Міжнародний науково-теоретичний та виробничий журнал

СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ

№ 2
2025

Видається з 1975 року
4 випуски на рік

Сучасна електрометалургія ◊ Electrometallurgy Today

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ, м. Київ:
С.В. Ахонін (головний редактор),
В.О. Березос, Ф.К. Біктагіров, Ю.В. Костецький,
В.А. Костін, **І.В. Крівцун**, **С.В. Римар**,
А.І. Устінов, **В.О. Шаповалов**;
М.М. Гасик, Аалто Університет, Еспоо, Фінляндія;
М.І. Гречанюк, Інститут проблем
матеріалознавства НАНУ, м. Київ;
О.М. Івасішин, Інститут металофізики
ім. Г.В. Курдюмова НАНУ, м. Київ;
Ю.Г. Квасницька, ФТІМС НАНУ, м. Київ;
П.І. Лобода,
НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», м. Київ;
О.В. Овчинников, ЗНТУ, м. Запоріжжя;
С.В. Петров, Інститут газу НАНУ, м. Київ.

Виконавчий редактор — О.Т. Зельніченко,
Міжнародна Асоціація «Зварювання», м. Київ

Видавець
Міжнародна Асоціація «Зварювання»

Редакція
Д.М. Дяченко (відповід. секретар),
Л.М. Герасименко, Т.Ю. Снєгірьова

Адреса редакції
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ,
03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11
Тел.: (38044) 205 23 90
E-mail: patonpublishinghouse@gmail.com;
journal@paton.kiev.ua
https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem

Журнал входить до переліку затверджених Міністерством освіти і науки України видань для публікації праць здобувачів наукових ступенів за спеціальностями 132, 133, 136.
Наказ МОН України № 409 від 17.03.2020.

Рекомендовано до друку
редакційною колегією журналу.

Журнал зареєстровано Національною радою України з питань телебачення і радіомовлення
9 травня 2024 року,
ідентифікатор медіа R30-04567.

ISSN 3041-2331 (Online)
ISSN 3041-2382 (Print)
DOI: https://doi.org/10.15407/sem

Передплата 2025
Передплатний індекс 70693
4 випуски на рік (видається щоквартально)
Друкована версія: 1200 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки
рекомендованою бандероллю.
Електронна версія: 1200 грн. за річний комплект.

ЗМІСТ*

Кафедрі електрометалургії ім. М.І. Гасика УДУНТ — 100 років ... 3

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

Ахонін С.В., Березос В.О., Северин А.Ю., Єрохін О.Г., Пашинський В.В. Особливості виплавки жароміцного сплаву титану системи легування Ti–Nb–Al–Mo–Zr способом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю 7

Дідікін Г.Г. Синтез та дослідження фармацевтичної композиції з наночастинками срібла, отриманими електронно-променевим випаровуванням 12

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

Протоковілов І.В., Барабаш В.В. Дослідження гідродинамічних процесів при кристалізації зливків у виливниці в умовах електрошлакового обігріву і перемішування металевої ванни 20

Кусков Ю.М., Лентюгов І.П., Нетяга А.В. Електричні процеси, що протікають у струмопровідному кристалізаторі квадратного перерізу 26

ПЛАЗМОВО-ДУГОВА ТЕХНОЛОГІЯ

Коржик В.М., Строгонов Д.В., Терещенко О.С., Ганущак О.В., Тунік А.Ю., Костін В.А., Чигілейчик С.Л., Юлюгін В.К. Отримання сферичного порошку титану для 3D друку плазмово-дуговим розпиленням дротових матеріалів 30

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Пашинський В.В., Селін Р.В., Северин А.Ю., Вржижевський Е.Л. Вплив відпалу на структуру і властивості зварних з'єднань жароміцного псевдо-α-титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si 37

Позняков В.Д., Корєнєв О.В. Вплив термічних циклів зварювання на структуру і твердість металу ділянки перегріву ЗТВ зварних з'єднань середньовуглецевих легованих сталей високої твердості 48

ІНФОРМАЦІЯ

До 155 річчя від дня народження Є.О. Патона 53

О.Г. Богаченку — 85! 57

Система металевого 3D друку 58

*Статті з журналу «Сучасна електрометалургія» вибірково перевидаються англійською мовою в журналі «The Paton Welding Journal»: https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

© Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ, Міжнародна Асоціація «Зварювання», 2025

Підписано до друку 12.06.2025. Формат 60×84/8. Офсетний друк.
Ум. друк. арк. 7,00. Друк ТОВ «ДІА». 03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

International Scientific-Theoretical and Production Journal

ELECTROMETALLURGY TODAY

№ 2
2025

Published since 1975
4 times a year

Electrometallurgy Today ◊ Suchasna Elektrometalurhiya

EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU, Kyiv:
S.V. Akhonin (Editor in Chief),
V.O. Berezos, **F.K. Biktagirov, Yu. V. Kostetskyi** , **V.A. Kostin**, **I.V. Krivtsun**, **S.V. Rymar**, **A.I. Ustinov**, **V.O. Shapovalov**;
M.M. Gasik, Aalto University, Espoo, Finland;
M.I. Grechanyuk, Institute for Problems of Material Science of NASU, Kyiv;
O.M. Ivasishyn, G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of NASU, Kyiv;
Yu.H. Kvasnytska, Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, Kyiv;
P.I. Loboda, NTUU «Igor Sykorsky Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv;
O.V. Ovchynnukov, Zaporizhzhia National Technical University, Ukraine;
S.V. Petrov, The Gas Institute of NASU, Kyiv.

Executive Editor — O.T. Zelnichenko, International Association «Welding», Kyiv, Ukraine.

Publisher
International Association «Welding»

Editors
D.M. Diachenko (execut. secretary), L.M. Gerasymenko, T.Yu. Snegiryeva

Address of Editorial Office
E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU,
11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 205 23 90
E-mail: patonpublishinghouse@gmail.com; journal@paton.kiev.ua
https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/sem

The Journal is included ineo 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, 136. Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing by the Editorial Board of the Journal.

The Journal was registered by the National Council of Ukraine on Television and Radio Broadcasting on 09.05.2024, carrier identifier R30-04567.

ISSN 3041-2331 (Online)
ISSN 3041-2382 (Print)
DOI: https://doi.org/10.15407/sem

Subscription 2025
Subscription index 70693
4 issues per year (issued monthly), back issues available.
$128, subscriptions for the printed (hard copy) version, air postage and packaging included.
$96, subscriptions for the electronic version (sending issues of Journal in pdf format or providing access to IP addresses).

CONTENTS*

Department of Electrometallurgy of M.I. Gasik is 100 years old 3

ELECTRON BEAM PROCESSES

Akhonin S.V., Berezos V.O., Severyn A.Yu., Yerokhin O.H., Pashynskyi V.V. Features of smelting of heat-resistant titanium alloy of the Ti–Nb–Al–Mo–Zr alloying system by electron beam melting with a cold hearth 7

Didikin G.G. Synthesis and study of a pharmaceutical composition with silver nanoparticles, produced by electron beam evaporation 12

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Protokovilov I.V., Barabash V.V. Studies of hydrodynamic processes at the crystallization of ingots in a mold under conditions of electroslag heating and stirring of the metal pool 20

Kuskov Yu.M., Lentiugov I.P., Netyaga A.V. Electrical processes in a current-carrying crystallizer with a square cross-section 26

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Korzhyk V.M., Strohonov D.V., Tereshchenko O.S., Ganushchak O.V., Tunik A.Yu., Kostin V.A., Chygileichyk S.L., Yuliuhin V.K. Spherical titanium powder production for 3D printing by plasma-arc atomization of wire materials 30

MATERIALS SCIENCE

Akhonin S.V., Bilous V.Yu., Pashynskyi V.V., Selin R.V., Severyn A.Yu., Vrzhyzhevskyi E.L. The effect of annealing on the structure and properties of welded joints of high-temperature pseudo-α-titanium alloy of Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si alloying system 37

Poznyakov V.D., Korenev O.V. Influence of thermal welding cycles on the structure and hardness of metal in the HAZ overheating section in welded joints on high hardness medium-carbon alloy steels 48

INFORMATION

To the 155th Birth Anniversary of E.O. Paton 53

O.G. Bogachenko is 85! 57

Metal 3D Printing System 58

*Articles from «Suchasna Elektrometalurhiya» (Electrometallurgy Today) journal are selectively translated into English and included into the contents of «The Paton Welding Journal»: https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

© E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU, International Association «Welding», 2025

КАФЕДРІ ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЇ ім. М.І. ГАСИКА УДУНТ — 100 РОКІВ

На початку 20-х років минулого століття інженерів-металургів готували порівняно обмеженої спрямованості для управління доменним, мартенівським і бесемерівським процесами в Катеринославському (пізніше Дніпропетровському) гірничому інституті, хоча науковий потенціал цього прославленого вже в ті роки інституту мав усі передумови для активної участі у вирішенні найбільш складних наукових і прикладних технологічних завдань. Цілком очевидно, що для управління в основному імпортним обладнанням і багатопрофільним електрометалургійним виробництвом необхідно було організувати підготовку інженерних кадрів в області виробництва електросталі, феросплавів у дугових електропечах, абразивних надтвердих і тугоплавких матеріалів в електротермічних агрегатах, графітованих електродів в електропечах опору, а також виробництва листового і сортового прокату та інших видів продукції.

Кафедра електрометалургії була організована у складі Катеринославського вищого гірничого училища (КВГУ).

При відкритті училища у 1925 р. його викладацький склад налічував 13 осіб. Слід сказати, що в перші роки існування КВГУ кафедр, як таких, не було, в училищі на двох відділеннях — гірському та заводському — була так звана кабінетна система навчання [1]. На посаду завідувача заводського відділення училища та одночасно ординарного професора металургії було запрошено випускника Петербурзького гірничого інституту, інженера-металурга Михайла Олександровича Павлова, який до цього часу зарекомендував себе як висококваліфікований творчий фахівець. Він фактично започаткував металургійну освіту в Катеринославі та в цілому в Україні. Надзвичайною його заслугою було створення принципів і методик, які заклали основи вищої металургійної освіти. Суть їх полягала в тому, що викладання металургійних дисциплін здійснювалося на суворій теоретичній основі, яка базувалася на останніх досягненнях фізико-хімічних і технічних наук.

У рамках курсу металургії сталі в 1917 р. з'явився розділ електрометалургії, який був присвячений виплавці металу в електричних дугових печах. Засновником і першим лектором цього курсу був Степан Іванович Тельний. Він закінчив відділення в 1914 р. і був залишений стипендіатом для продовження наукової діяльності. В 1917 р. С.І. Тельний почав викладацьку діяльність на кафедрі металургії. За самої діяльної участі та під його керівництвом створюється електрометалургійна лабораторія, в якій він спільно з професором Г.С. Євреїновим розробив першу електричну сталеплавильну піч з вольтовою дугою, що обертається. В 1920 р. С.І. Тельного призначено доцентом кафедри металургії, а з 1 січня 1925 р. — професором та завідувачем першої в країні кафедри електрометалургії. Треба сказати, що на той час у країні взагалі не проводилися дослідження з питань застосування електрики в металургії для виплавки металу, тому С.І. Тельний по праву вважається засновником вітчизняної наукової школи електрометалургів.

Тельний С.І.

Починаючи з 1925 р., постало питання про необхідність бурхливого розвитку електрометалургії сталі та її якісної основи — електроферосплавної промисловості. На початок 20-х років працювало лише кілька феросплавних печей потужністю 280...1000 кВ·А з виробництва феросиліцію та ферохрому, тому виникла необхідність подальшого розвитку власної феросплавної промисловості.

В 1926 р. закінчує гірничий інститут за спеціальністю «Електрометалургія сталі та феросплавів» майбутній патріарх української наукової школи феросплавників, Заслужений діяч науки та техніки УРСР, професор, докт. техн. наук Спиридон Йосипович Хитрик.

Хитрик С.Й.

За відмінні показники у навчанні та успішний захист дипломного проєкту з електрометалургії після закінчення інституту в 1926 р. С.Й. Хитрика запрошено на посаду асистента кафедри електрометалургії Дніпропетровського гірничого інституту. У зв'язку з виділенням у 1930 р. металургійного факультету в самостійний багатопрофільний Дніпропетровський металургійний інститут (ДМетІ) С.Й. Хитрик переходить на посаду асистента, а потім — доцента кафедри електрометалургії. Одночасно він веде велику суспільно-наукову роботу. З 1932 р. протягом восьми років Спиридон Йосипович працює в редакції журналів «Робочий металург», «Домез», «Теорія і практика металургії» як вчений секретар, заступник редактора та редактор. До речі, жур-

нал «Теорія і практика металургії» є найстарішим науковим виданням металургійної галузі України, він почав видаватися з 1928 р. [2].

У 1930 р. на кафедру приходить випускник Мінського політехнічного інституту Микола Макарович Чуйко, який згодом став провідним науковцем у галузі електрометалургії сталі.

З 1928 р., а точніше — з будівництвом ДніпроГЕСу, почала виділятися в самостійну підгалузь електрометалургія сталі та феросплавів. У першій п'ятирічці (1928–1932 рр.) були введені в дію дві електродугові сталеплавильні печі на заводі «Дніпросталь» (з 1939 р. — «Дніпроспецсталь», м. Запоріжжя) та дві рудовідновлювальні феросплавні електропечі на Запорізькому феросплавному заводі (ЗФЗ).

Закладка першого фундаменту «Дніпросталі» відбулася 22 квітня 1931 р., а вже 10 жовтня 1932 р., в день урочистого відкриття ДніпроГЕСу, було видано першу плавку на дніпровському струмі.

Починаючи з перших років роботи заводу, наукова діяльність кафедри та її випускників пов'язана з розробкою виробництва різних марок сталей, удосконаленням діючих технологічних процесів, розвитком теоретичних основ та поглибленням теорії розкислення, рафінування, легування сталей самого різноманітного електрометалургійного сортаменту. На чолі більшості цих розробок, а можна навіть сказати «науковим стовпом», незмінно був видатний вчений-металург, д-р техн. наук, професор М.М. Чуйко. Його внесок у становлення та розвиток української електросталеплавильної науки та технології неоціненний [3]. Початок наукової діяльності його співпав із першими роками роботи первістка України з виробництва спеціальних сталей — заводом «Дніпроспецсталь». Становленню та розвитку наукових досліджень, удосконаленню технологічних процесів на цьому підприємстві М.М. Чуйко віддав практично все своє свідоме життя.

На базі ДніпроГЕСу створюються інші електротермічні виробництва. В 1932 р. швидкими темпами продовжується будівництво Дніпровського алюмінієвого комбінату у складі трьох заводів — глиноземного, електролізного та електродного. В цей час першу продукцію — аноди, вугільні блоки та анодну масу — електродний завод видав уже в жовтні 1933 р. У червні цього року розпочався пуск Дніпровського алюмінієвого комбінату без участі іноземних фахівців.

Неоцінений внесок у розвиток наукових основ, розробку, освоєння і вдосконалення електротермічної техніки та технологічних процесів виробництва широкого сортаменту спеціальних електросталей та різних видів феросплавів, а також підготовку інженерних кадрів (електрометалургів) практично для всієї країни здобули загальне визнання науковою спільнотою провідної ролі кафедри електрометалургії у створенні наукової школи українських електрометалургів. Це не забарилося позначитися на науковому та службовому зростанні її провідних співробітників. З 1932 р. С.І. Тельний призначається на посаду заступника директора ДМетІ з наукової роботи, а з 1934 р. — заступника директора з навчальної роботи, які він займає до 1939 р., поєднуючи при цьому керівництво кафедрою електрометалургії. В 1936 р. рішенням вищої атестаційної комісії С.І. Тельному надається вчене звання професора, а в 1937 р., без захисту дисертації, — вчений ступінь кандидата технічних наук.

С.Й. Хитрик захищає кандидатську дисертацію в 1936 р. та цього ж самого року йому надають вчене звання доцента кафедри електрометалургії. В 1939 р. кандидатську дисертацію захищає М.М. Чуйко і також обирається на посаду доцента [4].

Довоєнний період характеризується бурхливим розвитком електрометалургії сталі та феросплавів у всьому світі. Країна посідає перше місце в світі з виробництва електросталі та феросплавів (1940 р.) і в цьому чимала заслуга вчених та викладачів кафедри електрометалургії ДМетІ. У період з 1924 по 1941 рр. підготовлено близько 200 інженерів-електрометалургів, які успішно працюють на найвідповідальніших посадах у міністерствах, на заводах, у науково-дослідних, проєктних і навчальних інститутах.

Велика Вітчизняна війна 1941–1945 рр. стала важким випробуванням для всього українського народу. На схід евакуювали практично всі великі заводи разом з частиною висококваліфікованих інженерів і кадрових робітників провідних плавильних спеціальностей.

За період з липня по жовтень 1941 р. з України було фактично евакуйовано все обладнання феросплавного заводу та заводу «Дніпроспецсталь», з використанням якого на сході були введені в дію електросталеплавильний та прокатні цехи, а в 1942 р. вступив у дію й цех із виробництва феросплавів.

Працюючи на посаді заступника начальника техвідділу, С.Й. Хитрик очолив усю науково-дослідну роботу із вдосконалення технології отримання ферохрому, силікохрому, феросиліцію. Вперше розро-

бляється технологія отримання маловуглецевого ферохрому шляхом продування передільного ферохрому повітрям у конвертері, отримання феровольфраму з вітчизняних руд, а також сплавів, так необхідних для фронту, для перемоги.

В цей період М.М. Чуйко керував електрометалургійною лабораторією на заводі та читав лекції в Сибірському металургійному інституті, поєднуючи при цьому керівництво науковими дослідженнями з освоєння та вдосконалення технології виробництва броньової сталі для танків. За ратну працю С.Й. Хитрик та М.М. Чуйко відзначені високими урядовими нагородами.

Після звільнення м. Дніпропетровська від німецьких окупантів у жовтні 1943 р. почав відроджуватися й ДМетІ, одним із основних підрозділів якого була кафедра електрометалургії.

У жовтні 1943 р. після звільнення м. Запоріжжя розпочалися роботи з відновлення Запорізького феросплавного заводу. Вже у серпні 1944 р. для будівельно-відновлювальних робіт на підприємствах Запоріжжя, Донбасу, Кривого Рогу була організована виплавка карбіду кальцію. До 1950 р. практично досягнуто виробництво електросталі та феросплавів довоєнного рівня. Починається ера бурхливого розвитку промислового потенціалу України, створюються нові процеси та матеріали, у розробці яких бере участь кафедра електрометалургії [5].

У січні 1944 р. виконувачем обов'язків завідувача кафедри електрометалургії призначено С.Й. Хитрика. На базі результатів поточних досліджень С.Й. Хитрик створює теорію енергетичного та матеріального балансу електроплавки феросплавів, теорію вакуумного рафінування сплавів хрому, розробляє та впроваджує на провідних заводах технологію вакуумування рідкого ферохрому в ковші. Узагальнення цих матеріалів дозволяє йому в 1953 р. успішно захистити докторську дисертацію. В 1954 р. йому присуджують вчений ступінь доктора технічних наук та надають вчене звання професора кафедри електрометалургії. З 1953 по 1962 рр., працюючи проректором з наукової роботи ДМетІ, С.Й. Хитрик віддає багато сил становленню та розвитку науки в інституті, залишаючись при цьому завідувачем кафедри електрометалургії.

Розвиток атомної промисловості вимагає створення нових конструкційних матеріалів, основу яких у багатьох випадках становлять хромисті сталі і сплави з виключно низьким вмістом вуглецю та мінімально допустимим вмістом шкідливих домішок (S і P) та газів (N_2 та $H_{2)}$). Кафедра готова до розв'язання цієї задачі. Паралельно ведуться роботи у двох напрямах — вакуумування сплавів хрому в рідкому та твердому станах. Другий напрям повністю захоплює молодого вченого, майбутнього академіка НАН України, професора, доктора технічних наук Гасика Михайла Івановича. На початок 60-х років (1962–1964) у складі НДС кафедри працює близько 60 наукових співробітників та інженерів.

Гасик М.І.

Кафедрою електрометалургії в короткі терміни розроблено і реалізовано на ЗФЗ вакуум-термічний метод отримання супернизьковуглецевого та низькоазотистого ферохрому, що дозволило на заводі «Дніпроспецсталь» освоїти виплавку корозійностійкої сталі з 0,03 % С. Щоб підкреслити важливість вирішення цієї проблеми, що роботи з розробки та отримання суперрафінованого ферохрому та виплавки корозійностійких сталей (як і будівництва відповідного відділення на ЗФЗ) велися за постановою вищих директивних органів країни. Новизна і промислова придатність технології суперрафінованого ферохрому за способом ДМетІ захищена авторськими свідоцтвами країни та патентами 10-ти технічно розвинених країн (США, Великобританія, Італія та ін.). Вакуум-термічний ферохром був першою металургійною продукцією, якій у встановленому порядку було присуджено «Знак якості».

Вирішальним був внесок кафедри електрометалургії в початок промислового впровадження в нашій країні дегазації рідких металевих розплавів в ковшових вакууматорах. Вивчення поведінки водню при виплавці електросталі та феросплавів було одним із головних напрямів у наукових дослідженнях колективу кафедри. У 1954–1956 рр. склалася ситуація, коли практично припинився експорт силікотермічного ферохрому, зокрема до Італії, через пузирчастість зливків і дрібних фракцій ферохрому, що утворилися при їх дробленні. З метою отримання щільних зливків ферохрому вперше в електроферосплавній промисловості країни було розпочато вакуумування рідкого ферохрому (а потім і металевого марганцю) у спорудженій доменній установці — ковшовому вакууматорі цеху № 2 ЗФЗ.

Провідну роль у науковому обгрунтуванні та пошуку альтернативних матеріалів замість бокситу для вітчизняної абразивної промисловості та виробництва глинозему відіграє М.І. Гасик. Він продовжує

працювати над теоретичними аспектами твердофазного рафінування ферохрому; встановлює закономірності між граничним вмістом вуглецю, окисленістю металу та ступенем видалення шкідливих домішок і газів; розробляє технологічний регламент триступеневого процесу; видає вихідні дані для створення унікального вакуумного агрегату та веде практичний нагляд за його створенням, освоєнням та впровадженням у виробництво; досягає значних успіхів в отриманні високоякісних суперрафінованих сплавів на основі хрому, що використовується для потреб атомної енергетики.

Узагальнивши отримані результати, М.І. Гасик у 1968 р. захищає докторську дисертацію, а через рік, у 1969 р., йому надають вчене звання професора по кафедрі електрометалургії.

Все більш превалююче місце електросталеплавильне виробництво займає на спеціалізованих металургійних заводах і заводах важкого та середнього машинобудування — Харківський завод ім. Малишева, Ново-Краматорський машинобудівний завод, Нікопольський Південно-трубний завод, Дніпропетровський трубопрокатний завод, Сумський завод нафтогазових труб, Кременчуцький сталеливарний завод, Криворізький Центральний рудоремонтний завод, Дніпропетровський стрілочний завод, Краматорський завод «Енергомашспецсталь» та інші.

У зв'язку зі зміною структури сталі, що виплавляється, за способами отримання та збільшенням частки малолегованих і легованих сталей виникла необхідність у розширенні виробництва феросплавів. Через це було ухвалено рішення про будівництво двох феросплавних заводів в Україні — Стаханівського, з виробництва феросиліцію різних марок, та Нікопольського, з виробництва марганцевих сплавів [6].

У 1973 р. завідувачем кафедри електрометалургії ДМетІ обирається професор, д-р техн. наук Гасик М.І.

У період 90-х р. внаслідок відомих обставин участь вищих навчальних закладів, академічних і галузевих науково-дослідних інститутів, галузевих лабораторій було зведено до мінімуму.

Скоротили колектив дослідників через відсутність фінансування науково-дослідних робіт і разом з тим, починаючи з 2000 р., фінансування робіт поступово набуло хоча і невеликий, але стабільний характер. Це дозволило відновити творчу співдружність кафедри електрометалургії з творчими колективами НЗФ, ЗФЗ, «Дніпросталі», «Дніпроспецсталі», стрілочного та інших заводів.

Досягнуті кафедрою успіхи в області розробки нових і вдосконалення діючих технологічних процесів зумовлені високою теоретичною та професійною підготовкою її випускників, ефективною роботою аспірантури та докторантури при кафедрі електрометалургії. Це є свідченням того, що в різні роки навчальна і навчально-наукова робота на кафедрі постійно вдосконалювалася відповідно до вимог часу.

Сьогодні підготовка фахівців ведеться за такими освітньо-професійними програмами, як «Електрометалургія сталі і феросплавів», «Спеціальна металургія» та «Металургія кольорових металів». На кафедрі навчається 152 студента та 20 аспірантів.

До 100 років свого існування кафедрою було підготовлено понад 2500 фахівців широкого профілю з крос-галузевих напрямів і спеціальностей, 140 кандидатів, 25 докторів технічних наук, серед яких багато лауреатів державних та міжнародних премій.

Список літератури

1. Рубін П.Г. (1909) *Історичний нарис виникнення Катеринославського Вищого Гірничого Училища та його діяльності за перше десятиріччя (1899–1909 рр.)*. Катеринослав, Друкарня Губернського Земства.
2. (1999) *Державна металургійна академія України*: Історія становлення вузу та розвитку його науково-педагогічних шкіл. Ю.М. Таран-Жовнір (ред.). Дніпропетровськ, Пороги.
3. (2008) *Національна металургійна академія України в іменах*: Енциклопедичний довідник. Дніпропетровськ, АРТ-ПРЕС.
4. Пройдак Ю.С., Гладких В.А., Овчарук А.М. (2025) *100 років розвитку та визнання*: Монографія. Ю.С. Пройдак (ред.). Дніпро, УДУНТ.
5. Sykhoy, K.M., Proidak, Ju.S. (2025) On 100th Anniversary of the Department of Electrometallurgy. *Theory and Practice of Metallurgy*, 146(**1**), 5–9.
6. Грищенко С.Г. (2022) Сучасні тенденції розвитку світової та української феросплавної промисловості. *Теорія і практика металургії*, 133(**2**), 5–8.

Ю.С. Пройдак
проректор Українського державного університету науки і технологій

УДК 669.187.526 DOI: https://doi.org/10.37434/sem2025.02.01

ОСОБЛИВОСТІ ВИПЛАВКИ ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ ТИТАНУ СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ Ti–Nb–Al–Mo–Zr СПОСОБОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ З ПРОМІЖНОЮ ЄМНІСТЮ

С.В. Ахонін[1], В.О. Березос[1] А.Ю. Северин[1], О.Г. Єрохін[1] В.В. Пашинський[2]

[1]ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: titan.paton@gmail.com
[2]ТОВ «Технічний університет «Метінвест Політехніка». 69008, м. Запоріжжя, Південне шосе, 80

З метою відпрацювання техніки і технології виплавки зливків жароміцних сплавів на основі титану з вмістом орто-фази Ti_2AlNb були проведені дослідні роботи з одержання експериментального сплаву Ti–39Nb–16Al–2,6Mo–1,4Zr. Представлені результати досліджень одержаного зливка, виготовленого шляхом подвійного електронно-променевого переплаву. Розроблена технологія і проведені дослідні плавки зливка діаметром 110 мм Ti–39Nb–16Al–2,6Mo–1,4Zr способом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю показали перспективність використання методу ЕПП для одержання зливків жароміцних сплавів на основі титану з вмістом орто-фази Ti_2AlNb. Бібліогр. 12, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: електронно-променева плавка, проміжна ємність, зливок, тугоплавкі елементи, хімічний склад, алюмінід титану, орто-фаза

Вступ. Перспективним напрямом, що розвивається в світі в області нових металевих матеріалів з високим рівнем жароміцності, жаростійкості і термічної стабільності є створення інтерметалідних сплавів системи Ti–Al–Nb і технології їх отримання [1–3]. Орто-сплави цілком можуть замінити жароміцні сталі та нікелеві сплави, що використовуються в роторі та статорі КВД, однак, незважаючи на переваги цих сплавів, за кордоном досі не використовується будь-який орто-сплав. Очевидно, це пов'язано з тим, що такі сплави виявилися досить складними у металургійному виробництві. Необхідність використання для легування більш дорогих і тугоплавких елементів (ніобію, молібдену та ін.), забезпечення високої однорідності складу зливків, застосування обладнання із захисною атмосферою, жорсткий контроль макро- та мікроструктури у напівфабрикатах — це головні причини гальмування промислового освоєння цього класу сплавів. Тим не менш існують реальні передумови та технічні можливості подолання багатьох із зазначених труднощів.

Найбільший інтерес становлять орто-сплави, що знаходяться в межах легування Ti–(22...25) Al–(25...30)Nb (ат. %), і в яких наявні виділення орто-фази Ti_2AlNb. Слід зазначити, що збільшення вмісту алюмінію понад 25 ат. % хоч і підвищує жароміцність матеріалу, але призводить до падіння в'язкості [4, 5]. Крім алюмінію та ніобію орто-сплави можуть містити додаткові легуючі елементи. Так, макролегування таким елементом як Mo призводить до розширення області існування β-фази, яка виступає в ролі пластичної матриці і уповільнення дифузійних процесів в об'ємі та на міжфазних границях матеріалу, підвищуючи його температуру плавлення та послаблюючи розміцнення при робочих температурах. Цирконій, виступаючи по відношенню до титанових та інтерметалідних титанових сплавів нейтральним зміцнювачем, забезпечує твердорозчинне зміцнення основних фаз та підвищує опір повзучості.

Одним з методів одержання зливків інтерметалідів є технології плавки, що базуються на незалежних джерелах нагрівання. Необхідно враховувати, що до складу жароміцних сплавів на основі титану входять легуючі елементи — Nb, Zr, Mo, які, як і титан, мають високу хімічну активність до газів при підвищених температурах, що викликає необхідність проведення процесу плавки цих матеріалів у захисній атмосфері або в умовах вакууму [6]. Серед сучасних способів спеціальної електрометалургії електронно-променева плавка є найбільш ефективним методом вакуумної металургії [7, 8].

Як показано в роботі [6] при виплавці способом електронно-променевої плавки орто-сплавів з підвищеним вмістом тугоплавких легуючих елементів (ніобій, молібден, вольфрам) значно ускладнюється забезпечення рівномірного хімічного складу в об'ємі зливка. Особливо складно забезпечити рівномірний вміст елементів із високою пружністю пари — алюмінію та хрому. Тому, в роботі [9] було розроблено математичну модель

С.В. Ахонін — https://orcid.org/0000-0002-7746-2946, В.О. Березос — https://orcid.org/0000-0002-5026-7366,
А.Ю. Северин — https://orcid.org/0000-0003-4768-2363, О.Г. Єрохін — http://orcid.org/0000-0003-2105-5783,
В.В. Пашинський — https://orcid.org/0000-0003-0118-4748

© С.В. Ахонін, В.О. Березос, А.Ю. Северин, О.Г. Єрохін, В.В. Пашинський, 2025

Рис. 1. Лабораторна електронно-променева установка УЕ-208М

процесів випаровування легуючих елементів з титанових сплавів при електронно-променевій плавці з проміжною ємністю та на прикладі процесу отримання зливка сплаву алюмінію титану Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr встановлено залежності концентрації легуючих елементів у зливку від технологічних параметрів плавки та вмісту легуючих елементів у вихідній шихті.

В проведених раніше дослідженнях показано, що забезпечення заданого хімічного складу інтерметалідних сплавів титану забезпечується лише при проведенні щонайменше подвійного електронно-променевого переплаву. Крім цього, для полегшення введення легуючих в склад сплаву було застосовано різні лігатури, які є достатньо дефіцитними та вартісними. Тому, особливий інтерес представляє розробка технології, що дозволяє використовувати чисті компоненти для одержання матеріалів подібного класу.

Рис. 2. Шихтова заготовка для одержання сплаву ортоалюмініду титану Ti–39Nb–16Al–2,6Mo–1,4Zr

Методика досліджень. З метою відпрацювання техніки та технології виплавки зливків жароміцних сплавів на основі титану з вмістом орто-фази Ti_2AlNb були проведені дослідні роботи з одержання експериментального сплаву Ti–39Nb–16Al–2,6Mo–1,4Zr (мас. %).

Для проведення експериментальних досліджень була використана багатоцільова лабораторна електронно-променева установка УЕ-208М [10] (рис. 1).

Технологічна послідовність виплавки зливків складалася з наступних етапів: розрахунок кількості компонентів вихідної шихти з урахуванням витрат на випаровування; підготовка устаткування і технологічного оснащення до плавки; формування витратних заготовок; процес плавки; відбір проб для хімічного й газового аналізу виплавленого зливка.

Перед проведенням дослідних плавок по виплавці зливків здійснювали підготовку устаткування, що полягала в чищенні камери плавки, плити електронно-променевих гармат, проміжної ємності та кристалізатора, піддона від конденсату, пилу і залишків металу попередніх плавок.

Дослідні плавки проводили в кристалізатор діаметром 110 мм. Роботи щодо одержання зливка жароміцного титанового сплаву Ti–39Nb–16Al–2,6Mo–1,4Zr проводили в два етапи. При виплавці сплавів на основі титану способом електронно-променевої плавки основна проблема розподілу легуючих виникає саме з елементами, які мають високу пружність пари [11, 12]. Тому, з метою забезпечення більш рівномірного розподілу алюмінію в кінцевому зливку, на першому етапі виплавляли проміжну заготовку чистого алюмініду титану без додавання тугоплавких легуючих елементів. Було підготовлено шихтову заготовку, яка включала в себе брикети титанової губки ТГ-120 та технічно чистий алюміній (рис. 2).

На другому етапі до одержаного зливка чистого алюмініду титану додавали легуючі елементи у вигляді електролітичного ніобію, технічно чистого молібдену та подрібненого йодідного цирконію.

Після завантаження шихти установку вакуумували до рівня залишкового тиску в камері плавки до 10^{-2} Па. Потім заготовку сплавляли в проміжну ємність до її заповнення та періодично зливали рідкий метал в мідний водоохолоджуваний кристалізатор. Першими порціями зливу формували затравку майбутнього зливка. Потім, на досягнутому технологічному режимі, виплавляли зливок необхідної висоти (рис. 3).

Під час проведення експериментальних плавок проводили контроль наступних технологічних параметрів: швидкість плавки, струм електронних променів, величину прискорювальної напруги.

Рис. 3. Процес плавки зливка діаметром 110 мм сплаву ортоалюмініду титану Ti–39Nb–16Al–2,6Mo–1,4Zr

Чисельні значення прискорювальної напруги й струму променів виміряли і регулювали за допомогою призначених для цього приладів. Швидкість плавки регулювали швидкістю подачі заготовки, що витрачається, у зону плавки.

Технологічні параметри плавки зливка діаметром 110 мм сплаву ортоалюмініду титану Ti–39Nb–16Al–2,6Mo–1,4Zr

Загальна потужність ЕП нагріву, кВт	130
Потужність в кристалізаторі, кВт	30
Швидкість плавки, кг/год	30

Після плавки зливок знаходився в камері в умовах вакууму до повного його охолодження. Отримано зливок діаметром 110 мм, масою приблизно 40 кг (рис. 4).

Від отриманого зливка було відрізано головну частину з усадковою раковиною та проведено відбір проб для хімічного аналізу. Проби відбирали в трьох точках у вигляді стружки способом свердління. Причому спочатку знімали верхній шар зливка на глибину не менше ніж 5 мм, після чого проводили відбір стружки для аналізу на глибину до 10 мм від поверхні зливка.

Для точного аналізу вмісту легуючих елементів в одержаному зливку використовували метод індуктивно зв'язаної плазми/оптичної емісійної спектрометрії (ICP-OES) на ICP-спектрометрі ICAP 6500 DUO. Як показали дослідження, після двократного електронно-променевого переплаву розподіл легуючих задовільний та не виходить за межі технічного завдання (таблиця). Вміст кисню склав 0,04 мас. %, що відповідало даним сертифікату вмісту кисню в титановій губці ТГ-120.

Для дослідження методом оптичної металографії мікроструктури матеріалу в литому стані з

Рис. 4. Зливок діаметром 110 мм сплаву ортоалюмініду титану Ti–39Nb–16Al–2,6Mo–1,4Zr

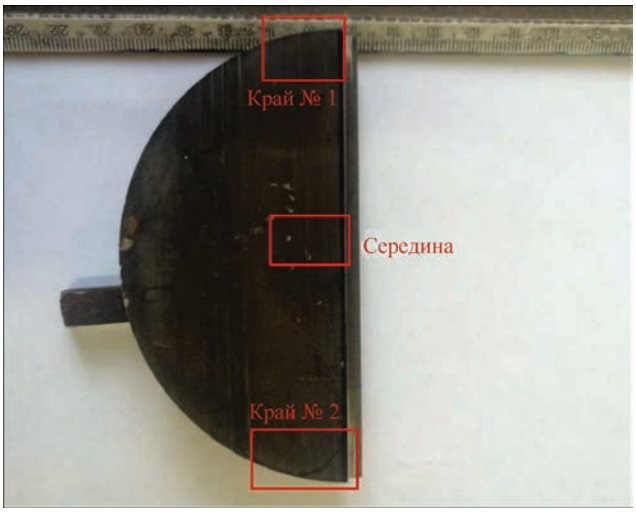


Рис. 5. Схема відбору зразків для дослідження мікроструктури

отриманого зливка відібрано зразки згідно схеми, приведеної на рис. 5.

Загальний вигляд мікроструктури при збільшеннях ×50, 500 і 1000 приведено на рис. 6. При аналізі зображень (рис. 6, *а–в,* ×50) видно, що структура

Хімічний склад зливка діаметром 110 мм сплаву ортоалюмініду титану Ti–39Nb–16Al–2,6Mo–1,4Zr, одержаного ЕПП, мас. %

Частина зливка	Nb	Al	Mo	Zr	Ti	O
Верх	39,2	16,4	2,62	1,37	Основа	0,04
Середина	39,2	15,3	2,76	1,36		
Низ	39,7	14,9	2,63	1,35		

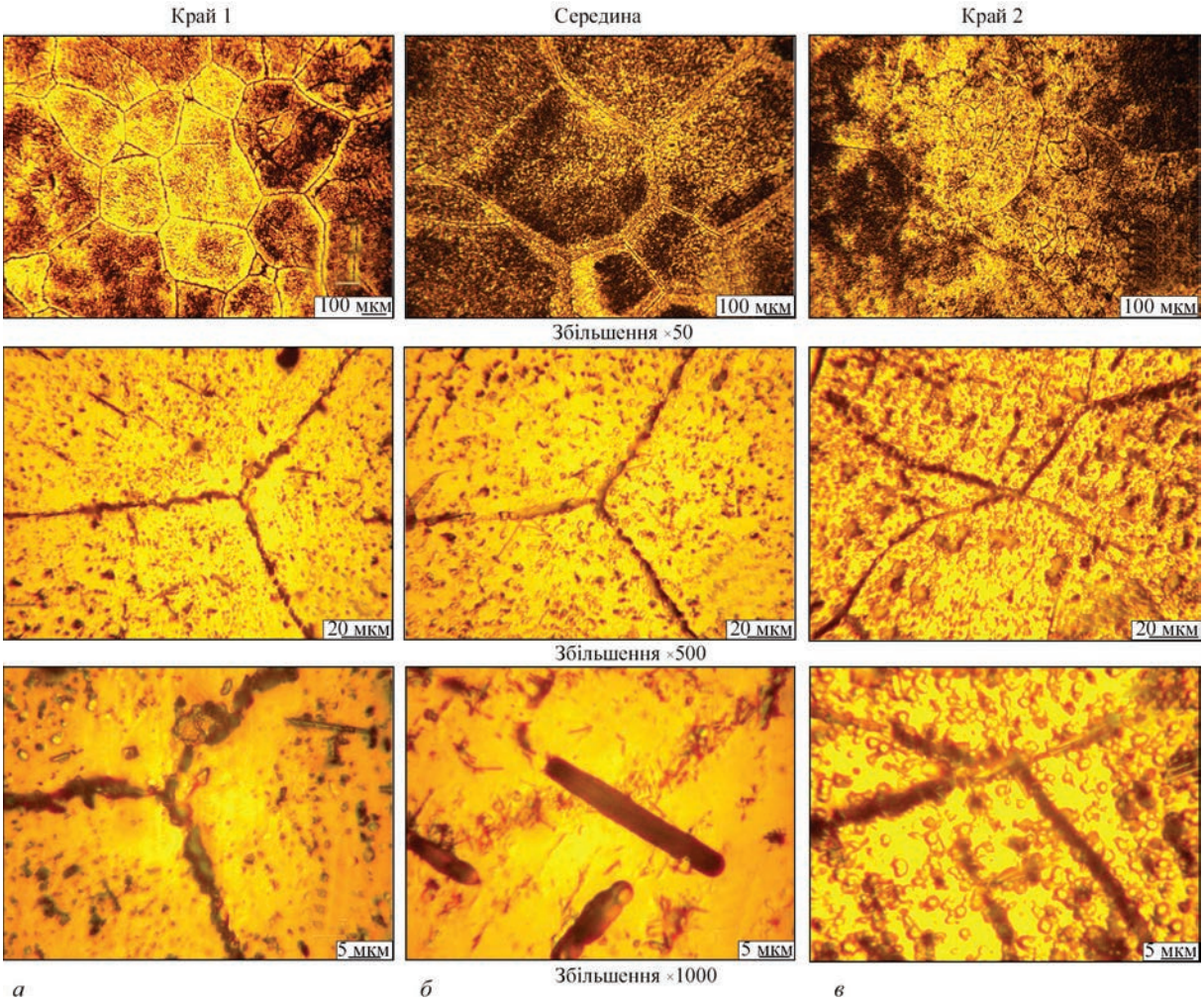


Рис. 6. Загальний вигляд мікроструктури литого металу: *а* — місце відбору відповідає зоні край 1; *б* — середина; *в* — край 2

утворена рівновісними зернами ОЦК β-фази з дисперсними виділеннями в тілі зерен. З порівняння рис. 6, *б* з рис. 6, *а, в* видно, що в середній зоні розмір зерна більший, ніж у периферійних зонах зливка. Це пояснюється різницею в швидкості охолодження периферії та центру зливка.

З метою дослідження морфології фаз, що виділяються в тілі зерна, проведено дослідження мікроструктури матеріалу при збільшеннях ×500 та ×1000 (рис. 6). З аналізу мікроструктур видно, що основна кількість виділень — це дисперсні частинки приблизно рівновісної форми, які локалізовані в тілі зерна. Границі зерен є чистими від виділень (рис. 6, *а–в,* ×500). В той же час, в середній зоні спостерігаються окремі пластиноподібні виділення довжиною 20...30 мкм (рис. 6, *б,* ×1000). Виходячи з морфології частинок, можна зробити припущення, що дисперсні — це α_2-фаза (Ti_3Al), а пластиноподібні — це кристали θ-фази (ортогональна фаза Ti_2AlNb).

Таким чином, розроблена технологія і проведені дослідні плавки зливка діаметром 110 мм Ti–39Nb–16Al–2,6Mo–1,4Zr способом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю показали перспективність використання методу ЕПП для одержання зливків жароміцних сплавів на основі титану з вмістом орто-фази Ti_2AlNb.

Висновки

1. Для проведення дослідних плавок обрано систему легування Ti–39Nb–16Al–2,6Mo–1,4Zr з вмістом інтерметалідних фаз Ti_3Al та Ti_2AlNb.

2. Розроблено новий спосіб введення в сплав легуючих елементів і проведена експериментальна плавка зливка діаметром 110 мм.

3. Показано, що електронно-променева плавка дозволяє отримати зливки сплавів на основі титану з високим вмістом алюмінію і ніобію та достатньо рівномірним розподілом легуючих елементів.

4. Дослідження мікроструктури литого металу показало, що структура утворена рівновісними зернами β-фази з дисперсними виділеннями в тілі зерен. Виходячи з морфології частинок можна зробити припущення, шо дисперсні виділення — це α_2-фаза, а пластиноподібні виділення — це кристали θ-фази (ортогональна фаза Ti_2AlNb).

Список літератури/Referenses

1. Kumpfert, J. (2001) Intermetallic alloys based on orthorhombic titanium aluminide. *Adv. Eng. Mater*., **3**, 851–864. DOI: https://doi.org/10.1002/1527-2648(200111)3:113.0.CO;2-G
2. Partridge, A., Shelton, E.F.J. (2001) Processing and mechanical property studies of orthorhombic titanium-aluminide-based alloys. *Air Space Eur*., **3**, 170–173. DOI: https://doi.org/10.1016/S1290-0958(01)90085-1
3. Gogia, A.K. (2005) High-temperature titanium alloys. *Defence Sci. J*., **55**, 49–173. DOI: https://doi.org/10.14429/dsj.55.1979
4. Chen, Y., Niu, H., Kong, F., Xiao, S. (2011) Microstructure and fracture toughness of a β phase containing TiAl alloy. *Intermetallics*, **19**, 1405–1410. DOI: https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.05.006.
5. Emura, S., Araoka, A., Hagiwara, M. (2003) B2 grain size refinement and its effect on room temperature tensile properties of a Ti–22Al-27Nb orthorhombic intermetallic alloy. *Scripta Mater*., **48**, 629–634. DOI: https://doi.org/10.1016/s1359-6462(02)00462-1
6. Akhonin, S.V., Severin, A.Yu., Berezos, V.A. (2015) Development of technology of adding the refractory alloying elements into alloys on the base of Ti_2AlNb intermetallic in electron beam melting. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, **3**, 12–15 [in Russian].
7. Vutova, K., Vassileva, V., Stefanova, V. et al. (2019). Effect of electron beam method on processing of titanium technogenic material. *Metals*, 9(**6**), 683. DOI: https://doi.org/10.3390/met9060683
8. Liu, Q.L., Li, X.M., Jiang, Y.H. (2016) Research progress of electron beam cold hearth melting for titanium and titanium alloys. *Hot Work. Technol*., **45**, 9–14.
9. 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.
10. Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2019) Laboratory electron beam unit UE-208M. *Suchasna Elektrometalurhiya*, **3**, 15–22. DOI: https://doi.org/10.15407/sem2019.03.03
11. Wang, Y., Gao, L., Xin, Y. et al. (2024) Numerical modeling of electron beam cold hearth melting for the cold hearth. *Minerals*, 14(**6**), 601. DOI: https://doi.org/10.3390/min14060601
12. Bellot, J.-P., Hess, E., Hitzer, D. (2000) Aluminum volatilization and inclusion removal in the electron beam melting and refining of titanium alloys. *Metallurgical, Materials Transact*., 31B(**8**), 845–859.

FEATURES OF SMELTING OF HEAT-RESISTANT TITANIUM ALLOY OF THE Ti–Nb–Al–Mo–Zr ALLOYING SYSTEM BY ELECTRON BEAM MELTING WITH A COLD HEARTH

S.V. Akhonin[1], V.O. Berezos[1], A.Yu. Severyn[1], O.H. Yerokhin[1], V.V. Pashynskyi[2]
[1]E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: titan.paton@gmail.com
[2]Technical University «Metinvest Polytechnic» LLC. 80 Southern Highway, 69008, Zaporizhzhia, Ukraine

In order to develop the technique and technology of smelting ingots of heat-resistant alloys based on titanium with the content of the Ti_2AlNb ortho-phase, experimental works were carried out to produce the experimental Ti–39Nb–16Al–2.6Mo–1.4Zr alloy. The results of studies of the produced ingot made by double electron beam remelting are presented. The developed technology and experimental melting of the 110 mm diameter Ti–39Nb–16Al–2.6Mo–1.4Zr ingot by the electron beam melting method with a cold hearth showed the prospects of using the EBM method for producing ingots of heat-resistant alloys based on titanium containing the Ti_2AlNb ortho-phase. 12 Ref., 1 Tabl., 6 Fig.

Keywords: electron beam melting, cold hearth, ingot, refractory elements, chemical composition, titanium aluminide, ortho-phase

Отримано 07.04.2025
Отримано у переглянутому вигляді 11.04.2025
Прийнято 07.05.2025

УДК 615.33:616-001.4:546.57:615.281.9:678.046.3 DOI: https://doi.org/10.37434/sem2025.02.02

СИНТЕЗ ТА ДОСЛІДЖЕННЯ ФАРМАЦЕВТИЧНОЇ КОМПОЗИЦІЇ З НАНОЧАСТИНКАМИ СРІБЛА, ОТРИМАНИМИ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВИМ ВИПАРОВУВАННЯМ

Г.Г. Дідікін

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

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

Розглянута технологічна схема генерації та формування спрямованого атомно-молекулярного потоку срібла в процесі електронно-променевого випаровування та конденсації для синтезу нанокомпозитів. Оцінено вплив вихідної маси срібла, струму променя, часу та швидкості випаровування на масу випарованого срібла. Оцінено розподіл середнього розміру наночастинок срібла залежно від швидкості випарованого срібла. Отримані результати дають змогу синтезувати нанокомпозити із заздалегідь заданим найімовірнішим середнім розміром наночастинок срібла. Методом трансмісійної електронної мікроскопії і фотон-кореляційної спектроскопії досліджено структуру композиту ПВП–Ag та колоїдних систем H_2O–ПВП–Ag і Этанол–ПВП–Ag. Приведені результати досліджування субстанції глюкозамін із полівінілпіролідоном та наносрібом в формі гелю з антимікробною (антистафілококовою, антисиньогнійною), ранозагоювальною та протизапальною дією, яка має низьку токсичність й може застосовуватись для місцевого лікування інфікованих ран та гнійно-запальних уражень шкіри. Бібліогр. 13, табл. 3, рис. 6.

Ключові слова: композиційні порошки, наноструктурні покриття, електронно-променеве випаровування та конденсація (ЕВ–PVD), конструкція випарника, спрямований паровий потік у вакуумі, осадження, колоїдні системи, полівінілпіролідон, фотон-кореляційна спектроскопія

Вступ. З активним розвитком нанотехнологій зростають дослідження щодо створення нових наноматеріалів та застосування їх як активних фармацевтичних інгредієнтів у складі лікарських засобів [1]. Важливий інтерес у цьому напрямку становлять наночастинки (НЧ) металів, які мають антимікробні властивості. Це зумовлено тим, що на сьогодні в медицині надзвичайно гостро стоїть питання боротьби зі зростанням резистентності мікроорганізмів до хіміотерапевтичних антимікробних препаратів [2, 3].

Впровадження в медичну практику антибіотиків різного походження, хімічної структури, спектру протимікробної активності, механізму дії сприяло підвищенню ефективності лікування багатьох інфекційних захворювань і разом з тим поставило перед теоретичною і клінічною медициною нові, важко вирішувані проблеми, які торкаються правильного вибору необхідного препарату та запобігання побічним реакціям. Розвиток набутої стійкості мікроорганізмів — одне із складних питань сучасної антибіотикотерапії. З метою подолання цього ускладнення впроваджуються антимікробні засоби нових хімічних груп та застосовуються комбіновані препарати. Однак стійкість мікроорганізмів росте у багато разів швидше, ніж створюються нові антимікробні засоби. На фоні значного росту набутої бактеріальної стійкості в світову клінічну практику за останні роки введена дуже обмежена кількість нових антибактеріальних препаратів.

Численні літературні дані останніх років свідчать про ефективність дії наночастинок металів, зокрема срібла, проти широкого ряду аеробних, анаеробних, грам-позитивних та грам-негативних бактерій, дріжджових грибів, нитчастих грибів та вірусів, про відсутність виникнення резистентності до них з боку мікроорганізмів та про актуальність застосування наночастинок срібла як антимікробного засобу для лікування інфекційних захворювань [1, 5–8].

Срібло вперше одержало схвалення для застосування як антимікробний засіб у 20-х роках минулого століття, але його використання зменшилось із початком застосування антибіотиків для лікування бактерійних інфекцій, починаючи з 40-х років минулого століття. Останнім часом срібло знову набуло популярності, особливо у лікуванні відкритих ран з поширенням метицилін-резистентного золотистого стафілококу [6]. Срібло розглядається як мікроелемент, необхідний для нормального функціонування внутрішніх органів та систем, а також як потужний засіб, що підвищує імунітет.

Із зростанням застосування срібла для місцевого лікування збільшуються проблеми, пов'язані із вивченням їх антимікробної дії [6]. З того часу, коли вперше було встановлено, що знищення патогенних мікроорганізмів припиняється, коли концентрація пеніциліну у плазмі падає нижче мінімальної інгібуючої концентрації (МІК), визначення фармакологічного індексу стало основним параметром при порівнянні антимікробних засо-

Г.Г. Дідікін — https://orcid.org/0000-0002-9268-5072

© Г.Г. Дідікін, 2025

бів і розробці оптимальних режимів дозування. МІК срібла активно вивчається різними галузями його застосування [6]. Визначення $МІК_{50}$ та $МІК_{90}$, які найчастіше вивчаються при оцінці чутливості мікроорганізмів до антибіотиків, не адаптовані для вивчення дії сріблovмісних засобів. Так, за даними літератури, МІК срібла по відношенню до *St. aureus* (близько 100 штамів) знаходиться в межах від 8 до 80 мг/л, по відношенню до Ps. aeruginosa (близько 100 штамів) — в межах 8...70 мг/л [6].

Узагальнюючи вищесказане, не підлягає сумніву, що розробка нових лікарських засобів (ЛЗ) на основі НЧ срібла є актуальним і затребуваним напрямком.

Метою роботи було: дослідити можливість і оцінку перспективності використання процесу електронно-променевого вакуумного випаровування для отримання наночастинок срібла; дослідити залежність маси випареного срібла від вихідної маси наважки срібла, величини струму променя нагріву реактора для орієнтованого осадження парового потоку на порошок, швидкості випаровування та тривалості процесу випаровування срібла для отримання наночастинок срібла на поверхні порошкоподібного носія; надати рекомендації щодо практичного застосування технологічних параметрів випаровування срібла для оцінки наперед заданого середнього розміру НЧ срібла; використовуючи технологію нанесення срібла на поверхню порошкоподібного носія, синтезувати наноматеріал композиції ПВП–Ag; отриманий наноматеріал композиції ПВП–Ag використати для розробки нового лікарського засобу з бактерицидною дією.

Матеріали і методики досліджень. Нині для лікування гнійних ран використовують місцеві засоби з антисептиками, зокрема, препаратами срібла. Креми «Дермазин», «Сульфаргін», «Аргедин Босналек» містять 1 % сульфадіазину срібла, крем «Аргосульфан» — 2 % срібної солі сульфатіазолу [9]. Недоліком цих засобів є те, що срібло в їх складі перебуває в іонізованій формі, що підвищує ризик токсичності. Наприклад, при місцевому застосуванні засобів із сульфадіазину срібла (Дермазин, Аргосульфан, Сульфаргін) можливе надходження з пошкодженої поверхні до 1 % іонів срібла та до 10 % сульфадіазину в системний кровообіг. Тому, при тривалому застосуванні цих препаратів можуть виникнути побічні ефекти, характерні для сульфаніламідів: алергічні реакції, порушення кровотворення, розлади травлення, гепатит та ін.

Було поставлено задачу розширення асортименту засобів для лікування інфікованих ран, гнійно-запальних уражень шляхом розробки оригінальної фармацевтичної композиції у формі гелю, який містить комбінацію активних і допоміжних речовин, виявляє широкий спектр антимікробної активності та одночасно має протизапальні, репаративні та дезінтоксикаційні властивості. Поставлена задача вирішується таким чином, що фармацевтична композиція у формі гелю для лікування інфікованих ран та гнійно-запальних уражень містить як діючі речовини наночастки срібла, отримані шляхом електронно-променевого вакуумного випаровування і конденсації срібла на матеріал носія полівінілпіролідон (ПВП) та глюкозамін, а у складі гідрофільної гелевої основи — карбопол, гліцерин та воду. Введення глюкозаміну дозволяє розширити спектр фармакологічної дії засобу та виявити протизапальну, репаративну активність. Він пригнічує утворення пероксидних радикалів й активацію протеолітичних ферментів у зоні запалення, що ушкоджують тканину, зменшує прояви запалення, гальмує утворення протизапальних цитокінів, виявляє ендотелійпротекторну дію. Також глюкозамін чинить аналгетичний ефект. ПВП сприяє адсорбції та видаленню токсинів з рани. Гелева гідрофільна основа не пересушує та не подразнює шкіру. Активні компоненти й компоненти основи засобу є дозволеними до використання в фармацевтичній галузі. Впровадження нанотехнологій дозволяє зменшити токсичність препаратів срібла. Відомо, що стабілізовані ПВП наночастки срібла, на відміну від іонізованих форм, не виявляють токсичних властивостей в організмі людини і мають унікальні фізико-хімічні та біологічні властивості, які забезпечують їх високу антибактеріальну, антигрибкову, противірусну активність, а також додатково виявляють антиоксидантні властивості та стимулюють процеси загоєння в шкірі, підвищують місцевий імунітет. Тому, проблема пошуку та розробки нових препаратів з наночастинками срібла для лікування ран є актуальною для сучасної фармації медицини.

Для синтезу нанокомпозитів системи ПВП–Ag використовували полімери Пласдон® (ПВП) К-15 та Пласдон® К-17 з молекулярною масою 8000 та 10000 із серії синтетичних гомополімерів, що мають поверхнево-активні властивості, добре розчинні у воді, спирті (етанол) [10] та ряді органічних розчинників.

У роботах [11–13] представлено технологічні можливості для реалізації процесу орієнтованого осадження парового потоку на поверхні порошків. Цей спосіб дозволяє дозувати кількість срібла у потоці його парів та забезпечувати нанесення необхідної кількості на поверхню частинок носія для одержання композиту заданого складу та структури. Переважно використовували поверхнево-активні речовини (ПАР) у порошкоподібно-

му вигляді, коли дисперсністю матеріалу та його перемішуванням можна забезпечувати рівномірне розподілення частинок срібла на поверхні гранул носія. Вибір носія з тих ПАР, що спроможні стабілізувати частинки срібла в дисперсійному середовищі колоїдного розчину, дозволяє одержувати колоїдний розчин розчиненням нанокомпозиту безпосередньо у дисперсійному середовищі без попереднього вивільнення наночастинок срібла із нанокомпозиту розчиненням носія в проміжній рідині. Такими носіями можуть бути розчинні у воді і/або в інших рідинах ПАР, обрані з групи, що включають: полівінілпіролідон, поліетиленоксид, поліакриламід, декстран, крохмаль. ПВП використовували як матеріал носія.

На рис. 1, *а* показана технологічна схема процесу електронно-променевого випаровування і конденсації у вакуумі молекулярних пучків Ag з метою отримання наночастинок Ag та загальний вигляд усередині технологічної камери електронно-променевої установки (*в*) з використанням реактора (*б*), що служить для генерації та формування спрямованого атомно-молекулярного потоку Ag. Синтез нанокомпозитів з НЧ срібла здійснювали на установці УЕ-142. У представленому варіанті технологічної схеми графітовий випаровувач складається з верхньої та нижньої частин, що утворюють замкнутий об'єм. У нижній частині випарника розташовується випаровуваний матеріал, у верхній частині є вихідний отвір для молібденової насадки. Під час нагрівання випарника електронним променем матеріал (срібло), який перебуває в нижній його частині, доводиться до плавлення, випаровується і завдяки насадці формується спрямований до контейнера з порошком молекулярний потік срібла. При контакті парів срібла з порошком носія на поверхні його гранул відбувається конденсація срібла та створюється нанокомпозит з НЧ Ag.

У проведених експериментах порошки поміщали у плоскі мідні охолоджувані контейнери, перемішували їх з одночасним осадженням парового потоку. Отримані нанокомпозити ПВП–Ag використовували для приготування колоїдних систем на основі води та етилового спирту. Розподіл частинок за розміром у КС ПВП–Ag–H_2O визначали методом фотон-кореляційної спектроскопії (ФКС) на лазерному кореляційному спектрометрі «Zeta Sizer-3» (Malvern, Великобританія). Особливість методу ФКС полягає у тому, що результати окремого вимірювання можна розрахувати як у вигляді мономодального, так і полімодального приближення (в нашому випадку з допомогою програми «Contin»). Мономодальне приближення дозволяє отримати середній розмір усіх наявних в розчині частинок, тоді як полімодальне приближення показує середній розмір і кількість кожного типу частинок у випадку полідисперсної суспензії. Методом трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) на мікроскопі HITACHI H-800 при прискорювальній

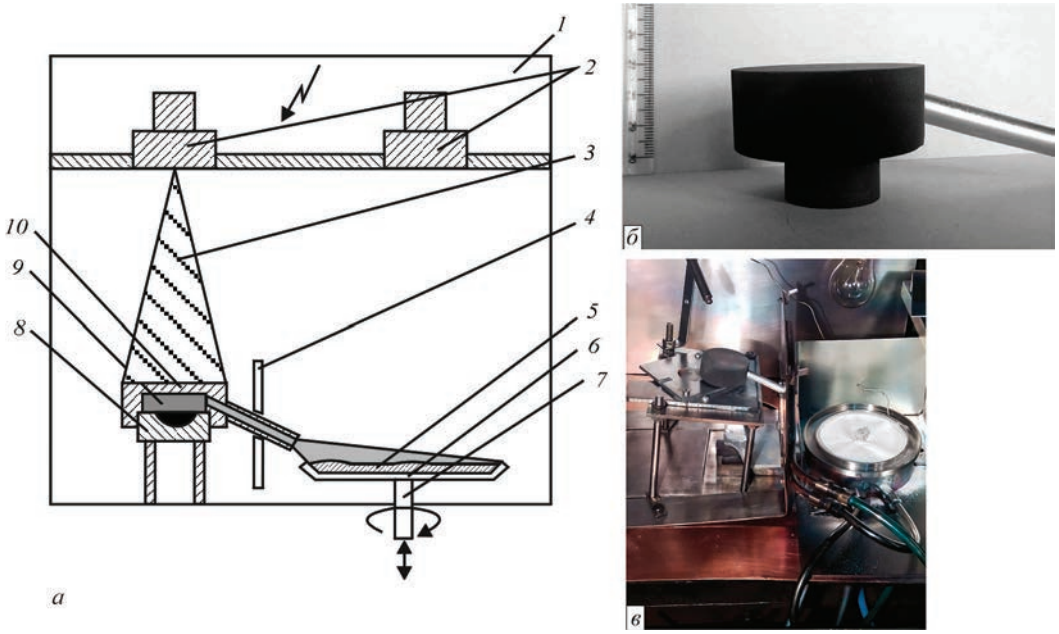


Рис. 1. Схема (*а*), зовнішній вигляд випарника (реактор) (б) для орієнтованого осадження парового потоку на порошок і загальний вигляд усередині технологічної камери ЕЛУ УЕ-142 з реактором та контейнером з порошком для осадження срібла (*в*): *1* — вакуумна камера; *2* — електронно-променева гармата; *3* — електронний промінь; *4* — водоохолоджуваний екран; *5* — порошок; *6* — контейнер для порошку; *7* — пристрій для обертання та вібрації контейнера з порошком; *8* — нижня частина випарника (реактора); *9* — випаровуваний матеріал; *10* — верхня частина випарника з отвором та насадкою для виходу спрямованого парового потоку [12]

напрузі 150 кВ в режимі просвіту були досліджені опади, отримані після видалення ПВП та води з колоїду ПВП–Ag–H_2O. Математичну обробку отриманих результатів здійснювали за допомогою програм статистичного аналізу Microsoft Excel.

Для одержання колоїдних розчинів як дисперсійного середовища можна застосовувати воду, інші полярні рідини, а також неполярні: аліфатичні та ароматичні вуглеводні, їх похідні та ін. Використання ПВП як носія частинок срібла, в котрому частинки срібла закріплюються, дозволяє простим і ефективним способом одержувати нанокомпозит срібла, який вже містить стабілізатор, що перешкоджає агрегації частинок срібла під час розчинення безпосередньо у дисперсійному середовищі цільового колоїдного розчину або в іншій проміжній рідині. Таким чином досягається спрощення процесу як на стадії синтезу наночастинок срібла, так і на стадії приготування колоїдних розчинів із забезпеченням їх агрегативної стійкості.

Традиційно в медицині як замінники плазми використовуються колоїдні розчини на основі ПВП з водою. Для одержання колоїдної системи (КС) срібла у воді в чисту суху склянку поміщають навіску порошку нанокомпозиту ПВП–Ag (ПВП марки К-17), додають 20 мл деіонізованої дистильованої води, закривають пробкою і для прискорення розчинення поміщають у водяну баню з температурою 50…60 °С. Після десятихвилинної витримки з перемішуванням та обробкою ультразвуком одержують прозорий колоїдний розчин срібла світло-коричневого кольору.

ПВП добре розчиняється в етиловому спирті. Тому для визначення розміру наночастинок в отриманих за технологічними режимами композиціях ПВП–Ag також були приготовлені КС складу «Етанол–2 % ПВП–Ag». КС готували в пробірках об'ємом 20 мл: навіску порошку ПВП–Ag, всипали в пробірку, доливали 15 мл етилового спирту, закривали пробірку пробкою. Перемішуючи вміст пробірки, домагалися одержувати прозорий колоїдний розчин срібла світло-коричневого кольору. Після цього пробірки (без пробки) з вмістом поміщали у ванну УЗД з водою, нагрітою до 55 °С, протягом 30 хв піддавали УЗ обробці за режимом «SWEEP». За 20 год після приготування проводили вимірювання розподілу частинок методом ФКС.

Отримані зразки КС досліджували в Інституті біохімії ім. О.В. Палладіна НАН України. Дослідження антимікробної активності лікарських форм з наночастинками срібла були проведені у Національному фармацевтичному університеті (НФаУ, м. Харків).

Результати досліджень. Щоб оцінити можливість практичного застосування електронно-променевої технології для синтезу НЧ срібла заданого розміру, спочатку на низці експериментів досліджували динаміку випаровування наважки срібла масою 900 мг і вище, закладеної в реактор. На рис. 2 наведено приклади динаміки випарування срібла від часу процесу випаровування. Простежування динаміки випаровування в часі, як буде показано нижче, дасть змогу за середньою швидкістю випаровування срібла визначити середній розмір наночастинок срібла.

Однак, як показали перші серії експериментів, випарувати строго задану кількість срібла, використовуючи наважку масою набагато більшою за необхідну для випаровування кількість, виявилося проблематичним. Якщо вам потрібно випарувати, наприклад, 100 мг срібла і завантажити в реактор 900 або 1500 мг срібла, то поставлене завдання важко здійсненне. З метою проведення експериментів маса наважки, що завантажується, була близька до необхідної маси випаровуваного матеріалу. На рис. 3 наведено результати таких численних експериментів, проведених з метою визначення залежності маси випареного срібла від тривалості процесу випаровування. При цьому варіювали технологічні параметри процесу випаровування срібла з реактора, а саме: вихідну масу срібла, величину струму променя нагрівання реактора, швидкість випаровування срібла і кут нахилу насадки реактора. У роботі не наводяться результати використання реактора з вертикально спрямованою насадкою реактора. При цьому слід зауважити, що коефіцієнт корисної дії (ККД) реактора підвищується зі збільшенням кута нахилу насадки до максимуму за кута 90°, досягаючи 30 % і більше залежно від розміру контейнера для порошку і віддалення вихідного отвору насадки

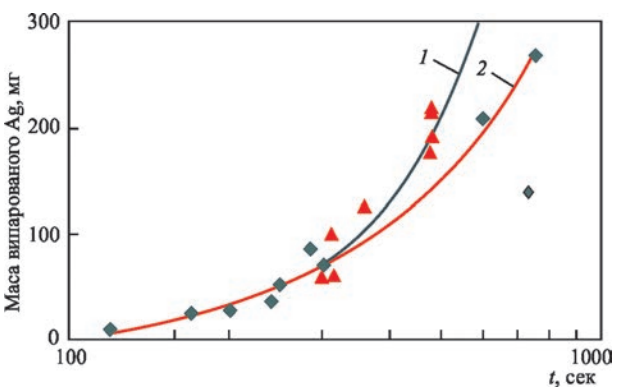


Рис. 2. Залежність маси випаруваного срібла від вихідної маси срібла, сили струму нагріву реактора та часу випаровування: *1* — 1230...1470; *2* — 900...1000 мг; реактор графітовий, струм нагрівання реактора — 0,19...0,20 А (*1*); 0,15...0,17 А (*2*)

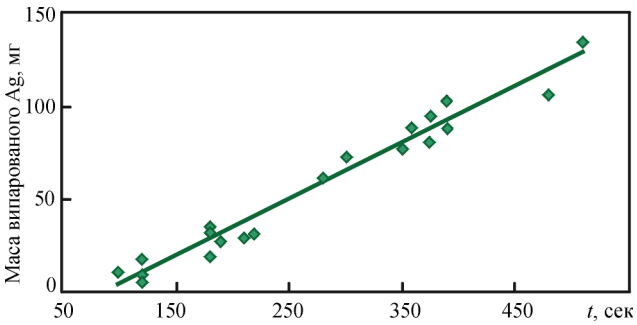


Рис. 3. Залежність маси випареного срібла від тривалості процесу випаровування

від поверхні порошку в контейнері. Наведені на рис. 3 результати дають змогу визначити швидкість випаровування срібла і, як показали подальші дослідження, швидкість випаровування срібла визначає середній розмір НЧ. Вихідна маса наважок срібла, величина струму променя нагріву реактора і швидкість випаровування срібла вказані в табл. 1.

Середній розмір НЧ срібла визначали методом ФКС колоїдних систем H_2O–1,4 % ПВП–Ag H_2O–5 % ПВП–Ag та Этанол–2 % ПВП–Ag. Раніше було встановлено, що інтенсивність розсіювання світла в колоїдних розчинах систем H_2O–ПВП і Этанол-ПВП у середньому на 2 порядки менша, ніж у системах H_2O–ПВП–Ag та Этанол–ПВП–Ag. Нижче наведено результати дослідження фракційного складу та середнього розміру НЧ срібла вищезгаданих КС.

Результати дослідження зразка КС H_2O–5 % ПВП–Ag (концентрація срібла в КС була приблизно 0,06 мас. %) через сутки після приготування представлені в табл. 2 та на рис. 4.

На рис. 5 наведено результати ФКС-вимірювання розподілу частинок срібла у КС H_2O–1,4 % ПВП–Ag (ПВП Пласдон® К-15, молекулярна маса 8000) (*а*) та ТЕМ частинок срібла (*б*); молекулярна маса; середня швидкість випаровування срібла становила 14,4 мг/хв.

На рис. 6 за результатами експериментів та ФКС-вимірювань наведено залежність середнього розміру частинок в КС Этанол–2 % ПВП–Ag від швидкості випаровування срібла при отриманні композиції ПВП–Ag. Як видно, середній розмір НЧ срібла залежить від швидкості випарування срібла і зі збільшенням швидкості випаровування

Таблиця 1. Технологічні параметри процесів випаровування срібла з графітового реактора

Початкова маса Ag, мг	Випарений Ag, мг	Струм променя, А	Час випаровування, с	Середня швидкість випаровування, мг/хв
53,8	10,0	0,20...0,21	100	5,8
120,6	18,3	0,18...0,19	120	9,15
135,1	8,7	–»–	–»–	4,35
172,1	4,0	0,19...0,20	–»–	2,0
50,1	26,0	0,20	150	10,0
48,7	35,	0,21	180	13,0
49,8	30,8	0,210...0,215	–»–	10,3
54,70	18,3	0,23...0,21	–»–	6,1
31,7	27,7	0,18	190	8,8
51,0	28,0	0,21	210	8,0
39,8	31,3	0,21...0,22	220	8,5
75,9	61,4	–»–	280	13,2
83,6	73,5	0,20	300	14,7
80,0	77,2	–»–	350	12,9
136,4	87,9	0,21...23,0	360	13,5
79,3	79,3	0,19...0,20	375	12,2
98,0	95,6	0,20	–»–	14,7
98,0	95,6	–»–	–»–	–»–
115,6	87,4	0,20...22,0	390	13,4
148,4	103,7	0,21...0,23	–»–	16,0
116,4	105,0	0,20...22,0	480	13,1
142,0	136,2	–»–	510	16,0

Таблиця 2. Фракційний склад НЧ срібла в КС H_2O–5 % ПВП–Ag

НЧ Ag	Найімовірніший розмір частинок, нм	Полімодальний розподіл		
		Розмір фракції, нм	Загальна маса частинок, %	Загальна кількість частинок, %
Перша фракція	5,7	2…20	99,9	99,9
Друга фракція	161	50… 500	0,1	менше 0,1

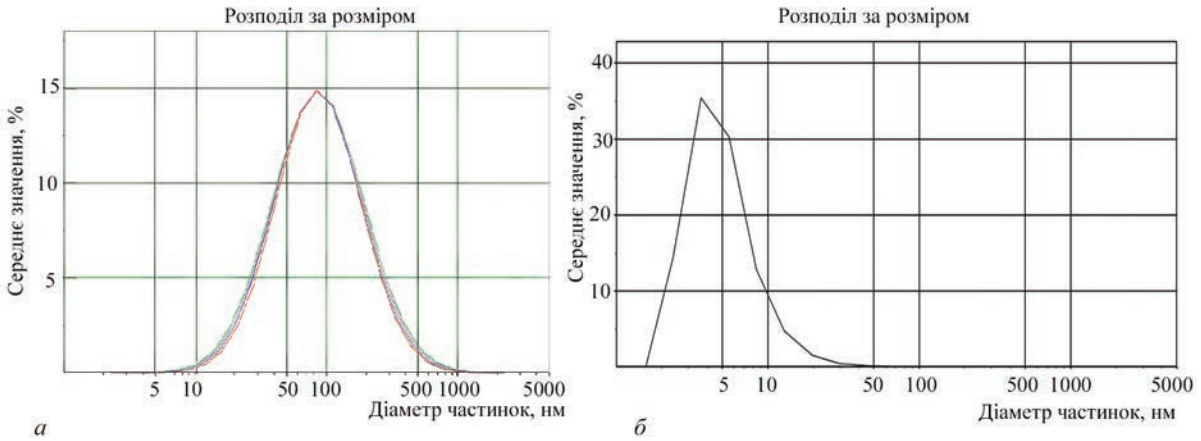


Рис. 4. Лазерний кореляційний спектр колоїдної системи H_2O–5% ПВП–Ag (*а*); розподіл частинок за розміром в КС (об'єм), 1 доба після приготування

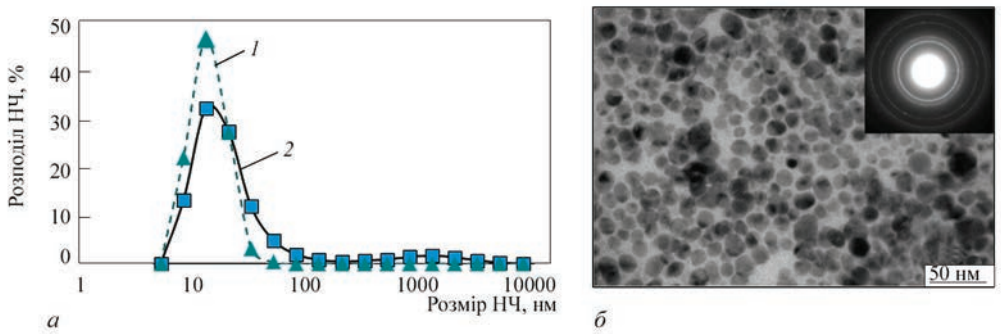


Рис. 5. Розподіл частинок срібла за розміром в КС H_2O–1,4 % ПВП–Ag методом вимірювання ФКС: *1* — кількість; *2* — об'єм (*а*); частинки срібла (*б*)

загальна тенденція зміни середнього розміру НЧ спрямована у бік їхнього зменшення.

Результати дослідження антимікробної активності лікарських форм з наночастинками срібла. Як приклад практичного використання композиції ПВП–Ag стосовно розробки лікарських субстанцій антимікробної дії на основі наночастинок Ag можна привести дослідження антимікробної активності лікарських форм з наночастинками срібла середнім розміром 10...12 нм у формі гелів. На кафедрі заводської технології у Національному фармацевтичному університеті (НФаУ, м. Харків) було створено шість гелів (табл. 3). Гостру токсичність субстанцій глюкозамін із наносрібломта ПВП із наносрібломта, а також гелів, які вводили внутрішньошлунково і вивчали експрес-методом на мишах. За результатами попереднього дослідження антимікробної активності in vitro було обрано чотири перспективні зразки гелів: 1, 2, 4 та 6 (табл. 3). Репаративну активність вивчали паралельно з антимікробною активністю в умовах in vivo на моделі рани в щурів. Дану модель обрано з огляду на те, що вона дозволяє дослідити не лише антибактеріальну активність препарату, але й репаративні властивості, оскільки відтворює одразу три фази ранового процесу: гнійно-некротичну, грануляту та епітелізації. Досліджувані гелі, виходячи зі складу, найбільш активно повинні працювати саме в першій фазі, виявляючи антибактеріальні (наносрібло), протизапальні та аналгетичні властивості (глюкозамін). Як відомо, адекватна терапія першої фази ранового процесу визначає швидкість подальших репаративних процесів у рані. Препарат порівняння (крем «Дермазин») обрано на підставі того, що він містить 1 % сульфадіазину срібла і показаний для лікування гнійних ран, тобто за складом та показаннями добре зіставляється із досліджуваними гелями. Через три дні після інфікування ран починали лікування, гелі наносили 1 раз на добу тонким шаром в емпіричній

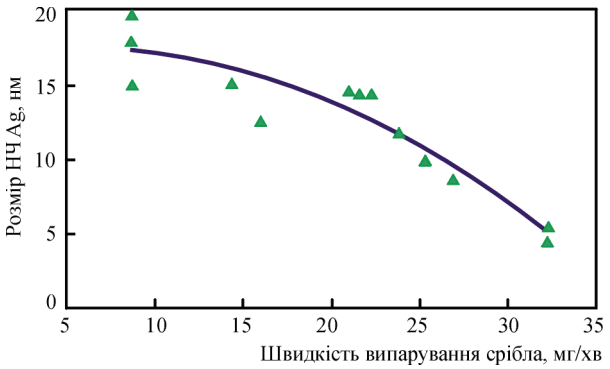


Рис. 6. Розподіл середнього розміру НЧ срібла залежно від швидкості випаровування срібла. Вимірювання виконані в КС Этанол–2 % ПВП–Ag

Таблиця 3. Склад гелів з наночастинками срібла

Гель	Діючі речовини	Основа
1	Глюкозамін (1,0 %) + ПВП (2,0 %)	Гідрофильна: карбопол Ultrez — 2,0 %, гліцерин — 5,0 %, вода очищена — до 100 %
2	ПВП (Ag 0,164 % — 0,1 %) + ПВП (2,0 %)	
3	ПВП (2,0 %)	
4	Глюкозамін (1,0 %) + ПВП (Ag 0,164 % — 0,1 %) + ПВП (до 2,0 %)	
5	Глюкозамін (Ag 0,175 % — 0,1 %) + глюкозамін (до 1,0 %) + ПВП	
6	Глюкозамін (Ag 0,175 % — 0,01 %) + глюкозамін (до 1,0 %) + ПВП	

дозі 20 мг/см^2. Загоєння ран спостерігали у динаміці на 1, 3, 5, 7, 9 день досліду. Для об'єктивної оцінки лікувальної дії досліджуваних гелів проводили морфологічне вивчення зони ранової поверхні, для верифікації системної дії — окремих внутрішніх органів. Гістологічному дослідженню підлягали зразки шкіри, серця, печінки, нирок, легень щурів, яким відтворювали модельну патологію — інфіковані рани, що загоювалися природним шляхом (контрольна патологія) та зразки аналогічних органів щурів з інфікованими ранами, яких лікували одним з гелів з наносріблом (1, 2, 4 та 6) або препаратом порівняння — маззю «Дермазин». Лікування досліджуваними гелями з наносріблом і препаратом порівняння проводили впродовж 9-ти днів, починаючи з 3-го після інфікування збудником.

За результатами проведених досліджень встановлено, що виявили антимікробну активність по відношенню до грампозитивних мікроорганізмів (S.aureus) тест-зразки гелів 1, 2, 4, 5, 6. По відношенню до представників грамнегативних мікроорганізмів отримані наступні результати: до P. aeruginosa виявили антимікробну активність тест-зразки 1, 2, 3, 4; до Kl.pneumoniae — 2, 3; E. coli — 6 відповідно. Тест-зразки 2, 6 виявили помірну фунгистатичну активність. Дослідженнями встановлено, що найбільш широкий спектр вибірково виражених антибактеріальних властивостей до відповідно регламентованих тест-штамів притаманні тест-зразкам 2, 6, 4. При цьому, враховуючи особливості складу тест-зразка 2 (ПВП (Ag 0,164 % – 0,1 %) + ПВП (2,0 %)) та рівень антимікробної здатності тест-зразка 6, слід зазначити, що досліджений тест-зразок 4 позитивно характеризується вираженою бактерицидною дією по відношенню до грампозитивних (S.aureus) та грамнегативних (P.a- eruginosa) мікроорганізмів.

При застосуванні гелю з глюкозаміном та наночастинками срібла площа ран зменшилася на 51 %, гелю з глюкозаміном — на 13 %, гелю з наночастинками срібла — на 49 %, а крему «Дермазин» — на 32 %. На 9-ту добу швидкість скорочення площі ран заявленого зразку була на рівні з препаратом порівняння. За показником епітелізації вже на 9-ту добу експерименту в групі, яку лікували гелем з глюкозаміном та наночастинками срібла, повне загоєння рани відбулось у 40 % тварин. Тимчасом як у решти експериментальних зразків епітелізація спостерігалась лише на 11-ту добу лікування та складала 60 %, а в групі офіцинального крему «Дермазин» — 40 %.

За результатами експериментальних планіметричних досліджень можна зробити висновок, що гель з глюкозаміном і наночастинками срібла найбільш сприяє прискоренню процесів регенерації та епітелізації і за виразністю лікувальної дії перевершує інші зразки гелів та референс-препарат. Аналіз результатів біохімічних досліджень крові свідчить, що лікування ран у тварин заявленим гелем найбільш сприяє зменшенню системних проявів запалення та деструкції тканин.

Висновки

1. Електронно-променева технологія випаровування та конденсації у вакуумі з використанням реактора для випаровування елементів Ag дозволила синтезувати наноматеріали композиції ПВП–Ag.

2. Визначена залежність маси випареного срібла від вихідної маси срібла, струму нагріву реактора і тривалості процесу та розподіл середнього розміру НЧ срібла залежно від швидкості випаровування срібла.

3. Отриманий наноматеріал композиції ПВП–Ag був використаний у Національному фармацевтичному університеті (м. Харків) для розробки лікарських гелів на основі глюкозаміна з низькою токсичністю, ранозагоювальною здатністю та вираженою бактерицидною дією в умовах гнійно-некротичного ранового процесу.

4. Найкращу ранозагоювальну дію за показниками достовірної нормалізації біохімічних, імунобіохімічних та гематологічних показників при лікуванні виявив гель за складом: глюкозамін + 1,0 %; ПВП + 0,164 % Ag у перерахунку на срібло 0,10 %; ПВП — до 2,0 %; карбопол Ultrez — 10...2,0 %; триетаноламін — до pH 6,4; гліцерин — 5,0 %; вода очищена — до 100 %,

який за швидкістю епітелізації перевищував референс-препарат мазь «Дермазин».

5. Досліджений гель позитивно характеризується вираженою бактерицидною дією по відношенню до грампозитивних (S.aureus) та грамнегативних (P.aeruginosa) мікроорганізмів.

Список літератури/References

1. Chekman, I.S., Movchan, B.A., Zagorodnyi, M.I. et al. (2008) Nanosilver: Technologies of manufacturing, pharmacological properties, indications for use. *Preparaty i Tekhnologii,* 51(**5**), 32–34 [in Russian].
2. Mokienko, A., Petrenko, N., Bozhenko, A. (2010) Stability of bacteria as an interdisciplinary problem. *Visnyk NANU,* **8**, 49–56 [in Ukrainian]. https://nasu-periodicals.org.ua/index.php/visnyk/article/view/4493
3. (2010) Weekly Pharmacy: A problem that needs an immediate solution! *Ezhenedelnik Apteka,* 766(**45**) [in Ukrainian]. www.apteka.ua
4. Jung, W.K., Koo, H.C., Kim, K.W. (2008) Antibacterial activity and mechanism of action of the silver ion in staphylococcus aureus and escherichia coli. *Appl. Environ. Microbiol.*, **74**, 2171–2178. DOI: https://doi.org/10.1128/aem.02001-07
5. Kim, J.S., Kuk, E., Yu, K.N. (2007) Antimicrobial effects of silver nanoparticles. *Nanomedicine,* 3(**1**), 95–101. DOI: http://dx.doi.org/10.1016/j.nano.2006.12.001
6. Chopra, I. (2007) The increasing use of silver-based products as antimicrobial agents: Useful development or a cause for concern? *J. Antimicrob. Chem.*, **59**, 587–590. DOI: https://doi.org/10.1093/jac/dkm006
7. Panacek, A., Kvitek, L., Prucek, R. et al. (2007) Silver colloid nanoparticles: Synthesis, characterization, and their antibacterial activity. *J. Phys. Chem*., 110(**33**), 16248–16250. DOI: https://doi.org/10.1021/jp063826h
8. Morones, J.R., Elechiguerra, J.L., Camacho, A.A. et al. (2005) The bactericidal effect of silver nanoparticles. *Nanotechnology,* **16**, 2346–2353. DOI: https://doi.org /10.1088/0957-4484/16/10/059
9. (2012) Compendium. *Medicinal preparations.* Kyiv, Morion [in Russian]. http://www. compendium.com.ua
10. Christian, P., Kammer, V., Balousha, P., Hofman, Th. (2008) Nanoparticles: Structure, properties, preparation and behavior in environmental media. *Ecotoxicology*, **17**, 326–343. DOI: http://dx.doi.org/10.1007/s10646-008-0213-1
11. Movchan, B.O., Yakovchuk, K.Yu. (2012) *Device and method of electron beam evaporation and vacuum directed deposition of vapor flow on substrate.* Pat. Ukraine, No. 98085, 10.04.2012 [in Ukrainian].
12. Yakovchuk, K.Yu. (2013) Application of electron beam evaporation technology for deposition of coatings on powder granules. *Tekhnologicheskie Systemy,* **3**, 49–55 [in Russian].
13. Kovinskii, I.S., Gornostai, A.V. (2012) Nanosized discrete copper oxide coatings on sodium chloride crystals deposited in vacuum from the vapour phase. *Advances in Electrometallurgy*, **2**, 146–149.

SYNTHESIS AND STUDY OF A PHARMACEUTICAL COMPOSITION WITH SILVER NANOPARTICLES, PRODUCED BY ELECTRON BEAM EVAPORATION

G.G. Didikin
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: didikin@paton-icebt.kiev.ua

A technological scheme for generating and forming a directed atomic and molecular flow of silver in the process of electron beam evaporation and condensation for the synthesis of nanocomposites is considered. The influence of the initial mass of silver, beam current, evaporation time, and evaporation rate on the mass of evaporated silver was evaluated. The distribution of the average size of silver nanoparticles depending on the evaporated silver velocity was estimated. The obtained results make it possible to synthesize nanocomposites with a predetermined most probable average size of silver nanoparticles. The structure of the PVP–Ag composite and the H_2O–PVP–Ag and Ethanol–PVP–Ag colloidal systems was investigated by TEM and photon correlation spectroscopy (PCS). The results of the study of glucosamine substance with PVP and nanosilver in the form of a gel with antimicrobial (antistaphylococcal, antipseudomonal), wound healing and anti-inflammatory effects, which has low toxicity and can be used for the local treatment of infected wounds and purulent inflammatory skin lesions, are presented. 13 Ref., 3 Tabl., 6 Fig.

Keywords: composite powders, nanostructured coatings, electron beam evaporation and condensation (EB–PVD), evaporator design, directed vapor flow in vacuum, deposition, colloidal systems, polyvinylpyrrolidone, photon correlation spectroscopy

Отримано 22.01.2025
Отримано у переглянутому вигляді 19.03.2025
Прийнято 01.05.2025

СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ

ПІДПИШІТЬСЯ СЬОГОДНІ
Передплата доступна у друкованому та цифровому форматах!
Тел.: (38044) 205-23-90; E-mail: journal@paton.kiev.ua; patonpublishinghouse@gmail.com;
https://patonpublishinghouse.com

УДК 669.187.56.001.1 DOI: https://doi.org/10.37434/sem2025.02.03

ДОСЛІДЖЕННЯ ГІДРОДИНАМІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ЗЛИВКІВ У ВИЛИВНИЦІ В УМОВАХ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ОБІГРІВУ І ПЕРЕМІШУВАННЯ МЕТАЛЕВОЇ ВАННИ*

І.В. Протоковілов, В.В. Барабаш

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: lab38@paton.kiev.ua

Наведено результати фізичного моделювання гідродинамічних процесів при кристалізації зливків у виливниці в умовах електрошлакового обігріву і перемішування металевої ванни газовим струменем. Дослідження проводили на холодній прозорій моделі, яка імітує кристалізацію 205-тонного сталевого зливка у виливниці і дозволяє візуалізувати гідродинамічні процеси у металевій ванні та формування твердої фази. Отримані нові експериментальні данні щодо структури гідродинамічних течій при різних варіантах перемішування металевої ванни газовим струменем. Показано, що застосування газового струменя дозволяє створювати тороїдальні течії розплаву з висхідними потоками, які розповсюджуються від сопла, що подає газ, і низхідними потоками біля стінок виливниці. Встановлено, що для ефективного перемішування всього об'єму металевої ванни і впливу на кристали, що ростуть на фронті кристалізації, фурму доцільно розташовувати по осі ванни, а глибину її занурення обирати в межах 70...80 % від глибини ванни. Бібліогр. 10, табл. 2, рис. 6.

Ключові слова: зливок, виливниця, фізичне моделювання, гідродинаміка, електрошлаковий обігрів, газовий струмінь, перемішування

Вступ. Сьогодні одним з найбільш поширених способів отримання великих ковальських зливків і слябів залишається класична технологія розливу сталі у виливниці. Даний процес характеризується наявністю великих об'ємів рідкого металу, який твердіє тривалий час в умовах малоінтенсивної теплової конвекції. Це призводить до значного розвитку ліквацийних і усадкових процесів і, як наслідок, фізичної та хімічної неоднорідності литого металу [1–5]. При подальшій термодеформаційній обробці такі дефекти повністю усунути неможливо. Вони успадковуються виготовленими зі зливка поковками і напівфабрикатами, що призводить до погіршення механічних властивостей металу. Тому проблема вдосконалення технологій виготовлення великих зливків у виливниці досі залишається актуальною.

Одним із перспективних способів покращення умов твердіння металу і позбавлення дефектів усадкового і ліквацийного походження є комплексний тепловий і гідродинамічний вплив на металеву ванну [6]. Він може бути реалізований шляхом електрошлакового обігріву (ЕШО) і підживлення головної частини зливка та примусового перемішування металевої ванни газовим струменем. В цих умовах важливе значення має уявлення про характер і інтенсивність гідродинамічних течій в металевій ванні.

Експериментальні дослідження гідродинамічних процесів, які відбуваються при твердінні великих зливків, дуже складні і затратні. В цьому випадку доцільно застосовувати методи фізичного моделювання на холодних прозорих моделях з урахуванням критеріїв подібності [7–10].

Мета даної роботи — визначення впливу електрошлакового обігріву і примусового продування рідкого металу потоками газу на гідродинамічні процеси в металевій ванні при твердінні зливків у виливниці.

Методика проведення досліджень. Експерименти проводили на холодній прозорій фізичній моделі, яка дозволяє візуалізувати гідродинамічні процеси у ванні і формування твердої фази (рис. 1). Модель являє собою плоску ємність, що імітує повздовжній переріз 205-тонного ковальського зливка. Вона виконана у масштабі 1:15 з дотриманням геометричної подібності до натурного об'єкту. Нижня та бічні стінки моделі виготовлені з водоохолоджуваного профілю, а передня та задня стінки — з оптично прозорого матеріалу. У верхній частині ємності встановлені накладки з пінополістиролу, що імітують теплоізолюючі вкладки прибуткової надставки.

У якості модельної рідини, що імітує рідку сталь, застосовано розплав тіосульфату натрію ($Na_2S_2O_3$), який твердіє по дендритному механіз-

І.В. Протоковілов — https://orcid.org/0000-0002-5926-4049, В.В. Барабаш — https://orcid.org/0000-0001-8138-3565

*В експериментах приймав участь к.т.н. В.Б. Порохонько.

© І.В. Протоковілов, В.В. Барабаш, 2025

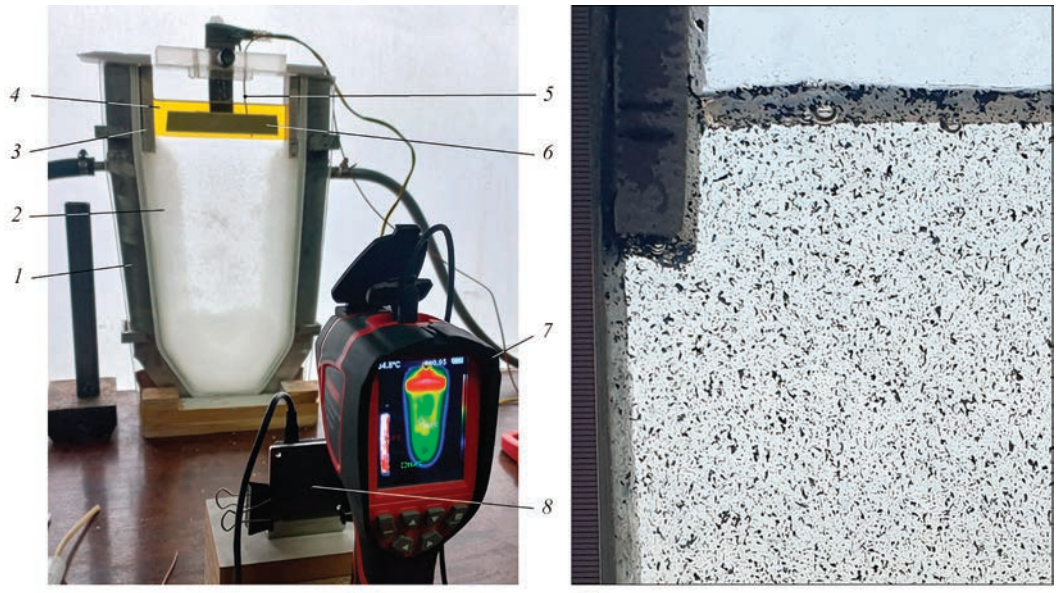


Рис. 1. Зовнішній вигляд фізичної моделі для дослідження гідродинамічних процесів при кристалізації зливка у виливниці (*а*) та зважені частки у модельному розплаві (*б*): *1* — водоохолоджувана стінка; *2* — стінка з оптично прозорого матеріалу; *3* — теплоізолюючі накладки; *4* — рідина, що моделює шлакову ванну; *5* — термопара; *6* — нагрівальний елемент; *7* — тепловізор; *8* — відеокамера

му і зберігає оптичну прозорість в твердому стані. Для візуалізації гідродинамічних потоків до розплаву тіосульфату натрію додавали барвний пігмент, який виділявся у вигляді зважених частинок з нейтральною (нульовою) плавучістю (рис. 1, *б*).

Відповідність гідродинамічних процесів, що відбуваються при моделюванні та в реальних умовах, оцінювали за допомогою критеріїв подібності: критерій Фруда (Fr), який характеризує співвідношення сил інерції та тяжіння; Рейнольдса (Re), що визначає характер гідродинамічних течій у розплаві (ламінарний чи турбулентний); Вебера (We), що базується на відношенні сил інерції рідини до сил поверхневого натягу рідини; Грасгофа (Gr), який визначає рух розплаву, викликаний неоднорідністю температурного поля.

Нижче наведені розрахункові залежності для даних критеріїв подібності:

$$\mathrm{Fr} = V^2/gL,\ \mathrm{Re} = VL/\nu,$$

$$\mathrm{We} = \rho V^2 L/\sigma,\ \mathrm{Gr} = g\beta(T_\mathrm{P} - T_\mathrm{c})L^3/\nu^2,$$

де V — швидкість потоків (м/с); g — прискорення вільного падіння (м/с^2); L — характерний розмір (м); ν — кінематична в'язкість рідини (м^2/с); ρ — густина рідини (кг/м^3); σ — коефіцієнт поверхневого натягу (Н/м); β — коефіцієнт теплового розширення (1/К); T_p — температура розплаву (К); T_c — температура стінки виливниці (К).

Значення відповідних фізичних параметрів і критеріїв подібності, розрахованих для моделі і натурного процесу, надані у табл. 1, 2. У обох випадках критерій Fr значно менше 1, що вказує на

Таблиця 1. Фізичні параметри моделі і натурного процесу

Параметр	Фізична модель (тіосульфат натрію)	Натурний процес (сталь)
Температура розплаву (T_p), °С	68	1520
Температура стінки виливниці (T_c), °С	20	850
Швидкість потоків (V), м/с	0,01	0,015
Характерний розмір (L), м	0,07	0,5
Коефіцієнт теплопровідності (λ), Вт/м·К	0,55	30
Густина (ρ), кг/м^3	1670	7000
Кінематична в'язкість (ν), м^2/с	$1{,}05\cdot10^{-6}$	$8{,}5\cdot10^{-7}$
Коефіцієнт поверхневого натягу (σ), Н/м	0,09	1,6
Коефіцієнт теплового розширення (β), 1/К	$4{,}5\cdot10^{-4}$	$1{,}2\cdot10^{-5}$

Таблиця 2. Значення критеріїв подібності для фізичної моделі і натурного процесу

Критерій подібності	Фізична модель	Натурний процес
Fr	$1{,}5\cdot10^{-4}$	$4{,}6\cdot10^{-5}$
Re	$7{,}0\cdot10^{2}$	$8{,}8\cdot10^{3}$
We	0,13	0,49
Gr	$7{,}3\cdot10^{7}$	$1{,}3\cdot10^{10}$

домінування сил тяжіння над інерційними силами. Це характерно для процесів із стійкими конвективними потоками рідини, без значних коливань і сплесків. Критерій We також в обох випадках менше 1, що говорить про домінування сил поверхневого натягу над інерційними силами і стабільність поверхонь розплавів та відсутність розривів цих поверхонь. Критерій Gr як для натурного процесу, так і для моделі, має дуже високі значення, що свідчить про значний вплив природної конвекції на рух обох розплавів. Значення критерію Re в натурному процесі перевищує критичне значення $R_e \approx 2300$, що вказує на можливість утворення турбулентних течій розплаву сталі.

Загалом, аналіз критеріїв подібності вказує на відповідність досліджуваних процесів в моделі і натурному об'єкті та можливість якісної (репрезентативної) оцінки гідродинамічних процесів, що відбуваються при твердінні розплаву сталі у виливниці з допомогою розробленої фізичної моделі.

Тіосульфат натрію плавили в муфельній печі, потім подавали в модельну ємність з використанням сифонного розливу при температурі 68...72 °С.

Для моделювання процесу ЕШО на поверхню розплаву наливали олію, яка імітувала шлакову ванну. Олію підігрівали за допомогою зануреного в нього нагрівального елементу, її температуру підтримували на рівні 52...62 °С. Температуру розплаву контролювали за допомогою термопари та тепловізора «Wintact WT3160».

Примусове перемішування розплаву здійснювали за рахунок продування газом. Для цього використовували керамічну трубку з металевим соплом (фурму), яку занурювали у розплав на різну глибину і в різних місцях (по осі і зі зміщенням від осі). Продування здійснювали періодично по 30...60 с. В якості газу використовували аргон, який подавали з такою витратою, що не призводила до неприпустимого збудження вільної поверхні ванни. Гідродинамічні потоки в розплаві вивчали шляхом аналізу відеозаписів по руху у ньому зважених часток.

Експерименти проводили при традиційній схемі твердіння зливка (без зовнішнього впливу), з використанням ЕШО, а також з використанням ЕШО та при різних варіантах перемішування металевої ванни газовим струменем.

Результати експериментів і обговорення. На рис. 2, *а* наведена структура гідродинамічних течій модельного розплаву після його розливу. Вона характеризується низхідними потоками рідини, які локалізовані в доволі вузькому об'ємі безпосередньо біля водоохолоджуваних стінок ємності. Швидкість таких низхідних потоків становить біля 4,8 мм/с. Висхідні потоки розплаву розосереджені по всій центральній частині ванни і їх швидкість в середньому становить 1,5 мм/с

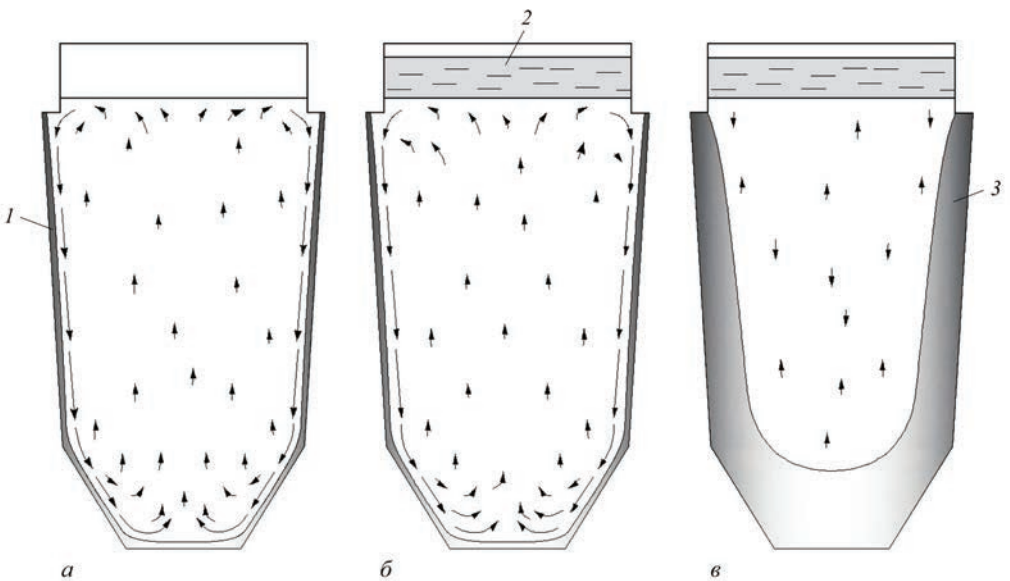


Рис. 2. Структура гідродинамічних течій розплаву: *а* — без зовнішнього пливу; *б* — з ЕШО; *в* — з ЕШО після формування шару застиглого зливка (*1* — стінка ємності; *2* — рідина, що імітує шлакову ванну; *3* — застиглий шар зливка)

(рис. 3, *1*). Вочевидь така структура течій виникає внаслідок термогравітаційної конвекції, викликаної охолоджуючою дією стінок ємності.

Застосування ЕШО мало змінило структуру і інтенсивність течій розплаву (рис. 2, *б*). Низхідні потоки рідини швидкістю до 4,2 мм/с мали місце біля стінок ванни на відстані не більш ніж 20 мм, а малоінтенсивні висхідні потоки були розосереджені в центральній частині ванни (рис. 3, *2*). Проте через 20 хв після розливу розплаву, коли на стінках ємності сформувався шар застиглого тіосульфату натрію, структура течії суттєво змінилася — течії розплаву практично повністю зупинилися по всьому об'єму ванни (рис. 2, *в*; рис. 3, *3*). Тобто в умовах, коли охолоджуючий вплив стінок ємності через формування на них застиглого шару тіосульфату натрію суттєво зменшується, а підведення тепла за рахунок ЕШО здійснюється в верхніх шарах ванни, чинники для виникнення термогравітаційної конвекції відсутні. Такі умови твердіння металу, з відсутністю перемішування розплаву, не можна вважати сприятливими для подолання ліквацийних явищ при твердінні зливків. В цьому випадку доцільно використовувати примусове перемішування металевої ванни.

На рис. 4 наведені структури гідродинамічних течій розплаву при застосуванні продування газовим струменем. Отримані дані свідчать, що продування газом створює інтенсивні тороїдальні течії розплаву з висхідними потоками, які розповсюджуються від сопла, що подає газ, і низхідними потоками біля стінок ємності. Це створюється через висхідний рух бульбашок газу, які поширюються від сопла і, в свою чергу, залучають розплав до руху. При цьому течії розплаву формуються

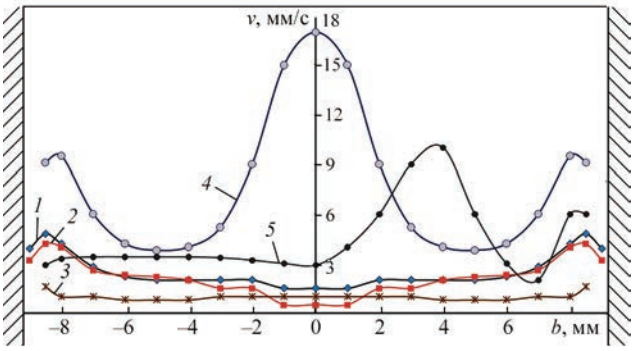


Рис. 3. Розподіл швидкості потоків по ширині ванни (*b*) на горизонті $0{,}75 \times h_{\text{ванни}}$ при різних схемах моделювання: *1* — без зовнішнього пливу; *2* — з ЕШО; *3* — з ЕШО через 20 хв після розливу; *4* — з перемішуванням при зануренні фурми по осі на 80 % від глибини ванни; *5* — з перемішуванням при асиметричному зануренні фурми на 50 % від глибини ванни

переважно у горизонтах, які знаходяться вище сопла, що подає газ. Тобто, при витратах газу, які не призводять до неприпустимого збудження вільної поверхні ванни, газовий струмінь не розповсюджується помітно нижче сопла. Внаслідок цього, при зануренні фурми на глибину 30 % від повної глибини ванни, примусове перемішування розплаву відбувалося лише в незначному об'ємі, зосередженому в верхніх шарах по центру ємності (рис. 4, *а*). При цьому потоки розплаву не доходили до фронту кристалізації.

При збільшенні глибини занурення фурми збільшувався об'єм розплаву, який був залучений до тороїдального руху (рис. 4, *б*), і тільки коли фурма була занурена на глибину не менш ніж 70...80 % від повної глибини ванни, тороїдальний рух формувався в усьому її об'ємі (рис. 4, *в*). В цих умовах примусові потоки розплаву омивали фронт кристалізації по всій його протяжності.

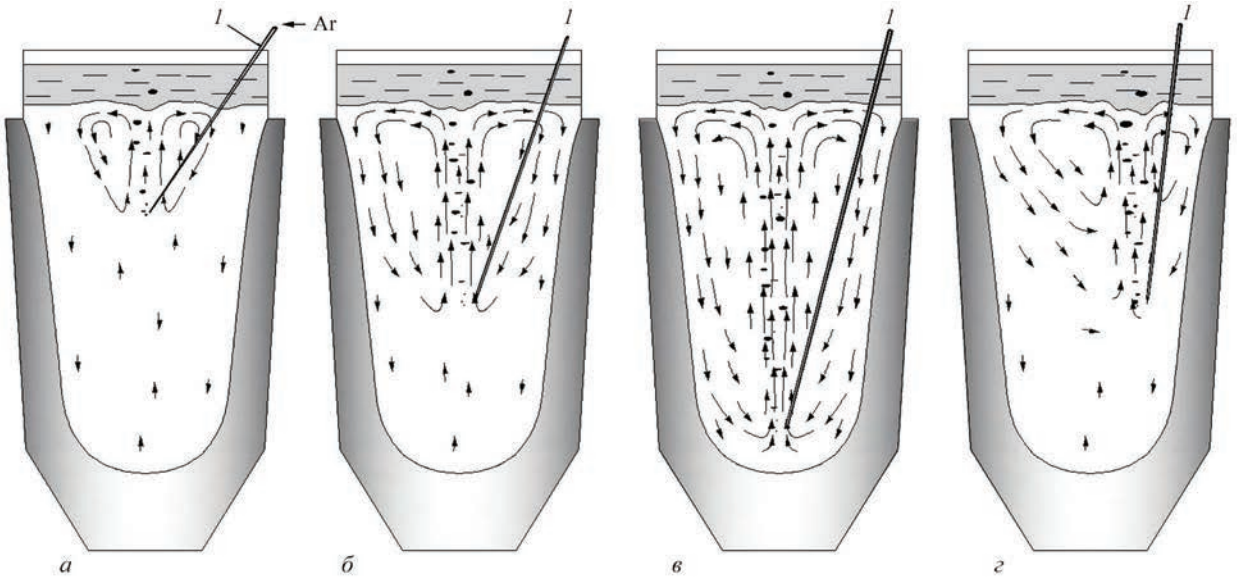


Рис. 4. Структура гідродинамічних течій при продуванні газом: *а* — занурення фурми на 30 % від глибини ванни; *б* — на 50; *в* — на 80; *г* — асиметричне занурення фурми; *1* — фурма

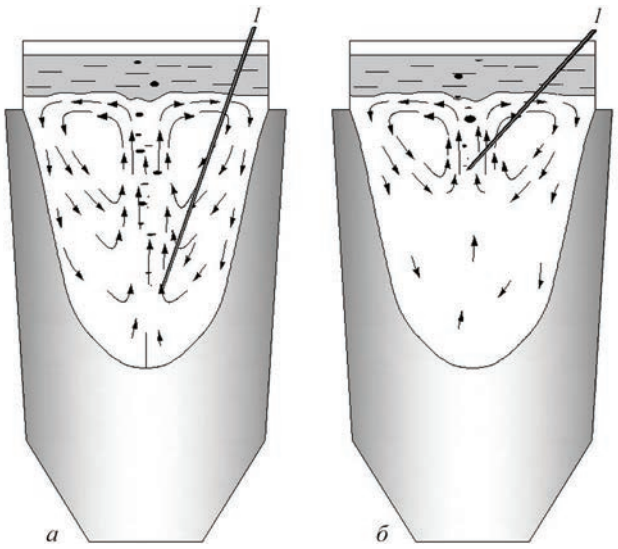


Рис. 5. Структура гідродинамічних течій при продуванні газом після 2-х годин з початку експерименту: *а* — занурення фурми (*1*) на 70 % від глибини ванни; *б* — на 28 %

Максимальна швидкість висхідних потоків по осі ванни становила 17,0 мм/с, а низхідних потоків біля стінок ємності — 9,5 мм/с (рис. 3, *4*).

Аналогічна описаній вище структура течій мала місце і при застосуванні перемішування після 2-х годин з початку експерименту, коли сформувалось біля 50 % об'єму зливка (рис. 5, *а, б*).

При асиметричному розташуванні фурми у ємності створювався асиметричний тороїдальний рух розплаву рис. 4, *г*. При цьому з одного боку ємності потоки розплаву омивали фронт кристалізації, а з протилежного — ні. Таку структуру течії не можна вважати ефективною для впливу на структуроутворення зливка і ліквацийні процеси на фронті кристалізації. Виключення може бути, якщо в процесі продування забезпечити переміщення фурми, наприклад, по колу на деякій відстані від стінки виливниці.

На рис. 6 наведено розподіл температур модельної рідини по перерізу ємності в експериментах без застосування перемішування розплаву і з перемішуванням (із зануренням фурми на глибину 70 % від глибини ванни). Як свідчать наведені дані, перемішування розплаву призводить до вирівнювання температури по висоті ванни (рис. 6, *2*). Такий перерозподіл температури в донній частині ванни має зменшити протяжність двофазної зони і, відповідно, розвиток ліквацийних процесів, які відбуваються при твердінні зливка.

Загалом, отримані результати підтверджують перспективність застосування газового струменя для перемішування розплаву, вирівнювання температури в об'ємі ванни і впливу на ліквацийні процеси при твердінні зливків у виливниці. Для ефективного перемішування всього об'єму металевої ванни і впливу на кристали, що ростуть на фронті кристалізації, фурму доцільно розташовувати по осі ванни, а глибину її занурення обирати в межах 70...80 % від глибини ванни. В цих умовах низхідні потоки розплаву досягають дна ванни і далі розповсюджуються вверх вздовж всього фронту кристалізації. При цьому максимально припустимі витрати газу, які визначаються його тиском і діаметром сопла, обмежуються збудженням вільної поверхні ванни, розбризкуванням розплаву і погіршенням стабільності процесу.

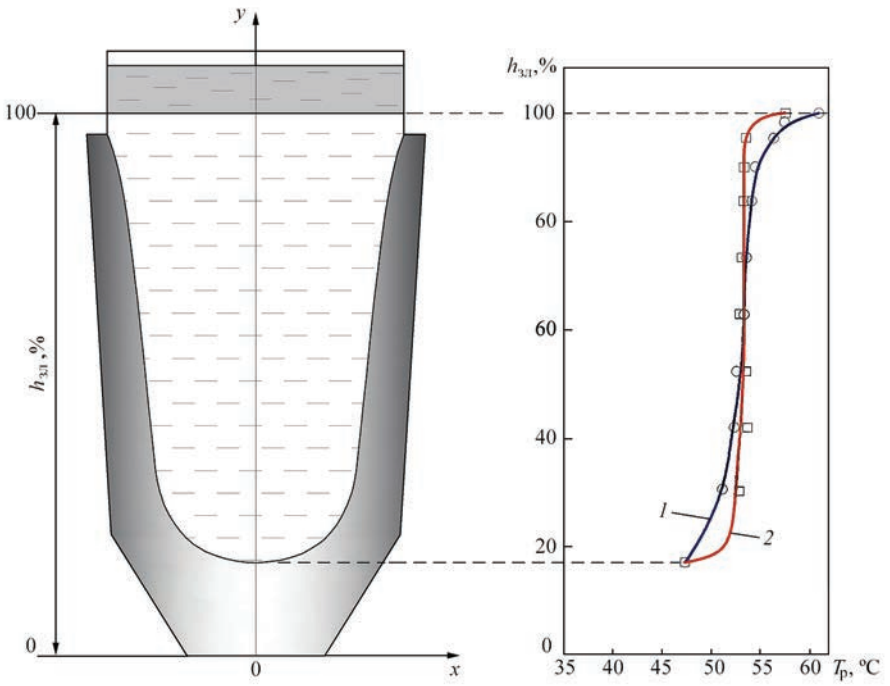


Рис. 6. Розподіл температури по висоті модельної рідини без (*1*) і з перемішуванням (*2*)

Отримані результати будуть використані в подальших дослідженнях при оптимізації параметрів продування газом при литті у виливницю модельних стальних зливків.

Висновки

1. Розроблено фізичну модель для дослідження гідродинамічних процесів в металевій ванні при литті зливків в виливницю в умовах електрошлакового обігріву та перемішування газовим струменем.

2. Показано, що при традиційній схемі лиття біля стінок виливниці формуються низхідні потоки розплаву, а висхідні потоки розосереджені по всій центральній частині ванни і мають меншу швидкість. По мірі утворення на стінках виливниці застиглого шару металу швидкість гідродинамічних потоків по всьому об'єму ванни суттєво зменшується, аж до повної зупинки.

3. Встановлено, що застосування ЕШО не призводить до помітної зміни структури і швидкості гідродинамічних течій розправу.

4. Показано, що продування газом створює інтенсивні тороїдальні течії розплаву з висхідними потоками, які розповсюджуються від сопла, що подає газ, і низхідними — біля стінок ємності. При цьому течії розплаву формуються переважно у об'ємах рідини, які знаходяться вище сопла, що подає газ.

5. Встановлено, що для ефективного перемішування всього об'єму металевої ванни і впливу на кристали, що ростуть на фронті кристалізації, фурму доцільно розташовувати по осі ванни, а глибину її занурення обирати в межах 70...80 % від глибини ванни.

Список літератури/References

1. Smirnov, A.N., Makurov, S.L., Safonov, V.M., Tsuprun, A.Yu. (2009) *Large ingot.* DNTU, Donetsk, Veber [in Russian].
2. Maidorn, C., Blind, D. (1985) Solidification and segregation in heavy forging ingots. *Nuclear Engineering and Design*, 84(**2**), 285–296. DOI: https://doi.org/10.1016/0029-5493(85)90199-2
3. Sang, B.G., Kang, X.H., Liu, D.R., Li, D.Z. (2010) Study on macrosegregation in heavy steel ingots. *Inter. J. of Cast Metals Research*, 23(**4**), 205–210. DOI: https://doi.org/10.1179/136404610X12665088537374
4. Pickering, E.J., Al-Bermani, S.S., Talamantes-Silva, J. (2015) Application of criterion for A-segregation in steel ingots. *Mater. Sci. and Technol.*, 31(**11**), 1313–1319. DOI: https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000692
5. Honghao, Ge, Fengli, Ren, Jun, Li et al. (2018) Modeling of ingot size effects on macrosegregation in steel castings. *J. of Materials Proc. Technology*, **252**, 362–369. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.09.004.
6. Shapovalov, V.O., Biktagirov, F.K., Barabash, V.V. et al. (2024) New method for improving physical homogeneity of steel ingots. In: *Proc. of the VII Inter. Conf. on Welding and Related Technologies, 7–10 October 2024*, 21–24. DOI: https://doi.org/10.1201/9781003518518-4
7. Marx, K., Rodl, S., Schramhauser, S., Seemann, M. (2014) Optimization of the filling and solidification of large ingots. *La Metallurgia Italiana*, 106(**11–12**), 11–19.
8. Protokovilov, I.V., Porokhonko, V.B., Biktagirov, F.K. et al. (2019) Physical modeling of ingot crystallization in a mold under conditions of electroslag heating and feeding. *Suchasna Elektrometal.*, **3**, 3–9 [in Russian]. DOI: https://doi.org/10.15407/sem2019.03.01
9. Eldarkhanov, A.S., Efimov, V.A., Nuradinov, A.S. (2001) *Processes of formation of castings and their modeling.* Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
10. Protokovilov, I.V., Porokhonko, V.B. (2017) Physical modeling of electrode metal drop transfer in ESR with superposition of pulsed magnetic fields. *Suchasna Elektrometal.*, **3**, 9–13 [in Russian]. DOI: https://doi.org/10.15407/sem2017.03.02

STUDIES OF HYDRODYNAMIC PROCESSES AT THE CRYSTALLIZATION OF INGOTS IN A MOLD UNDER CONDITIONS OF ELECTROSLAG HEATING AND STIRRING OF THE METAL POOL

I.V. Protokovilov, V.V. Barabash
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: lab38@paton.kiev.ua

The results of physical simulation of hydrodynamic processes at the crystallization of ingots in a casting mold under conditions of electroslag heating and stirring of the metal pool by a gas jet are presented. The studies were carried out on a cold transparent model that simulates the crystallization of a 205-ton steel ingot in a casting mold and allows visualizing hydrodynamic processes in the metal pool and forming a solid phase. New experimental data on the structure of hydrodynamic flows at various options of stirring the metal pool by a gas jet were obtained. It is shown that the use of a gas jet allows creating toroidal melt flows with upward flows spreading from the gas-supplying nozzle and downward flows near the walls of the casting mold. It was established that for effective stirring of the entire volume of the metal pool and to affect the crystals growing on the crystallization front, it is advisable to place the gas tuyere along the axis of the pool and choose its immersion depth within 70...80 % of the pool depth. 10 Ref., 2 Tabl., 6 Fig.

*Keywords***:** *ingot, mold, physical simulation, hydrodynamics, electroslag heating, gas jet, stirring*

Отримано 19.02.2025
Отримано у переглянутому вигляді 03.03.2025
Прийнято 10.04.2025

УДК 669.117.56 DOI: https://doi.org/10.37434/sem2025.02.04

ЕЛЕКТРИЧНІ ПРОЦЕСИ, ЩО ПРОТІКАЮТЬ У СТРУМОПРОВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ КВАДРАТНОГО ПЕРЕРІЗУ

Ю.М. Кусков, І.П. Лентюгов, А.В. Нетяга

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

Проведено дослідні електрошлакові наплавлення в струмопровідних кристалізаторах квадратного поперечного перерізу розміром 200×200 і 250×250 мм з наявністю або відсутністю захисної графітової футеровки на робочій поверхні струмопровідної секції кристалізатора. Встановлено, що наплавлення в кристалізаторі малого перерізу можна здійснювати без використання футерування в разі проходження через секцію струму з щільністю менше 0,01 А/см^2. При цьому досягається висока опірність металу секції електроерозійному зношуванню. Наплавлення в кристалізаторі великого перерізу з частково захищеною робочою поверхнею супроводжується проявом електроерозійних процесів тільки на графітовому футеруванні, найбільшою мірою в його торцевій частині, що підтверджує проходження в цій зоні робочого струму максимальної величини. Бібліогр. 7, рис. 3.

Ключові слова: електрошлакове наплавлення, струмопровідний кристалізатор, квадратний переріз, струмопровідна секція, графітове футерування, електроерозія

Вступ. Серед відомих способів електрошлакового наплавлення (ЕШН) знайшов своє застосування розроблений в ІЕЗ ім. Є.О. Патона відносно новий спосіб — ЕШН у струмопровідному кристалізаторі (СПК) [1]. СПК являє собою багатосекційний водоохолоджуваний електромагнітний пристрій, до складу якого обов'язково мають входити дві секції. Перша виконує функцію невитратного електрода, до якого підведена робоча напруга від джерела живлення, що додатково поєднує функцію одновиткового індуктора. Друга секція призначена для формування наплавленого металу та зазвичай має форму поперечного перерізу своєї внутрішньої порожнини у вигляді кола, квадрата або прямокутника. У низці технологій функцію цієї секції виконує сама наплавлювана заготовка, на робочій поверхні якої розташовуються отвори відповідної форми.

У більшості публікацій, присвячених практичному застосуванню цього способу наплавлення, здебільшого розглядалися різні технологічні питання: вибір оптимального складу шлаку, розміри і масова швидкість подачі дискретної присадки, застосування для наплавлення різних видів струму, управління проплавленням основного металу тощо. При цьому особливості протікання в шлаковій ванні електричного струму, довговічності експлуатації такого типу кристалізатора майже не обговорювалися. Хоча, наприклад, розв'язання задачі довговічності було основним стримуючим фактором ширшого використання ЕШН у СПК. Лише в роботі [2] виконано оцінку працездатності СПК круглого перерізу діаметром 70...180 мм у разі виключення з конструкції СПК футерування, що захищає робочу стінку струмопровідної секції від ерозії.

З практичного погляду СПК є таким самим пристроєм, як звичайні кристалізатори, що застосовуються в технології електрошлакового переплаву (ЕШП) і призначені для формування злитків або наплавлених шарів. Але під час експлуатації навіть такого типу кристалізаторів, у яких під час ЕШП на їхні стінки зазвичай може проходити лише не більше 30 % робочого струму, підвищення їхньої довговічності є важливим резервом зниження собівартості продукції, що випускається. Наприклад, за даними роботи [3] підвищення частки струму, що йде на кристалізатор, приблизно до 20 % призвело до того, що товщина стінки в окремих частинах кристалізатора знизилася після 1000 плавок на 5...6 мм (за орієнтовної щільності струму в зоні руйнування ~ 2 А/см^2). Але процес ерозії може протікати і більш активно [4]. Стійкість нових рухомих під час переплаву кристалізаторів у середньому становила 250 плавок, але коливалася в межах 150...350 плавок за середньої тривалості плавки 2,5 год. Коли глибина ерозії досягала 18...20 мм, кристалізатори відправляли в ремонт.

Метою даної роботи є оцінювання шляхів проходження струму від мідної стінки струмопровідної секції до шлакової ванни і характеру формування ерозійних зон під час експлуатації СПК квадратного поперечного перерізу за наявності або відсутності захисного футерування цієї секції.

Ю.М. Кусков — https://orcid.org/0000-0002-8091-2274, І.П. Лентюгов — https://orcid.org/0000-0001-8474-6819, А.В. Нетяга — https://orcid.org/0000-0002-0576-8006

© Ю.М. Кусков, І.П. Лентюгов, А.В. Нетяга, 2025

Методика виконання експериментів. Електрошлакові наплавлення виконували в стаціонарних двосекційних СПК квадратного перерізу — 200×200 і 250×250 мм. У кристалізаторі меншого перерізу захисне графітове футерування струмопровідної секції було відсутнє, у СПК перерізом 250×250 мм воно було наявне. Як наплавочні матеріали використовували пустотілі електроди з високохромистого чавуну (26...30 % Cr) із зовнішнім перетином 120×120 мм і товщиною стінки 15 мм. Основний метал — сталь Ст3. Товщина наплавлюваного шару ~ 10...25 мм. Робочий флюс — АНФ-29. Наведення шлакової ванни в ТПК 200×200 мм на твердому старті (усередині кристалізатора) за допомогою графітового електрода, для кристалізатора перерізом 250×250 мм використовували рідкий старт, тобто розплавлення флюсу в окремому графітовому тиглі і подальша заливка розплавленого шлаку в робочий простір кристалізатора. Оцінка спостережуваних явищ візуальна. Для точнішого визначення шляхів проходження електричного струму в нижній частині струмопровідної секції ТПК перерізом 250×250 мм було виконано накатку з висотою виступів до 1,5 мм. У низці виконання наплавлення торець графітового футерування піднімали від нижнього рівня секції до 10 мм.

Результати досліджень. *ЕШН у ТПК перетином 200×200 мм, захисне графітове футерування відсутнє*. Загальний чистий час (без часу наведення шлакової ванни) виконання наплавлення склав ~ 15 год. При цьому після перших 7 год наплавлення на робочій поверхні струмопровідної секції сліди електроерозії не спостерігалися. Під час продовження наплавлювальних робіт поверхня секції почала поступово еродіювати. Візуально ці процеси виявлялися у вигляді появи в нижній частині струмопровідної секції гладкої смуги завширшки ~ 45 мм яскраво мідного кольору (рис. 1). Причому товщина зносу мідної стінки секції настільки мала, що її неможливо заміряти інструментально.

Максимальний робочий струм наплавлення становив приблизно 2,5 кА. Це відповідає щільності струму на робочій поверхні секції ~ 0,007 А/см^2.

Таким чином, під час електрошлакового наплавлення, коли одним з основних завдань технології є забезпечення мінімального проплавлення основного металу завдяки використанню відносно малих робочих струмів (у разі збереження стабільності процесу наплавлення) та з огляду на здебільшого невелику тривалість наплавлення (не більше ніж 20 хв), можна стверджувати про відсутність активного протікання на поверхні секції електроерозійних процесів.

Це дає змогу при виконанні наплавлювальних робіт спростити конструкцію СПК, виключивши з неї захисне футерування струмопровідної секції.

ЕШН у ТПК перерізом 250×250 мм, захисне графітове футерування входить до складу секції, у нижній частині якої виконано накатку зубонарізним інструментом. Насамперед під час виконання дослідних наплавок було виявлено, що в місці відколу частини футерування (висота відколотої частини 30...40 мм за ширини 20...30 мм) біля її нижнього торця в результаті очищення поверхні від шлакової кірки жодних слідів ерозійних процесів не спостерігалося. Можна припустити, що більша частина струму проходила через торцеву частину футерування, а менша через торцеву частину секції. У цьому разі на торці охолоджуваної секції можливе утворення гарнісажу, що є діелектриком. Однак згідно з роботою [5] у такого типу діелектриках

Рис. 1. Струмопровідний кристалізатор поперечного перерізу 200×200 мм до початку експлуатації (*а*) і робоча поверхня його струмопровідної секції після 10 год експлуатації (*б*)

Рис. 2. Поверхня мідної стінки струмопровідної секції СПК з поперечним перерізом 250×250 мм у зоні накатки після експлуатації протягом 15 год

формуються зони з різним фазовим станом, що дає змогу струму все ж таки проходити через цей електричний опір. Крім того, фторидні флюси являють собою рідкісний клас систем, які у твердому стані мають аніонну провідність [6]. Проте, за наявності струму малої величини, він не чинить значного впливу на ерозійні процеси. Що стосується торця футерування, то помітна зміна розмірів (віддалення торця футерування від торця секції) і утворення гладкої овальної поверхні не викликає сумніву, що через нього проходить струм великої величини.

Для отримання більш точного уявлення про проходження струму через незахищену нижню частину мідної стінки секції на ній було виконано накатку зубонарізним інструментом (висота зубів 1,5 мм), що дає змогу створити на мідній поверхні ділянки з різною щільністю струму. Як показав візуальний огляд цієї зони після низки наплавок, жодних змін у ній не відбулося (рис. 2). Тим самим було підтверджено або повне протікання струму тільки через футерування, або, щонайменше, його нерівномірний розподіл по футеруванню і стінці.

Завершальним етапом цих досліджень стало проведення експериментів, у яких торець футерування піднімали приблизно до 10 мм відносно нижнього торця секції. Жодних змін як на поверхні секції, так і на її накатаній частині не відбувалося.

Таким чином, можна вважати доведеним, що завдяки футеровці струм, який забезпечує формування найбільш нагрітої зони шлакової ванни в торцевій ділянці секції [7], надходить до шлакової ванни з поверхні графітової футеровки.

Поки що залишаються не до кінця дослідженими процеси розподілу струму по всій висоті футерування, враховуючи те, що шлакова ванна за даними має приблизно однакову температуру по всій її глибині. Можливо це досягається як завдяки обертанню шлакової ванни в горизонтальній площині, так і поки що не вивченим іншим гідродинамічним потоком шлаку.

Особливий інтерес представляє вплив струму та теплохімічного впливу шлакової ванни на зношування внутрішньої поверхні футерівки (в робочій зоні та не в ній).

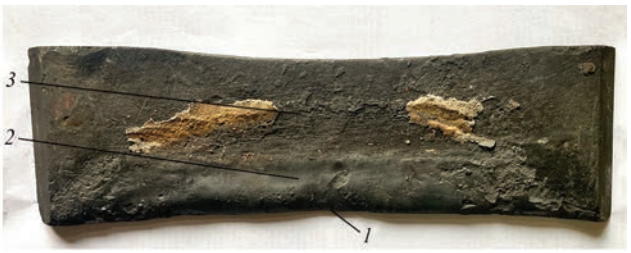


Рис. 3. Робоча пластина графітового футерування струмопровідної секції СПК поперечного перерізу 250×250 мм, вилучена з секції після її експлуатації, з утворенням на її поверхні зон зношування: *1* — торцева; *2* — футерована; *3* — окислена

На рис. 3 показана одна з чотирьох пластин футерування після експлуатації, яка вилучена з СПК поперечного перерізу 250×250 мм. Як видно зносу піддається зона висотою ~ 30 мм, що відповідає рівню шлакової ванни, яка стикається з нею. Відмінною особливістю цих слідів зносу є те, що вони відсутні в прикутових ділянках (~ 30...40 мм по довжині кожної грані). Можливо це пов'язано з тим, що шлакова ванна, яка обертається під час наплавлення, чинить у цих ділянках менший механічний вплив, ніж у середніх частинах граней. Поверхня робочої зони гладка, ніби оплавлена, схожа на зношену поверхню торцевої поверхні, з якої проходить максимальний струм, але її зношування менше, ніж в торцевій зоні.

Вище робочої зони теж спостерігається зношування поверхні граней, але воно проявляється меншою мірою та відрізняється від робочої зони за зовнішнім виглядом. Характер такого зносу однозначно свідчить про окислювальні процеси в найбільш нагрітих місцях поверхні та проявляється у вигляді її розпушення. Хоча такого типу спрацьовування і не є визначальним для стійкості графітових пластин, все ж таки необхідно передбачати обмеження надходження повітря у внутрішній простір кристалізатора.

Висновки

1. Активність протікання електроерозійних процесів на робочій поверхні струмопровідної секції ТПК залежить від щільності струму, що проходить через неї. За щільності струму менше 0,01 А/см^2 довговічність секції достатня для її тривалої експлуатації без використання захисного футерування.

2. За наявності захисної футеровки струм максимальної величини проходить через її нижню торцеву частину, що призводить до поступового зношування торця футеровки та оголення торця стінки секції.

3. У процесі наплавлення робоча поверхня захисних графітових пластин СПК квадратного поперечного перерізу схильна до зношування в трьох зонах: торцевій; дотичної зі шлаковою ванною за її глибиною; зоною поза впливом шлаку. Перші

дві визначаються електроерозійними процесами, третя пов'язана з окисленням найбільш нагрітих частин поверхні пластин за рахунок надходження повітря з атмосфери.

Список літератури

1. Kuskov Yu.M., Proskudin V.M., Zhdanov V.A., Okopnyk L.L. (2022) Current-supplying mould in electroslag technologies. *The Paton Welding J*., **7**, 35–38. DOI: https://doi.org/10.37434/tpwj2022.07.06
2. Кусков Ю.М., Проскудін В.М., Нетяга А.В. (2024) Підвищення ресурсу секцій струмопідвідного кристалізатора при електрошлаковому наплавлені чавуну. *Автоматичне зварювання*, **5**, 60–62. DOI: https://doi.org/10.37434/as2024.05.08
3. Артамонов В.Л., Медовар Б.И., Мартын В.М., Гисер Е.М. (1972) К вопросу об анодном разрушении в шлаке при ЭШП токоподводящих металлических элементов. *Специальная электрометаллургия*, вып. 17, 3–10.
4. Артамонов В.Л., Каменский Ю.М., Толстев В.И. и др. (1981) Электрическая эрозия кристаллизаторов при ЭШП и восстановление их наплавкой. *Проблемы специальной электрометаллургии*, **45**, 52–55.
5. (1986) *Металлургия электрошлакового процесса*. Патон Б.Е., Медовар Б.И. (ред.). Киев, Наукова думка.
6. Агеев П.А., Калмыков В.А., Свешников Ю.В. (1970) Диэлектрическая проницаемость и удельное сопротивление флюсов для ЭШП. *Проблемы специальной электрометаллургии*, **7**, 26–29.
7. Пальти А.М., Юрченко Д.Д. (2006) Компьютерное моделирование электрошлаковой наплавки в водоохлаждаемом кристаллизаторе. *Сварочное производство*, **9**, 12–15.

References

1. Kuskov, Yu.M., Proskudin, V.M., Zhdanov, V.A., Okopnyk, L.L. (2022) Current-supplying mould in electroslag technologies. *The Paton Welding J*., **7**, 35–38. DOI: https://doi.org/10.37434/tpwj2022.07.06
2. Kuskov, Yu.M., Proskudin, V.M., Netyaga, A.V. (2024) Increasing the resource of current-supplying mould at electroslag melting of cast iron. *Avtomatychne Zvaryuvannya*, **5**, 60–62 [in Ukrainian]. DOI: https://doi.org/10.37434/as2024.05.08
3. Artamonov, V.L., Medovar, B.I., Martyn, V.M., Giser, E.M. (1972) To the question of anodic destruction in slag during ESR of current-supporting metallic elements. *Spetsialnaya Elektrometallurgiya*, **17**, 3–10 [in Russian].
4. Artamonov, V.L., Kamensky, Y.M., Tolstev, V.I. et al. (1981) Electrical erosion of molds at ESR and their restoration by cladding. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **45**, 52–55 [in Russian].
5. (1986) *Metallurgy of electroslag process*. Ed. by B.E. Paton, B.I. Medovar. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
6. Ageev, P.A., Kalmykov, V.A., Sveshnikov, Y.V. (1970) Dielectric permeability and specific resistance of fluxes for ESR. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **7**, 26–29 [in Russian].
7. Palti, A.M., Yurchenko, D.D. (2006) Computer modeling of electroslag surfacing in a water-cooled mold. *Svarochnoe Proizvodstvo*, **9**, 12–15 [in Russian].

ELECTRICAL PROCESSES IN A CURRENT-CARRYING CRYSTALLIZER WITH A SQUARE CROSS-SECTION

Yu.M. Kuskov, I.P. Lentiugov, A.V. Netyaga

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

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

Experimental electroslag surfacing was carried out in current-carrying crystallizers of square cross-sectional dimensions of 200×200 and 250×250 mm with or without a protective graphite lining on the working surface of the current-carrying section of the crystallizer. It has been established that surfacing in a small cross-section crystallizer can be carried out without the use of a lining in the case of a current with a density of less than 0.01 A/cm^2 passing through the section. This results in a high resistance of the section metal to electrical erosion wear. Surfacing in a large cross-section crystallizer with a partially protected working surface is accompanied by the manifestation of electrical erosion processes only on the graphite lining, mostly in its end part, which confirms the passage of the maximum operating current in this zone. 3 Ref., 3 Fig.

Keywords: electroslag surfacing, current-carrying crystalliser of square cross-section, current-carrying section, graphite lining, electroerosion

Отримано 17.03.2025
Отримано у переглянутому вигляді 30.04.2025
Прийнято 29.05.2025

УКРАЇНСЬКЕ МАТЕРІАЛОЗНАВЧЕ ТОВАРИСТВО ім. І.М. ФРАНЦЕВИЧА

Українське матеріалознавче товариство (УМТ) є громадською організацією, яка об'єднує матеріалознавців України для сприяння розвитку матеріалознавчої галузі в Україні. УМТ (засноване у 2004 році) активно працює над покращенням координації діяльності матеріалознавців, створенням умов для взаємодії науковців з виробничим сектором, залученням молоді до матеріалознавчої науки та інших спільних дій, спрямованих на науковий та виробничий розвиток матеріалознавства в Україні.

www.umrs.org.ua

УДК 621.793.74 DOI: https://doi.org/10.37434/sem2025.02.05

ОТРИМАННЯ СФЕРИЧНОГО ПОРОШКУ ТИТАНУ ДЛЯ 3D ДРУКУ ПЛАЗМОВО-ДУГОВИМ РОЗПИЛЕННЯМ ДРОТОВИХ МАТЕРІАЛІВ

В.М. Коржик[1], Д.В. Строгонов[1], О.С. Терещенко[1], О.В. Ганущак[1], А.Ю. Тунік[1], В.А. Костін[1], С.Л. Чигілейчик[2], В.К. Юлюгін[1]

[1]ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: vnkorzhyk@gmail.com
[2]АТ «Івченко-Прогрес». 69068, м. Запоріжжя, вул. Іванова, 2

Експериментально підтверджена можливість отримання сферичного порошку титану шляхом застосування технології плазмово-дугового розпилення дроту компактного перерізу марки Ср-Ti Grade 2 діаметром 1,0 та 1,6 мм. Аналіз гранулометричного складу порошку показав, що у випадку розпилення титанового дроту діаметром 1,0 мм основною фракцією є фракція 140 мкм, яка складає 96 % від загальної маси порошку, де кількість дрібнодисперсної фракції 63 мкм складає до 60 мас. %, а у випадку дроту діаметром 1,6 мм основною фракцією є фракція 200 мкм, яка складає 95 мас. %, а кількість дрібнодисперсної фракції 63 мкм не перевищує 38 мас. %. Виконано дослідження параметрів форми титанового порошку, яке показало, що більшість часток має правильну сферичну форму з середнім коефіцієнтом сферичності близьким до 0,9, кількість часток з сателітами та часток неправильної форми не перевищує 1 мас. %, що обумовлює високі технологічні властивості отриманого порошку, які знаходяться на рівні з іншими промисловими технологіями отримання сферичних порошків методами плазмового та газового розпилення. Досліджено хімічний та фазовий склади розпиленого порошку, з'ясовано, що фазовий склад складається з α-Ti, а хімічний склад відповідає стандарту ASTM B 348-05. Показано, що використання технології плазмово-дугового розпилення дроту із титану дозволяє отримувати сферичні порошки, які можуть бути застосовані у якості витратних матеріалів для 3D друку виробів для авіаційної, ракетно-космічної, медичної, енергетичної та хімічної галузей методами електронно-променевого плавлення (EBM), прямого лазерного (LDED) та плазмового вирощування (PMD). Бібліогр. 22, табл. 4, рис. 4.

Ключові слова: плазмово-дугове розпилення, дріт, компактний переріз, титан, сферичність, порошки, 3D друк

Вступ. Останнім часом у зв'язку з інтенсивним розвитком авіаційної, ракетно-космічної, медичної, енергетичної та хімічної галузей виникає значна потреба у виготовленні об'ємних деталей складної форми титану та його сплавів, переважно за допомогою адитивних технологій 3D друку [1, 2].

До основних адитивних технологій вирощування виробів із титану та його сплавів слід віднести: селективне лазерне плавлення і спікання (SLM — Selective Laser Melting, SLS — Selective Laser Sintering), електронно-променеве плавлення (EBM Electron Beam Melting), методи прямого лазерного (LDED — Laser Direct Energy Deposition) та плазмового вирощування (PMD — Plasma Metal Deposition) тощо. Всі ці методи у якості витратних матеріалів для формування адитивних шарів використовують спеціалізовані сферичні порошки (переважно дрібнодисперсні), до яких висуваються суворі вимоги до гранулометричного складу, форми, їх фізико-хімічних та технологічних властивостей. Так, наприклад, для процесу SLM використовуються порошки вузької фракції 15…45 мкм, EBM — 45…106 мкм, для LDED — 45…150 мкм, а для технології PMD — фракції 63…160 мкм [3–5]. Окрім цього зазначені порошки повинні мати сферичну форму з мінімальною кількістю зовнішніх (сателіти) та внутрішніх (пори) дефектів, хороші технологічні властивості (високу текучість, насипну щільність, коефіцієнт сферичності та ін.) та низький вміст газових сумішей, що забезпечує високу щільність пакування адитивних шарів, зменшення пористості та підвищення механічних властивостей кінцевого виробу [6–8].

Аналіз літературних даних та постановка проблеми. На даний час найбільш розповсюдженою технологією отримання порошків титану для адитивного виробництва є газове розпилення розплаву (VIGA Vacuum Inert Gas Atomization). Попри ряд переваг, описаних у роботах [9, 10], зазначена технологія має ряд суттєвих недоліків, а саме [10–13]: наявність значної кількості сателітів і часток неправильної форми, більш низький коефіцієнт сферичності для способів газового розпилення розплаву, що обумовлює низькі показники текучості (особливо для дрібнодисперсної фракції

В.М. Коржик — http://orcid.org/0000-0001-9106-8593, Д.В. Строгонов — http://orcid.org/0000-0001-9106-8593, О.С. Терещенко — http://orcid.org/0009-0003-4021-0758, О.В. Ганущак — https://orcid.org/0000-0003-4392-6682, А.Ю. Тунік — https://orcid.org/0000-0001-6801-6461, В.А. Костін — https://orcid.org/0000-0002-2677-4667, С.Л. Чигілейчик — https://orcid.org/ 0000-0002-2372-9078, В.К. Юлюгін — https://orcid.org/0009-0000-8377-6725

© В.М. Коржик, Д.В. Строгонов, О.С. Терещенко, О.В. Ганущак, А.Ю. Тунік, В.А. Костін, С.Л. Чигілейчик, В.К. Юлюгін, 2025

<63 мкм) і призводить до формування дефектів у наплавлених шарах; наявність внутрігранульної аргонової пористості для порошків, отриманих за технологією газового розпилення, яку в деяких випадках неможливо усунути за допомогою подальшої холодної або гарячої обробки тиском; високу собівартість виготовлення порошків газовим розпиленням, оскільки показник «gas to metal ratio» (витрати ($м^3$) розпилюючого газу (аргону), необхідного для отримання 1 кг порошку) може складати 26…110.

Також значне поширення набула технологія відцентрового плазмового розпилення заготовки, що обертається (PREP Plasma Rotating Electrode Process), в якій плазмовим струменем розплавляється поверхневий шар торця заготовки, що обертається, а розпилення розплаву здійснюється за рахунок відцентрових сил. Однак даний метод також має ряд суттєвих обмежень, тому що експлуатація обладнання PREP пов'язана зі значними складнощами отримання фракції 106 мкм, для досягнення виходу зазначеної фракції більше 40 мас. % існує необхідність суттєвого підвищення швидкості обертання заготовки (більше 30000 об/хв), що ускладнює і так непросту кінематичну схему установки (необхідне зниження рівня вібрацій, проектування складних підшипникових систем та ін.). Також сюди можна віднести труднощі, пов'язані з виготовленням циліндричної заготовки з точними розмірами, яка повинна бути відшліфована з високою точністю [12].

В цьому аспекті відкриваються перспективи отримання сферичних порошків за допомогою технологій, у яких в якості вихідних матеріалів використовуються дроти або прутки (зливки), а процеси нагріву, розплавлення і диспергації розплаву здійснюються плазмовими струменями без використання відцентрових сил, високооборотистого обладнання із складною кінематичною схемою. До таких технологій відноситься процес плазмово-дугового розпилення, який відрізняються гнучкістю та може використовуватися для отримання порошків з широкого класу матеріалів (заготовок), які або випускаються промисловістю (дроти, прутки), або можуть бути отримані у вигляді зливків ливарними методами [13, 14].

Наразі у зв'язку з переходом адитивного виробництва в Україні на новий рівень, для його розширення і забезпечення витратними матеріалами в повній мірі, особливо через інтенсивний розвиток авіаційної та ракетно-космічної галузей, необхідна розробка вітчизняної технології та обладнання для отримання дрібнодисперсних сферичних порошків, особливо з фракційним складом — 63 мкм, що є актуальною науково-технічною задачею.

Мета та задачі дослідження. Метою роботи є аналіз можливості та оцінка перспективності використання процесу плазмово-дугового розпилення титанового дроту Ср-Ti Grade 2 діаметром 1,0 та 1,6 мм для подальшої розробки вітчизняної технології і обладнання отримання сферичних порошків для 3D друку. Для досягнення цієї мети необхідно: дослідити гранулометричний склад, морфологію, мікроструктуру, технологічні властивості та хімічний і фазовий склад порошку, отриманого за допомогою технології плазмово-дугового розпилення титанового дроту Ср-Ti Grade 2; надати висновки щодо можливості використання отриманих сферичних порошків для 3D друку методами селективного лазерного (SLM) і електронно-променевого (EBM) плавлення, селективного лазерного спікання (SLS), прямого лазерного (LDED) та плазмового (PMD) вирощування.

Матеріали та методика досліджень. *Методика розпилення дроту та визначення фракційного складу порошку.* Експерименти виконували на технологічному обладнанні для плазмово-дугового розпилення дротових матеріалів «PLAZER 50-PL-W» (виробник ТОВ «НВЦ «ПЛАЗЕР», Україна) [15] при застосуванні дослідного плазмотрону з мідним пустотілим електродом, що працює за схемою дуга непрямої дії (рис. 1, *а*, *б*) [16]. Технологія плазмово-дугового розпилення дротових матеріалів (PA — Plasma Atomization) добре описана у роботах [17–19] і в загальному випадку полягає у плавленні дроту, що вводиться у зону витікання плазмового струменя під зріз сопла плазмотрону та подальшого дроблення шару розплаву, що формується на торці розпилюваного дроту. Даний метод передбачає формування високошвидкісного (у деяких випадках надзвукового) плазмового струменя, що значно збільшує динамічний напір на диспергований розплав і призводить до його інтенсивного фрагментування, що у свою чергу створює умови для отримання оптимального гранулометричного складу дисперсної фази.

Плазмово-дугове розпилення дроту виконували у лабораторній камері розпилення в середовищі аргону відповідно до методики [20], де перед його напуском здійснювали відкачування внутрішнього об'єму камери до залишкового тиску $5…7·10^{-3}$ Торр, значення якого контролювали за допомогою термопарного манометричного перетворювача «ПМТ-2» (Україна) та іонізаційно-термопарного вакуумметра «ВИТ-2» (Україна).

Параметри режиму плазмово-дугового розпилення нейтрального дроту складали: сила стру-

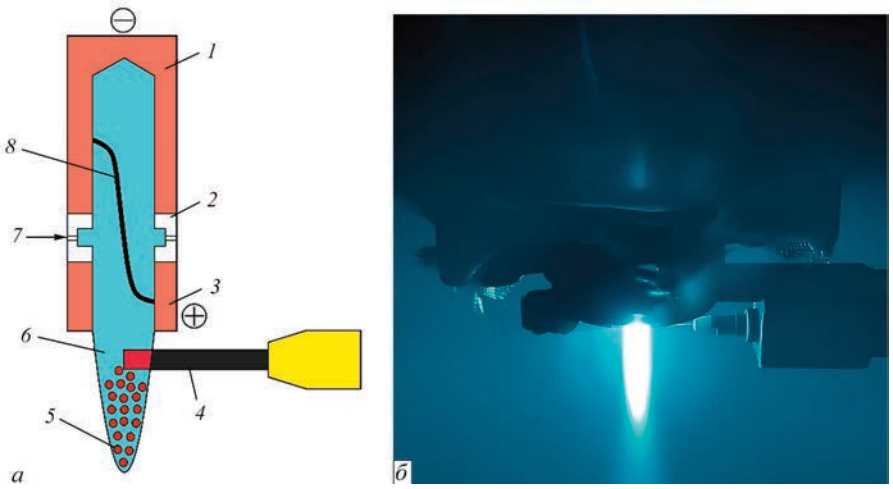


Рис. 1. Схема (*а*) та візуалізація (*б*) процесу плазмово-дугового розпилення титанового дроту Ср-Ti Grade 2 у камері розпилення

му — 300 А, робоча напруга дуги — 140 В, витрата плазмоутворюючого газу — 15 м^3/год, швидкість подачі дроту — 3…7 м/хв, відстань від торця сопла плазмотрона до розпилюваного дроту — 4 мм. Плазмоутворюючим газом був аргон вищого ґатунку І1 згідно ISO 14175–2008.

Прийнятні режими розпилювання визначали за досягнення плазмовим струменем мінімального кута розкриття та стабільності процесу при плавленні розпилюваного дроту в осьовій зоні плазмового струменя.

Гранулометричний склад лабораторних партій порошків встановлювали методом ситового аналізу згідно з методикою ISO 2591-1:1988 на ударному ситовому аналізаторі «АС 200У (РОТАП)» (Україна) з комплектом сит з розмірами отворів 25...400 мкм, маса проби складала не менше 200 г порошку.

Матеріали для розпилення. У якості розпилюваного матеріалу використовували дроти компактного перерізу з технічного титану марки Ср-Ti Grade 2 діаметром 1,0 та 1,6 мм, хімічний склад яких наведено у табл. 1.

Визначення морфології та мікроструктури порошку. Зовнішній вигляд частинок порошків досліджували на растровому електронному мікроскопі «JEOL JSM-840» (Японія) при наступних параметрах: U = 20 кВ, I = 10^{-10}…10^{-7} А. Зображення отримували в режимі вторинних електронів, комп'ютерної програми ZAF/PB, призначеної для дослідження шорстких поверхонь. Подальший аналіз зображень для дослідження сферичності порошку виконували у програмному продукті «MIPAR» (США) за методикою [21].

Таблиця 1. Хімічний склад розпилюваних дротів марки Ср–Ti Grade 2 відповідно до вихідного сертифікату, мас. %

Ti	Fe	O	C	N	H
Основа	0,2	0,18	0,05	≤0,03	0,012

Визначення фазового складу порошку. Фазовий склад порошку та параметри ґраток окремих фаз досліджували методом рентгеноструктурного фазового аналізу (РСФА). Рентгенографічні дослідження проводили на дифрактометрі «ДРОН-М1» (Україна) в монохроматизованому CuK_α-випромінюванні. В якості монохроматора використовували монокристал графіту, який було встановлено на дифрагований пучок. Дифрактограми знімали за допомогою покрокового сканування в інтервалі кутів 2θ = 10…120°. Крок сканування складав 0,05°, час експозиції — 3...9 с. Обробку даних дифрактометричних вимірів проводили з використанням програми для повнопрофільного аналізу рентгенівських спектрів від суміші полікристалічних фазових компонентів «PowderCell 2.4» (Німеччина).

Визначення елементного хімічного складу порошку. Для визначення елементного хімічного складу титанового порошку застосовували метод рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) з використанням детектора «Link 860/500» (Англія).

Визначення вмісту кисню і азоту у порошку. Дослідження вмісту кисню і азоту у розпилюваних порошках виконували на газовому аналізаторі «LECO TC-436 Nitrogen Oxygen Analyzer» (США).

Визначення технологічних властивостей порошку. Текучість порошку визначали за допомогою приладу Холлу згідно зі стандартом ASTM B213. Вимірювання насипної щільності проводили відповідно до стандарту ASTM B212.

Результати досліджень та їх обговорення Дослідження гранулометричного складу отриманого порошку (рис. 2) показало, що найбільша кількість дрібнодисперсної фракції порошку має місце при розпиленні титанового дроту діаметром 1,0 мм, де основною фракцією порошку є фракція 140 мкм, яка

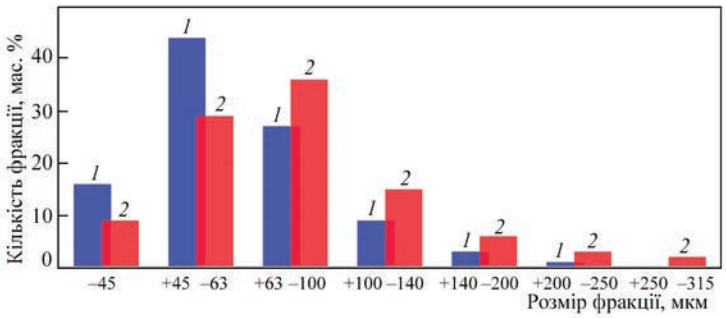


Рис. 2. Розподіл гранулометричного складу порошку, отриманого при плазмово-дуговому розпиленні титанового дроту Ср-Ti Grade 2 діаметром 1,0 (*1*) та 1,6 мм (*2*)

складає 96 мас. %, а доля дрібнодисперсної фракції 63 мкм становить 59 мас. %. Для випадку розпилення титанового дроту діаметром 1,6 мм основною фракцією порошку є фракція 200 мкм, яка складає 95 мас. %, а кількість дрібнодисперсної фракції 63 мкм порошку не перевищує 38 мас. %.

Формування порошків менших розмірів при розпиленні титанового дроту діаметром 1,0 мм при інших незмінних параметрах процесу пояснюється меншими розмірами рідкого прошарку, у порівнянні з розмірами прошарку, що формується на торці розпилюваного дроту діаметром 1,6 мм, це у свою чергу сприяє зменшенню розмірів фрагментів, що утворюються при розпиленні [16].

Аналіз морфології титанового порошку у програмному продукті «MIPAR» (рис. 3) на прикладі фракції 106 мкм показав, що порошок має сферичну форму з середнім коефіцієнтом сферичності S = 0,87…0,91, при цьому практично відсутні зовнішні дефекти у вигляді сателітів та часток неправильної форми, доля яких не перевищує 1 мас. %, на поверхні порошку фіксуються виходи дендритів та границь зерен. Дослідження мікроструктури порошку показало відсутність внутрішніх дефектів у вигляді порожнин, тріщин тощо.

Високі показники сферичності досліджуваних порошків обумовлюють їх високі технологічні властивості (табл. 2), які можна порівняти з властивостями порошків, отриманих за технологією відцентрового розпилення заготовок зі швидкістю більше 30 000 об/хв (SS-PREP — Supreme-Speed Plasma Rotating Electrode Process [22]).

За допомогою методу РСМА і газового аналізу встановлено хімічний склад порошків (табл. 3), отриманих при плазмово-дуговому розпиленні титанового дроту Ср-Ti Grade 2 та з'ясовано, що

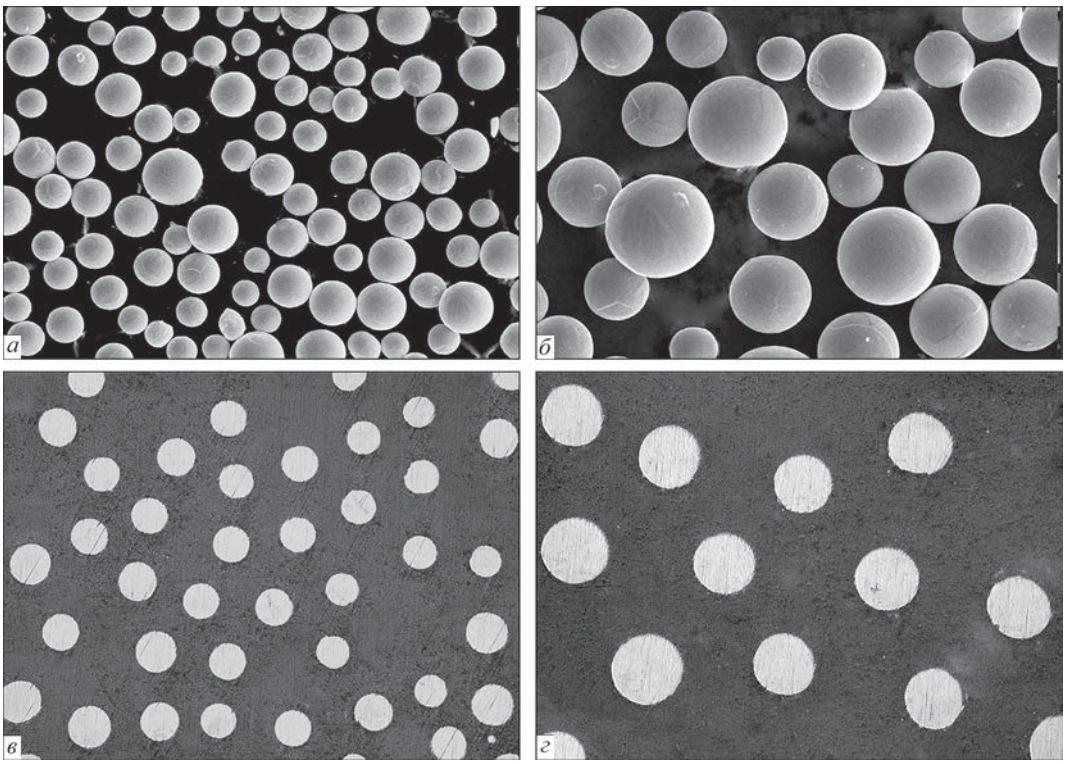


Рис. 3. СЕМ зображення морфології (*а*, *б*) та мікроструктури (*в*, *г*) титанового порошку марки Ср-Ti Grade 2 фракції 106 мкм; *а*, *в* — ×100; *б*, *г* — ×200

Таблиця 2. Порівняння технологічних властивостей титанового порошку Ср-Ti Grade 2, отриманих за технологіями відцентрового плазмового розпилення заготовок (SS-PREP), газового розпилення розплаву (GA) та плазмово-дугового розпилення дроту (PA)

Метод	Розмір фракції, мкм	Текучість, с/50 г	Насипна щільність, г/см^3
SS-PREP (Sino-euro Ltd, Китай) [23]	15...45	≤30	≥2,5
	45...106	≤27	≥2,5
	45...150	≤27	≥2,5
GA (Höganäs, Швеція) [24]	15...45	40	2,34
	45...106	35	2,37
	45...150	33	2,37
PA (AP&C, США) [25]	15...45	29	2,55
	45...106	25	2,61
	45...150	23	2,65
PA (ІЕЗ ім. Є.О. Патона, Україна)	15...45	32	2,46
	45...106	28	2,53
	45...150	25	2,57

Таблиця 3. Хімічний склад вихідного дроту і титанового порошку марки Ср-Ti Grade 2, мас. %

Досліджувана зона	Ti	Fe	O	N
Стандарт ASTM B 348-05	Основа	≤0,30	≤0,25	≤0,03
Вихідний дріт		0,18	0,23	0,02
Порошок фракції –106 мкм		0,19	0,20	0,01
Порошок фракції +106; –160 мкм		0,21	0,22	0,02

Таблиця 4. Результати РСФА порошків із титану Ср-Ti Grade 2 фракцій –106, +106; –160 мкм

Зразок	Фази	Вміст фаз, об. %	Параметри ґратки, Å
Фракція порошку –106 мкм	α-Ti	100	a = 2,9487; c = 4,6850; c/a = 1,5888
Фракція порошку +106; –160 мкм			a = 2,9501; c = 4,6871; c/a = 1,5887

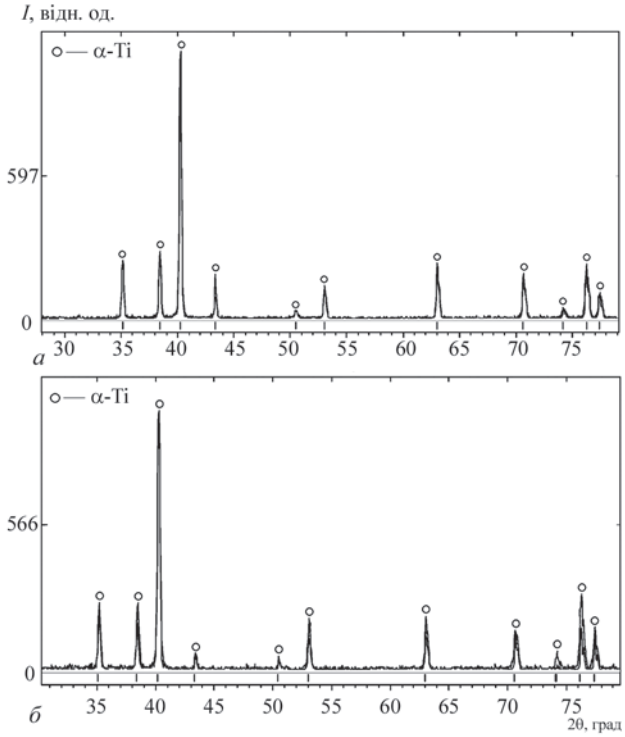


Рис. 4. Дифрактограми порошків із титану Ср-Ti Grade 2 фракцій –106 мкм (*а*), +106; –160 мкм (*б*)

він відповідає хімічному складу вихідного матеріалу — дроту (стандарт ASTM B 348-05).

За результатами рентгенографічних досліджень (рис. 4, табл. 4) встановлено, що фазовий склад порошків складається з α-Ti з параметрами ГЦК решітки: a = 2,95 Å; c = 4,69 Å.

Аналіз результатів досліджень хімічного і фазового складу, технологічних властивостей та гранулометричного складу сферичного титанового порошку Ср-Ti Grade 2, отриманого при плазмово-дуговому розпиленні, показав, що зазначені порошки можуть бути використані для 3D друку різними методами, а саме: плазмово-дугове розпилення струмопровідного дроту діаметром 1,0 мм дозволяє отримувати якісні титанові порошки, де доля фракції 45…106 мкм складає до 70 мас. %, які доцільно використовувати переважно у процесі електронно-променевого плавлення (ЕВМ); плазмово-дугове розпилення струмопровідного дроту діаметром 1,6 мм дозволяє отримувати якісні титанові порошки, де доля фракції 45…140 мкм складає до 80 мас. %, які більш раціонально використовувати для процесів прямого лазерного (LDED) та плазмового вирощування (PMD).

Висновки

1. Встановлено, що при плазмово-дуговому розпиленні титанового дроту Ср-Ti Grade 2 діаметром 1,0 мм основною фракцією є фракція 140 мкм, яка складає 96 мас. % від загальної маси порошку, де кількість дрібнодисперсної фракції 63 мкм становить до 59 мас. %, у випадку розпилення дроту діаметром 1,6 мм основною фракцією є фракція 200 мкм, яка складає 95 мас. %, а кількість дрібнодисперсної фракції 63 мкм не перевищує 38 мас. %. Загалом порошки мають правильну сферичну форму з показником коефіцієнта сферичності близьким до 0,9, при невеликій кількості сателітів та часток неправильної форми (<1 мас. %). Дослідження хімічного та фазового складу титанового порошку показало, що фазовий склад розпиленого порошку, незалежно від розміру фракції, складається з α-Ti, а хімічний склад відповідає стандарту ASTM B 348-05, що висувається до прутків і заготовок із титану та його сплавів.

2. Отримані результати дозволяють розглядати процес плазмово-дугового розпилення дротових матеріалів як ефективну технологію, що дає змогу отримувати якісні вітчизняні сферичні порошки, у яких технологічні властивості знаходяться на одному рівні з іншим промисловим способом отримання сферичних порошків для 3D друку — високообертовим відцентровим плазмовим розпиленням заготовок SS-PREP (зі швидкістю більше 30000 об/хв) та мають вищі характеристики порівняно зі способами газового розпилення VIGA та ін. При цьому гранулометричний склад отриманих порошків обумовлює перспективність їх використання саме у процесах електронно-променевого плавлення (EBM), прямого лазерного (LDED) та плазмового вирощування (PMD). Для процесу SLM досягається відносно невисокий вихід необхідної фракції 45 мкм на рівні 15 мас. %, тому необхідно виконання подальших досліджень на предмет збільшення виходу зазначеної фракції порошку при плазмово-дуговому розпиленні дротових матеріалів.

Список літератури/References

1. Nguyen, H., Pramanik, A., Basak, A. et al. (2022) A critical review on additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: Microstructure and mechanical properties. *J. of Materials Research and Technology*, **18**, 4641–4661. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.04.055
2. Matviichuk, V.A., Nesterenkov, V.M., Berdnikova, O.M. (2022) Additive electron beam technology for manufacture of metal products from powder materials. *The Paton Welding J.*, **2**, 16–26. DOI: https://doi.org/10.37434/as2022.02.03
3. Ahn, D. (2021) Directed energy deposition (DED) process: State of the art. *Inter. J. of Precis. Eng. and Manuf.-Green Tech.*, **8**, 703–742. https://doi.org/10.1007/s40684-020-00302-7
4. Svetlizky, D., Das, M., Zheng, B. et al. (2021) Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications. *Materials Today*, **49**, 271–295. DOI: https://doi.org/10.1016/j.mattod.2021.03.020
5. King, W., Anderson, A., Ferencz, R. et al. (2015) Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; Physics, computational, and materials challenges. *Applied Physics Reviews*, **2**, 041–304. DOI: https://doi.org/10.1063/1.4937809
6. Fatemeh, A, Haydari, Z., Salehi, H. et al. (2024) Spreadability of powders for additive manufacturing: A critical review of metrics and characterization methods. *Particuology*, **93**, 211–234. DOI: https://doi.org/10.1016/j.partic.2024.06.013
7. Olakanmi, E. (2013) Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al–Mg, and Al–Si powders: Effect of processing conditions and powder properties. *J. of Materials Processing Technol.*, **213**, 1387–1405. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.03.009
8. Attar, H., Prashanth, K., Zhang, L. et al. (2015) Effect of powder particle shape on the properties of in Situ Ti–TiB composite materials produced by selective laser melting. *J. of Mater. Sci. & Technol.*, **31**, 1001–1005. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jmst.2015.08.007
9. Drawin, S., Deborde, A., Thomas, M. et al. (2020) Atomization of Ti–64 alloy using the EIGA process: Comparison of the characteristics of powders produced in lab scale and industrial-scale facilities. In: *MATEC Web of Conferences*, **321**, 07013. DOI: https://doi.org/10.1051/matecconf/202032107013
10. Xiao, H., Gao, B., Yu, S. et al. (2024) Life cycle assessment of metal powder production: A Bayesian stochastic Kriging model-based autonomous estimation. *Auton. Intell. Syst.*, **4**, 20. DOI: https://doi.org/10.1007/s43684-024-00079-5
11. Chen, G., Zhao, S., Tan, P. et al. (2018) A comparative study of Ti6Al4V powders for additive manufacturing by gas atomization, plasma rotating electrode process and plasma atomization. *Powder Technology*, **333**, 38–46. DOI: https://doi.org/10.1016/j.powtec.2018.04.013
12. Sun, P., Fang, Z., Zhang, Y. et al. (2017) Review of the methods for the production of spherical Ti and Ti alloy powder. *JOM*, **69**, 1853–1860. DOI: https://doi.org/10.1007/s11837-017-2513-5
13. Korzhyk, V., Strohonov, D., Burlachenko, O. (2023) Development of plasma-arc technologies of spherical granule production for additive manufacturing and granule metallurgy. *The Paton Welding J.*, **12**, 3–18. DOI: https://doi.org/10.37434/tpwj2023.12.01
14. Yurtukan, E., Unal, R. (2022) Theoretical and experimental investigation of Ti alloy powder production using low-power plasma torches. *Transact. of Nonferrous Metals Society of China*, **32**, 175–191. DOI: https://doi.org/10.1016/S1003-6326(21)65786-2
15. Korzhyk, V., Strohonov, D., Burlachenko, O. (2023) New generation unit for plasma-arc deposition of coatings and atomization of current-carrying wire materials. *The Paton Welding J.*, **10**, 35–42. DOI: https://doi.org/10.37434/tpwj2023.10.06
16. Yin, Z., Yu, D., Zhang, Q. et al. (2021) Experimental and numerical analysis of a reverse-polarity plasma torch for plasma atomization. *Plasma Chem. Plasma Process*, **41**, 1471–1495. DOI: https://doi.org/10.1007/s11090-021-10181-8
17. Kharlamov, M., Krivtsun, I., Korzhyk, V. (2014) Dynamic model of the wire dispersion process in plasma-arc spraying. *J. of Thermal Spray Technol.*, **23**, 420–430. DOI: https://doi.org/10.1007/s11666-013-0027-4

18. Kharlamov, M., Krivtsun, I., Korzhyk, V. et al. (2015) Simulation of motion, heating, and breakup of molten metal droplets in the plasma jet at plasma-arc spraying. *J. of Thermal Spray Technol.*, **24**, 659–670. DOI: https://doi.org/10.1007/s11666-015-0216-4
19. Gulyaev, I., Dolmatov, A., Kharlamov, M. et al. (2015) Arc-plasma wire spraying: An optical study of process phenomenology. *J. of Thermal Spray Technol.*, **24**, 1566–1573. DOI: https://doi.org/10.1007/s11666-015-0356-6
20. Adeeva, L., Tunik, A., Korzhyk, V. et al. (2024) Properties of powders produced by plasma-arc spheroidization of current-carrying Fe–Al flux-cored wire. *Powder Metall. Met. Ceram.*, **63**, 12–23. DOI: https://doi.org/10.1007/s11106-024-00434-4
21. Li, X., Cui, L., Shonkwiler, S. et al. (2023) Automatic characterization of spherical metal powders by microscope image analysis: A parallel computing approach. *J. Iron Steel Res.*, **30**, 2293–2300. DOI: https://doi.org/10.1007/s42243-022-00907-z
22. Liu, Y., Zhao, X., Lai, Y. et al. (2020) A brief introduction to the selective laser melting of Ti6Al4V powders by supreme-speed plasma rotating electrode process. *Progress in Natural Sci.: Materials Intern.*, 1(**30**), 94–99. DOI: https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2019.12.004

SPHERICAL TITANIUM POWDER PRODUCTION FOR 3D PRINTING BY PLASMA-ARC ATOMIZATION OF WIRE MATERIALS

V.M. Korzhyk[1], D.V. Strohonov[1], O.S. Tereshchenko[1], O.V. Ganushchak[1], A.Yu. Tunik[1], V.A. Kostin[1], S.L. Chygileichyk[2], V.K. Yuliuhin[1]
[1]E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: vnkorzhyk@gmail.com
[2]JSC «Ivchenko-Progress». 2 Ivanova Str., 69068, Zaporizhzhia, Ukraine

The possibility of spherical titanium powder production by the technology of plasma-arc atomization of solid Cp-Ti Grade 2 wire with a diameter of 1.0 and 1.6 mm has been experimentally confirmed. Analysis of the particle size distribution of the powder showed that in the case of atomization of titanium wire with a diameter of 1.0 mm, the main fraction is –140 μm, which is 96 % of the total mass of the powder, where the amount of the finely dispersed fraction of –63 μm is up to 60 wt.%, and in the case of wire with a diameter of 1.6 mm, the main fraction is –200 μm, which is 95 wt.%, while the amount of the finely dispersed fraction of –63 μm does not exceed 38 wt.%. A study of shape parameters of the titanium powder was performed, which showed that most particles have a regular spherical shape with an average sphericity coefficient close to 0.9, the number of particles with satellites, and particles of irregular shape does not exceed 1 wt.%, which determines the high technological properties of the produced powder, which are on a par with other industrial technologies of spherical powder production by plasma and gas atomization methods. The chemical and phase composition of the atomized powder was investigated, and it was found that the phase composition consists of α-Ti, and the chemical composition corresponds to the ASTM B 348-05 standard. It was shown that application of the technology of plasma-arc atomization of titanium wire allows obtaining spherical powders that can be used as consumables for 3D printing of products for the aviation, rocket and space, medical, energy and chemical industries by the methods of electron beam melting (EBM), laser direct energy deposition (LDED) and plasma metal deposition (PMD). 22 Ref., 4 Tabl., 4 Fig.

Keywords: plasma-arc atomization, solid wire, titanium, sphericity, powders, 3D printing

Отримано 06.01.2025
Отримано у переглянутому вигляді 06.02.2025
Прийнято 02.05.2025

НОВА КНИГА

Левченко О. Г. Зварювальні аерозолі і гази: процеси утворення, методи нейтралізації та засоби захисту. — 2-ге видання, доповнене. Київ: Видавництво «Каравела», 2025. — 226 с.

У монографії викладено теоретичні положення про процеси утворення шкідливих для зварників аерозолів та газів, що утворюються під час електродугового зварювання, методики їх досліджень, санітарно-гігієнічні характеристики дугового зварювання. Наведено дані про хімічну класифікацію зварювальних аерозолів, методи їх нейтралізації та мінімізації виділень. Розглянуто інформаційні системи гігієнічних характеристик зварювальних матеріалів, сучасні засоби місцевої вентиляції для робочих місць зварників та індивідуального захисту органів дихання.

Книга призначена для наукових та інженерно-технічних працівників, які займаються розробкою зварювальних матеріалів та технологій, питаннями охорони праці та екології у зварювальному виробництві, сучасними засобами місцевої вентиляції та індивідуального захисту зварників.
Іл. 89. Табл. 32. Бібліогр. 89 назв.

УДК 621.791.053:621.791.722 DOI: https://doi.org/10.37434/sem2025.02.06

ВПЛИВ ВІДПАЛУ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЖАРОМІЦНОГО ПСЕВДО-α-ТИТАНОВОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si

С.В. Ахонін[1], В.Ю. Білоус[1], В.В. Пашинський[2], Р.В. Селін[1], А.Ю. Северин[1], Е.Л. Вржижевський[1]

[1]ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: belousvy@gmail.com
[2]ТОВ «Технічний університет «Метінвест Політехніка». 69008, м. Запоріжжя, Південне шосе, 80

Досліджено вплив печного відпалу після електронно-променевого та аргонодугового зварювання на властивості зварних з'єднань псевдо-α-титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si. З метою порівняння властивостей зварних з'єднань в стані після зварювання та додаткової термообробки було використано критерій якості. Встановлено, що внаслідок впливу відпалу у металі зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо-α-сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаних електронно-променевим зварюванням, формується більш дисперсна структура, яка забезпечує значення показників міцності зварних з'єднань на рівні 980 МПа, що становить 95 % від міцності основного металу, показники ударної в'язкості зварних з'єднань в стані після відпалу знаходяться на високому рівні 17,9 Дж/см^2. Застосування відпалу після аргонодугового зварювання також призводить до подрібнення мікроструктури зварних з'єднань. Порівняння коефіцієнтів якості для зварних з'єднань, отриманих електронно-променевим та аргонодуговим зварюванням, дозволяє зробити висновок про більш високий комплекс механічних характеристик з'єднань електронно-променевого зварювання як після зварювання, так і після відпалу. Застосування відпалу дозволило підняти значення механічних характеристик з'єднань електронно-променевого зварювання без застосування локальної термічної обробки до рівня характеристик з'єднань електронно-променевого зварювання з локальною термічною обробкою. Бібліогр. 15, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: жароміцний титановий сплав, мікроструктура, механічні властивості, електронно-променеве і аргонодугове зварювання

Вступ. В останні десятиліття спостерігається значне підвищення обсягу досліджень, метою яких є отримання титанових сплавів з новим комплексом властивостей [1–3]. Жароміцні титанові сплави з інтерметалідним зміцненням вважають перспективними матеріалами для авіаційної, космічної та автомобільної техніки. Найбільшу жароміцність демонструють леговані сплави системи Ti–Si–X завдяки формуванню у литому стані каркасу зі зміцнюючих фаз, які виникають при евтектичній кристалізації в системі Ti–Al–Si, при цьому в ролі матриці виступають α-Ti, Ti_3Al і TiAl, а силіцид Ti_5Si_3 — в ролі зміцнюючої фази [4–7]. Одним з таких перспективних сплавів є дослідний багатокомпонентний псевдо-α-сплав системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, середній хімічний склад якого наведено в табл. 1 [8, 9]. Дослідження властивостей зварних з'єднань сплавів, що містять велику кількість легуючих елементів, виявили їх суттєві недоліки: високу схильність до ліквації легуючих елементів, сильну залежність тривалості старіння від вмісту легуючих елементів і домішок, а також низьку термічну стабільність, які обумовлені виділенням в структурі цих сплавів інтерметалідів, наприклад, Ti_5Si_3 [10].

Найбільш розповсюдженим способом виготовлення конструкцій з титанових сплавів є аргонодугове зварювання (АДЗ) вольфрамовим електродом. Але для жароміцних титанових сплавів найбільш доцільно застосовування електронно-променевого зварювання (ЕПЗ). Можливість здійснення локального підігріву і подальшої локальної термічної обробки (ЛТО) у вакуумній камері є суттєвою перевагою технології ЕПЗ, яку використовують для попередження утворення холодних тріщин в зварних з'єднаннях [11, 12]. У разі виконання зварних з'єднань перспек-

Таблиця 1. Середній хімічний склад експериментального жароміцного сплаву, мас. %

Al	Zr	Si	Mo	Nb	Sn	Ti
6,2...6,9	5,0...5,5	0,50...0,85	0,5...0,8	0,5...0,8	1,5...2,5	Основа

С.В. Ахонін — http://orcid.org/0000-0002-7746-2946, В.Ю. Білоус — http://orcid.org/0000-0002-0082-8030,
В.В. Пашинський — http://orcid.org/0000-0003-0118-4748, Р.В. Селін — http://orcid.org/0000-0002-2990-1131,
А.Ю. Северин — https://orcid.org/0000-0003-4768-2363, Е.Л. Вржижевський — http://orcid.org/0000-0001-8651-8510

© С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, В.В. Пашинський, Р.В. Селін, А.Ю. Северин, Е.Л. Вржижевський, 2025

тивного жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si ЕПЗ ускладнене в зв'язку з високим вмістом кремнію в металі шва та в металі зони термічного впливу. В результаті впливу термічного циклу зварювання в металі шва і зоні термічного впливу цього сплаву відбуваються структурні зміни, в результаті яких утворюється напружений стан і при низькій пластичності металу, легованого кремнієм, відбувається утворення холодних тріщин.

В роботі [13] досліджено вплив ЕПЗ на структуру метала шва і ЗТВ та механічні властивості зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si та показано, що застосування ЕПЗ в поєднанні з ЛТО для виконання зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо-α-сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si дозволяє отримати зварні з'єднання рівноміцні основному металу, а для забезпечення однорідної структури у всіх зонах зварного з'єднання, включаючи ЗТВ, необхідно застосування додаткового печного відпалу.

Отримати зварні з'єднання титанових сплавів можливо різними методами з різним значенням погонної енергії і швидкостями охолодження металу шва та ЗТВ. Загалом для титанових сплавів підвищення одних механічних властивостей, наприклад міцності, визиває відповідне зниження пластичності і показників ударної в'язкості, але це відбувається не пропорційно. Тому доцільно встановити вплив печної термообробки на властивості зварних з'єднань, отриманих ЕПЗ, жароміцного титанового псевдо-α-сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si та порівняти з властивостями зварних з'єднань, отриманих найбільш розповсюдженим способом, а саме АДЗ.

Таким чином, необхідним є дослідження впливу термічної обробки після зварювання — відпалу на структуру і властивості зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si для досягнення однорідної структури та комплексу високих механічних властивостей зварних з'єднань, а також порівняння механічних властивостей зварних з'єднань жароміцного сплаву, отриманих двома видами зварювання — ЕПЗ та АДЗ.

Метою цієї роботи є визначення впливу термічної обробки — відпалу на структуру та властивості основного металу і зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, отриманих двома видами зварювання — ЕПЗ та АДЗ.

Жароміцний титановий сплав системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si відрізняється високою чутливістю до термічного циклу зварювання. АДЗ та ЕПЗ характеризуються різними значеннями погонної енергії зварювання та швидкостями охолодження металу шва і ЗТВ. Тому на першому етапі досліджень оцінимо вплив відпалу на структуру зварних з'єднань, отриманих АДЗ та ЕПЗ. На другому — порівняємо значення механічних властивостей з'єднань ЕПЗ і АДЗ та їх зміну після відпалу.

Для проведення досліджень були використані пластини, виготовлені зі зливка жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, отриманого методом електронно-променевої плавки [12]. Гарячекатані пластини товщиною 10 мм з вказаного сплаву виготовлені на реверсивному прокатному двовалковому стані 500/350 фірми «Skoda» [13]. Прокатування починалося при температурі 1050 °С, температура закінчення прокатування була не нижче 800 °С. Після прокатування метал піддавали відпалу при 900 °С протягом 1 год. Сплав після деформаційної обробки мав високі показники міцності ($\sigma_в$ = 1135 МПа) при кімнатній температурі (табл. 2), а при робочий температурі 600 °С ($\sigma_в$ = 755 МПа), при цьому показники пластичності матеріалу при кімнатній температурі становлять 9,0 % [9].

Електронно-променеве зварювання виконували на установці УЛ-144, яка оснащена енергоблоком ЕЛА 60/60 [11]. Аргонодугове зварювання виконували найбільш широко вживаним для титанових сплавів способом — аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом. АДЗ вольфрамовим електродом виконували на постійному струмі прямої полярності, використовували джерело живлення ВДУ 511. Досліджували властивості зварних з'єднань ЕПЗ товщиною 10 мм та АДЗ товщиною 6 мм.

З метою оцінювання ефективності обраного режиму зварювання, термообробки після зварю-

Таблиця 2. Механічні властивості деформованого сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si при температурах 20 та 600 °С [9]

Зразок	20 °С			600 °С		
	$\sigma_в$	σ_{02}	δ_s, %	$\sigma_в$	σ_{02}	δ_s, %
	МПа			МПа		
Основний метал	1101…1169	1052…1107	7,7…10,4	744…765	552…575	11,5…14,6

вання з'єднань високоміцних титанових сплавів було запропоновано критерій якості режиму зварювання в умовних одиницях [14], який складається з вкладу режимів зварювання і термообробки у комплексне підвищення сумарних показників міцності, пластичності та ударної в'язкості зварних з'єднань титанових сплавів відносно основного металу відповідного сплаву. Загалом для титанових сплавів підвищення одних механічних властивостей, наприклад міцності, визиває відповідне зниження пластичності та показників ударної в'язкості. Але у деяких випадках це відбувається не пропорційно. Аналіз отриманих результатів випробувань механічних характеристик зварних з'єднань дозволив зробити висновок, що зварні з'єднання титанових сплавів, які мають високі показники пластичності, а показники ударної в'язкості також знаходяться на високому рівні. В разі, якщо прийняти до розгляду лише показники міцності й ударної в'язкості та прийняти їх значимість рівними було запропоновано коефіцієнт якості режиму зварювання:

$$K_{рзв} = 0{,}5\ (\sigma_{зв}/\sigma_{ом}) + 0{,}5\ (KCV_{зв}/KCV_{ом}),$$

де $K_{рзв}$ — коефіцієнт якості.

Також обчислювався коефіцієнт міцності [14]

$$K_{пр} = \sigma_{зв}/\sigma_{ом}.$$

Вплив відпалу на мікроструктуру зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаних ЕПЗ. Зварні з'єднання жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконані ЕПЗ навіть із застосуванням локальної термічної обробки, мають неоднорідну нерівномірну структуру. Для забезпечення формування рівномірної однорідної структури у всіх зонах зварного з'єднання, включаючи ЗТВ, що виключає присутність метастабільних фаз, а також для зняття зварювальних напружень зварні з'єднання жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконані ЕПЗ та АДЗ, було піддано термічній обробці — пічному відпалу.

Температуру відпалу було обрано виходячи з температури поліморфного перетворення жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si. Температуру поліморфного перетворення жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si було встановлено методами математичного моделювання та підтверджено експериментально [15]. При охолодженні температурний інтервал перетворення β→(α+β) знаходиться в межах 995...1025 °С, а інтервал перетворення (α+β)→α — в межах

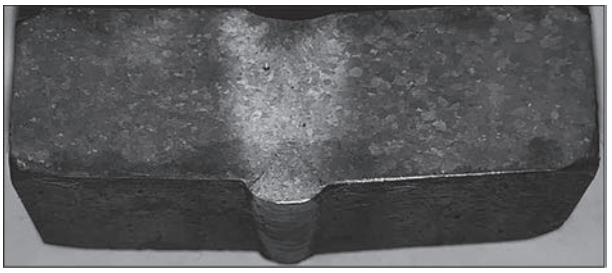


Рис. 1. Макрошліф зварного з'єднання жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного ЕПЗ, в стані після відпалу 850 °С

800...825 °С. Виходячи з нього було обрано температуру відпалу 850 °С.

Відпал жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si передбачає нагрів до температури 850 °С, витримку 1 год і подальше охолодження в печі. Приклад поперечного макрошліфу зварного з'єднання після відпалу наведено на рис. 1.

На рис. 2 показана структура основного металу в центральній зоні листа після проведення відпалу 850 °С. Після проведеного відпалу в структурі спостерігається більш чітке окреслення пластин α-фази (рис. 2, *а*) і формування частинок інтерметалідів (рис. 2, *б*). В основному металі після проведення відпалу фіксуються не тільки скупчення дисперсних частинок у вигляді ланцюжків, а й можливо монолітні прошарки силіциду між пластинами довжиною до 7 мкм (рис. 2, *в*, *г*). Проте для перевірки цього припущення необхідно проведення досліджень змін фазового складу сплаву методами рентгеноструктурного аналізу та растрової електронної мікроскопії. В роботі [8] було показано, що дрібні силіциди по межах α-пластин утворюються в процесі евтектоїдного перетворення і подальшого зниження розчинності кремнію у титановій α-матриці. В роботі [8] представлено розподіл основних легуючих елементів у литому металі сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, з якого видно, що крім титану у силіцидах і їхніх прошарках на границях зерен міститься також цирконій, тобто у сплаві утворюються складні силіциди типу $(Zr, Ti)_5Si_3$ та $(Ti, Zr)_3Si$. Цирконій та кремній перебувають як у твердому розчині, так і в зміцнюючій силіцидній фазі, що розподіляється по границях колишніх β-зерен. В роботі [9] зроблено висновок, що силіциди утворюються не тільки по межах α-пластин, а також дисперсні силіциди розподілені між α-пластинами та у вигляді окремих виділень по границях і в середині зерен α-фази. Силіцидів у структурі досить багато, але вони дисперсні і розподілені між α-пластинами та у вигляді окремих виділень по границях і в середині зерен α-фази [8].

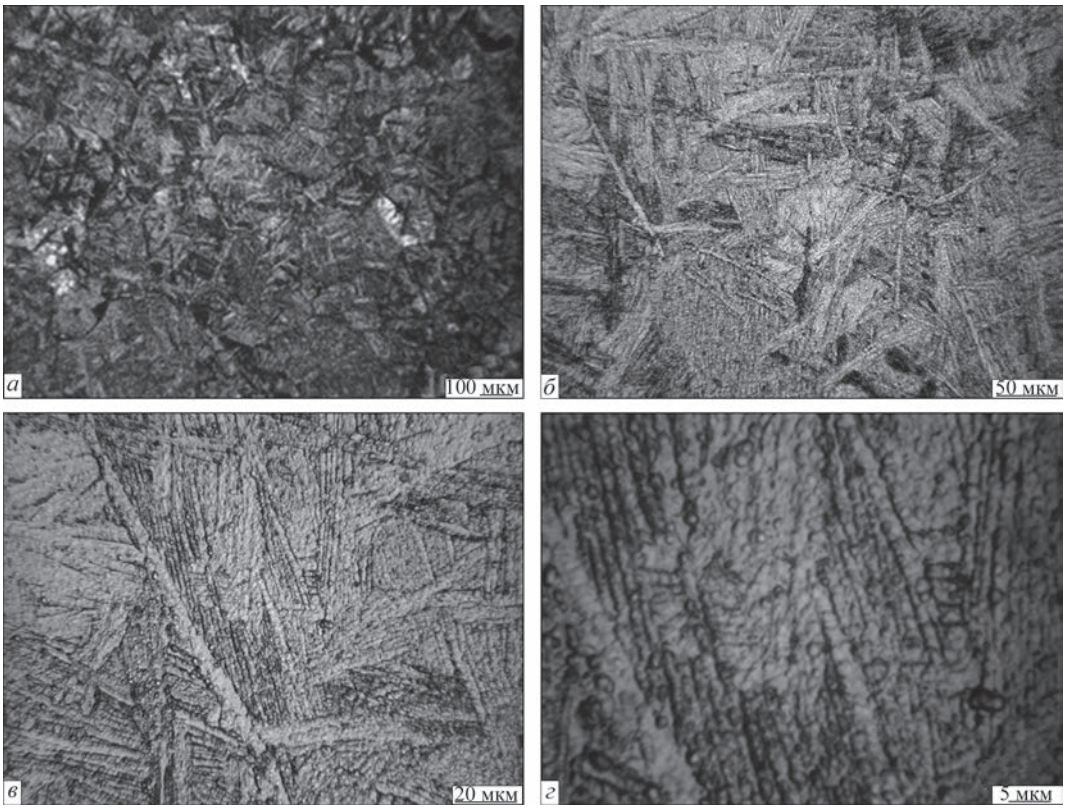


Рис. 2. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання жароміцного сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного ЕПЗ, в стані після відпалу 850 °С

Структура металу середньої зони шва зварних з'єднань жароміцного сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, отриманих способом електронно-променевого зварювання, після додаткового вакуумного відпалу при 850 °С показана на рис. 3.

В зоні зварного шва формується типова дендритна структура литого металу (рис. 3, *а*). Вона є щільною і в ній не виявлено дефектів типу пористості, тріщин, неметалевих включень. Розмір гілок дендритів у перетині шліфа можна орієнтовно оцінити по різниці травимості окремих ділянок. Він становить 100…500 мкм. Границі дендритних ділянок не містять виділень надлишкових фаз і не є слабкими місцями матеріалу. Важливо, що внаслідок швидкого охолодження розплавленого металу шва у дендритних ділянках формуються досить дисперсні пакети Відманштетової морфології з розміром пакетів (по розміру найбільших пластин) в діапазоні 20...50 мкм (рис. 3, *б*), що близько до характеристик дисперсності структури основного металу. В той же час, порівнюючи структури верхньої та середньої зони зварного шва, можна зробити висновок, що у середині шва формується більш дисперсна структура порівняно з верхньою його частиною. Проте різниця не є великою і може бути пов'язана з різними температурно-часовими умовами кристалізації металу шва.

Вакуумний відпал при температурі 850 °С протягом 1 год інтенсифікував перебіг дифузійних процесів, в результаті яких відбувся деякий перерозподіл легуючих елементів в структурі зварного з'єднання. Порівняно з структурою зварного з'єднання в стані після ЛТО [13] після вакуумного відпалу на границях пластинчастої α-фази фіксуються скупчення дисперсних частинок у вигляді ланцюжків, а також монолітні прошарки силіциду між пластинами довжиною до 7 мкм (рис. 3, *в*, *г*).

Мікроструктуру зони сплавлення зварного з'єднання жароміцного сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного ЕПЗ, в стані після відпалу 850 °С показано на рис. 4.

Значимої різниці в морфології та розмірних характеристиках структурних складових між зразками, що піддавалися ЛТО [13], та зразками, які відпалювали у вакуумі при 850 °С, не виявлено. Це може бути пов'язано з тим, що температура обох обробок не перевищила температури точки фазового перетворення для даного сплаву, тому процеси перекристалізації не отримали розвитку, а процеси рекристалізації у жароміцному сплаві протікають при цих температурах повільно.

Структура металу ЗТВ зразків зварного з'єднання жароміцного сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного ЕПЗ, після відпалу 850 °С показана на рис. 5. Аналіз мікроструктури

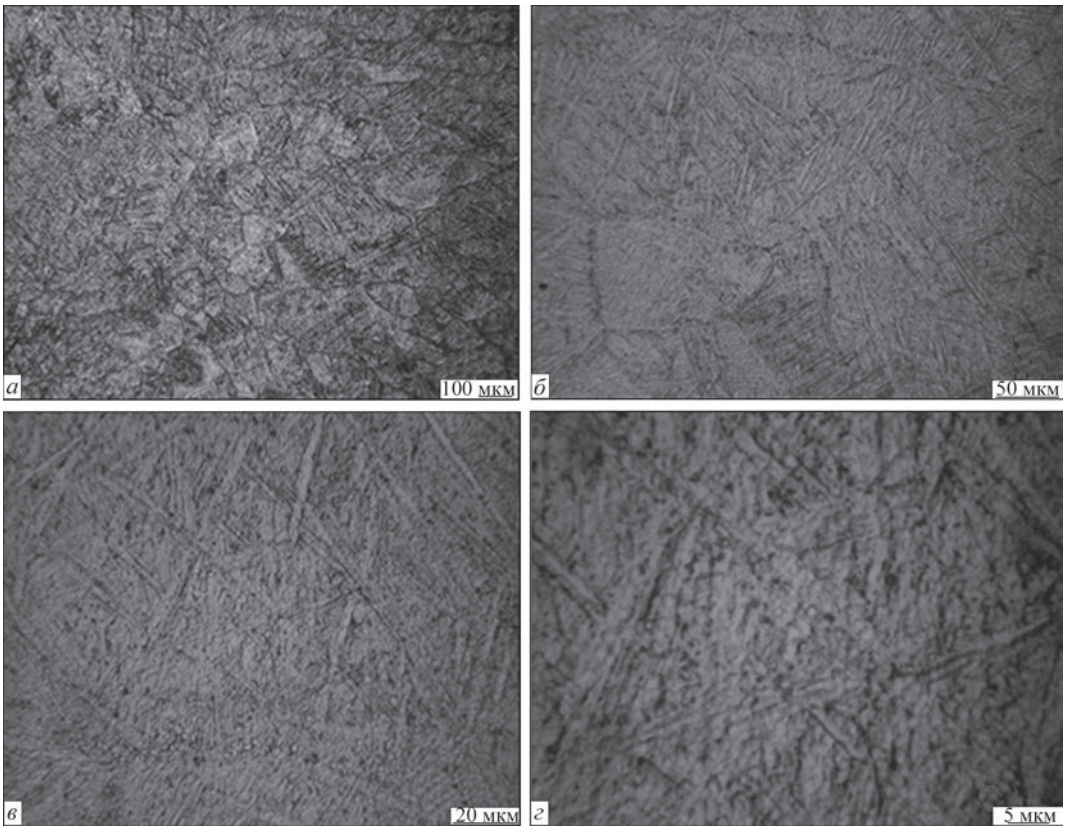


Рис. 3. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання жароміцного сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного ЕПЗ, після відпалу 850 °С

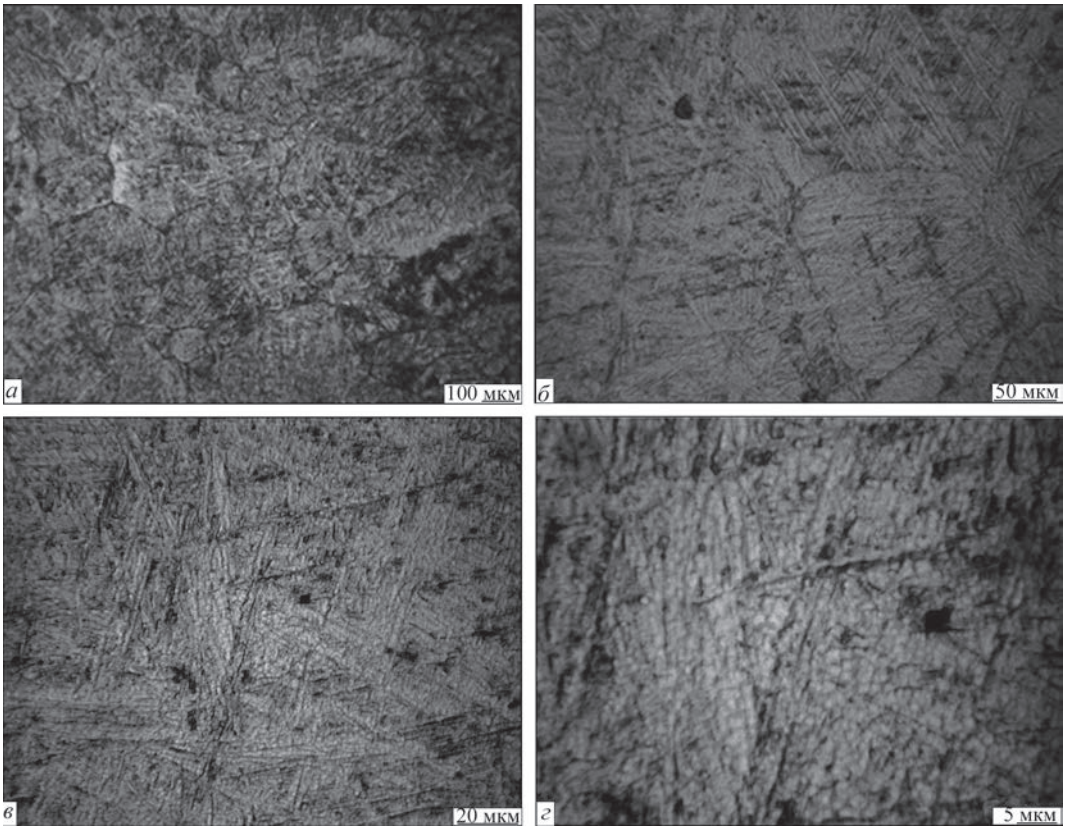


Рис. 4. Мікроструктура металу зони сплавлення зварного з'єднання жароміцного сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного ЕПЗ, в стані після відпалу 850 °С

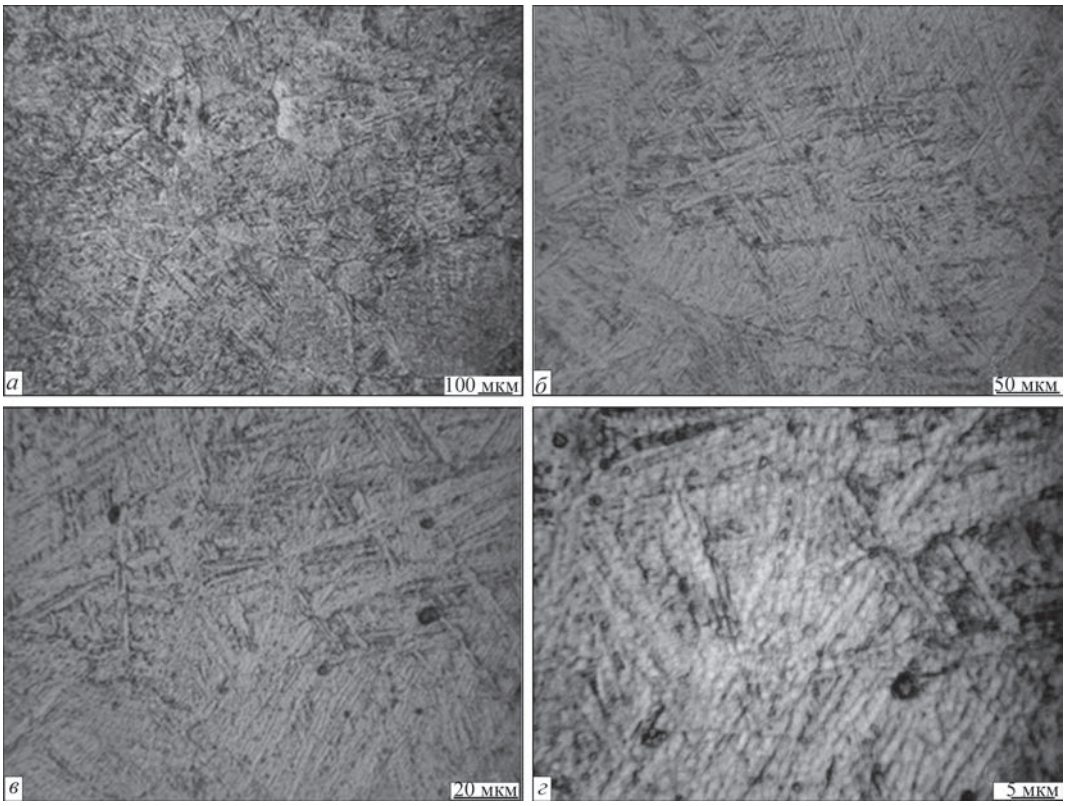


Рис. 5. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання жароміцного сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного ЕПЗ, в стані після відпалу 850 °С

свідчить, що зона термічного впливу зберігає основні морфологічні та розмірні характеристики основного металу. Різниці в структурі після різних режимів термічної обробки — відпалу та ЛТО [13] не спостерігається. При проведенні відпалу при 850 °С в структурі спостерігається більш чітке окреслення пластин α-фази за рахунок виділення по границям пластин β-фази і можливо формування частинок інтерметалідів. В металі зони сплавлення внаслідок впливу відпалу 850 °С на границях пластинчастої α-фази фіксуються не тільки скупчення дисперсних частинок у вигляді ланцюжків, а й монолітні прошарки силіциду між пластинами (рис. 5, *в*, *г*). В результаті декорування меж пластин дисперсними частинками покращилося травлення шліфів зварного з'єднання сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si порівняно з травленням шліфів зварного з'єднання після ЛТО. Ефективність вакуумного відпалу повною мірою можна оцінити при встановленні механічних характеристик зварних з'єднань.

Хоча проведення різних режимів термічної обробки і не привело до формування суттєвих змін у мікроструктурі зварного з'єднання, різниця у інтенсивності травлення структур та у кількості β-фази на границях пластин α-фази дозволяє припустити, що під впливом відпалу могли змінитися механічні властивості з'єднань внаслідок релаксації механічних напружень та за рахунок формування надлишкових фаз. Крім того вакуумний відпал при температурі 850 °С інтенсифікував перебіг дифузійних процесів, в результаті яких відбувся деякий перерозподіл легуючих елементів в структурі саме зварних з'єднань. Кремній значною мірою дифундував на межі пластинчастої α-фази, утворюючи там не тільки скупчення дисперсних частинок у вигляді ланцюжків, а й монолітні прошарки силіциду між пластинами.

Вплив відпалу на мікроструктуру зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаних АДЗ. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання, виконаного АДЗ, в стані після відпалу при температурі 850 °С на протязі 1 год показана на рис. 6. Аналіз мікроструктури свідчить, що в металі зварного шва після відпалу зберігається сформована при зварюванні типова дендритна структура литого металу (рис. 6, *а*, *б*). Вона є щільною і в ній не виявлено дефектів типу пористості, тріщин, неметалевих включень. Розмір гілок дендритів у перетині шліфа, який можна орієнтовно оцінити по виділенню прошарків α-фази на границях дендритних ділянок, становить 200…300 мкм.

Внаслідок охолодження розплавленого металу шва при зварюванні у дендритних ділянках формуються досить дисперсні пакети Відманштетової морфології. При використанні АДЗ наскрізним проплавленням в металі шва формуються огру-

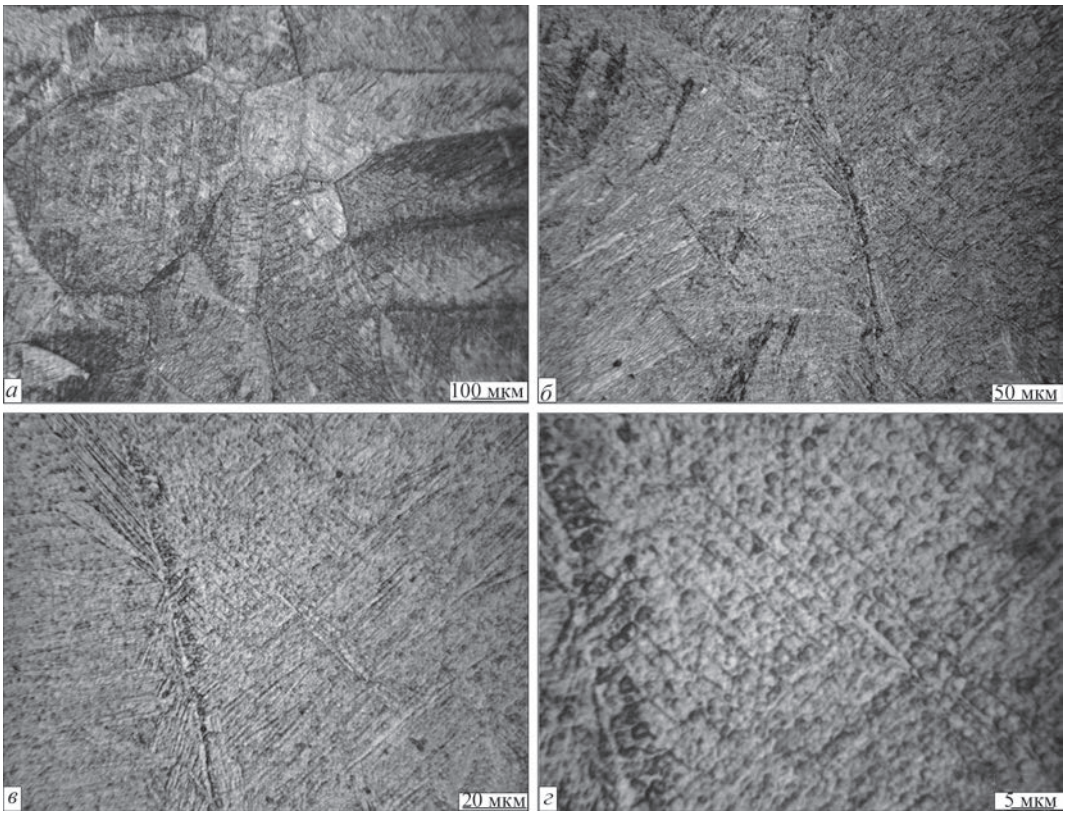


Рис. 6. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного АДЗ, в стані після відпалу 850 °С

блені пакети з розміром (по розміру найбільших пластин) в діапазоні 10…30 мкм. При зниженні питомої потужності при зварюванні в разі АДЗ по шару флюсу спостерігається зменшення розмірів пакетів та підвищення однорідності мікроструктури, що має позитивно позначитися на механічних властивостях зварного з'єднання. Наступний відпал при 850 °С (рис. 6, *в, г*) приводить до ще більшого подрібнення структури металу шва за рахунок формування дисперсних виділень β-фази в середині первинних пакетів кристалів α-фази. Проте ці виділення декорують границі гілок первинних дендритів, що приводить до їх більш контрастного виділення при невеликих збільшеннях (рис. 6, *б*). Вплив додаткового виділення кристалів β-фази на механічні властивості потребує подальшого вивчення. Виділення дисперсних кристалів має позитивно впливати на характеристики міцності, але їх виділення саме по границях дендритів можуть стимулювати полегшене розповсюдження тріщин. З аналізу витікає, що підігрів до 400 °С практично не впливає на морфологію та розмірні параметри мікроструктури (хоча незначна тенденція до огрублення прослідковується), але для структури зразків, отриманих з використанням АДЗ зі зниженою погонною потужністю із підігрівом до 400 °С, характерне більш повне виділення β-фази в процесі кристалізації металу шва.

Структура металу зони сплавлення зразків, виконаних АДЗ, по шару флюсу з пониженим значенням погонної енергії в стані після відпалу при 850 °С протягом 1 год показана на рис. 7. Залежність мікроструктури зони сплавлення від технологічної схеми АДЗ схожа на ту, що спостерігається при аналізі структури зварного шва. Метал зони сплавлення є щільним і в ній не виявлено дефектів типу пористості, тріщин, неметалевих включень. В металі шва у дендритних ділянках формуються досить дисперсні пакети (α+β)-Відманштетової морфології (рис. 7, *а*). Розмір дисперсних пакетів (α+β)-Відманштету по розміру найбільших пластин становить 10…30 мкм. При зниженні питомої потужності при зварюванні спостерігається зменшення розмірів пакетів та підвищення однорідності мікроструктури, що має позитивно позначитися на механічних властивостях зварного з'єднання.

Зварювання з пониженим рівнем питомої потужності та наступним відпалом при 850 °С (рис. 7, *а–в*) приводить до ще більшого подрібнення структури металу шва за рахунок формування дисперсних виділень β-фази в середині первинних пакетів кристалів α-фази (рис. 7, *г*). Ці виділення також декорують границі гілок первинних дендритів, що приводить до їх більш контрастного виділення при невеликих збільшеннях (рис. 7, *в*).

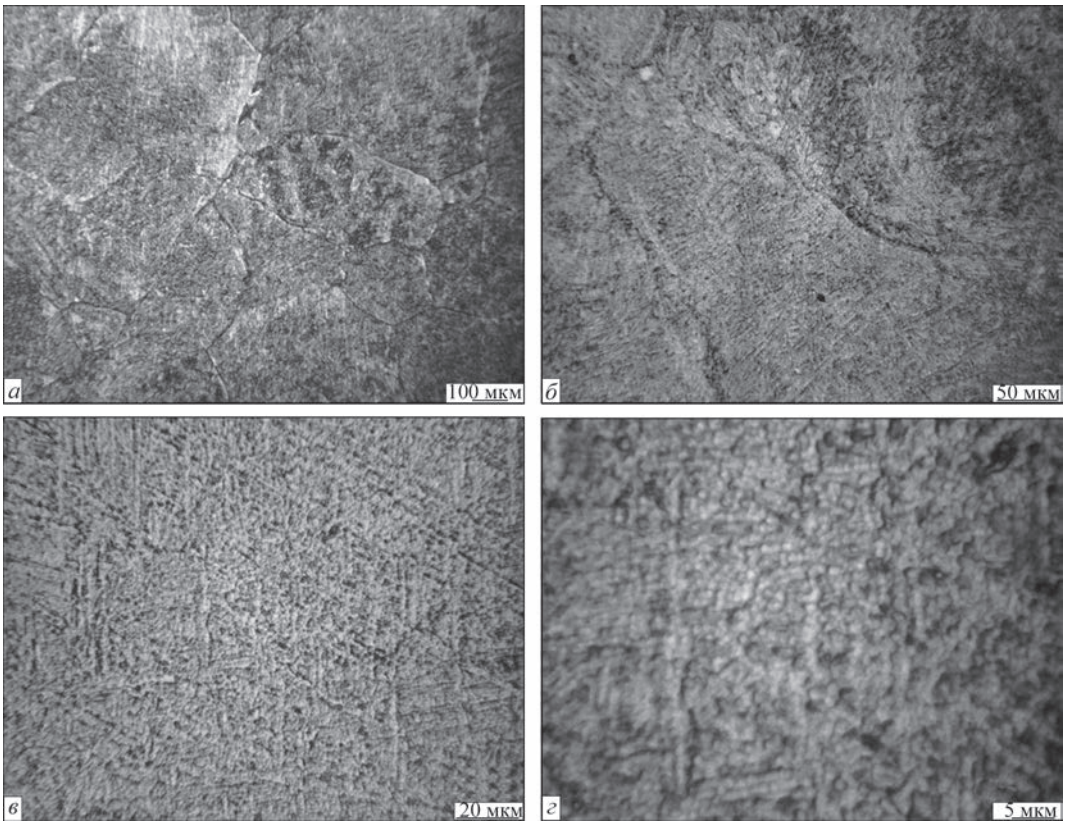


Рис. 7. Мікроструктура металу зони сплавлення зварного з'єднання жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного АДЗ, в стані після відпалу 850 °С

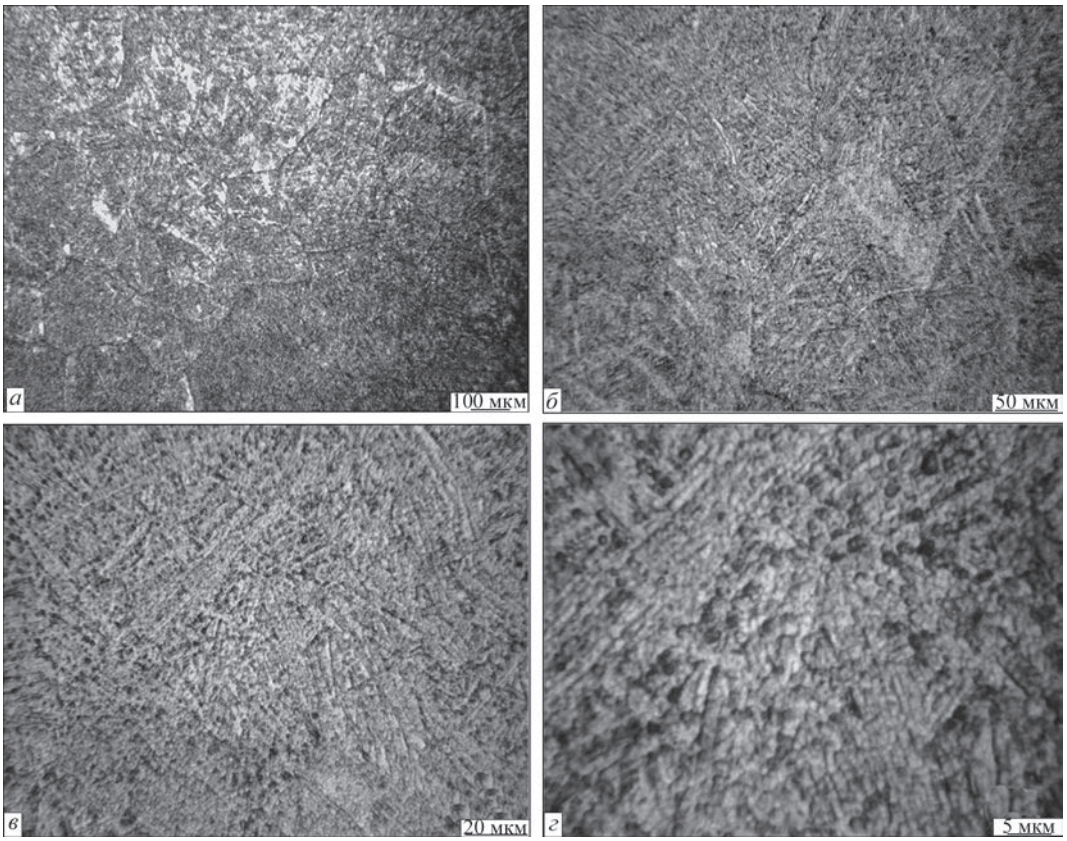


Рис. 8. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного АДЗ, в стані після відпалу 850 °С

Таблиця 3. Механічні властивості зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо-α-сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаних ЕПЗ та АДЗ

Зразок	$\sigma_в$	σ_{02}	δ_5, %	*KCV*, Дж/см²	$K_{рзв}$	$K_{пр}$
	МПа					
Основний метал після відпалу	1028	996	2,7	14	–	–
Зварне з'єднання ЕПЗ	996	901	–	12,3	0,919	0,96
Зварне з'єднання ЕПЗ з ЛТО при 750 °С	1041	1012	–	17,4	1,126	1,01
Зварне з'єднання ЕПЗ, після відпалу	980	899	–	17,9	1,1157	0,953
Зварне з'єднання АДЗ	969	890	11,2	8,9	0,787	0,94
Зварне з'єднання АДЗ після відпалу	995	908	–	9,7	0,829	0,967

Можливий вплив додаткового виділення кристалів β-фази на механічні властивості.

Залежність мікроструктури зони термічного впливу від технологічної схеми АДЗ практично співпадає із закономірностями, які виявлені при аналізі структури металу зони сплавлення. При зниженні питомої потужності при зварюванні за рахунок використання АДЗ по шару флюсу (рис. 8, *а, б*) метал ЗТВ зберігає дрібнодисперсну структуру типу кошикового плетіння, що має позитивно позначитися на механічних властивостях зварного з'єднання.

Зварювання з пониженим рівнем питомої потужності та наступним відпалом при 850 °С (рис. 8, *а*, *б*, *г*) приводить до ще більшого подрібнення структури металу шва за рахунок формування дисперсних виділень β-фази в середині первинних пакетів кристалів α-фази. Оскільки в ЗТВ не формувалась рідка фаза, то ефект декорування границь гілок первинних дендритів відсутній, тому вплив додаткового виділення кристалів β-фази на механічні властивості у даному випадку має позитивно сприяти на механічні властивості сплаву.

Порівнюючи ділянки зварного з'єднання, а саме основного металу, металу шва, металу зони сплавлення та металу ЗТВ слід відмітити схожість мікроструктури металу різних зон зварного з'єднання між собою після впливу пічного відпалу.

Механічні властивості зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо-α-сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si після відпалу. Встановлення механічних властивостей зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо-α-сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаних ЕПЗ, в стані після відпалу, дозволили зробити висновок, що після впливу відпалу значення показників міцності зварних з'єднань дещо зменшились і знаходяться на рівні 980 МПа (табл. 3). Слід відзначити, що показники ударної в'язкості зварних з'єднань також знаходяться на високому рівні — 17,9 Дж/см². Значення показників ударної в'язкості (*KCV*) після відпалу для всіх зварних з'єднань збільшились.

Порівняння коефіцієнтів якості для зварних з'єднань, отриманих ЕПЗ, дозволяє зробити висновок, що застосування ЛТО дозволяє отримати більш високий комплекс механічних характеристик ($K_{рзв}$ = 1,126) порівняно з ЕПЗ без ЛТО, а застосування відпалу дозволило підняти значення механічних характеристик з'єднань ЕПЗ без застосування ЛТО до рівня характеристик з'єднань ЕПЗ з ЛТО.

Порівняння коефіцієнтів якості для зварних з'єднань, отриманих АДЗ, дозволяє зробити висновок, що застосування відпалу дозволило отримати значення міцності з'єднань АДЗ на рівні зварних з'єднань ЕПЗ.

Порівняння коефіцієнтів якості для зварних з'єднань, отриманих ЕПЗ та АДЗ, дозволяє зробити висновок про більш високий комплекс механічних характеристик з'єднань ЕПЗ як після зварювання, так і після відпалу.

Обговорення результатів. Псевдо-α-сплави, до яких відноситься і дослідний експериментальний жароміцний титановий сплав, мають ряд важливих переваг порівняно з жароміцними титановими сплавами інших класів, які особливо важливі для зварних з'єднань. Кількість β-фази в дослідному сплаві така ($K_β$ < 0,2), що він повинен мати всі основні властивості і переваги однофазних α-сплавів, а також мати позитивні якості, що відрізняють сплави цього класу від α-сплавів. Мартенситна α′-фаза, що утворюється при охолодженні з температур вище критичної, за фізико-механічними властивостями близька α-фазі. Кількість β-фази у дослідного сплаву настільки мала, що її евтектоїдний розпад, якщо він і має місце, не може призвести до помітного погіршення фізико-механічних властивостей. Завдяки цьому конструкційні псевдо-α-сплави відрізняються гарною зварюваністю та високою термічною стабільністю, властивою α-сплавам. Введення невеликих кількостей β-стабілізуючих елементів понад їх розчинність у α-титані у зв'язку з гетерогенізацією структури призводить до суттєвого підвищення міцності та жароміцності при

помірних температурах без помітного зниження їх пластичності або навіть до підвищення технологічної пластичності. Псевдо-α-сплави практично не сприймають зміцнювальну термічну обробку, що дуже важливо для зварних з'єднань, так як у ЗТВ, що примикає до зварного шва, практично завжди виникають несприятливі поєднання температур і швидкостей охолодження, що можуть призводити до крихкості, наприклад, двофазний титан. Дослідження жароміцного титанового псевдо-α-сплаву показало, що мікроструктура в різних ділянках зварних з'єднань ідентична і схожа за різних способів і режимів зварювання та термічної обробки. Можна припустити, що фазовий склад металу в різних ділянках зварних з'єднань не матиме різких відмінностей. Більший внесок в структуру з'єднань вносить зміна погонної енергії зварювання. Так, при використанні АДЗ наскрізним проваром формуються огрублені пакети з розміром (по розміру найбільших пластин) в діапазоні 10…30 мкм. При зниженні питомої потужності при використанні АДЗ по шару флюсу спостерігається зменшення розмірів пакетів та підвищення однорідності мікроструктури, що має позитивно позначитися на механічних властивостях зварного з'єднання.

Таким чином, при АДЗ з пониженою погонною потужністю формується дрібнодисперсна структура з високою однорідністю, яка потенційно може мати підвищені механічні характеристики. Застосування вакуумного відпалу до зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо-α-сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, отриманих по технології АДЗ з пониженою погонною потужністю, дозволяє додатково подрібнити структуру, що має позитивний вплив на механічні характеристики. Але тенденція до випадіння виділень β-фази на границях дендритів у зоні металу шва потенційно може полегшити розповсюдження тріщин. При ЕПЗ відпал також призводить до подрібнення структури та перерозподілу кремнію з утворенням монолітних прошарків силіциду між пластинами.

Після впливу відпалу значення показників міцності зварних з'єднань ЕПЗ дещо зменшились, а показники ударної в'язкості (*KCV*) після відпалу для всіх зварних з'єднань збільшились. Слід відзначити, що показники міцності всіх зварних з'єднань перевищують 0,95 від міцності основного металу.

Висновки

1. Показано, що внаслідок впливу відпалу у металі зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо-α-сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаних ЕПЗ, формується більш дисперсна структура з утворенням виділень дисперсних частинок силіцидів у вигляді ланцюжків та монолітних прошарків силіцидів між пластинами довжиною до 7 мкм. Така структура забезпечує значення показників міцності зварних з'єднань на рівні 980 МПа, що становить 95 % від міцності основного металу, а показники ударної в'язкості зварних з'єднань в стані після відпалу знаходяться на високому рівні — 17,9 Дж/см^2.

2. Встановлено, що застосування відпалу після аргонодугового зварювання жароміцного титанового псевдо-α-сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si призводить до подрібнення мікроструктури зварних з'єднань, зменшення розміру дисперсних пакетів (α+β)-Відманштету до 10…30 мкм та до збільшення показників ударної в'язкості (*KCV*).

3. Порівняння коефіцієнтів якості для зварних з'єднань, отриманих ЕПЗ та АДЗ, дозволяє зробити висновок про більш високий комплекс механічних характеристик з'єднань ЕПЗ як після зварювання, так і після відпалу. Застосування відпалу дозволило підняти значення механічних характеристик з'єднань ЕПЗ без застосування ЛТО до рівня характеристик з'єднань ЕПЗ з ЛТО.

Список літератури/References

1. (2003) *Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications*. Ed. by Leyens, M. Peters. Weinheim, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co, KGaA.
2. Ertuan Zhao, Shichen Sun, Yu Zhang (2021) Recent advances in silicon containing high temperature titanium alloys. *J. of Materials Research and Technology*, **14**, 3029–3042. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.11
3. Firstov, S.O., Kulak, L.D., Kuzmenko, M.M., Shevchenko, O.M. (2018) The Ti–Al–Zr–Si alloys for the exploitation at high temperatures. *Materials Sci.*, 54(**6**), 30–35. DOI: http://jnas.nbuv.gov.ua/article/UJRN-0000958917
4. Shichen Sun, Hongze Fang, Yili Li et al. (2023) Formation mechanism and effect on the mechanical properties of TiSi phase for Ti–5Al–5Mo–5Cr–3Nb–2Zr alloyed by silicon. *J. Alloys and Compd.*, 938(**25**), 168510. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.168510
5. Hong Feng, Shuzhi Zhang, Fan Peng et al. (2023) Enhanced mechanical properties of a near-α titanium alloy by tailoring the silicide precipitation behavior through severe plastic deformation. *Materials Sci. and Eng.*, 880(**26**), 145356. DOI: https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145356
6. 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. DOI: https://doi.org/10.1016/0956-716X(90)90593-6
7. Hayat, M.D., Singh, H., He, Z., Cao, P. (2019) Titanium metal matrix composites: An overview. *Composites*, Pt. A, 121418–121438, DOI: https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2019.04.005
8. Akhonin, S.V., Berezos, V.O., Pikulin, O.M. et al. (2022) Producing high-temperature titanium alloys of Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn system by electron beam melting. *Suchasna Elektrometalurgiya*, **2**, 3–9. DOI: http://doi.org/10.37434/sem2022.02.01

9. Akhonin, S.V., Severin, A.Yu., Pikulin, O.M. et al. (2022) Structure and mechanical properties of high-temperature titanium alloy of Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn system after deformation treatment. *Suchasna Elektrometalurgiya*, **4**, 43–48. DOI: http://doi.org/10.37434/sem2022.04.07
10. Longchao Zhuo, Kaile Ji, Jinwen Lu et al. (2023) Microstructure characterization and tensile performance of a high-strength titanium alloy with in-situ precipitates of Ti_5Si_3. *J. Alloys and Compd.*, 968(**15**), 171867. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.171867
11. Akhonin, S.V., Vrzhizhevsky, E.L., Belous, V.Yu., Petrichenko, I.K. (2017) Influence of preheating parameters and local heat treatment on structure and properties of dispersion-strengthened joints of silicon-containing titanium alloys made by electron beam welding. *The Paton Welding J.*, **7**, 43–47. DOI: https://doi.org/10.15407/tpwj2017.07.09
12. Li, Y., Wang, H., Han, K. et al. (2017) Microstructure of Ti–45Al–8.5Nb–0.2W–0.03Y electron beam welding joints. *J. of Materials Proc. Technology*, **250**, 401–409. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.07.004
13. Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Vrzhyzhevskyi, E.L. et al. (2024) Structure and properties of welded joints of heat-resistant titanium alloy of the system Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si produced by EBW. *Suchasna Elektrometalurgiya*, **4**, 29–40. DOI: https://doi.org/10.37434/sem2024.04.05
14. Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2023) Mechanical characteristics of welded joints of high-strength titanium alloys produced by various welding methods. *Suchasna Elektrometalurgiya*, **4**, 44–53. DOI: https://doi.org/10.37434/sem2023.04.06
15. Severyn, A.Yu., Bilous, V.Yu., Radchenko, L.M. et al. (2025) Study of the temperatures of phase transformation of heat-resistant titanium alloy of Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn alloying system. *Suchasna Elektrometalurgiya*, **1**, 40–44. DOI: https://doi.org/10.37434/sem2025.01.07

THE EFFECT OF ANNEALING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF HIGH-TEMPERATURE PSEUDO-α-TITANIUM ALLOY OF Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si ALLOYING SYSTEM

S.V. Akhonin[1], V.Yu. Bilous[1], V.V. Pashynskyi[2], R.V. Selin[1], A.Yu. Severyn[1], E.L. Vrzhyzhevskyi[1]
[1]E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: belousvy@gmail.com
[2]Technical University «Metinvest Polytechnic» LLC. 80 Southern Highway, 69008, Zaporizhzhia, Ukraine

The effect of furnace annealing after electron beam welding (EBW) and gas tungsten arc welding (GTAW) on the properties of welded joints of a pseudo-α-titanium alloy of the Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si system was investigated. A quality criterion was introduced, to compare the properties of welded joints in the as-welded state and after additional heat treatment, It was established that annealing promotes the formation of a finer microstructure of the metal in the welded joints of the high-temperature pseudo-α-titanium alloy of Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si alloying system produced by EBW, resulting in a tensile strength of 980 MPa, which is 95 % of the base metal strength. The impact toughness of the annealed welded joints remained high at 17.9 J/cm^2. Annealing after GTAW also leads to microstructural refinement of the welded joints. A comparative analysis of the «quality coefficients» of EBW and GTAW welded joints demonstrated the superior combination of mechanical properties in EBW joints, both in the as-welded condition and after annealing. Furthermore, annealing enabled an improvement in the mechanical properties of EBW joints to levels comparable to those achieved with additional local heat treatment (LHT), without the need for LHT application. 15 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

Keywords: high-temperature titanium alloy, microstructure, mechanical properties, electron beam welding, gas tungsten arc welding

Отримано 27.03.2024
Отримано у переглянутому вигляді 24.04.2025
Прийнято 09.06.2025

УДК 621.791.927.5 DOI: https://doi.org/10.37434/sem2025.02.07

ВПЛИВ ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ ЗВАРЮВАННЯ НА СТРУКТУРУ І ТВЕРДІСТЬ МЕТАЛУ ДІЛЯНКИ ПЕРЕГРІВУ ЗТВ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СЕРЕДНЬОВУГЛЕЦЕВИХ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ВИСОКОЇ ТВЕРДОСТІ

В.Д. Позняков, О.В. Корєнєв

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

Під час зварювання в зоні термічного впливу зварних з'єднань середньовуглецевих легованих сталей утворюються дві характерні ділянки з загартованим (високотемпературна ділянка) і відпущеним (низькотемпературна ділянка) металом. Оскільки метал високотемпературної ділянки ЗТВ нагрівається вище температури A_{c1} (приблизно 730 °С), то в ньому вихідна структура перетворюється на аустеніт, який при охолодженні розпадається з утворенням інших структур, від феритної до мартенситної. Відповідно з цим змінюються і механічні властивості металу. Утворення тієї чи іншої структури в металі, що охолоджується, залежить від хімічного складу матеріалу та ступеня його переохолодження. В даній роботі наведено дані щодо впливу термічних циклів зварювання на структуру та механічні властивості металу ділянки перегріву ЗТВ зварних з'єднань різних за хімічним складом середньовуглецевих легованих сталей. Бібліогр. 13, табл. 4, рис. 2.

Ключові слова: середньовуглецеві леговані сталі, висока твердість, термічний цикл зварювання, структура металу, механічні властивості, зварні з'єднання

Вступ. При виготовленні металевих конструкцій спеціальних машин та окремих, особливо навантажених вузлів гірничо-збагачувальної техніки у світі широко застосовують термозміцнені середньовуглецеві леговані сталі високої твердості (*HV* — понад 5000 МПа) та міцності ($\sigma_в$ — більше ніж 1400 МПа). Високу твердість і міцність, в поєднанні з необхідними в'язкими властивостями, такі сталі набувають за рахунок легування марганцем, кремнієм, хромом, молібденом, нікелем, мікролегування бором, титаном, алюмінієм, ванадієм тощо, а також внаслідок термічного оброблення, яке полягає в гартуванні сталі та подальшому її низькотемпературному відпуску [1–8].

Більшість виробів, в яких застосовуються сталі високої твердості, є зварними. Окремі деталі та вузли в таких виробах з'єднуються між собою з застосуванням дугових процесів зварювання. Даний процес передбачає нагрів сталевого прокату до температур, які на окремих ділянках ЗТВ перевищують температуру A_{c1} (приблизно 730 °С), а в зоні, що безпосередньо контактує зі швом, досягає 1300 °С (високотемпературні ділянки зони термічного впливу зварних з'єднань).

Слід зазначити, що до високотемпературної ділянки ЗТВ входять ділянки перегріву (температура коливається в межах 1100...1500 °С), нормалізації (температура коливається в межах 930...1100 °С) та частково неповної перекристалізації (температура коливається в межах 720...930 °С). При нагріві в металі цих ділянок первинна структура перетворюється на аустеніт. При охолодженні аустеніт розпадається з утворенням інших структурних складових. Тип структури, яка при цьому утворюється, залежить від хімічного складу сталей та ступеня переохолодження металу. Відповідно до цього змінюються і механічні властивості (твердість, міцність, пластичність, ударна в'язкість) металу з новоутвореними структурами [9–11]. Враховуючи це, мета даної роботи полягає у висвітленні результатів лабораторних досліджень щодо впливу термічних циклів зварювання на структуру і механічні властивості металу ділянки перегріву ЗТВ зварних з'єднань різних за хімічним складом середньовуглецевих легованих сталей.

Методи досліджень. Дослідження виконувалися стосовно середньовуглецевих легованих сталей, граничні вимоги до концентрації легуючих елементів та хімічний склад яких наведено в табл. 1.

Вплив термічних циклів зварювання на структурні перетворення металу ділянки перегріву ЗТВ вивчали з застосуванням модельних зразків, які нагрівали та охолоджували у відповідності до характерних для дугових процесів зварювання термічних циклів.

Запис термічного циклу зварювання проводили з використанням термопари хромель-алюмель діаметром 0,5 мм.

Для імітації термічних циклів зварювання використовували дослідницький комплекс «Gleeble 3800», оснащений швидкодіючим дилатометром, що дозволяло виявляти температурний інтервал в якому починаються та закінчуються структурно-фазові перетворення в металі.

В.Д. Позняков — https://orcid.org/0000-0001-8581-3526, О.В. Корєнєв — https://orcid.org/0009-0007-3533-1247

© В.Д. Позняков, О.В. Корєнєв, 2025

Таблиця 1. Вимоги до хімічного складу сталей, що досліджувалися, та масова частка в них легуючих елементів, мас. %

Маркування сталі		C	Si	Mn	Cr	Ni
1	Вимоги	0,29...0,36	1,2...1,5	0,60...1,00	1,50...2,00	2,00...2,40
	Факт	0,32	1,2	0,70	1,80	2,20
2	Вимоги	≤0,32	≤0,4	≤1,20	≤1,00	≤1,80
	Факт	0,23	0,25	0,84	0,50	0,97

Закінчення табл. 1

Маркування сталі		Mo	B	V	Ti	S	P
1	Вимоги	0,45...0,55	–	0,18...0,25	0,005...0,025	≤0,003	≤0,012
	Факт	0,50	–	0,20	0,024	0,008	0,011
2	Вимоги	≤0,70	≤0,005	–	–	≤0,010	≤0,015
	Факт	0,33	0,002	–	–	0,004	0,013

Досліджували жорстко закріплені зразки, що безперервно нагрівали та охолоджували подібно до термічних циклів, які є характерними для дугових процесів зварювання. Нагрівали зразки струмом, який проходить через зразок зі швидкістю 210 °С/с (час нагріву 6 с) до температури 1250 °С. Інтенсивність охолодження зразків регулювали таким чином, щоб в діапазоні температур 600…500 °С швидкість охолодження ($W_{6/5}$) змінювалася в межах від 2,5 до 30,0 °С/с. Більш детально зазначена методика та вимоги для модельних зразків висвітлені в роботі [12]. Остаточна ідентифікація кінцевої структури, що утворилася внаслідок дії на метал термічного циклу, виявлялася на підставі металографічних досліджень. Співвідношення фаз, які утворилися в результаті перетворень, встановлювали методом відрізків.

Металографічні дослідження виконували за допомогою мікроскопу «Neophot-32», мікротвердість окремих структурних складових і інтегральну твердість металу вимірювали на твердомірі М-400 фірми «LECO» при навантаженнях відповідно 100 г ($HV_{0,1}$) та 10 кг (HV_{10}). Зразки для досліджень підготовлювали за стандартним методом при застосуванні алмазних паст різної дисперсності, виявлення мікроструктури виконували методом хімічного травлення у 4%-ому спиртовому розчині азотної кислоти.

Мікровердість (HV), міцність ($\sigma_{0,2}$ і $\sigma_в$), пластичність (δ_5) та ударну в'язкість (KCU_{20}) металу ЗТВ оцінювали за результатами випробувань стандартних зразків, виготовлених із модельних, що нагрівали струмом, який проходить через зразок. Зразки безперервно нагрівали та охолоджували у відповідності до термічних циклів дугових процесів зварювання. Нагрів модельних зразків розмірами 12×12×120 мм, з яких виготовляли стандартні зразки для випробувань на розтяг та ударну в'язкість, виконували на устаткуванні МРС-75. Швидкість охолодження зразків регулювали за рахунок їх обдуву повітрям з різною інтенсивністю.

Результати досліджень та їх обговорення. Металографічними дослідженнями встановлено, що структура основного металу сталі 1 ідентифікована як мартенсит, який має мікротвердість $HV_{0,1}$ = 4680...5020 МПа (рис. 1, *а*).

Перетворення переохолодженого аустеніту в металі на ділянці перегріву ЗТВ сталі марки 1, незалежно від швидкості його охолодження, відбувається виключно в мартенситній області. Швидкість охолодження металу впливає на параметри структури. Із збільшенням швидкості охолодження вона стає більш дрібною. Про це свідчить той факт, що розміри пакетів мартенситу в металі на ділянці перегріву ЗТВ зменшуються приблизно від 40 мкм при $W_{6/5}$ = 2,5 °С/с до 12 мкм при $W_{6/5}$ = 30 °С/с. Впливає швидкість охолодження металу на ділянці перегріву ЗТВ й на його мікротвердість (табл. 2). Так, при $W_{6/5}$ = 2,5 °С/с вона знаходиться в межах 4510...4600 МПа, а при $W_{6/5}$ = 30 °С/с становить приблизно 5510 МПа.

Структура основного металу сталі 2 представляє собою суміш бейніту та мартенситу з яскраво вираженою текстурою прокату (рис. 2, *а*). Твердість основного металу становить $HV_{0,1}$ = 4770 МПа.

Дослідженнями структури металу зразків сталі 2, які безперервно нагрівали та охолоджували по термічним циклам зварювання, встановлено наступне. При швидкості охолодження $W_{6/5}$ = 1 °С/с структура імітованого металу ЗТВ є бейнітно-мартенситною (Б–М) з мікротвердістю $HV_{0,1}$ = 3210…3860 МПа (бейнітної складової) та $HV_{0,1}$ приблизно 4730 МПа (мартенситної складової) (рис. 2, *б*). Розмір пакетів мартенситу ($D_п$) знаходиться в межах 120…240 мкм.

При більш високих швидкостях охолодження ($W_{6/5}$ > 3 °С/с) в металі на ділянці перегріву ЗТВ сталі 2 формується виключно мартенситна структура (рис. 2, *в*, *г*). Її мікротвердість по мірі

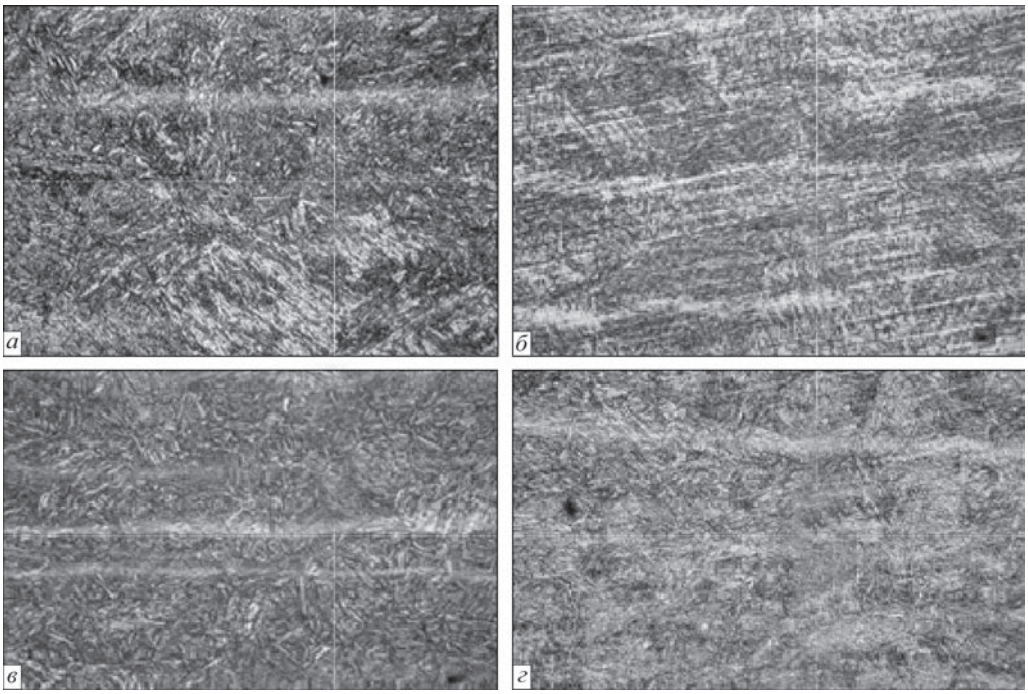


Рис. 1. Структура основного металу (*а*) та металу на ділянці перегріву ЗТВ (*б*, *в*, *г*) сталі 1: *б* — 2,5; *в* — 10,0; *г* — 30 °С/с

Таблиця 2. Мікротвердість основного металу та металу на ділянці перегріву ЗТВ сталі 1

$W_{6/5}$ °С/с	Основний метал	2,5	5,0	10,0	15,0	30,0
Структура	М	М	М	М	М	М
$HV_{0,1}$, МПа	4680...5020	4200…4950	5100…5150	5050…5350	5150… 5350	5150…5350

збільшення інтенсивності охолодження металу зростає від 5090 до 5490 МПа. При цьому також спостерігається подрібнення пакетів мартенситу. По мірі збільшення інтенсивності охолодження їх розміри зменшуються від $D_п$ = 100…150 мкм при $W_{6/5}$ = 3 °С/с до $D_п$ = 50…70 мкм при $W_{6/5}$ = 20 °С/с. Характерні для металу досліджених сталей та умов охолодження зразків значення мікротвердості наведено в табл. 3.

Результати досліджень щодо впливу швидкості охолодження ділянки перегріву ЗТВ на механічні властивості металу наведено в табл. 4. Вони свідчать, що незважаючи на те, що досліджені сталі містять у своєму складі різну кількість легуючих елементів, у сталі 1 їх концентрація вища, за рахунок термічного оброблення вони набувають майже однакової твердості, приблизно *HV* 4850…4860 МПа. Незважаючи на це, міцність та пластичність цих сталей дещо різниться. Вищі дані показники у сталі 1. Стосовно ударної в'язкості сталей можна зазначити, що сталь *2* буде мати кращу здатність опиратися динамічним навантаженням.

Як зазначалося вище, структурні зміни, що відбуваються в металі під впливом термічних циклів зварювання, викликають й певні зміни механічних властивостей металу перегріву ЗТВ зварних з'єднань сталей, що досліджувалися.

Щодо показників міцності металу, то, незважаючи на відмінності в абсолютних величинах показників $\sigma_{0,2}$ і $\sigma_в$, вищі вони у сталі 1, для обох сталей спостерігається однакова тенденція щодо впливу на ці показники умов охолодження металу. При швидкості охолодження $W_{6/5} \le 5,0$ °С/с міцність металу ЗТВ по відношенню до основного металу, зменшується на 15…20 %. В діапазоні швидкостей охолодження $10,0 \le W_{6/5} \le 15,0$ °С/с ця різниця стає значно меншою та при $W_{6/5} \ge 20,0$ °С/с досягає показників міцності основного металу.

Незважаючи на те, що міцність металу ЗТВ сталей, що досліджували, у сталі 2 менше, її пластичні

Таблиця 3. Мікротвердість основного металу і металу на ділянці перегріву ЗТВ сталі 2

$W_{6/5}$, °С/с	Основний метал	1	3	5	10	20
Структура	М	Б+М	М	М	М	М
$HV_{0,1}$, МПа	4700…4900	2950..3850 (Б) 4150..4550 (М)	4200… 4950	5100… 5150	5150… 5350	5150… 5350

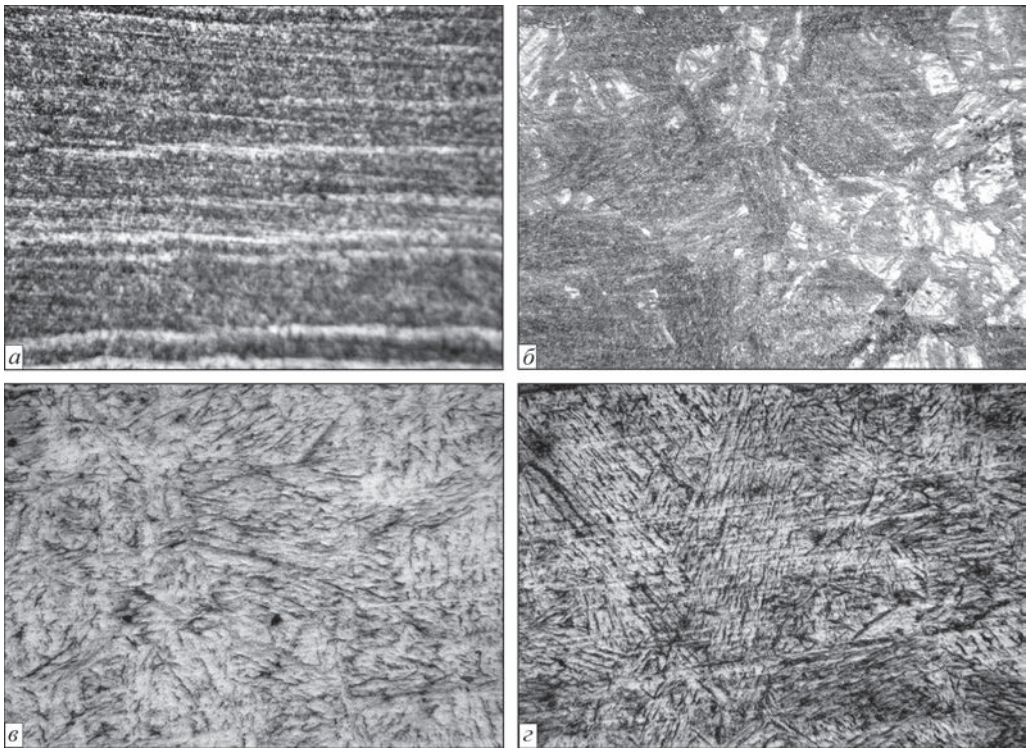


Рис. 2. Структура основного металу (*а*) та металу на ділянці перегріву ЗТВ сталі 1, що охолоджувався зі швидкостями: *б* — 1,0; *в* — 10,0; *г* — 30 °С/с

Таблиця 4. Механічні властивості металу ділянки перегріву ЗТВ середньовуглецевих легованих сталей, що досліджували

Маркування сталі	$W_{6/5}$, °С/с	*HV*	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ_5	φ	*KCU*, Дж/см^2
		МПа			%		
1	0	5400	1460	1780	11,1	58,6	80,0
	5	4370	1262	1490	12,7	55,0	62,1
	10	4920	1395	1615	12,1	53,6	58,0
	15	5200	1445	1705	11,2	48,3	54,6
	20	5500	1502	1805	10,6	47,3	48,7
	30	5710	1607	1896	10,4	46,8	44,3
2	0	5100	1432	1670	7,6	55,0	127,0
	5	4200	1158	1327	8,5	45,0	72,0
	10	4930	1409	1637	7,2	28,8	56,0
	20	5150	1435	1692	7,0	25,9	52,0

властивості (δ_5), незалежно від швидкості охолодження металу, гірші ніж сталі 1. Ймовірно це пов'язано з різними умовами термічного оброблення сталей. Враховуючи те, що концентрація легуючих елементів в сталі 2 менша ніж у сталі 1, вірогідно, для забезпечення такої сталі високої твердості режими її термічного оброблення були більш жорсткими.

Що стосується показників ударної в'язкості сталі, у вихідному стані вона суттєво, майже в 1,5 рази, вища ніж легованої сталі 2. Але в результаті високотемпературного нагріву по термічному циклу зварювання значення *KCU* металу на ділянці перегріву ЗТВ майже вирівнюються та мають тенденцію до монотонного зниження по мірі підвищення інтенсивності охолодження металу.

Висновки

Результати досліджень щодо впливу термічних циклів зварювання на механічні властивості металу ділянки перегріву ЗТВ зварних з'єднань різних за хімічним складом середньовуглецевих легованих сталей високої твердості (*HB* 500) показали наступне.

1. Внаслідок термічного оброблення середньовуглецевих легованих сталей високої твердості (*HB* 500) по характерному для дугових процесів зварювання режимах, в металі на ділянці перегріву ЗТВ формується мартенситна структура, дисперсність якої збільшується по мірі зростання швидкості охолодження металу.

2. Висока твердість металу, яку він набуває за рахунок термічного оброблення сталі в процесі виготовлення прокату, може зменшуватися в результаті його нагріву по характерним для дугового зварювання термічним циклам. Найбільш суттєво це проявляється для металу, що охолоджувався з швидкостями $W_{6/5} \leq 5{,}0$ °С/с. Чим менша концентрація легуючих та мікролегуючих елементів в сталі, тим нижчі показники твердості металу.

3. При швидкості охолодження $W_{6/5} \leq 5{,}0$ °С/с міцність металу ЗТВ по відношенню до основного металу зменшується на 15…20 %. В діапазоні швидкостей охолодження $10{,}0 \leq W_{6/5} \leq 15{,}0$ °С/с ця різниця стає значно меншою та при $W_{6/5} \geq 20{,}0$ °С/с досягає показників міцності основного металу.

4. Ударна в'язкість менш легованої сталі майже в 1,5 рази вища ніж у сталі, яка містить більш високу концентрацію легуючих та мікролегуючих елементів. Але в результаті високотемпературного нагріву по термічному циклу зварювання значення *KCU* металу на ділянці перегріву ЗТВ майже вирівнюються та мають тенденцію до монотонного зниження по мірі підвищення інтенсивності охолодження металу.

Список літератури/References

1. Tekin, Özdemir (2020) Mechanical & microstructural analysis of armor steel welded joints. *Inter. J. of Engineering Research and Development UMAGD*, 12(**1**), 166–175.
2. Łukasz Konat ID, Beata Białobrzeska, Białek P. (2017) *Effect of welding process on microstructural and mechanical characteristics of Hardox 600 steel*. DOI: http://dx.doi.org/10.3390/met7090349
3. Gaivoronskyi, O.A., Poznyakov, V.D., Zavdoveyev, A.V. et al. (2023) Prevention of cold cracking in armour steel welding. *The Paton Welding J.*, **5**, 3–10. DOI: https://doi.org/10.37434/tpwj2023.05.01
4. Oskwarek, M. (2006) Structural features and susceptibility to cracking of welded joints of Hardox 400 and Hardox 500 steels. In: *Proc. of the IV Students' Sci. Conf. on Human-Civilisation-Future, Wroclaw, Poland, 22–24 May 2006*, Vol. 2, 115–120.
5. Cabrilo, A., Geric, K. (2016) Weldability of high hardness armor steel. *Advanced Materials Research*, **1138**, 79–84.
6. Kuzmikova, L. (2013) An investigation of the weldability of high hardness armor steel. *Wollongong Australia*, 17–234.
7. Shchudro, A., Laukhin, D., Pozniakov, V. (2020) Analysis of the effects of welding conditions on the formation of the structure of welded joints of low-carbon low-alloy steels. *Key Eng. Materials. Switzerland*, **844**, 146–154. DOI: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ KEM.844.146
8. Maksimov, S.Yu., Prilipko, O.O., Berdnikova, O.M. et al. (2021) Controlling the parameters of the metal crystal lattice of the welded joints made underwater, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol*., 43(**5**), 713–723 [in Ukrainian]. DOI: https://doi.org/10.15407/mfint.43.05.0713
9. Pozniakov, V.D., Gaivoronskyi, A.A., Kostin, V.A. (2017) Features of austenite transformation and mechanical properties of the metal in the zone of thermal influence of 71 grade steel joints during arc welding. *Mehanika ta Mashynobuduvanya*, **1**, 254–260.
10. Zavdoveev, A., Poznyakov, V., Baudin, T. et al. (2021) Effect of nutritional values on the processing properties and microstructure of HSLA rod processed by different technologies. *Materials Today Communications*, **28**, 102598.
11. Özdemir, T. (2020) Mechanical & Microstructural analysis of armor steel welded joints. *Inter. J. of Eng. Research and Development*, 12(**1**), 166–175.
12. Grigorenko, G.M., Kostin, V.A. Orlovsky, V.Yu. (2008) Current capabilities of simulation of austenite transformation in low-alloyed steel welds. *The Paton Welding J.*, **3**, 31–34.

INFLUENCE OF THERMAL WELDING CYCLES ON THE STRUCTURE AND HARDNESS OF METAL IN THE HAZ OVERHEATING SECTION IN WELDED JOINTS ON HIGH HARDNESS MEDIUM-CARBON ALLOY STEELS

V.D. Poznyakov, O.V. Korenev

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

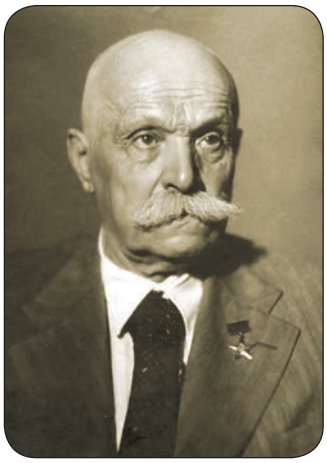
11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: pozniakovvd@ukr.net

During welding, two characteristic areas with hardened (high-temperature section) and tempered (low-temperature section) metal are formed in the heat-affected zone of welded joints of medium-carbon alloy steels. Since the metal of the high-temperature area of the HAZ is heated above A_{c1} temperature (approximately 730 °C), the initial structure in it is transformed into austenite, which upon cooling decomposes with the formation of other structures, from ferritic to martensitic. Accordingly, the mechanical properties of the metal also change. The formation of a particular structure in the cooled metal depends on the chemical composition of the material and the degree of its overcooling. This paper presents data on the influence of thermal welding cycles on the structure and mechanical properties of the metal of the HAZ overheating section in welded joints of medium-carbon alloy steels of different chemical composition. 13 Ref., 4 Tabl., 2 Fig.

Keywords: medium-carbon alloy steels, high hardness, thermal welding cycle, metal structure, mechanical properties, welded joints

Отримано 05.05.2025
Отримано у переглянутому вигляді 08.05.2025
Прийнято 05.06.2025

ДО 155 РІЧЧЯ ВІД ДНЯ НАРОДЖЕННЯ Є.О. ПАТОНА



Євген Оскарович Патон народився 4 березня 1870 р. у родині консула російської імперії в м. Ніцці, Франція. Вищу освіту здобув у 1894 р. у Королівській Саксонській технічній вищій школі у м. Дрездені, Німеччина. Йому пропонували викладати на кафедрі статики споруд і мостів, до того ж він вже почав працювати в проєктному бюро будівництва нового Дрезденського вокзалу, але він не погодився.

Закінчивши у 1896 р. Петербурзький інститут інженерів шляхів сполучення, Є.О. Патон почав викладацьку діяльність в інституті та одночасно працювати в технічному відділі казенних залізниць, де проєктує мости і перекриття. З весни 1889 р. Є.О. Патон працює в Московському інженерному училищі шляхів сполучення, в 1901 р. захищає дисертацію і призначається професором кафедри мостів.

У 1905 р. Є.О. Патон почав працювати у Київському політехнічному інституті, де очолив кафедру мостів, був вибраний деканом інженерно-будівельного факультету. Він удосконалює навчальні програми, створює лабораторії, інженерний музей, продовжує наукову роботу, видає посібники та підручники. У 1914 р. Є.О. Патон організував мостову секцію при військово-промисловому комітеті Південно-Західного фронту, проєктував та організовував виготовлення мостів, поворотно-підйомних естакад, льодорізів та інших конструкцій. Для переправ через р. Дніпро розробив проєкти 7-ми великих стратегічних розбірних мостів. Близько 35 років наукової, інженерної та педагогічної діяльності Є.О. Патон присвятив мостобудуванню, опублікував понад 160 наукових праць, створив проєкти 35 мостів, перекриттів і переходів. Вже з 1920 р. Є.О. Патон разом зі своїми учнями бере активну участь у відновленні зруйнованих мостів. Одночасно в 1921–1931 рр. він начальник Київської мостовипробувної станції.

Розбірний міст системи Є.О. Патона (1914 р.)

У 1929 р. Є.О. Патон вибраний академіком Всеукраїнської академії наук (зараз НАНУ). Він організує в системі академії Електрозварювальну лабораторію та Електрозварювальний комітет — громадські організації із взаємодії учених та інженерно-технічних працівників, зацікавлених у розвитку зварювального виробництва. Є.О. Патона обрано головою комітету.

У 1929–1933 рр. Є.О. Патоном з невеликою групою співробітників виконано дослідження експлуатаційних характеристик зварних конструкцій, проведено порівняльні випробування низки натуральних клепаних і зварних виробів. Результати викладено у 1933 р. в першому вітчизняному посібнику з проєктування зварних конструкцій, який передруковували у закордонних виданнях.

Арочний міст над алеєю Магдебурзького права у м. Києві, побудований у 1910

У 1932 р. учений вперше у світі розробив і запропонував комплексну програму розвитку зварювання, яка була підтримана урядом.

У 1934 р. уряд УРСР видав постанову про створення Інституту електрозварювання (ІЕЗ). Директором було затверджено Є.О. Патона. Відповідно до основних напрямків та комплексного характеру діяльності, директор організував в інституті відділи: науково-дослідний, конструкторський, зварювального обладнання, зварних конструкцій, дослідно-виробничу базу (майстерні з виготовлення приладів та апаратів). ІЕЗ став зразком наукової установи, спроможної створювати інноваційні технології від ідеї і фундаментальних досліджень до широкого впровадження у промисловість.

З ініціативи вченого, що приділяв величезну увагу підготовці кадрів, в 1935 р. у Київському індустріальному інституті (нині КПІ) було організовано відділення з підготовки інженерів-зварників (згодом зварювальні факультет і кафедра), якими він керував до 1939 р.

Результати дослідження процесів у зварювальній ванні та інші роботи стали основою нового наукового напрямку — металургії зварювальних процесів. Видатним досягненням є створення автоматичного зварювання під флюсом. До початку 1939 р. під керівництвом Є.О. Патона було створено устаткування, матеріали та розроблено технологію швидкісного автоматичного зварювання, що забезпечували високу якість шва при зварюванні конструкційних сталей.

20 грудня 1940 р. керівництво СРСР прийняло постанову про впровадження швидкісного автоматичного зварювання під флюсом у промисловість. Є.О. Патона призначили членом Ради з машинобудування при Раднаркомі СРСР і доручили контроль виконання цієї постанови. Одночасно на нього покладали обов'язки керівника відділу електрозварювання ЦНДІ технології машинобудування (м. Москва) зі збереженням керівництва ІЕЗ. За півроку співробітники ІЕЗ встигли впровадити інноваційну технологію на 20-ти великих підприємствах, що значно підвищило продуктивність виробництва. У 1940 р. Є.О. Патон написав монографію «Швидкісне автоматичне зварювання під шаром флюсу».

У серпні 1941 р. ІЕЗ було евакуйовано у м. Нижній Тагіл, де у 1942 р. під керівництвом Є.О. Патона вперше у світі було створено автоматичне зварювання комплексно-легованих броньових сталей, що в десять разів пришвидшило виготовлення корпусів танків. У найкоротший термін під керівництвом Є.О. Патона організовано потокове виробництво танків всіх типів, авіабомб, реактивних снарядів, а також багатьох інших видів озброєння та боєприпасів. У 1943 р. Є.О. Патону, першому з українських учених, присвоєно звання Героя Соціалістичної Праці.

У 1944 р. ІЕЗ повернувся в м. Київ і Є.О. Патон долучився до вирішення проблем відновлення й розвитку народного господарства країни. Конверсія високоефективної військової технології — автоматичного зварювання під флюсом — для цивільного застосування стала основним завданням інституту. До кінця 1944 р. автоматичне зварювання під флюсом було впроваджено на 12-ти великих підприємствах України. У 1947 р. Є.О. Патону доручено науковий та організаційний супровід усіх зварювальних робіт у СРСР. У 1947–1948 рр. на 111-ти заводах країни було запроваджено 670 зварювальних автоматів; в ІЕЗ було організовано підготовку робочих, написані інструкції, створено спеціальний вагон з навчальним і демонстраційним обладнанням.

Є.О. Патон розгорнув фундаментальні дослідження, що стали теоретичною основою науки про зварювання, вдосконалив основи проєктування нової зварювальної техніки, систем керування зварювальними процесами, устаткування для виробництва металевих конструкцій та вирішення інших конструкторських проблем.

Одна з ідей Є.О. Патона полягала в розділенні конструкцій на вузли та зварювання спеціалізованими автоматами на окремих позиціях конвеєрних ліній, у принципово новому підході до проєктування та виготовлення машин, резервуарів, труб, промислових споруд. Шляхом удосконалення в ІЕЗ вирішувалися завдання технологічності зварних виробів, зниження маси, зменшення кількості сполучних деталей.

Під його керівництвом створюються інноваційні індустріальні методи виробництва труб, зварювання магістральних трубопроводів, негабаритних резервуарів, доменних комплексів, вагонів, суден тощо, в першу чергу на заводах Придніпров'я та Донбасу. У 1946–1948 рр. на Маріупольському заводі ім. Ілліча було введено у дію лінію виробництва залізничних цистерн.

При активній участі Є.О. Патона вперше у світі були створені: спосіб напівавтоматичного зварювання під флюсом з механізованою подачею електродного дроту через гнучкий шланг до тримача з соплом і бункером, що переміщується вручну; зварювальний пістолет для стельових конструкцій; спеціалізовані установки для зварювання котельного обладнання, будівельних промислових металоконструкцій та ін. Вперше у світі було доведено можливість зміни форми зварних конструкцій і розроблено принципово новий спосіб спорудження великогабаритних листових конструкцій шляхом згортання цільнозварних полотнищ. З 1948 р. цим методом почали будувати резервуари.

Вперше у світі в ІЕЗ були розроблені технології поєднаного складання та зварювання, відповідні верстати-автомати та потокові лінії, раціональні зварні конструкції гірничо-шахтного та енергетичного обладнання, металургійних печей, мостів.

Ряд зварювальних апаратів, механізмів і пристроїв, таких як: вальцезварювальний верстат для шахтних вагонеток, апарати для електрошлакового зварювання, прохідний стан для автоматичного зварювання труб великого діаметра не мали аналогів за кордоном. Для зварювання під флюсом при виконанні монтажно-будівельних робіт вперше в світі було створено технології і відповідне устаткування для автоматичного зварювання вертикальних і стельових швів. Перша в Європі суцільнозварна доменна піч об'ємом 1033 м^3 була зведена в 1948 р. у м. Запоріжжі із застосуванням цієї технології.

З метою підвищення швидкості зварювання були розроблені технології автоматичного зварювання під флюсом електродом, нахиленим вздовж осі шва кутом уперед, розщепленими електродами та ін. У 1946–1947 рр. в ІЕЗ створено технологію зварювання зі швидкістю 160…200 м/год двома дугами, що окремо горять, і зварювальна апаратура для здійснення цього процесу. У 1949 р. перший вітчизняний безперервний трубоелектрозварювальний стан, зварювальна апаратура та джерела живлення введені в дію на Харцизькому трубному заводі. Вперше складання і зварювання виконували в одному агрегаті при стаціонарно встановленій зварювальній головці та рухомій заготовці. У 1949–1953 рр. були досліджені процеси та встановлено характер протікання струму через шлакову ванну, плавлення електродного металу та теплообміну між шлаком і виробом, що зварюється. Вперше у світі створено спосіб електрошлакового зварювання, що дозволяє з'єднувати за один прохід товстостінні металоконструкції.

У 1949–1950 рр. були досліджені закономірності протікання електричних і металургійних процесів при дуговому зварюванні сталей в активних газах. Встановлено можливість підвищення якості металу шляхом додаткового введення розкислювачів, уперше в світі створено технологію зварювання у вуглекислому газі. У 1952 р. були досліджені процеси та встановлені закономірності взаємодії хлору та фтору з компонентами дугової плазми та металу ванни при зварюванні алюмінію та його сплавів. Уперше в світі розроблено хімічні склади галоїдних флюсів та технологію дугового зварювання.

До середини 1950-х років в Україні було відновлено гірничо-металургійну та паливно-енергетичну промисловість. Розроблено механізований спосіб зварювання кільцевих швів магістральних трубопроводів, які почали застосовувати на будівництві трубопроводу Дашава – Київ – Брянськ – Москва.

У 1952 р. вперше у світі проведено дослідження та встановлено принципову можливість використання зварювальних джерел нагріву для отримання металу особливої чистоти в електрошлаковому процесі, отримано зливок електрошлакового переплаву та створено спеціальну установку для переплаву.

За участі Є.О. Патона та під його керівництвом видаються капітальні праці з різних аспектів зварювальної науки й техніки. У 1948 р. він організував і був головним редактором журналу «Автоматичне зварювання».

Фундаментальні дослідження стали основою розвитку нових наукових напрямків, проривних інноваційних технологій у багатьох галузях виробництва. Уперше в світі було винайдено електрошлакове зварювання та закладені основи спеціальної електрометалургії високоякісних металів.

Зварювання балки мостового перекриття, м. Дніпропетровськ (1952 р.)

У 1947–1952 рр. встановлено закономірності легування металу шва через порошковий дріт. Розроблено склади дротів і техніка дугового наплавлення зносостійких поверхонь виробів, що працюють при високих температурах та ударних навантаженнях.

У 1946–1951 рр. під керівництвом Є.О. Патона створено спеціальну марку низьковуглецевої сталі МСт3 для зварних мостів, що була малочутливою до термодеформаційного циклу зварювання; нову конструктивну форму мосту; вдосконалено апаратуру для автоматичного і механізованого зварювання конструкцій; розроблено технологію заводського і монтажного зварювання. Зразком універсального застосування автоматичного зварювання під флюсом є спорудження першого у світі суцільнозварного автодорожнього мосту через р. Дніпро у м. Києві завдовжки 1543 метри. Найбільший в Європі міст через р. Дніпро у м. Києві було відкрито 5 листопада 1953 р. Євген Оскарович не дожив до його відкриття менше трьох місяців, він помер 12 серпня 1953 р.

Меморіальна дошка Американського зварювального товариства

Американське зварювальне товариство (AWS) у 1995 році визнало міст імені Євгена Патона видатною зварною конструкцією XX століття.

У 2000 році Міжнародний інститут зварювання (IIW) заснував міжнародну премію імені Євгена Патона для фахівців, які зробили значний внесок у науку і техніку завдяки своїй життєвій відданості прикладним дослідженням і розробкам в області передових технологій, матеріалів і обладнання для зварювання та суміжних процесів.

Медаль до премії імені Євгена Патона

ЛАУРЕАТИ ПРЕМІЇ ІМЕНІ ЄВГЕНА ПАТОНА

- 2000 Dr. Stephen Maddox (United Kingdom);
- 2002 Eur. Ing. Wayne Thomas (United Kingdom);
- 2003 Prof. William Lucas (United Kingdom);
- 2004 Dr. Nobutaka Yurioka (Japan);
- 2005 Prof. John Norrish (Australia);
- 2006 Dr. Alan Sanderson (United Kingdom);
- 2007 Dr. Pingsha Dong (USA);
- 2009 Prof. Shang Yang Lin (China);
- 2010 Dr. Carl D. Lundin (USA);
- 2011 Prof. Wolfgang Fricke (Germany);
- 2012 Dr. Michael Szczesny (USA);
- 2013 Dr. Adolf F. Hobbacher (Germany);
- 2017 Prof. Yoshinori Hirata (Japan);
- 2018 Univ.-Prof. Dr.-Ing. Uwe Reisgen (Germany);
- 2019 Prof. David Olson (USA);
- 2021 Prof. Michael Ghede (Germany);
- 2023 Dr. Murali Tumuluru (USA);
- 2024 Prof. Suck-Joo Na (Korea Repyblic).

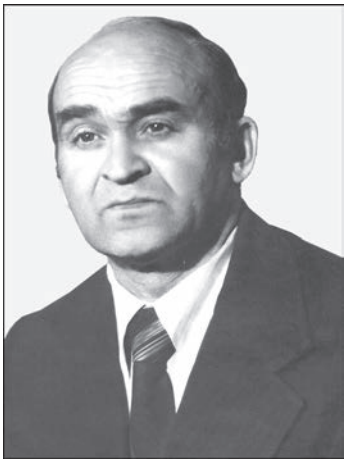
Є.О. Патон створив відому в усьому світі патонівську науково-інженерну школу, яка стала символом ефективної реалізації фундаментальних наукових розробок і ще зробить багато корисного для розвитку науки і техніки в Україні.

Д.і.н. Олександр Корнієнко

Міст ім. Є.О. Патона сьогодні

НАШИ ВІТАННЯ!

О.Г. БОГАЧЕНКУ — 85!



Редколегія та редакція журналу «Сучасна електрометалургія» щиро вітають Олексія Георгійовича Богаченка з нагоди урочистої дати — 85 річчя від дня народження!

О.Г. Богаченко народився в Казахстані в селищі Джеломбет 21 квітня 1940 р.

У 1963 р. закінчив Київський інститут інженерів цивільної авіації та отримав диплом інженера-механіка з технічної експлуатації літаків та двигунів і пропрацював 2 роки на кафедрі аеродинаміки цього інституту.

У 1965 р. Олексій Георгійович прийняв неочікуване і, як виявилось, доленосне рішення перейти на роботу до Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона у відділ фізико-металургійних проблем електрошлакових технологій. Працював на різних інженерних посадах, був завідувачем галузевого відділу АН УРСР та Мінсудпрому СРСР. У 1987 р. за рекомендацією академіка Бориса Ізраїльовича Медовара був призначений на посаду керівника відділу № 9, яким успішно керував протягом 9 років.

І вже вкотре Олексій Георгійович, як справжній патонівець, різко змінив свій трудовий шлях і перейшов у відділ матеріалів для зварювання та електрометалургії ІЕЗ ім. Є.О. Патона, де працює зараз на посаді головного наукового співробітника і займається розробкою нових економнолегованих сталей для виробництва ефективного литого бурового інструменту, а також керує перспективним напрямком електрометалургії зі створення композитних графітових електродів для промислових електродугових сталеплавильних печей.

У 1971 р. захистив кандидатську дисертацію, а у 1984 р. — докторську, є автором понад 400 наукових праць, серед яких монографії, авторські свідоцтва та патенти на винаходи в галузі електрошлакових технологій і спецелектрометалургії. Підготував чотири кандидати технічних наук.

О.Г. Богаченка завжди відрізняли самовіддана праця та високий професіоналізм при вирішенні складних науково-технічних проблем. Він гідно представляв ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України та нашу країну за кордоном (у Швеції, Франції, Японії, США та ін.) при запусках різного обладнання, на міжнародних симпозіумах, конференціях та у ділових поїздках. Багато виконаних Олексієм Георгійовичем наукових розробок широко застосовується у промисловості, сприяє становленню військово-промислового потенціалу країни і отримали високу державну оцінку.

О.Г. Богаченко є кавалером ордена Трудового Червоного Прапора (1987), лауреатом державних премій УРСР (1977), СРСР (1984), премії Ради Міністрів СРСР (1987) та премії ім. О.Ф. Трегубенко (2010). В 2015 році йому було присвоєно звання професора, а в 2019 році — почесне звання заслуженого діяча науки і техніки України.

Олексію Георгійовичу, ми бажаємо Вам міцного здоров'я, творчого довголіття, невичерпної енергії і виконання всіх Ваших задумів!

Редакція журналу «Сучасна електрометалургія»

СИСТЕМА МЕТАЛЕВОГО 3D ДРУКУ

з пристроєм для безперервної подачі прутків Rod Feeder

xBeamLab-1M

Пристрій дає можливість використовувати рівні металеві прутки діаметром до 6 мм в якості витратного матеріалу для 3D друку, що забезпечує:

- розширення номенклатури матеріалів для 3D друку;
- можливість отримання 3D друком шаруватих композицій;
- зниження собівартості виробів.

www.xbeam3d.com