на якій С. Савицька 25 липня 1984 р. виконала зварювання у відкритому космосі.

Представлене обладнання систем «Зарница» і «Аракс», що забезпечили ежектування в космічний простір пучків електронів і в наукових цілях викликали штучне північне полярне сяйво.

Визначний внесок колективу Інституту в зміцнення оборонної промисловості країни в роки Другої світової війни увічнений у спеціальному меморіалі, розташованому під відкритим небом на території озелененої рекреації. Біля встановленого на постаменті танка Т-34 розташована меморіальна дошка, на якій викарбовані імена співробітників ІЕЗ, що у воєнні роки зварювали танки у м. Нижній Тагіл.

Впродовж більш ніж столітньої історії зварювання показало себе як незамінна, завжди сучасна, перспективна і гнучка технологія створення нероз'ємних з'єднань, яка органічно вписувалась у кожен новий етап науково-технічного прогресу.

Свого часу інформаційні матеріали, експонати, фотографії, бібліотеку виданих праць, зразки зварювального обладнання збирали, зберігали, консервували для музею з фаховістю і любов'ю такі науковці і соратники фундатора Інституту електрозварювання: к.т.н. Соф'я Островська, к.т.н. Лія Гутман, к.т.н. Тамара Слуцька, Валентина Убель, Борис Єфетов, к.ек.н. Всеволод Троїцький.

Сьогодні час ставить нові вимоги і завдання. Музей потребує суттєвих змін і вдосконалення, покращення технічного обладнання і збільшення цільових музейних експозицій. Конче необхідно створити експозиційний фонд видатних учених Інституту. До прикладу, меморіальний куточок кабінету Володимира Євгеновича Патона територіально ізольований від музею, практично не відвідується багато років, а відтак повільно згасає, як кажуть музейники. Доцільно було б знайти місце і розмістити цей куточок пам'яті в Головному корпусі.

Всі ці питання та багато інших входять до наших планів у майбутньому. Головною метою музею завжди було, є і буде зацікавлення молоді, долучення її до всіх видів зварювальних технологій та виробництва — від практичного зварювання до наукових досліджень та досягнень.

Наразі музейний комплекс Інституту електро-зварювання ім. Є.О. Патона активно сприяє збереженню, зміцненню і популяризації вітчизняних традицій науково-технічної творчості, сформованих всесвітньо відомими засновниками зварювального виробництва та науки України.

Історію творять люди, а наука формує майбутнє.

Ольга Селіверстова,
завідувачка музею ІЕЗ ім. Є.О. Патона, м. Київ

FRONIUS I WAVE — ІННОВАЦІЙНИЙ ПРОДУКТ «3 в 1» ДЛЯ ВИРІШЕННЯ БУДЬ-ЯКИХ ЗАДАЧ

Серія інтелектуальних удосконалених пристроїв iWave від компанії Fronius встановлює нові стандарти якості, гнучкості та можливостей підключення. Джерело живлення TIG дозволяє створювати ідеальні зварні шви при використанні будь-яких зварювальних матеріалів. Крім того, завдяки ряду інноваційних функцій він забезпечує можливість виконання кількох процесів одночасно. Спеціальна модульна конструкція системи призначена для виконання будь-яких вимог як зараз, так і в майбутньому.

Компанія «Fronius» створила серію iWave, щоб гарантувати найвищу якість зварювання TIG, а також бездоганні результати роботи з використанням різних матеріалів. Інноваційна функція CycleTIG призначена для забезпечення максимального контролю зварювальної дуги та цілеспрямованого теплового впливу. Серед ключових особливостей можна відзначити удосконалений контроль над запаленням та максимальну простоту використання завдяки інтуїтивно зрозумілому керуванню. iWave — це ідеальний вибір в умовах, коли необхідно уникати утворення пор і кольорів мінливості, наприклад, при зварюванні посудин високого тиску, труб або при виконанні вкрай суворих вимог у галузі медичних технологій, а також виробництва продуктів харчування. Серія пристроїв доступна в категорії потужностей від 190 до 500 А.

Універсальне рішення з функцією Multiprocess PRO. Можливість одночасного виконання кіль-

кох процесів є дуже важливою, якщо повсякденна експлуатація вимагає постійного перемикання між різними завданнями. Завдяки новітній технології TIG серія пристроїв iWave ідеально підходить для зварювання стрижневим електродом навіть за умови використання електродів з целюлозним покриттям. Опція Multiprocess PRO відкриває користувачеві необмежений доступ до всіх процесів MIG/MAG у категоріях потужності від 300 А. Як результат, універсальна багатофункціональна система iWave дозволяє досягти найвищої якості під час виконання будь-яких процесів зварювання.

Гнучкість, адаптація під вимоги клієнта та можливість використання для майбутніх завдань. iWave — гнучка система, яка адаптується під вимоги клієнта та надає користувачам можливість вибрати із широкого асортименту модульних зварювальних пакетів ті функції, які їм справді потрібні. Інші функції можна додавати в міру потреби. Використання iWave не обмежується стандартним зварюванням TIG або MIG/MAG: система здатна виконувати весь діапазон функцій Fronius після модернізації зварювальних пакетів Cold Metal Transfer (CMT), Pulse Multi Control (PMC) та Low Spatter Control (LSC).

Пристрої iWave підтримують основні стандарти зв'язку та готові до викликів Індустрії 4.0. Сучасні рішення для бездротового підключення розширюють можливості роботи та гарантують безпеку,



iWave — це поєднання передового досвіду зварювання TIG, максимального контролю та неперевершеної точності завдяки функції Fronius CycleTIG



Завдяки функції Multiprocess PRO висококласне джерело живлення TIG перетворюється на комплексну систему для зварювання MIG/MAG, яку можна модернізувати, доповнивши стандартну програму пакетами CMT, PMC та LSC



Можливості iWave практично безмежні. Наприклад, у режимі зварювання стрижневим електродом можна використовувати електроди з целюлозним покриттям



Модульна конструкція системи дозволяє користувачам адаптувати пристрій iWave під свої індивідуальні потреби

дозволяючи використати весь потенціал пристрою. Периферійні пристрої, такі як пульт дистанційного керування або високотехнологічний зварювальний шолом Vizor Connect, можна підключити за допомогою бездротової технології Bluetooth. Wi-Fi забезпечує зв'язок з іншими пристроями в межах однієї мережі, що надає зварювальнику всі переваги цифрових можливостей, таких як центральне управління користувачами, передача даних у режимі реального часу та миттєве встановлення оновлень.

Fronius International — австрійська компанія з головним офісом в місті Петтенбах і відділеннями в містах Вельс, Тальхайм, Штайнхаус і Замтледт. Компанія, штат якої налічує 5660 співробітників по всьому світу, працює в галузях зварювального обладнання, фотовольтаїки та систем для заряджання акумуляторних батарей. Близько 92 % продукції компанії постається на експорт за допомогою 36 міжнародних дочірніх компаній Fronius, а також мережі торгових партнерів і представників у більш ніж 60 країнах. Компанія «Fronius» пропонує інноваційні продукти та послуги, а також володіє 1321 чинними патентами, що робить її світовим лідером інновацій.



Інтуїтивно зрозуміла динамічна концепція управління за допомогою графічного інтерфейсу забезпечує користувачам безпосередній доступ до необхідних налаштувань більш ніж на 30 мовах

Компанія «Fronius» доклала максимум зусиль для створення системи iWave, об'єднавши технологію економії ресурсів з міцною та надійною конструкцією. Це перше представлене на ринку джерело живлення TIG з підтримкою функції відображення та аналізу Real Energy (кДж). Крім того, функція компенсації коефіцієнта потужності (PFC) забезпечує ефективне енергоспоживання, а значення потужності на холостому ходу ніколи не піднімаються вище 50 Вт.

Перш ніж зварювальна система Fronius надійде у виробництво, вона проходить низку обов'язкових випробувань на навантаження та міцність. Такі випробування виходять за межі стандартних вимог, але саме завдяки ним системи Fronius відомі своєю довговічністю. До того ж, зручна в обслуговуванні конструкція максимально спрощує процес заміни основних компонентів.