

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені Інституту електрозварювання
ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ:

С.В. Ахонін (головний редактор),

В.М. Коржик, Ю.В. Костецький,

А.І. Устїнов, В.О. Шаповалов;

М.І. Гречанюк, Інститут проблем

матеріалознавства НАНУ, м. Київ;

Ю.Г. Квасницька, ФТІМС НАНУ, м. Київ;

Г.А. Кононенко, НТУ «Дніпровська політехніка», м. Дніпро;

П.І. Лобода, НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», м. Київ;

О.В. Овчинников, НУ «Запорізька політехніка»,
м. Запоріжжя;

М. Ретмайєр, Федеральний інститут дослідження
та випробування матеріалів (BAM),
м. Берлін (Німеччина);

Д.Г. Саввакін, Інститут металофізики
ім. Г.В. Курдюмова НАНУ, м. Київ;

Ц. Сендеровський, Інститут механіки та поліграфії,
Варшавський політехнічний університет,
м. Варшава (Польща);

Б. Фрідріх, Інститут металургії Рейнсько-Вестфальського
технічного університету Аахена, м. Аахен (Німеччина).

Журнал зареєстровано Національною радою України
з питань телебачення і радіомовлення 11.09.2025;

ідентифікатор друкованого/онлайн медіа
R30-06490/ R40-06487.

Засновник (реєстрант) —

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України.

ISSN 3041-2382 print, ISSN 3041-2331online.

DOI: <https://doi.org/10.37434/sem>

Журнал входить до переліку затверджених Міністерством
освіти і науки України видань для публікації праць
здобувачів наукових ступенів за спеціальностями G8, G10
кластеру «Механічна інженерія та машинобудування».

Рекомендовано до друку редакційною колегією журналу.

Видавець

ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН»

03150, Україна, Київ, вул. Казимира Малевича, 11

Тел./факс: (38044) 205-23-90

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/sem

За зміст рекламних матеріалів
видавець відповідальності не несе.

Індекс реклам:

АТ «ІНСТИТУТ ТИТАНУ» – I та II стор. обкладинки

ЗМІСТ*

Інституту титану — 70 років. Історія, сьогодення
та перспективи розвитку 3

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

*Овчинников О.В., Завгородній О.В., Бронецька В.І.,
Сторчак Є.А., Білий Р.Ю., Пясецький М.М.* Відцентрове
плазмове розпилення порошоків із титанових і жароміцних
сплавів із застосуванням витратних заготовок електронно-
променевої виплавки 7

Березос В.О., Галєнкова О.Б., Мітіна Т.О., Іванів А.М.
Введення рідкісноземельних елементів при електронно-
променевому виплавленні зливків алюмініду титану,
що застосовуються для лопаток авіадвигунів 5-го
покоління 14

Ахонін С.В., Северин А.Ю., Єрохін О.Г., Іщук Ю.Т.
Дослідження процесів випаровування легуючих
елементів при ЕПП жароміцних титанових сплавів
системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si 19

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

*Кривцун І.В., Губатюк Р.С., Прокоф'єв О.С., Римар С.В.,
Пантелеймонов Є.О., Костін В.А., Григоренко С.Г.,
Жуков В.В., Гончаров І.О., Кузьменко Г.В.* Фізичне
моделювання структуроутворення металу шва під час
термічного оброблення зварних стиків рейок
трамвайних колій 27

Костецький Ю.В., Науменко М.П., Рокицька О.А.
Інтерметаліди системи Fe–Al: сучасні уявлення про
структуру, властивості та застосування 39

*Аджамський С.В., Подольський Р.В., Сазанішвілі З.В.,
Кононенко Г.А.* Особливості формування пористості
в сплаві Ti–6Al–4V під час виготовлення за технологією
селективного лазерного плавлення 52

*Білоус В.Ю., Вржижевський Е.Л., Селін Р.В., Радченко Л.М.,
Антонюк С.Л.* Вплив термічної обробки на структуру
сплаву ВТ9 57

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

EDITORIAL BOARD

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

S.V. Akhonin (Editor in Chief),

V.M. Korzhyk, Yu.V. Kostetskyi,

A.I. Ustinov, V.O. Shapovalov;

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

Yu.H. Kvasnytska, Physico-Technological
Institute of Metals and Alloys, Kyiv;

G.A. Kononenko, Dnipro University of Technology, Dnipro;

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

O.V. Ovchynnyukov, Zaporizhzhia National Technical Univer-
sity, Ukraine;

M. Rethmeier, Bundesanstalt für Materialforschung
und–prüfung (BAM), Berlin (Germany);

D.G. Savvakín, G.V. Kurdyumov Institute
for Metal Physics of NASU, Kyiv;

C. Senderowski, Warsaw University of Technology, Warsaw
(Poland);

B. Friedrich, IME Metallurgische Prozesstechnik und Metall-
recycling RWTH Aachen, Aachen (Germany).

The Journal was registered by the National Council of Ukraine
on Television and Radio Broadcasting on 11.09.2025, carrier
identifier print/online media R30-06490/R40-06487.

Founder (registrant) —

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

ISSN 3041-2382 print, ISSN 3041-2331 online.

DOI: <https://doi.org/10.37434/sem>

The journal is included in the list of publications approved
by the Ministry of Education and Science of Ukraine for the
publication of works of applicants for academic degrees in
specialties G8, G10 of the cluster «Mechanical Engineering
and Machine Building».

Recommended for publishing Editorial Board of the Journal.

Publisher

«PATON PUBLISHING HOUSE» LLC

03150, Ukraine, Kyiv, 11 Kazymyr Malevych Str.

Tel./fax: (38044) 205-23-90

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/sem

Publisher is not responsible for the content
of the promotional material.

CONTENTS*

The Titanium Institute is 70 years old. History, Present and
Development Prospects 3

ELECTRON BEAM PROCESSES

*Ovchynnykov O.V., Zavgorodny O.V., Bronetska V.I.,
Storchak E.A., Bilyi R.Yu., Piasetskyi M.M.* Centrifugal plasma
spraying of powders of titanium and high-temperature alloys
using consumable billets produced by electron beam
melting 7

Beresos V.O., Halienkova O.B., Mitina T.O., Ivaniv A.M.
Introduction of rare earth elements in electron beam melting
of titanium aluminide ingots used for 5th generation aircraft
engine blades 14

Akhonin S.V., Severyn A.Yu., Erokhin O.G., Ishchuk Yu.T.
Study of alloying element evaporation during electron beam
melting of heat-resistant titanium alloys in the Ti–Al–Zr–Sn–
Mo–Nb–Si system 19

MATERIALS SCIENCE

*Krivtsun I.V., Hubatyuk R.S., Prokofiev O.S., Rymar S.V.,
Panteleimonov E.O., Kostin V.A., Hryhorenko S.H.,
Zhukov V.V., Honcharov I.O., Kuzmenko G.V.* Physical
modeling of structure formation of the weld metal
during heat treatment of welded joints of tram rails 27

Kostetskyi Yu.V., Naumenko M.P., Rokytska O.A.
Intermetallics of the Fe–Al system: current understanding
of structure, properties and applications 39

*Adzhamsky S.V., Podolskyi R.V., Sazanishvili Z.V.,
Kononenko G.A.* Peculiarities of porosity formation
in Ti–6Al–4V alloy during manufacturing by selective laser
melting technology 52

*Bilous V.Yu., Vrzhezhevskyi E.L., Selin R.V., Radchenko L.M.,
Antoniuk S.L.* Influence of heat treatment on the structure
of VT9 alloy 57

*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>

ІНСТИТУТУ ТИТАНУ — 70 РОКІВ. ІСТОРІЯ, СЬОГОДЕННЯ ТА ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ

Акціонерне товариство «Інститут титану» (АТ «Інститут титану») — єдина в Європі комплексна установа, у складі якої функціонують науково-дослідна (НДІТитан) і проєктна (ТИТАН-Проект) частини, Запорізькій металургійній дослідно-промисловий завод, Центр сертифікаційних випробувань та метрологічного забезпечення аналітичного контролю виробництв кольорової металургії України. Така структура забезпечує комплексний підхід до виконання робіт — від розробки новітніх технічних рішень до освоєння і впровадження високоефективних технологій та обладнання «під ключ»; вирішення складних виробничих, у т.ч. екологічних, проблем підприємств, випуск продукції світового рівня.

АТ «Інститут титану» є національно і міжнародно визнаним центром передового досвіду в розробці та промислового впровадженні рішень для виробництва титану та магнію, титанових сплавів, порошків титану, цирконію та інтерметалідів порошкових композицій, в т.ч. придатних для виготовлення деталей методом адитивних технологій, виробництва рідкісних та рідкісноземельних металів (галію, германію, цирконію, гафнію, ванадію, танталу та ніобію тощо).

Більшість виконаних нашим інститутом науково-дослідних робіт, розроблених технологій та технологічних процесів впроваджені у виробництво або готуються до впровадження.

За власними технологічними розробками АТ «Інститут титану» виконує проєктні роботи та освоєння виробництва в різних країнах світу. На основі розроблених технологій збудовані та успішно функціонують промислові підприємства.

ІСТОРИЧНА ДОВІДКА. ДОСЯГНЕННЯ. НАУКОВІ ШКОЛИ

7 серпня 1956 р. в Запоріжжі було організовано філію Державного спеціального проєктного інституту (ДСПІ), призначену забезпечити проєктною та конструкторською документацією первістка титанової промисловості СРСР — Дніпровський титано-магнієвий завод.

Ця дата й стала днем народження АТ «Інститут титану».

У 1958 р. філія перетворюється в Український проєктний інститут кольорової металургії «Укрдніпрокольмет».

Виконуючи основні роботи з розвитку виробництва титану в м. Запоріжжя, інститут проводив генеральне проєктування й інших об'єктів кольорової металургії України.

До початку 60-х років минулого століття склався творчий колектив проєктувальників та дослідників, укріпилася матеріальна база інституту, в складі якого була створена науково-дослідна частина. В лабораторіях проводилися дослідження стосовно вдосконалення виробництва титану, алюмінію, кремнійорганічних сполук, вогнетривів, розроблювалися нові методи аналізу, проводились фізико-хімічні дослідження.

В 60–80-х роках минулого століття був виконаний ряд великих проєктів та конструкторських розробок для Запорізького титано-магнієвого комбінату. Широкий розвиток отримали науково-дослідні роботи зі створення руднотермічних печей закритого типу та з розроблення технології виплавлення в них титанових шлаків, зі створення високопродуктивних хлораторів, ефективних систем конденсації, апаратів відновлення та сепарації великої циклової продуктивності для отримання губчастого титану, був здійснений комплекс робіт з підвищення якості губчастого титану.

Величезний обсяг робіт з проєктування підприємств, конструювання обладнання для наукових досліджень, освоєння техніки та технологій був виконаний АТ «Інститут титану» при будівництві та реконструкції всіх трьох титано-магнієвих комбінатів колишнього СРСР — Запорізького, Березніківського, Усть-Каменогорського. В 1965 р. інститут був призначений головним галузевим інститутом з титано-магнієвої промисловості та перейменований у Всесоюзний науково-дослідний і проєктний інститут титану.

70–80-ті роки минулого століття також характеризуються постійним нарощуванням обсягів та якості виконуваних науково-дослідних робіт, укріпленням творчого співробітництва зі спеціалістами промислових підприємств та інститутів-співвиконавців. На Запорізькому титано-магнієвому комбінаті особливо слід відзначити виконаний у цей період великий та дуже важливий обсяг робіт з проєктування та створення виробництв напівпровідникового комплексу — германію та особливо чистого кремнію. Одночасно важливі роботи виконувалися й на інших промислових підприємствах: Солікамському магнієвому,

Закарпатському дослідному, Дніпровському алюмінієвому, Калуському магнієвому, Дніпровському електродному заводах, Вуглекомполімері, Кремнійполімері тощо.

За короткий період об'єднаними зусиллями наукових працівників, проектувальників та виробників були створені потужні високоефективні апарати та здійснено на всіх підприємствах повну реконструкцію.

Вагомий внесок АТ «Інститут титану» в розвиток кольорової металургії СРСР був відзначений в 1972 р. Державною премією СРСР (у складі колективу).

Особливе місце у роботі інституту займав пошук областей раціонального використання титану та його сплавів у цивільних галузях промисловості. Одна з найважливіших та перспективних робіт, якими займався інститут, — створення технології отримання порошків титану. Були розроблені теоретичні основи отримання порошків методом електролізу та створено дослідно-промислові електролізери. Зусиллями колективу створено технологію та апаратуру для виробництва порошків та виробів з них, яку було освоєно в дослідному цеху на ЗТМК, а в подальшому — на Запорізькому металургійному дослідно-промисловому заводі Інституту титану (ЗМДЗ). Цю технологію також було впроваджено на Закарпатському дослідному заводі Інституту титану.

В 1993 р. інститут був призначений головною організацією з проведення науково-дослідних та конструкторських робіт, проектування підприємств кольорової металургії України. Все це вимагало реструктуризації роботи, знаходження нових крупних замовників, забезпечення надійного фінансування виконуваних робіт. В цих умовах було прийнято рішення — основні зусилля направити на розширення закордонних контрактів, пошук замовників робіт та укладення з ними контрактів.

В цей час величезну роль для подальшого існування та розвитку інституту мало укладення крупного контракту на проектування та будівництво магнієвого заводу в Ізраїлі (м. Сдом) на березі Мертвого моря. В результаті виконання цього контракту було побудовано найсучасніший за технічними рішеннями завод з електролітичного отримання магнію за поточною технологією, проектні потужності якого було швидко досягнуто та перевищено.

Завдяки цій роботі інституту вдалося зберегти основних спеціалістів, придбати необхідний досвід виконання робіт для закордонних об'єктів, оснастити підрозділи інституту сучасною обчислювальною та іншою технікою і перейти на комп'ютерне проектування. В подальші роки АТ «Інститут титану» активно розвивав міжнародне

співробітництво. Його діловими партнерами стали КНР, Індія, Австралія, Єгипет, Бразилія, Ізраїль, Канада та інші країни.

Особливо слід відзначити роботи для Китайської Народної Республіки. Так, наприклад, в останні роки в КНР було реалізовано понад 40 промислових об'єктів, спроектовано, випробувано та введено до експлуатації у галузях: виробництво титанових шлаків, тетрахлориду титану, губчастого титану, магнію та магнієвих сплавів, десульфурація чавуну гранульованим магнієм; виробництво нержавіючої сталі методом газокисневого рафінування (ГКР).

Одночасно проводився великий обсяг науково-дослідних та проектних робіт в Україні. Передусім, слід відзначити роботи з відновлення та розвитку титанової промисловості України. В 1993–1994 рр. спільно зі спеціалістами Інституту електроварювання ім. Є.О. Патона НАН України, ЗТМК та інших організацій було розроблено та затверджено Державну програму розвитку титанової промисловості України. В рамках виконання цієї програми здійснено великий комплекс робіт, серед яких потрібно відзначити, передусім, відновлення в 1998 р. виробництва губчастого титану на Запорізькому титано-магнієвому комбінаті.

В 2005 р. внесок АТ «Інститут титану» в розвиток вітчизняної титанової галузі був відзначений Державною премією України у галузі науки та техніки (у складі колективу).

Десятки спеціалістів захистили кандидатські та докторські дисертації. Вченими та спеціалістами інституту написано та видано десятки книг, сотні наукових статей, отримано сотні авторських свідоцтв та патентів. Велику групу працівників нагороджено орденами і медалями та іншими урядовими нагородами.

В АТ «Інститут титану» були створені та успішно розвивалися наукові школи:

- перероблення титанвміщуючої сировини та виробництво титанових шлаків під керівництвом к.т.н. В.П. Печьонкіна;
- виробництво губчастого титану методом металотермічного відновлення під керівництвом к.т.н., чл.-кор. А.М. Петрунько та к.т.н. А.Є. Андрєєва;
- виробництво електролітичного магнію під керівництвом д.т.н. В.М. Дев'яткіна;
- електроліз титану та виробництво титанових порошків під керівництвом к.т.н. В.М. Анохіна.

СЬОГОДЕННЯ

В теперішній час, незважаючи на труднощі у роботі, яким піддається наш інститут, як і багато нау-

ково-дослідних та проектних організацій, АТ «Інститут титану» — потужна організація, яка здатна вирішувати багато важких та складних задач з розроблення технологічних процесів та проектування промислових підприємств.

Для вітчизняних підприємств АТ «Інститут титану» виконував і продовжує виконувати великий комплекс робіт в області наукових досліджень, проектування, дослідно-промислових випробувань, випробування сировини, метрології, аналітичного контролю, стандартизації та сертифікації продукції, весь спектр робіт екологічного характеру. Наші вітчизняні партнери: ТОВ «Запорізький титано-магнієвий комбінат», ТОВ «Миколаївський глиноземний завод», ВАТ «Запорізький алюмінієвий комбінат», ТОВ «Побузький феронікелевий комбінат», ПАТ «Запоріжсталь», Філії «Вільногірський ГМК» та «Іршанський ГЗК», ПАТ «Укрграфіт», ПАТ «Полтавський ГЗК», ВАТ «Укрцинк», ВАТ «Запоріжжюк», ТОВ «Валки-Ільменіт», ТОВ «Міжрічинський ГЗК», ВАТ «Запоріжжябразив» та багато інших.

АТ «Інститут титану» має значні розробки і великі можливості для їхньої реалізації на основі існуючого досвіду міжнародного співробітництва, що підтверджується виконаними та чинними контрактами на розробку і удосконалення технологій та обладнання, на передачу інжинірингових послуг із закордонними країнами. Наші закордонні партнери — компанії таких країн, як США, Канада, Китайська Народна Республіка, Казахстан, Індія, Республіка Корея, В'єтнам, Ізраїль, Єгипет, Австрія, Польща, Австралія, Індонезія, Гватемала, Південно-Африканська Республіка, Мозамбік тощо.

За останні 5 років:

- виконано 2 проекти з удосконалення технології отримання губчастого цирконію у рамках виконання заходів Цільової програми наукових досліджень НАН України «Науково-технічне супроводження розвитку ядерної енергетики та використання радіаційних технологій у галузях економіки»;

- введені в експлуатацію виробництва, збудовані за технологіями і проектами АТ «Інститут титану» в КНР, Індії, В'єтнамі;

- виконано крупні Контракти із закордонними замовниками:

- передача технології для організації та експлуатації виробничих ліній для промислового виробництва пігментного діоксиду титану сірчанокислотним способом (Song Binh Minerals Joint Stock Company, В'єтнам);

- виконання проектних робіт та надання технічних послуг з реконструкції дільниці виробни-

цтва титанового шлаку (Saraf Agencies Pvt. Ltd., Індія);

- створення виробництва сталей за технологією газокисневого рафінування (ГКР) у конвертері ємністю 20 тонн (Kashi Vishwanath Steels Pvt. Ltd, Індія);

- поставка технології та обладнання для десульфурзації рідкого чавуну гранульованим (зернистим) магнієм у 32-тонних доменних ківшах (GoodRich MAGMA Industrial Technologies Limited, Індія);

- лабораторні випробування титано-кремнієвого концентрату (SMS group Process Technologies GmbH, Австрія);

- проектні роботи та надання технічних послуг за проектом з виробництва титанового шлаку (IRENA GROUP INVESTOR SP ZOO, Польща);

- комплекс робіт щодо модернізації виробництва титанового шлаку, губчастого титану та магнію-відновника на АТ «УКТМК», Казахстан;

- розробка технології та дослідного обладнання для одержання тетрахлориду кремнію методом хлорування металургійного кремнію (PCC SE, Німеччина);

- розробка технології виробництва нанопорошку кремнію із сировини у вигляді тетрахлориду кремнію з адаптацією під технологію плазмохімічного синтезу (PCC SE, Німеччина);

- проектні роботи щодо створення дільниці з виробництва галію (АТ «Алюміній Казахстану», Казахстан).

За рахунок внутрішніх ресурсів виконуються пошукові дослідження з метою розроблення новітніх сучасних високоефективних технологій отримання товарних продуктів, що мають підвищений попит на світовому ринку, проводяться переговори, надаються техніко-комерційні пропозиції провідним металургійним компаніям у усьому світі.

ПЕРСПЕКТИВНІ НАПРЯМИ РОЗВИТКУ ТА ІННОВАЦІЙ

Найперспективніші напрямки досліджень АТ «Інститут титану»:

- виробництво продуктів з титану та титанових сплавів, гідриду титану, порошоків титану, цирконію та інтерметаліди порошкових композицій, в т.ч. придатних для виготовлення деталей методом адитивних технологій;

- виробництво рідкісних та рідкісноземельних металів (галію, германію, цирконію, гафнію, ванадію, танталу та ніобію).

АТ «Інститут титану» на теперішній час пропонує для впровадження наступні сучасні високо-ефективні інноваційні технології:

- технологію виробництва порошків титану низької собівартості методом гідрування-дегідрування з титану губчастого або інших титанвміщуючих матеріалів різноманітної якості та фракційного складу;
- ресурсозберігаючу комплексну технологію отримання легованого губчастого титану для виробництва титанових сплавів та легованих металопорошкових композицій, в т.ч. для 3D технологій, на основі порошків титану;
- технологію виробництва губчастого цирконію методом металотермічного відновлення;
- технологію виробництва губчастого гафнію методом металотермічного відновлення;
- технологію виробництва галію з алюмовміщуючих розчинів;
- технологію виробництва ванадію з хлоридних відходів;
- технологію виробництва германію з різних видів германійвміщуючої сировини, в тому числі брухту різних електронних приладів та волоконно-оптичних ліній зв'язку при їх переробці та утилізації, шліф-порошків, золувиносів теплових електростанцій, відходів коксохімічних виробництв тощо;
- технологію вилучення танталу і ніобію з хлоридних відходів.

Науково-технічна діяльність АТ «Інститут титану» здійснюється в інтересах національної

безпеки та оборони України. Впровадження нових інноваційних розробок надасть можливість створення виробництва деталей для ракетної та космічної техніки, літаків, гвинтокрилів та іншої складної техніки в інтересах підвищення обороноздатності та науково-технічного потенціалу нашої держави.

Вагомий науковий потенціал, інноваційні технології, новаторські проекти, які реалізовує АТ «Інститут титану», дають йому змогу крокувати в ногу з часом і утримувати лідерські позиції у своїй галузі промисловості.

За всім, чим сьогодні пишається АТ «Інститут титану», стоїть наполеглива і творча праця сотень людей. Вони є тією рушійною силою, без якої 70-річний ювілей був би неможливим. За ці роки був пройдений великий шлях і не завжди він був простий. Водночас наш колектив завжди відрізняла світоглядна спорідненість, творча активність та бажання рухатись вперед, командна гра та згуртованість, високий професіоналізм, дбайливе ставлення до традицій та пошук нових напрямків розвитку.

Бажаємо нашому колективу проривних відкриттів, сучасних та актуальних технологічних рішень, реалізації сміливих наукових проектів, високих результатів та досягнень!

Нехай знання та досвід, накопичені за 70 років діяльності, перетворяться на нові технології та проекти, а АТ «Інститут титану» залишиться центром інновацій та професіоналізму!

*В.О. Бренер, О.В. Овчинников, Л.В. Сокол
АТ «Інститут титану»*



ВІДЦЕНТРОВЕ ПЛАЗМОВЕ РОЗПИЛЕННЯ ПОРОШКІВ ІЗ ТИТАНОВИХ І ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ВИТРАТНИХ ЗАГОТОВОК ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ВИПЛАВКИ

О.В. Овчинников¹, О.В. Завгородній², В.І. Броньська¹, Є.А. Сторчак¹, Р.Ю. Білий³, М.М. Пясецький³

¹АТ «Інститут титану». 69035, м. Запоріжжя, просп. Соборний, 180

²ТОВ «Мультифлекс». 69063, м. Запоріжжя, просп. Соборний, 156

³Український державний університет науки і технологій. 49010, м. Дніпро, вул. Лазаряна, 2

РЕФЕРАТ

В сучасних умовах для української промисловості існують труднощі, пов'язані із металевими порошками для адитивних технологій: висока вартість, складність їх стабільних поставок і обмеженість лише іноземними марками сплавів є головним стримуючим фактором для впровадження 3D друку у високотехнологічні галузі виробництва. Тому дослідження, спрямовані на розвиток вітчизняних технологій виготовлення сферичних порошків із титанових і жароміцних нікелевих сплавів, є актуальною задачею. В роботі досліджено процес виготовлення сферичних порошків за технологією ротаційного плазмового розпилення і показана ефективність використання в якості витратної заготовки зливків електронно-променевого виплавлення. При цьому визначено вплив технологічних параметрів розпилення на розмір та якість порошків із жароміцних і титанових сплавів. Бібліогр. 12, табл. 5, рис. 4.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: зливок, жароміцні сплави, електронно-променево виплавлення, ротаційне плазмово розпилення, сферичний порошок, адитивні технології

ВСТУП

Розвиток в Україні виробництва металевих порошків для 3D друку дозволяє вирішити питання витратних матеріалів і сприяє більш активному впровадженню адитивних технологій у високотехнологічні галузі промисловості, тому є пріоритетним науковим напрямом. Особливої актуальності адитивне виробництво набуло в сучасних умовах для швидкого і точного виготовлення деталей малоресурсних газотурбінних двигунів нового покоління.

Загальною вимогою до металевих порошків адитивного призначення є сферична форма частинок з характерним розміром 15...200 мкм. У процесі електронно-променевого вирощування ЕВМ (Electron Beam Melting) ефективно застосовуються порошки розміром 45...160 мкм, під процеси селективного лазерного плавлення та спікання SLM (Selective Laser Melting) та SLS (Selective Laser Sintering), холодного газодинамічного напилення або вирощування CS (Cold Spray) потрібна фракція 15...53 мкм, а під процеси прямого плазмового PMD (Plasma Metal Deposition) та лазерного LDED (Laser Directed Energy Deposition) використовують порошки з розмірним діапазоном 53...150 мкм. Такі розміри частинок визначають мінімальну товщину насипного шару та низьку шорсткість майбутньої

деталі. Вимога сферичної форми також пов'язана з тим, що такі частинки більш компактно укладаються в певний об'єм і мають необхідну плинність у системі подачі сипучого порошку з мінімальним опором [1]. При цьому порошки повинні мати високу хімічну однорідність і знижений вміст шкідливих домішок, в їх структурі не повинно бути несплавлень, пор, раковин, включень.

Основними технологіями одержання порошків, які забезпечують виконання цих вимог, є методи диспергування розплаву. До основних технологічних варіантів диспергування розплаву належить газова атомізація, де плавлення зливку VIGA (Vacuum Induction Melting and Inert Gas Atomization) або прутка EIGA (Electrode Induction Melting and Inert Gas Atomization) відбувається у вакуумній камері з подальшим розпиленням струменем холодного інертного газу та відцентрова (ротаційна) атомізація. Також до цих технологій належить плазмово розпилення дроту PA (Plasma Atomization) [2, 3]. До головних недоліків технологій VIGA, EIGA, PA можна віднести наявність в розпиленіх партіях порошків окремих частинок неправильної форми, а також частинок-сателітів внутрішньої пористості. Високі вимоги до адитивних порошків не допускають вище описані недоліки, оскільки можуть викликати нестабільність процесу 3D друку. У вітчизняній промисловості впровадження адитивних технологій зіткнулося з низкою проблем, пов'язаних із вихідними порошками. Висока вартість сировини, якою є сферичні порошки зарубіжного

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

виробництва, труднощі їх стабільних поставок і обмеженість іноземними марками сплавів є головним стримуючим фактором. Нікелеві та титанові сплави для адитивного виробництва мають найбільший потенціал, оскільки вихідний матеріал має велику вартість, а також близько половини ціни готової деталі займають витрати на закупівлю прутків із необхідного сплаву. Тому важливим завданням є заміна імпортованих порошкових матеріалів на порошки власного виробництва. Для цього, насамперед, необхідно розробити технології та провести удосконалення обладнання для отримання порошкових матеріалів із різних сплавів. Одним із напрямків удосконалення технологічного ланцюга при цьому може стати використання (на заміну покупним пруткам) злитків, виплавлених провідними українськими компаніями.

Ротаційне плазмове розпилення PREP (Plasma Rotating Electrode Process) є технологією, яка здатна забезпечити виготовлення високоякісних порошків, що практично не містять дефектних частинок [4]. Однак на сьогоднішній день є низка невирішених питань стосовно відпрацювання технологій плазмове розпилення із застосуванням саме литих заготовок. До підприємств, що мають спеціальне обладнання і багаторічний досвід виплавлення злитків із титанових, жароміцних, нікелевих та спеціальних сплавів належить ДП «Науково-виробничий центр «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України» [5]. В умовах цього підприємства за електронно-променевою технологією одержані злитки, що використовували для виготовлення сферичних порошків, досліджених в даній роботі.

Існуючому в Україні обладнанню по виробництву сферичних порошків (типу УЦР) більше 30-ти років і його технологічні можливості на період його створення характеризувались швидкістю обертання витратного електрода в межах 15000...18000 хв⁻¹, що дозволяло отримувати гранули розміром приблизно 200...250 мкм [6]. З урахуванням сучасних вимог до порошків адитивного призначення обладнання для плазмове розпилення порошків потребувало глибокої модернізації.

ТОВ «Мультифлекс» (м. Запоріжжя) є провідним виробником металевих сферичних порошків ротаційним плазмовим розпиленням, де проведена модернізація обладнання і виробництва в цілому. Розробку нового проекту цеху з виробництва сферичних порошків для цього підприємства виконав ТОВ «Науково-дослідний і проектний інститут титану» (м. Запоріжжя), в результаті проведена повна модернізація і реконструкція об'єкта. Поставлене виробниче завдання при цьому складало 100 кг за один цикл роботи для порошків на основі титану і 250 кг — для нікелевих сплавів з виходом не менше 93 % кондиційного порошку. Отже, відпрацювання

технологій плазмове розпилення із застосуванням литих заготовок здійснювали в умовах компанії ТОВ «Мультифлекс».

Мета роботи полягала у визначенні оптимальних технологічних режимів ротаційного плазмове розпилення зливків електронно-променевої виплавки із титанових та жароміцних нікелевих сплавів для виготовлення дисперсних (40...120 мкм) сферичних порошків адитивного призначення.

ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКИ

Виплавлення зливків (діаметром 53 мм, $L = 700$ мм) виконано із використанням багатоцільового електронно-променевого обладнання UE-208M, оснащеного газорозрядними електронними гарматами з кристалізатором, що мав циліндричну форму. Конструктивна схема електронно-променевої установки UE-208M наведена на рис. 1. Технологічне устаткування, в якому відбувався процес електронно-променевого перепау, складається з проміжної ємності і кристалізатора, що представляє собою порожнистий замкнутий контур, оснащений піддонном, що вертикально переміщується з поглибленням у вигляді ластівчин хвіст. Внутрішня частина кристалізатора, що контактує з металом зливка, виконана з міді і охолоджується водою (рис. 2). Вакуумна система установки створює і підтримує розрідження в плавильній камері (до $6 \cdot 10^{-2}$ Па — на початку плавки і 10^{-1} Па — під час плавки).

Після виплавки зливки охолоджували в камері плавки в умовах вакууму, вони мали світлу неокислену поверхню (рис. 2, а). Глибина поверхневих дефектів типу гофр становила не більше 2 мм, дефекти у вигляді розривів, тріщин і несплавлень не виявлені. Для подальшого ротаційного плазмове розпилення зливки підлягали механічній обробці поверхні на діаметр 50 мм (рис. 2, б).

Ротаційне плазмове розпилення литих заготовок здійснювали на модернізованій установці УЦР-4 (рис. 3), плазмоутворююча газова суміш складалась із аргону і гелію в різних співвідношеннях. Дослідні розпилення проводили на прикладі титанового сплаву Grade 5 (Ti-6Al-4V) і жароміцного нікелевого сплаву INCONEL 718, хімічний склад яких наведено у табл. 1.

В процесі PREP плазмове дуга діє на торець заготовки, що швидко обертається (витратний електрод), відбувається плавлення металу і відтискання його під дією відцентрових сил до периферії витратного електрода. Зі зростанням потужності плазмовеї дуги кількість розплаву (швидкість розпилення) збільшується внаслідок зниження в'язкості розплаву у зв'язку з підвищенням температури та більш швидким переміщенням його до вінця, де розплав диспергується в краплі. Дослідні

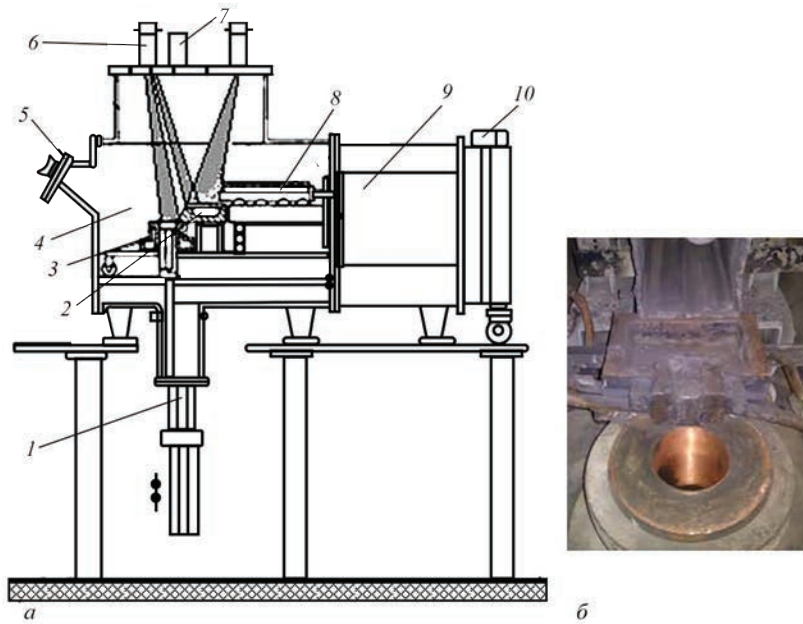


Рис. 1. Схема електронно-променевої установки УЭ-208М (а) і зовнішній вигляд кристалізатора (б) [5]: 1 — механізм витягування злитка; 2 — проміжна ємність; 3 — кристалізатор; 4 — камера плавки; 5 — оглядова система; 6 — електронно-променева гармата; 7 — водяний реостат; 8 — витратна заготовка; 9 — камера; 10 — механізм подачі заготовки

Таблиця 1. Хімічний склад сплавів для виготовлення сферичних порошків, %

Марка сплаву	C	O	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	V	Al	Nb
Ti-6Al-4V (Grade 5)	≤0,10	≤0,20	≤0,1	—	—	—	Основа	3,5...4,5	5,5...6,75	—
INCONEL718	≤0,10	0,02...0,05	≤0,30	≤0,6	14,0...16,0	43,0...47,0	1,9...2,4	—	0,9...2,4	0,8...1,5

розпилення за технологією PREP здійснювали за умов створення вакууму в камері на рівні 10^{-3} Па, після чого подавали суміш аргону і гелію в певному співвідношенні. Витрати плазмоутворюючої газової суміші за один процес розпилення становив близько 12 м^3 , при цьому витрати газу в одиниці часу складали близько 40 л/хв і для всіх дослідів це значення було постійне. Витрати газу вимірювали ротаметром і регулювали через спеціальну мембрану в зоні отвору подачі газової суміші (діаметром 16 мм). Потужність дуги плазмотрона залежала від співвідношення Ar/He в газовій суміші і сили струму, конкретне значення якої (із діапазону 700...1200 А) налаштовувалось під кожне розпилення і не змінювали під час робочого процесу.

Отримані порошки тестували згідно національних стандартів «Порошки металічні» ДСТУ 2049-92. Фракційний склад визначали стандарт-

ним методом розсіву на ситах із різними розмірами комірок (від 40 до 200 мкм), а також при мікроскопічному дослідженні. Отримані фракції проаналізовано для визначення їх розмірів, форми частинок, а також їх відсоткового розподілу у пробі. Використання статистичних методів для обробки результатів аналізу полягало у визначенні середніх розмірів частинок і розподілу їх за розміром.

Насипну щільність та текучість порошку визначали із використанням методу воронки Холла по ISO 4490-78. Для металографічного аналізу

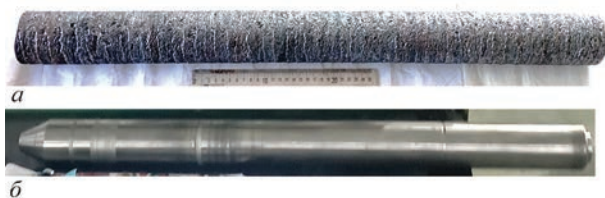


Рис. 2. Зовнішній вигляд злитка із жароміцного нікелевого сплаву, одержаного електронно-променевою плавкою до (а) і після (б) механічної обробки

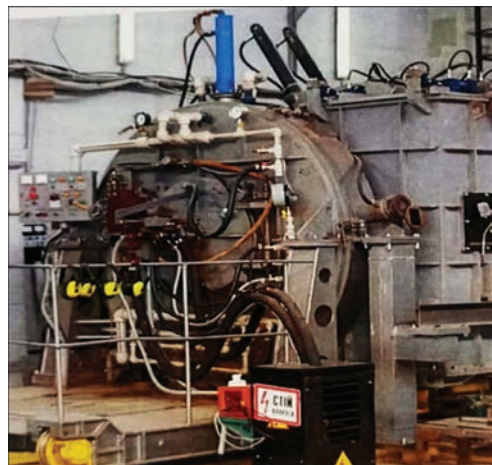


Рис. 3. Зовнішній вигляд обладнання УЦР-4 для виготовлення металевих сферичних порошків ТОВ «Мультифлекс» за технологією PREP

порошок заливали в електропровідний смолистий матеріал і полірували з використанням алмазних суспензій. Мікроструктурний аналіз виконано із використанням інвертованого мікроскопу відбитого світла («Carl Zeiss»).

Мікротвердість вимірювали на приладі MM7T фірми «BUEHLER». Для вимірювання мікротвердості частинок порошку виготовляли мікрошліфи з полірованою поверхнею, порошок при цьому запресовували в бакеліт із застосуванням автоматичного запресувального апарату «SIMPLIMET 2000». Замірам підлягали частинки порошку, що повністю вийшли в поле шліфа. Мікротвердість в зоні поверхні частинок порошку вимірювали на відстані ~15...18 мкм від краю, в центральній зоні частинок — на відстані ~1/2 діаметра, виконували не менше п'яти замірів.

Хімічний склад досліджених зразків визначали спектральним методом з використанням приладу «SPECTROMAX» фірми «SPECTRO», де аналіз засновується на визначенні інтенсивностей спектру, що збуджується, від кожного хімічного елемента, який прямо пропорційний його ваговій частці в сплаві. Вміст кисню у частинках порошку визначали за допомогою газоаналізатора моделі ON900 фірми «ELTRA». Принцип визначення газових домішок полягав в спалюванні зазначених зразків (або порції порошку такої ж ваги, як зразок довжиною 3,5 і діаметром 5 мм із титанового сплаву та діаметром 3 мм — для нікелевих сплавів) і визначенні вмісту кисню, що виділився.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ

В якості плазмоутворюючого газу застосовували інертні по відношенню до титану і нікелю газу — аргон, гелій. Вибір оптимального складу плазмоутворюючої газової суміші та оптимальної швидкості обертання витратного електрода — важлива частина вдосконалення технології розпилення нікелевих жароміцних та титанових сплавів, для чого проводили дослідні процеси відцентрового розпилення на різних рівнях зазначених параметрів (табл. 2). Для визначення раціонального технологічного режиму ротаційного плазмового розпилення витратного електрода із авіаційних жароміцних сплавів для отримання порошків різних фракційних складів проведена серія

Таблиця 2. Чисельні характеристики технологічних параметрів плазмового розпилення, яким варіювали в процесі дослідження

Експеримент	X_1 (хв ⁻¹)	X_2 (He, %)
1	20 000	30
2	30 000	—»—
3	20 000	60
4	30 000	—»—
5	25 000	45

дослідних розпилень. При цьому для кожного розпилення змінювали наступні технологічні параметри: швидкість обертання витратного електрода (X_1); вміст гелію He (X_2)% в плазмоутворюючій газовій суміші (аргон + гелій).

Функцією відгуку обрано розмір частинок порошку (Y , мкм).

Вміст гелію на рівні 30 % обрано, спираючись на дані досліджень [7, 8] в якості нижнього рівня, а вдвічі вище значення — в якості експериментального, що стало верхнім значенням діапазону варіювання. Вище значення (60 % He) не розглядали, оскільки гелій підвищує проплавлення здатність плазми і, як наслідок, на поверхні торця витратного електрода, що плавиться, може утворитися глибокий кратер, що негативно впливає на процес розпилення і якість порошку. Інші технологічні параметри становили: напруга — 50...70 В, потужність плазмотрону — в межах 65...100 кВт.

Для титанового сплаву Grade 5 (Ti-6Al-4V) та нікелевого сплаву INCONEL 718 заданий розмір порошку складав 40...110 мкм (фракції — за вимогою замовника). Введення гелію до плазмоутворюючої газової суміші з аргонем позитивно впливало на зменшення розміру фракції порошку зі сплаву Grade 5 і найбільший ефект мало при досягненні 60 % He в суміші з Ar при максимальній швидкості обертання заготовки 30 тис. хв⁻¹. На підставі дослідних розпилень згідно матриці планування експерименту (змінювали X_1 — швидкість обертання і X_2 — вміст гелію в плазмоутворюючій суміші). Отримані залежності показують спільний вплив цих двох параметрів на розмір частинок порошків. Залежності розміру частинок (Y_1, Y_2 , мкм) для порошку зі сплавів Grade 5 (1), INCONEL 718 (2) лінійні і мали наступний вигляд:

$$Y_1 = 212,90 - 0,00283 \cdot X_1 - 0,833 \cdot X_2; \quad (1)$$

$$Y_2 = 291,04 - 0,00563 \cdot X_1 - 1,375 \cdot X_2; \quad (2)$$

Одержані рівняння показують, що збільшення швидкості обертання та вмісту гелію зменшує середній розмір частинок і дозволяють прогнозувати технологічні параметри для виготовлення необхідного розміру сферичних порошків.

В результаті оптимізації технологічних параметрів розроблено вдосконалену технологію ротаційного плазмового розпилення нікелевих жароміцних і титанових сплавів за рахунок підвищення потужності плазми в поєднанні із збільшенням швидкості обертання витратної заготовки. Потужність плазми підвищували шляхом змін її теплофізичних властивостей в результаті введення до аргону інертного газу гелію в оптимальному співвідношенні. Можливість прогнозувати фракційний склад порошків, використовуючи регресій-

Таблиця 3. Технологічні властивості різних партій порошків, виготовлених на модернізованому обладнанні відцентрового плазмового розпилення

Марка сплаву	Фракція порошку, мкм	Текучість (на 50 г навішування), с	Насипна щільність, г/см ³
Ti-6Al-4V (Grade 5)	-100+50	15	1,5
	-60+30	19	2,0
	-40	21	2,5
INCONEL 718	-50+30	15	4,4
	-30	11	5,1

ні залежності технологічних параметрів плазмового розпилення, дозволяло отримувати порошки різних розмірів, оптимальних для конкретних технологій 3D-вирощування виробів з них. Таким чином, оптимальними режимами розпилення, що дозволяли отримати заданий розмір фракції порошку для досліджених сплавів, визначено: швидкість обертання — 30000 хв⁻¹; співвідношення газів у плазмоутворюючій суміші — 60 % He/4 % Ar.

Окрім розміру частинок до порошків адитивного призначення висуваються ряд вимог до його якості, серед яких ключовими є сферичність, відсутність сателітів, окислення поверхні, відсутність внутрішньої пористості, однорідність хімічного складу і мікроструктури, а також необхідний рівень технологічних властивостей порошку (табл. 3).

Порошок із титанового сплаву Grade5 (Ti-6Al-4V) характеризувався вищими значеннями текучості, ніж нікелеві сплави, але їх насипна щільність вище, ніж у титанового сплаву. Таку різницю в технологічних властивостях можна пояснити різною питомою вагою досліджуваних матеріалів, а також впливом розміру частинок порошків на їх якість.

Таблиця 4. Мікротвердість частинок сферичних порошків

Марка сплаву	Фракція порошку, мкм	Мікротвердість частинок порошку, HV ^{0,05}	
		поверхня	сердечник
Ti-6Al-4V (Grade 5)	40...100	275...311	220...295
INCONEL 718	60...110	370...392	395...400

При мікроаналізі встановлено, що виготовлені порошки мали правильну сферичну форму, без сателітів, мікропор та структурних змін на поверхні частинок (рис. 4), що відповідало вимогам адитивних технологій на вихідний порошок.

Мікроструктура частинок порошків відрізнялася наддрібним зерном і тонкою кристалічною структурою, що може забезпечити найкраще поєднання міцності і пластичності, тобто максимально реалізувати потенціал досліджуваних сплавів.

В умовах кристалізації сферичних частинок порошку спостерігалось більш істотне зрушення від рівноважного стану фаз у досліджуваних сплавах, ніж при кристалізації зливка. Створилися умови для утворення високодисперсних, псевдогомодогенних сумішей, що підвищили механічні властивості, а також можуть збільшувати ефективність подальшої зміцнюючої термообробки. Однорідність мікроструктурного стану підтвердили виміри мікротвердості частинок сферичних порошків, виконаних на поперечних мікрошліфах (табл. 4).

Мікроструктурний стан і хімічна однорідність частинок, що підтверджувалась замірами мікротвердості по поверхні і в поперечному перерізі шліфа порошку, а також відсутність газонасичення порошків і неметалевих включень показали, що модернізоване обладнання та розроблені техноло-

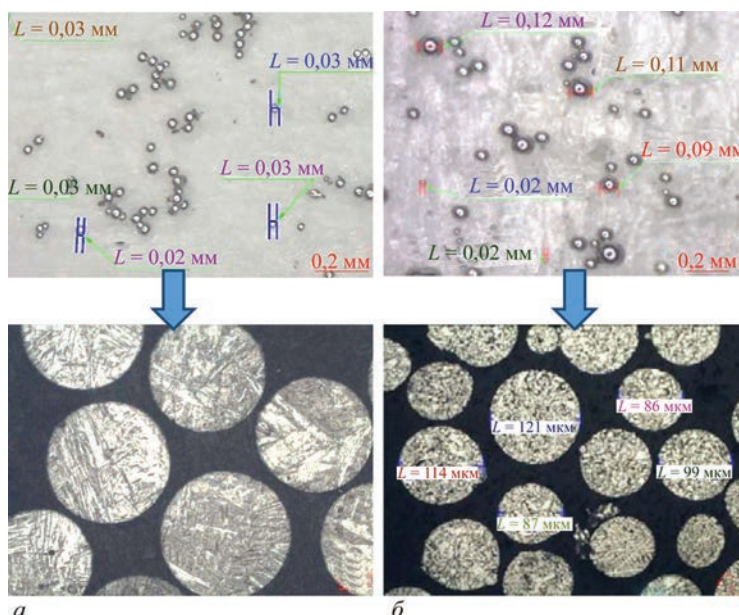


Рис. 4. Стан поверхні (×20) і мікроструктура частинок порошків, виготовлених на модернізованому обладнанні ТОВ «Мультифлекс» зі сплавів Ti-6Al-4V (а) та Inconel 718 (б), ×500

Таблиця 5. Порівняння основних параметрів порошків зі сплавів типу Ti–6Al–4V (Grade5, Grade 23) від різних виробників [9–12]

Виробник	Hoganas (Швеція)	Sino-Euro Materials Technologies of Xi'an Co., Ltd (Китай)	AP&C a Colibrium Additive Company (США)	Pyrogenesis (Канада)	ТОВ «Мультифлекс» (Україна)
Фракційний склад, мкм	45...106	85...90, 125...130	45...150	45...106	40...100
Насипна щільність, г/см ³	2,35	2,5...2,7	2,59	2,51...2,65	2,2...2,5
Текучість, с (на 50 г)	29	20...25	25	21...28	15,0...21,0
Вміст кисню, %	0,17	0,08...0,10	0,13	0,13	0,15

гічні режими розпилення зливків дозволяють виготовляти якісні сферичні дисперсні порошки для застосування в адитивних технологіях виготовлення різних деталей. В результаті виконаних дослідних робіт на підприємстві «Мультифлекс» створені відповідні технічні умови: «Порошки титанових сплавів сферичної форм для адитивних процесів вирощування» (ТУ У 24.4-31914753-001:2018), «Порошки зі сплавів на основі нікелю та на залізо-нікелевій основі» (ТУ У 24.4-31914753-002:2020).

Порівняльний аналіз металевих порошків виробництва українського підприємства ТОВ «Мультифлекс» із порошками іноземних виробників показав, що закордонні порошки і порошки українського виробництва мають стабільні та вузькі фракційні склади, що дозволяє досягати повторюваних результатів при лазерному і електронно-променевому друці тощо. Вміст кисню, який критично впливає на пластичність і схильність до крихкого руйнування, у зарубіжних порошках близький до вмісту кисню в порошках, виготовлених ТОВ «Мультифлекс» і за розглянутими показниками якості українські порошки можуть конкурувати із зарубіжними аналогами (табл. 5) [9–12].

По технологічним характеристикам і за вмістом кисню порошки ТОВ «Мультифлекс» відповідають властивостям ряду промислових виробників, таких як «Hoganas» (Швеція), «Sino-Euro Materials Technologies of Xi'an Co., Ltd» (Китай), «AP&C a Colibrium Additive Company» (США), «Pyrogenesis» (Канада).

Слід також враховувати, що вітчизняні порошки мають перевагу у вартості та доступності. При сучасному рівні організації виробництва собівартість порошку зі сплаву Grade 5 (Ti–6Al–4V) від ТОВ «Мультифлекс» на 40...50 % нижча, ніж у європейських або канадських. Крім того, локальне виробництво дозволяє адаптувати хімічний склад та фракційний діапазон під специфіку замовника. Оптова ціна на порошки зі сплавів типу Ti–6Al–4V на зовнішньому ринку складає приблизно 200 євро/кг, при тому, що придбання їх українськими підприємствами, які впроваджують адитивні способи виробництва, обходиться вдвічі дорожче, що формує високу собівартість деталей із них. До того ж формується сировинна залежність

від закордонних постачальників. Використання в якості витратних електродів зливків електронно-променевого виплавлення дозволило сформувати замкнений цикл виробництва без залучання іноземних поставок деформованих прутків.

ВИСНОВКИ

1. Показані результати практичної реалізації застосування злитків електронно-променевої виплавки діаметром 50 мм, довжиною 700 мм в якості витратних електродів для виготовлення дисперсних сферичних порошків за PREP-технологією із титанового сплаву Ti–6Al–4V (Grade 5) і жароміцного нікелевого сплаву INCONEL 718.

2. Визначені оптимальні технологічні параметри ротаційного плазмового розпилення злитків зі сплаву Grade 5 та нікелевого сплаву INCONEL 718 для забезпечення виходу заданої фракції 40...100 мкм, що можуть бути використані в адитивних процесах електронно-променевого плавлення EBM, прямого плазмового PMD та лазерного LDED вирощування. Оптимальні технологічні параметри становили 30000 хв⁻¹ і співвідношення газів 60 % He/40 % Ar.

3. Порошки, виготовлені згідно оптимізованим технологічним параметрам, відповідали критеріям якості порошків адитивного призначення: частинки порошку мали правильну форму без сателітів, характеризувались відсутністю внутрішньої пористості та неметалевих включень, розмір частинок — в заданому діапазоні. В результаті виконаних дослідних робіт створені технічні умови на сферичні порошки із титанових сплавів (ТУ У 24.4-31914753-001:2018) і на порошки зі сплавів на основі нікелю та залізо-нікелевій основі (ТУ У 24.4-31914753-002:2020).

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

- Osamu, Kanou, Nobuo, Fukada, Shigehisa, Takenaka (2017) The use of HDH titanium alloy powder for additive manufacturing application. *J. of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*, **64**, 295–299. DOI: <https://doi.org/10.2497/jjspm.64.295>
- Ahsan, M.N., Pinkerton, A.J., Moat, R.J., Shackleton, J. (2011) A comparative study of laser direct metal deposition characteristics using gas and plasma-atomized Ti–6Al–4V powders. *Materials Science and Engineering A*, **528(25)**, 7648–7657. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.06.074>

3. Zeoli, N., Tabbara, H., Gu, S. (2011) CFD modeling of primary breakup during metal powder atomization. *Chemical Engineering Science*, 66(24), 6498–6504. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ces.2011.09.014>
4. Boulos, M. (2004) Plasma power can make better powders. *Metal Powder Report*, 59(5), 16–21. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0026-0657\(04\)00153-5](https://doi.org/10.1016/S0026-0657(04)00153-5)
5. Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2019) Laboratory electron-beam installation UE-208M. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, 3, 15–22 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2019.03.03>
6. *Production of spherical powders by TOV «Multiflex». Production of powders from titanium, nickel, zirconium, iron, cobalt and other alloys for additive technologies, surfacing and spraying* [in Ukrainian]. <https://powdermet.com.ua/>
7. Korzhyk, V.M., Strohonov, D.V., Burlachenko, O.M. et al. (2023) Development of plasma-arc technologies for obtaining spherical granules for additive manufacturing and granular metallurgy. *Avtomatychne Zvaryuvannya*, 11, 37–51 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.11.04>
8. Tang, J., Nie, Y., Lei, Q., Li, Y. (2019). Characteristics and atomization behavior of Ti–6Al–4V powder produced by plasma rotating electrode process. *Advanced Powder Technology*, 30(10), 2330–2337. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apt.2019.07.015>
9. Hogan. Titanium based. URL: https://www.hoganas.com/api/Brochure/?pdf=/globalassets/downloads/library/additive-manufacturing_foram-ti6al4v-45-106-eg_3315hog.pdf&mode=brochure&title=Additive-manufacturing_forAM%20Ti6Al4V%2045-106%20EG_3315HOG.pdf#page=2.
10. Matviichuk, V.A., Nesterenkov, V.M., Berdnikova, O.M. (2022) Additive electron beam technology of manufacture of metal products from powder materials. *Avtomatychne Zvaryuvannya*, 2, 16–25. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.02.03>
11. AP&C a Colibrium Additive Company (GE Aerospace). <https://www.advancedpowders.com/powders/titanium-alloys/ti-6al-4v-grade-5>.
12. *Pyrogenesis additive. Product specification sheet*. <https://www.pyrogenesis.com/wp-content/uploads/2019/10/Pyro-Genesis-Additive-PRODUCT-SPEC-SHEET-Ti64-Grade-23-45-106microns.pdf>

CENTRIFUGAL PLASMA SPRAYING OF POWDERS OF TITANIUM AND HIGH-TEMPERATURE ALLOYS USING CONSUMABLE BILLETS PRODUCED BY ELECTRON BEAM MELTING

O.V. Ovchynnykov¹, O.V. Zavgorodny², V.I. Bronetska¹, E.A. Storchak¹, R.Yu. Bilyi³, M.M. Piasetskyi³

¹JSC “Titanium Institute”. 180 Sobornyi Ave., 69035, Zaporizhzhia, Ukraine

²LLC «MULTIFLEX». 24 Sobornyi Ave., 69063, Zaporizhzhia, Ukraine

³Ukrainian State University of Science and Technology. 2 Lazaryana Str., 49010, Dnipro, Ukraine

ABSTRACT

In modern conditions, Ukrainian industry faces difficulties related to metal powders for additive technologies: high cost, difficulty in their stable supply and availability of only foreign alloy brands are the main limiting factors for the introduction of 3D printing into high-tech industries. Therefore, research aimed at the development of domestic technologies for the production of spherical powders from titanium and heat-resistant nickel alloys is an urgent task. The work investigates the process of manufacturing spherical powders with application of the technology of rotary plasma spraying and shows the effectiveness of using electron beam smelting ingots as consumables. At the same time, the effect of the technological parameters of spraying on the size and quality of powders from heat-resistant and titanium alloys is determined. 12 Ref., 5 Tabl., 4 Fig.

KEYWORDS: ingot, heat-resistant alloys, electron beam smelting, rotary plasma spraying, spherical powder, additive technologies

ORCID

O.V. Овчинников — <https://orcid.org/0009-0006-5887-0676>, O.V. Завгородній — <https://orcid.org/0009-0006-7198-1557>,

V.I. Бронецька — <https://orcid.org/0009-0005-4275-8260>, E.A. Сторчак — <https://orcid.org/0009-0002-1213-8122>,

R.Yu. Білий — <https://orcid.org/0009-0001-7844-6649>, M.M. Пясецький — <https://orcid.org/0009-0008-9593-0724>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛІА ЛІСТУВАННЯ

V.I. Бронецька

АТ «Інститут титану». 69035, м. Запоріжжя, просп. Соборний, 180. E-mail: i.bronetska@ust.edu.us

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

O.V. Овчинников, O.V. Завгородній, V.I. Бронецька, E.A. Сторчак, R.Yu. Білий, M.M. Пясецький (2026) Відцентрове плазмове розпилення порошків із титанових і жароміцних сплавів із застосуванням витратних заготовок електронно-променевої виплавки. *Сучасна електрометалургія*, 02, 7–13. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.02.01>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 17.04.2026

Отримано у переглянутому вигляді 08.05.2026

Затверджено до друку 20.05.2026

Оприлюднено 27.05.2026

ВВЕДЕННЯ РІДКІСНОЗЕМЕЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ПРИ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОМУ ВИПЛАВЛЕНІ ЗЛИВКІВ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ, ЩО ЗАСТОСОВУЮТЬСЯ ДЛЯ ЛОПАТОК АВІАДВИГУНІВ 5-ГО ПОКОЛІННЯ

В.О. Березос¹, О.Б. Галенкова², Т.О. Мітіна³, А.М. Іванів⁴

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

²АТ «Івченко-Прогрес». 69068, м. Запоріжжя, вул. Іванова, 2

³АТ «Інститут титану». 69035, м. Запоріжжя, просп. Соборний, 180

⁴Український державний університет науки і технологій. 49010, м. Дніпро, вул. Лазаряна, 2

РЕФЕРАТ

Досліджено технологічні особливості отримання інтерметалідних сплавів на основі алюмініду титану, перспективних для використання в деталях газотурбінних двигунів. Особливу увагу приділено застосуванню рідкісноземельних металів, зокрема ітрію, як ефективної модифікуючої добавки при виплавці сплавів. Розглянуто технологічні особливості отримання інтерметалідних сплавів на основі алюмініду титану, призначених для використання у сучасному авіаційному двигунобудуванні. Представлено результати виплавки зливка діаметром 195 мм сплаву системи Ti–29Al–7Nb–2Mo методом подвійного електронно-променевого переплаву. Для формування оптимального хімічного складу та підвищення експлуатаційних характеристик було проведено подальший переплав у вакуумно-дуговій печі з контрольованою атмосферою із введенням модифікувального елемента ітрію. Вивчено вплив модифікування на макро- та мікроструктуру сплаву, а також на його механічні властивості. Встановлено, що введення поверхнево-активного елемента сприяє подрібненню зеренної структури та підвищенню міцності матеріалу. Бібліогр. 10, табл. 2, рис. 2.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: алюмінід, титан, електронно-променева плавка, вакуумно-дуговий переплав, модифікування, ітрій, структура, механічні властивості

ВСТУП

Рідкісноземельні метали (РЗМ) широко використовуються в металургії при виплавці різних сплавів як ефективні модифікуючі добавки. Їх введення в склад металів сприяє очищенню розплаву від шкідливих домішок, подрібненню зеренної структури та підвищенню механічних і експлуатаційних властивостей матеріалів. Завдяки цьому рідкісноземельні елементи застосовуються при виробництві різних конструкційних і жароміцних сплавів, що використовуються у сучасному машинобудуванні.

Розробка технологій видобутку та переробки рідкісноземельних металів є складним науково-технічним завданням, яким займається обмежена кількість спеціалізованих наукових установ. Серед них провідне місце у розробці технологій переробки мінеральної сировини та вилучення рідкісних і рідкісноземельних елементів виконано фахівцями Інституту титану (м. Запоріжжя). У межах науково-дослідних робіт Інститутом опрацьовані технологічні схеми комплексної переробки рудної та техногенної сировини, спрямовані на підвищення ступеня вилучення цінних компо-

нентів і раціональне використання мінеральних ресурсів.

Отримані РЗМ знаходять застосування як модифікуючі елементи при виплавці, зокрема, сплавів на основі алюмініду титану, що розглядаються в якості перспективних жароміцних матеріалів деталей газотурбінних двигунів з робочими температурами 600...700 °С. Додавання окремих рідкісноземельних елементів сприяє підвищенню пластичності з одночасним забезпеченням високих характеристик міцності та жароміцності сплавів на основі алюмінідів титану завдяки зміні морфології та подрібненню зерна литої структури.

Головною формуютьвою технологією виробництва деталей з алюмініду титану є технологія лиття [1, 2], в результаті якої формується мікроструктура з крупнозернистою будовою.

Отримання якісних зливок з титанових сплавів забезпечується використанням декількох переплавів — електронно-променевої плавки та подальшого вакуумно-дугового переплаву. Ця технологія забезпечує високу чистоту металу та дозволяє контролювати процеси кристалізації.

Метою даної роботи є розробка технологічної схеми отримання зливок сплаву системи Ti–28Al–7Nb–2Mo та дослідження впливу рідкоземельного елемента ітрію на формування структури і механічних властивостей матеріалу.

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026.

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ, УСТАТКУВАННЯ І МАТЕРІАЛИ

Алюмініди титану мають область ефективного температурного використання 600...800 °С. Для підтвердження та визначення цієї області важливим є проведення досліджень для конкретних авіаційних виробів, що працюють у високотемпературній області двигуна, наприклад, в турбінній частині. Аналіз номенклатури деталей турбіни показав необхідність проведення досліджень для лопаток, що обґрунтовано складністю умов їх роботи, температурного та напруженого стану.

Об'єктом дослідження є технологічні процеси отримання зливків алюмінідів титану для використання заготовок для виготовлення лопаток турбінної частини двигуна наземних установок, що використовуються на підприємствах ДП «Івченко-Прогрес» та АТ «МОТОР СІЧ».

Виплавка зливків включає в себе операції отримання витратного крупнобаритного електрода методом електронно-променевої плавки, його дошихтовку РЗМ та переплав з використанням вакуумно-дугової печі в тигель з подальшим литтям металу у кокіль.

В якості базового складу обрано сплав на основі алюмініду титану IV покоління системи Ti–29Al–7Nb–2Mo. На основі аналізу впливу різних модифікуючих елементів на структуру та

властивості γ -сплавів [3–6], елементом-модифікатором в роботі обрано Y. Ітрій — рідкісноземельний елемент, атомний радіус складає 187 пм ($187 \cdot 10^{-12}$ м), густина 4,47 г/см³. Ітрій не розчиняється у титані внаслідок великої відмінності атомних радіусів. Ітрій має сприятливі термодинамічні характеристики, що дозволяє впливати на розмір та морфологію структури титанових сплавів [7], найбільш суттєво при вмісті ітрію не більше 0,2 %.

У даному дослідженні використано раніше розроблену технологічну схему отримання зливків сплаву Ti–29Al–7Nb–2Mo, реалізовану методом подвійного електронно-променевого переплаву, що забезпечує стабільність хімічного складу [8, 9]. Виплавку зливку базового сплаву у вигляді витратного електрода діаметром 195 мм здійснювали методом електронно-променевого переплаву на установці УЭ-208М. Для забезпечення стабільного хімічного складу використовували технологію подвійного переплаву. При першому переплаві до сплаву вводили тугоплавкі легуючі елементи — ніобій та молібден. При другому переплаві до отриманого зливка додавали алюміній з урахуванням втрат на випаровування. Це дає змогу мінімізувати втрати алюмінію та забезпечити гарантоване розчинення тугоплавких легуючих елементів та рівномірний їх розподіл за довжиною та поперечним перерізом зливка.



Рис. 1. Обладнання для отримання зливка: вакуумно-дугова піч (а), тигель (б), кокіль (в); зовнішній вигляд отриманого зливка (г)

Для отримання сплаву з модифікатором відризалася частина зливка діаметром 195 мм, дошхтовувалась модифікатором Y і переплавлялась з використанням вакуумно-дугової печі у графітовий тигель (рис. 1, б), розливку металу проводили в кокіль (рис. 1, в). Така піч використовується для пілотного та напівпромислового виробництва литих виробів, виробництва ремонтних виливків, лабораторних дослідницьких цілей.

Лігатуру Ti–Al–5%Y отримано шляхом плавки шматочків титану губчастого та алюмінію з ітрієм у вигляді порошку у вакуумі в мідному кристалізаторі з використанням невитратного вольфрамового електрода. Розмір виплавленої заготовки відповідає габаритам готового виробу, в даному випадку висоті лопатки, і складає діаметром 70 мм і висотою 90 мм.

Для підтвердження рівномірності хімічного складу базового сплаву, отриманого ЕПП, проведено аналіз хімічного складу за довжиною зливка. Хімічний склад сплаву з ітрієм, виплавленого методом ВДП, виконано за висотою зливка з верхньої, середньої та нижньої його частин.

Аналіз хімічного складу сплаву виконували спектральним безеталонним методом на енергодисперсійному рентгенофлуорисцентному аналізаторі «Expert 3L». Вміст газових домішок (O, N, H) аналізували за допомогою газоаналізатора фірми «ELTRA».

Оцінку мікроструктури темплету проводили неозброєним оком за перетином зливка. Металграфічні дослідження виконували на оптичному мікроскопі «AxioObserver 5» після травлення

зразків у реактиві для титанових сплавів складу $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O} = 1:2:6$.

Механічні властивості визначали під час випробувань на розтяг відповідно до стандарту ДСТУ ISO 6892–1.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

У результаті досліджень методом ЕПП отримано злинок сплаву базового складу Ti–28Al–7Nb–2Mo діаметром 195 мм масою понад 100 кг. Зовнішній огляд показав відсутність грубих дефектів, таких як тріщини або незлитини. Для усунення поверхневих нерівностей виконано механічну обробку на глибину близько 5 мм. Детальне дослідження хімічного складу, макро- і мікроструктури сплаву базового складу виконано в роботі [10].

Зовнішній вигляд зливка Ti–29Al–7Nb–2Mo–0,2Y, отриманого шляхом ВДП, приведено на рис. 1, г. Геометрія зливка відповідає габаритним розмірам заготовок лопаток.

Аналіз хімічного складу (табл. 1) показав досить рівномірний розподіл легувальних та модифікуючих елементів у всьому об’ємі металу.

Дослідження макро- та мікроструктури зливка виконано за поперечним його перерізом. Мікроструктура сплаву з Y характеризується витягнутими зернами (рис. 2, а). При додаванні 0,2%Y β-зерна набувають поліедричної форми та спостерігається скорочення довжини пластин ($\alpha_2+\gamma$)-фаз до 100...150 мкм порівняно із базовим сплавом з товщиною пластин 100...400 мкм (рис. 2, б).

Завдяки введенню ітрію у кількості 0,2 % як поверхнево-активного елемента вдалося досягти

Таблиця 1. Хімічний склад зливка Ti–29Al–7Nb–2Mo–0,2Y

Сплав	Місце відбору проб	Ti	Al	Nb	Mo	Y
Ti–29Al–7Nb–2Mo–0,2Y	Верх	Основа	28,6	7,6	1,9	0,20
	Середня частина		27,3	→→	2,1	0,16
	Низ		30,4	7,3	2,0	0,21

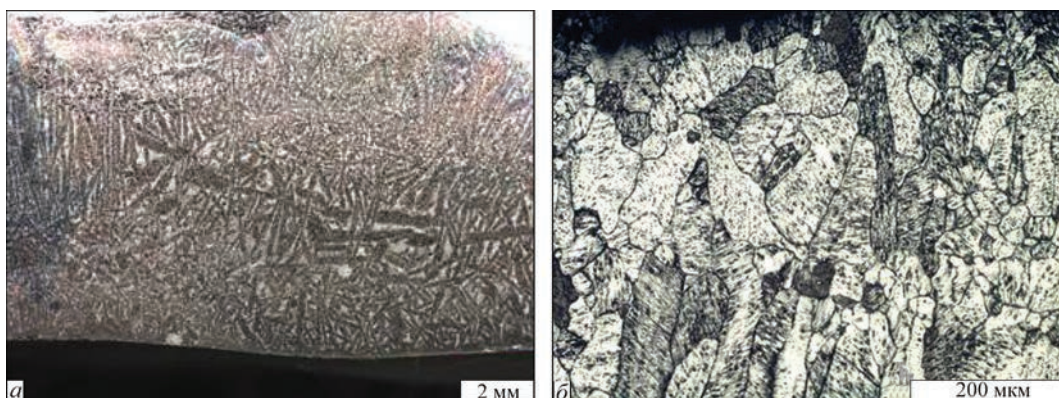


Рис. 2. Макро- (а) та мікроструктура (б) зливка Ti–29Al–7Nb–2Mo–0,2Y після травлення

Таблиця 2. Механічні властивості дослідних сплавів

Сплав	σ_b , МПа	δ , %
Ti-29Al-7Nb-2Mo	285	0,4
Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,2Y	507	0,6

підвищення механічних властивостей сплаву порівняно із базовим сплавом. Так, границя міцності сплаву збільшилася на 80 %, подовження — на 50 % (табл. 2).

Підвищення механічних властивостей при введенні ітрію пов'язане зі зміною морфології зерна литої структури шляхом зміни міжфазної енергії на межах зерен і фаз. До того ж ітрію сприяє рафінування меж зерен завдяки високій хімічній активності з домішками кисню, сірки та азоту, утворюючи стабільні сполуки (оксиди, сульфід, нітриди).

За результатами проведених досліджень сформовано технологічну схему, адаптовану до умов промислового виробництва. Вона включає отримання витратного електрода методом подвійного переплаву з подальшим введенням модифікатора для підвищення механічних властивостей базового сплаву. Плавлення здійснюється в дуговій печі з контрольованим газовим середовищем з подальшою розливкою металу у кокиль.

У межах запропонованої схеми встановлено раціональні режими плавки, що експериментально підтверджують забезпечення ізотропності властивостей матеріалу як при легуванні тугоплавкими елементами, так і при виплавці витратного електрода модифікованого складу.

Подальші роботи будуть спрямовані на легування сплаву базового складу додатковими модифікуючими елементами з метою досягнення комплексу властивостей, що відповідає вимогам до матеріалів деталей турбінної частини двигуна.

ВИСНОВКИ

1. Відтворено та експериментально підтверджено ефективність розробленої технологічної схеми отримання злиwkів сплаву Ti-29Al-7Nb-2Mo методом подвійного електронно-променевого переплаву для стабілізації хімічного складу.

2. Подальший вакуумно-дуговий переплав із введенням рідкоземельного елемента ітрію забезпечив формування однорідного зливка складу Ti-29Al-7Nb-2Mo-0,2Y.

3. Встановлено, що додавання ітрію призводить до утворення полідричної форми β -зерна та збільшення дисперсності структурних складових ($\alpha_2 + \gamma$)-фаз у середньому в 2 рази порівняно з базовим сплавом.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V. (1999) *Electron beam melting of titanium*. Titanium'99: Science and Technology, 1372–1384.
2. Chen, B., Ma, Y., Gao, M., Liu, K. (2010) Changes of oxygen content in molten TiAl alloys as a function of superheat during vacuum induction melting. *J. of Materials Science & Technology*, 26(10), 900–903. DOI: [https://doi.org/10.1016/s1005-0302\(10\)60144-2](https://doi.org/10.1016/s1005-0302(10)60144-2)
3. Goltvyanitsya, V.S., Tsvirko, E.I., Goltvyanitsya, S.K. (2013) Structure and properties of alloys based on titanium aluminides with boron and rare earth elements. *Visnyk Dvygunobuduvannya*, 1, 88–94 [in Ukrainian].
4. Markovsky, P.E. (1995) Improvement of structure and mechanical properties of cast titanium alloys using rapid heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 190(1–2), 9–12.
5. Khorev, A.I. (1979) Microalloying of titanium alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 21, 927–931. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00706629>
6. Nochovnaya, N.A., Khorev, A.I., Yakovlev, A.L. (2013) Perspectives of alloying titanium alloys with rare earth elements. *Metal Science and Heat Treatment*, 55, 415–418. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11041-013-9646-0>
7. Horna, I., Yablokova, G.V., Tinkov, V.O. et al. (2010) Influence of Y on the structure and properties of cast intermetallic alloy Ti-36Al. *Suchasni Problemy Fizychnogo Materialoznavstva*, 19, 122–127.
8. Akhonyn, S.V., Severyn, A.Yu., Berezos, V.O. et al. (2020) Obtaining large-sized ingots of titanium aluminides by the EPP method. *Suchasna Elektrometalurhiya*, 2, 18–22. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2020.02.03>
9. Akhonin, S.V., Severin, A.Yu., Berezos, V.O. et al. (2022) Producing ingots of Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr titanium aluminide by electron beam melting. *Suchasna Elektrometalurhiya*, 1, 11–15 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2022.01.01>
10. Ovchinnikov, O.V., Akhonin, S.V., Berezos, V.O. et al. (2024) Producing advanced alloys based on titanium aluminides for modern aircraft engine manufacturing. *Suchasna Elektrometalurhiya*, 1, 9–16 [in Ukrainian].

INTRODUCTION OF RARE EARTH ELEMENTS IN ELECTRON BEAM MELTING OF TITANIUM ALUMINIDE INGOTS USED FOR 5th GENERATION AIRCRAFT ENGINE BLADES

V.O. Beresos¹, O.B. Halienkova², T.O. Mitina³, A.M. Ivaniv⁴

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

²JSC «Ivchenko-Progress». 2 Ivanova Str., 69068, Zaporizhzhia, Ukraine

³JSC «Titanium Institute». 180 Sobornyy Prosp., 69035, Zaporizhzhia, Ukraine

⁴Ukrainian State University of Science and Technology, 2 Lazaryana Str., 49010, Dnipro, Ukraine

ABSTRACT

The paper investigates the technological features of obtaining intermetallic alloys based on titanium aluminide, promising for use in gas turbine engine parts. Particular attention is paid to the use of rare earth metals, in particular yttrium, as an effective modifying additive in alloy smelting. The technological features of obtaining intermetallic alloys based on titanium aluminide, intended for use in modern aircraft engine manufacturing, are considered. The results of smelting an ingot with a diameter of 195 mm of the Ti–29Al–7Nb–2Mo system alloy by the double electron beam remelting method are presented. To form the optimal chemical composition and improve the operational characteristics, further remelting was carried out in a vacuum arc furnace with a controlled atmosphere with the introduction of yttrium modifying element. The effect of modification on the macro- and microstructure of the alloy, as well as on its mechanical properties, was studied. It has been established that the introduction of a surfactant contributes to the refinement of the grain structure and the increase in the strength of the material. 10 Ref., 2 Tabl., 2 Fig.

KEYWORDS: aluminides, titanium, electron beam melting, vacuum arc remelting, modification, yttrium, structure, mechanical properties

ORCID

В.О. Березос – <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>, О.Б. Галенкова – <https://orcid.org/0009-0008-6007-1931>, Т.О. Мітіна – <https://orcid.org/0009-0005-3254-826X>, А.М. Іванів – <https://orcid.org/0009-0006-2252-1124>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

В.О. Березос
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: titan.paton@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.О. Березос, О.Б. Галенкова, Т.О. Мітіна, А.М. Іванів (2026) Введення рідкісноземельних елементів при електронно-променевому виплавленні зливків алюмініду титану, що застосовуються для лопаток авіадвигунів 5-го покоління. *Сучасна електрометалургія*, **02**, 14–18. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.02.02>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 05.05.2026

Отримано у переглянутому вигляді 06.05.2026

Затверджено до друку 20.05.2026

Оприлюднено 27.05.2026

НОВА КНИГА



ЗВАРЮВАННЯ. МЕТАЛУРГІЯ. МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО
Серія книг та монографій за редакцією академіка НАН України І.В. Кривцуна

Максимов С.Ю., Винничук С.Д., Прилипко О.О. Розробка технологічних основ та устаткування при застосуванні зовнішнього електромагнітного впливу при зварюванні під водою. — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Інститут проблем моделювання в енергетиці ім. Г.Є. Пухова НАН України, 2025. — 128 с.

У монографії розглянуто технологічні особливості реалізації процесу зварювання із застосуванням зовнішнього електромагнітного впливу (ЗЕВ) при зварюванні під водою. Наведено математичні моделі для обчислення електродинамічних сил і вихрових струмів у рідкометалевій ванні. Розроблені моделі можуть бути застосовані для зварювання під водою та на повітрі. З урахуванням теоретичних положень зроблено вибір технологічних режимів. Запропоновано оригінальні конструкції індукторів з різними конфігураціями електромагнітних полів. Зварювання з ЗЕВ призводить до зменшення розмірів пор, які утворюються в металі швів, що покращує їх фізико-механічні характеристики. Структура матеріалу наплавлення вирізняється рівновісними зернами невисокої дисперсності. При застосуванні ЗЕВ середні значення мікротвердості в зонах наплавлення та термічного впливу зменшуються, що свідчить про покращення пластичності. Проведені дослідження підтверджують, що при зварюванні з ЗЕВ у металі зони термічного впливу не спостерігаються гартівні структури й тріщини. ЗЕВ при підводному зварюванні допомагає гомогенізувати структуру, зменшити різницю фізико-механічних властивостей як між зонами зварного з'єднання, так і між зварним з'єднанням і основним металом.

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ВИПАРОВУВАННЯ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ ПРИ ЕПП ЖАРОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si

С.В. Ахонін, А.Ю. Северин, О.Г. Єрохін, Ю.Т. Іщук

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

РЕФЕРАТ

Знайдено термодинамічні та кінетичні параметри металевого розчину сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, що дозволило вдосконалити модель процесу випаровування елементів багатокомпонентних сплавів при електронно-променевої плавці з проміжною ємністю. Продемонстровано, що математична модель доречно описує процес випаровування елементів при електронно-променевої плавці жароміцних сплавів системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, що підтверджується натурним експериментом. Досліджено закономірності випаровування елементів сплаву при електронно-променевої плавці, які дають можливість передбачити кінцевий хімічний склад зливків та з'ясувати параметри ведення плавки. Бібліогр. 20, табл. 2, рис. 3.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: електронно-променева плавка, проміжна ємність, моделювання, випаровування, жароміцний сплав, легуючі елементи, зливки

ВСТУП

Сучасна авіаційна та ракетна техніка потребують нових матеріалів, які зможуть доповнити чи частково замінити використовувані в даних галузях сплави на основі нікелю, кобальту та заліза [1, 2]. Жароміцні титанові сплави — один із шляхів вирішення цієї задачі. Традиційні жароміцні титанові сплави характеризуються обмеженою температурою експлуатації, яка, як правило, не перевищує 400...600 °С. Згідно з сучасними оглядовими дослідженнями максимальна температура тривалої роботи титанових сплавів становить близько 600 °С, причому досягнення вищих температур пов'язане зі значними труднощами забезпечення термічної стабільності та опору повзучості. При підвищенні температури понад 400...500 °С спостерігається інтенсивне зниження механічних властивостей, обумовлене розвитком процесів повзучості, ковзанням по межах зерен та зародженням мікротріщин [3]. Крім того, при температурах, наближених до 500...600 °С, відбувається активне окиснення та дифузія кисню в метал, що призводить до охрупчування поверхневого шару та додаткового зниження міцності [4]. Тому проблема підвищення робочої температури титанових сплавів вище 600 °С актуальна на даний момент та потребує вирішення. Одним із напрямків підвищення високотемпературних властивостей титанових сплавів є створення металоматричних композитів на основі системи Ti–Al–Si. Такі матеріали мають структуру, де

завдяки виділенню тугоплавкого з'єднання Ti_5Si_3 у процесі кристалізації зливка відбувається зміцнення титанової матриці [5–8]. Ці сплави є перспективними для створення матеріалів із високим рівнем жароміцних та жаростійких характеристик та відносно невисокої вартості. В складі таких жароміцних сплавів присутні як елементи з високою пружністю пари (алюміній та олово), так і нелеткі елементи (ніобій, молібден та інші). Тому вкрай важливі додаткові дослідження процесів випаровування і взаємодії легуючих елементів при електронно-променевої плавці (ЕПП) цих сплавів.

МАТЕРІАЛИ ТА ОБЛАДНАННЯ

Для проведення досліджень використовували зразки зі зливка, отриманого на електронно-променевої установці УЕ-208М. В якості початкових шихтових матеріалів використовували технічно чисті титан марки ВТ1-0 у вигляді листів, алюміній в чушках марки А5, цирконій металевий (99,9 %), олово (99,9 %), молібден МЧ (99,9 %), технічний ніобій НБ-1 (99,8 %), технічний кремній Кр0 (98,8 %). Вміст легуючих елементів в отриманому зливку визначали методом емісійної спектроскопії на ІСР-спектрометрі ІСАР 6500 DUO. Кількісний склад шихтової заготовки розраховували з урахуванням втрат алюмінію та олова на випаровування.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України були розроблені математичні моделі для розрахунку випаровування легуючих еле-

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

ментів при електронно-променевої плавці з проміжною ємністю для сплавів на основі алюмініду титану системи легування Ti–Al–Nb–Cr–Mo [9]. Однак застосування цих підходів до складнолегованих жароміцних сплавів системи Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si потребує врахування присутності цирконію, олова та кремнію, що мають принципово різні легкості та термодинамічну активність.

Електронно-променева плавка з проміжною ємністю має три зони випаровування — торець шихтової заготівлі, ванна металу у проміжній ємності та ванна рідкого металу у кристалізаторі. Модель випаровування елементів при ЕПП будується на основі рівнянь матеріального балансу для кожного легуючого елемента сплаву для кожної стадії плавлення, а зв'язок між стадіями плавлення представлено масопотоками [9]:

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_j} \rho [M_i]_j dV = \\ = m_j [M_i]_{j-1} - S_{j-1} \pi_{j-1}^i - m_{j-1} [M_i]_{j-1}, \end{aligned} \quad (1)$$

де i — легуючий елемент сплаву; $[M_i]$ — масова частка кожного хімічного елемента в складі сплаву; j — стадія плавки; V_j — об'єм рідкого металу для кожної стадії плавлення, м³; S_j — площа вільної поверхні рідкого металу для кожної стадії плавлення, м²; π_j^i — питомі потоки кожного елемента з кожної стадії плавлення в парову фазу, кг/(с·м²); m_j — масова швидкість надходження розплаву з кожної стадії плавлення в наступну, кг/с.

Для сталих умов плавлення концентрації всіх легуючих компонентів сплаву на кожній стадії плавлення залишається незмінним в часі, тому мають місце наступні рівності:

$$\frac{\partial}{\partial \tau} \int_{V_j} \rho [M_i]_j dV = 0. \quad (2)$$

Для практичних розрахунків математичної моделі необхідно використовувати термодинамічні та кінетичні параметри металевого розчину для системи Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, які і слід обчислити чи визначити.

За умов робочого вакууму в камері плавлення 0,01...0,1 Па довжина вільного пробігу атомів перевищує характерний розмір камери, що відповідає молекулярному режиму випаровування [10, 11]. У цьому випадку щільність масового потоку компонентів сплаву з поверхні розплаву J_{ev} (кг/(с·м²)) визначається рівнянням Ленгмюра [12–14]:

$$J_{ev} = \alpha_c p_i^0 \gamma_i [N_i] \sqrt{M_i / 2\pi RT}, \quad (3)$$

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

Для кожного хімічного елемента сплаву його мольна доля в розплаві сплаву пов'язана з масовою часткою $[M_i]$ наступним співвідношенням:

$$\begin{aligned} [N_i] = \frac{[M_i]}{M_i} \left[\frac{[Ti]}{M_{Ti}} + \frac{[Al]}{M_{Al}} + \frac{[Sn]}{M_{Sn}} + \frac{[Zr]}{M_{Zr}} + \right. \\ \left. + \frac{[Mo]}{M_{Mo}} + \frac{[Nb]}{M_{Nb}} + \frac{[Si]}{M_{Si}} \right]^{-1}, \end{aligned} \quad (4)$$

де M_{Ti} , M_{Al} , M_{Sn} , M_{Zr} , M_{Mo} , M_{Nb} , M_{Si} — атомні маси титану, алюмінію, олова, цирконію, молібдену, ніобію та кремнію, відповідно, кг/моль. Таким чином мольна частка кожного легуючого елемента в складі сплаву може бути записана у вигляді:

$$[N_i] = k_c \frac{M_{Ti}}{M_i} [M_i], \quad (5)$$

де k_c — коефіцієнт, значення якого залежить від хімічного складу розплаву і для дослідного сплаву визначається рівнянням:

$$\begin{aligned} k_c = \left[1 + [Al] \left(\frac{M_{Ti}}{M_{Al}} - 1 \right) + [Sn] \left(\frac{M_{Ti}}{M_{Sn}} - 1 \right) + \right. \\ \left. + [Zr] \left(\frac{M_{Ti}}{M_{Zr}} - 1 \right) + [Mo] \left(\frac{M_{Ti}}{M_{Mo}} - 1 \right) + \right. \\ \left. + [Nb] \left(\frac{M_{Ti}}{M_{Nb}} - 1 \right) + [Si] \left(\frac{M_{Ti}}{M_{Si}} - 1 \right) \right]^{-1}. \end{aligned} \quad (6)$$

Розрахунок коефіцієнта сплаву наступного складу Ti–6,5Al–5,5Zr–1,5Sn–0,5Mo–0,1Nb–0,8Si за отриманою формулою встановлює, що його чисельне значення складає $k_c = 1,03$.

Таким чином, приймаючи значення коефіцієнта конденсації α_c рівним одиниці, питомі потоки цирконію, олова, молібдену, ніобію, кремнію і титану через міжфазну поверхню в парову фазу в j -тій зоні плавки можна виразити наступним чином:

$$\begin{aligned} \pi_j^{Zr} = k_j^{Zr} [Zr]_j, \quad \pi_j^{Sn} = k_j^{Sn} [Sn]_j, \\ \pi_j^{Mo} = k_j^{Mo} [Mo]_j, \quad \pi_j^{Nb} = k_j^{Nb} [Nb]_j, \\ \pi_j^{Si} = k_j^{Si} [Si]_j, \quad \pi_j^{Ti} = k_j^{Ti} [Ti]_j, \end{aligned} \quad (7)$$

де

$$k_j^{Zr} = k_C p_{Zr}^0(T_j) \gamma_j^{Zr} \frac{M_{Ti}}{\sqrt{2\pi R M_{Zr} T_j}};$$

$$k_j^{Sn} = k_C p_{Sn}^0(T_j) \gamma_j^{Sn} \frac{M_{Ti}}{\sqrt{2\pi R M_{Sn} T_j}};$$

$$k_j^{Mo} = k_C p_{Mo}^0(T_j) \gamma_j^{Mo} \frac{M_{Ti}}{\sqrt{2\pi R M_{Mo} T_j}};$$

$$k_j^{Nb} = k_C p_{Nb}^0(T_j) \gamma_j^{Nb} \frac{M_{Ti}}{\sqrt{2\pi R M_{Nb} T_j}};$$

$$k_j^{Si} = k_C p_{Si}^0(T_j) \gamma_j^{Si} \frac{M_{Ti}}{\sqrt{2\pi R M_{Si} T_j}};$$

$$k_j^{Ti} = k_C p_{Ti}^0(T_j) \gamma_j^{Ti} \sqrt{\frac{M_{Ti}}{2\pi R T_j}}$$

є константами швидкості випаровування цирконію, олова, молібдену, ніобію, кремнію та титану в j -тій зоні плавки відповідно, $\text{кг}/(\text{с}\cdot\text{м}^2)$; $p_{Zr}^0, p_{Sn}^0, p_{Mo}^0, p_{Nb}^0, p_{Si}^0, p_{Ti}^0$ — пружності парів цирконію, олова, молібдену, ніобію, кремнію та титану в j -тій зоні плавки відповідно; $\gamma_j^{Zr}, \gamma_j^{Sn}, \gamma_j^{Mo}, \gamma_j^{Nb}, \gamma_j^{Si}, \gamma_j^{Ti}$ — коефіцієнти активності цирконію, олова, молібдену, ніобію, кремнію та титану в j -тій зоні плавки відповідно; T_j — температура розплаву в j -тій зоні плавки, К.

Для процесу випаровування алюмінію з титанових сплавів в роботі [15] було отримано рівняння, що визначає питомий потік алюмінію з поверхні розплаву:

$$\pi_j^{Al} = \rho_{Ti} \beta_j^{Al} [Al]_j, \quad (8)$$

де $\beta_j^{Al} = \left(\frac{1}{\beta_{Al}} + \frac{\rho_{Ti}}{k_j^{Al}} \right)$ — сумарний коефіцієнт масопереносу алюмінію в рідкому металі в j -тій зоні плавки, м/с; $\beta_{Al} = 6,6 \cdot 10^{-6}$ м/с — коефіцієнт масопереносу алюмінію в розплаві титану, м/с; ρ_{Ti} — густина розплаву титанового сплаву, $\text{кг}/\text{м}^3$; $k_j^{Al} = k_C \frac{p_{Al}^0 \gamma_j^{Al} M_{Ti}}{\sqrt{2\pi M_{Al} R T_j}}$ — константа швидкості випаровування алюмінію в j -тій зоні плавки, $\text{кг}/(\text{с}\cdot\text{м}^2)$; $[Al]_j$ — концентрація алюмінію в j -тій зоні плавки, масова частка; p_{Al}^0 — пружність пари алюмінію, Па; γ_j^{Al} — коефіцієнт активності алюмінію в j -тій зоні плавки.

Рівноважний тиск насиченої пари для кожного легуючого елемента сплаву були розраховані за рівняннями [16, 17]:

$$\lg p_{Al}^0 = -\frac{16379}{T} + 9,979 - 0,335 \lg T,$$

$$\lg p_{Sn}^0 = -\frac{15339}{T} + 7,689 + 0,141 \lg T,$$

$$\lg p_{Zr}^0 = -\frac{32541}{T} + 13,966 - 0,847 \lg T - \frac{0,243}{1000} T,$$

$$\lg p_{Mo}^0 = -\frac{35904}{T} + 12,370 - 0,107 \lg T - \frac{0,363}{1000} T,$$

$$\lg p_{Nb}^0 = -\frac{39568}{T} + 13,205 - 0,288 \lg T - \frac{0,3}{1000} T,$$

$$\lg p_{Si}^0 = -\frac{20542}{T} + 8,783 - 0,019 \lg T,$$

$$\lg p_{Ti}^0 = -\frac{25860}{T} + 12,392 - 0,142 \lg T - \frac{0,551}{1000} T.$$

Таким чином, з урахуванням рівнянь (1), (2), (7) та (8) було отримано математичну модель процесів випаровування легуючих елементів жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si під час ЕПП: для алюмінію —

$$m_{j-1}[Al]_{j-1} = (S_j \rho_{Ti} \beta_j^{Al} + m_j)[Al]_j,$$

для інших елементів сплаву —

$$m_{j-1}[M_i]_{j-1} = (S_j k_j^i + m_j)[M_i]_j,$$

де

$$m_{j-1} = m_j + S_j (\rho_{Ti} \beta_j^{Al} [Al]_j + k_j^{Sn} [Sn]_j + k_j^{Zr} [Zr]_j [Mo]_j + k_j^{Nb} [Si]_j + k_j^{Ti} [Ti]_j).$$

Модель дозволяє встановити залежності вмісту легуючих компонентів в зливку титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si від технологічних параметрів плавки та початковому вмісту легуючих елементів в шихтовій заготівлі. В цілому, математична модель являє собою систему нелінійних алгебраїчних рівнянь, яку вирішували чисельними методами.

Особливістю багатокомпонентної системи є необхідність врахування коефіцієнтів активності елементів у розплаві. Як показали попередні оцінки, коефіцієнти активності цирконію, молібдену, ніобію, кремнію і титану можна прийняти рівними одиниці, а алюмінію — 0,3 [8, 18, 19].

Приймаючи до уваги відсутність літературних даних щодо чисельних значень коефіцієнта активності олова в рідкому розчині складнолегуюваних титанових сплавів, нами для визначення коефіцієнта активності олова в сплаві системи Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si та перевірки адекватно-

Таблиця 1. Фактичний хімічний склад вихідної шихти і зливка титанового сплаву Ti–6,5Al–5,5Zr–1,5Sn–0,6Mo–0,1Nb–0,8Si

Характеристика металу	Вміст елементів, мас. %						
	Al	Zr	Sn	Mo	Nb	Si	Ti
Вихідна шихта	8,0	4,7	3,5	0,6	0,1	0,8	Залишок
Зливок ЕПП (експеримент)	6,64	4,99	1,40	0,59	0,1	0,68	—»—

сті побудованої математичної моделі на електронно-променевої установці UE208M за наведеною в роботі [20] методикою було проведено виплавку дослідного зливка жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,5Zr–1,5Sn–0,6Mo–0,1Nb–0,8Si в кристалізатор діаметром 110 мм та проведено порівняння отриманих експериментальних даних з результатами розрахунків за побудованою математичною моделлю. Кількісний склад шихтової заготовки розраховували з урахуванням втрат алюмінію та олова на випаровування (табл. 1).

Масова швидкість плавки складала 30 кг/г, потужність електронно-променевого нагріву поверхні розплаву в кристалізаторі дорівнювала 14 кВт, потужність електронно-променевого нагріву поверхні розплаву в проміжній ємності та на торці вихідної заготовки — 54 кВт. Розміри проміжної ємності дорівнювали 100×200 мм. Поперечний переріз витратної шихтової заготовки складав 200×200 мм.

З метою визначення чисельного значення коефіцієнта активності олова в металевому розчині системи Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si для проведеної експериментальної плавки за побудованою математичною моделлю було проведено розрахунок хімічного складу отриманого зливка при різних значеннях коефіцієнта активності олова (табл. 2).

Аналіз отриманих результатів (див. табл. 1, 2) показав, що найкраща збіжність експериментальних та розрахункових даних забезпечується за умови $\gamma_j^{Sn} = 0,7$, тобто при подальших розрахунках за побудованою математичною моделлю буде прийнято, що коефіцієнт активності олова дорівнює 0,7.

В цілому побудована математична модель процесів випаровування при електронно-променевому плавленні жароміцного титанового сплаву системи

легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si описує процес випаровування легуючих елементів з досить високим ступенем точності. Відносна похибка розрахункових результатів від експериментальних даних при електронно-променевої плавці зливка титанового сплаву Ti–6,5Al–5,5Zr–1,5Sn–0,6Mo–0,1Nb–0,8Si складала: 2 % для алюмінію; 2 % для цирконію; 4 % для олова; 6 % для молібдену 5 % для ніобію і 19 % для кремнію. Відносно велика розбіжність розрахункових та експериментальних даних щодо кремнію може бути пояснена тим, що при концентраціях кремнію в титані більше 0,4 % в титановій матриці відбувається виділення окремої фази у вигляді силіцидів типу Ti_5Si_3 , що утруднює визначення вмісту кремнію в сплаві та не було враховано при розробці математичної моделі.

З метою визначення аналізу впливу технологічних параметрів електронно-променевої плавки і хімічного складу початкової шихти на хімічний склад злиwkів, що виплавляються, за допомоги наведеної математичної моделі були визначені залежності вмісту легуючих елементів в зливку жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si діаметром 110 мм від швидкості плавки при різному хімічному складі вихідної шихти $[Al]_0$, $[Zr]_0$, $[Sn]_0$, $[Mo]_0$, $[Nb]_0$, $[Si]_0$ (рис. 1).

Аналіз отриманих залежностей показав, що вміст в зливку елементів з високою пружністю пари (алюміній та олово) за рахунок випаровування нижче за вміст цих елементів в вихідній шихті, причому при збільшенні швидкості плавки різниця в концентраціях між початковою шихтою та зливком стає меншою (рис. 1, а, б). В той же час вміст в зливку легуючих елементів з пружністю пари нижчою за пружність пари титану (Zr, Mo, Nb) вище за вміст цих елементів в вихідній

Таблиця 2. Розрахунковий хімічний склад зливка титанового сплаву Ti–6,5Al–5,5Zr–1,5Sn–0,6Mo–0,1Nb–0,8Si

Коефіцієнт активності олова, γ_j^{Sn}	Вміст елементів, мас. %						
	Al	Zr	Sn	Mo	Nb	Si	Ti
0,5	6,74	4,89	1,72	0,625	0,104	0,805	Залишок
0,6	6,76	4,90	1,51	0,626	—»—	0,807	—»—
0,7	6,77	4,91	1,34	0,627	0,105	0,808	—»—
0,8	—»—	4,92	1,19	0,628	—»—	0,809	—»—
0,9	6,78	4,93	1,06	0,629	—»—	0,810	—»—
1,0	6,79	—»—	0,95	0,630	—»—	0,811	—»—

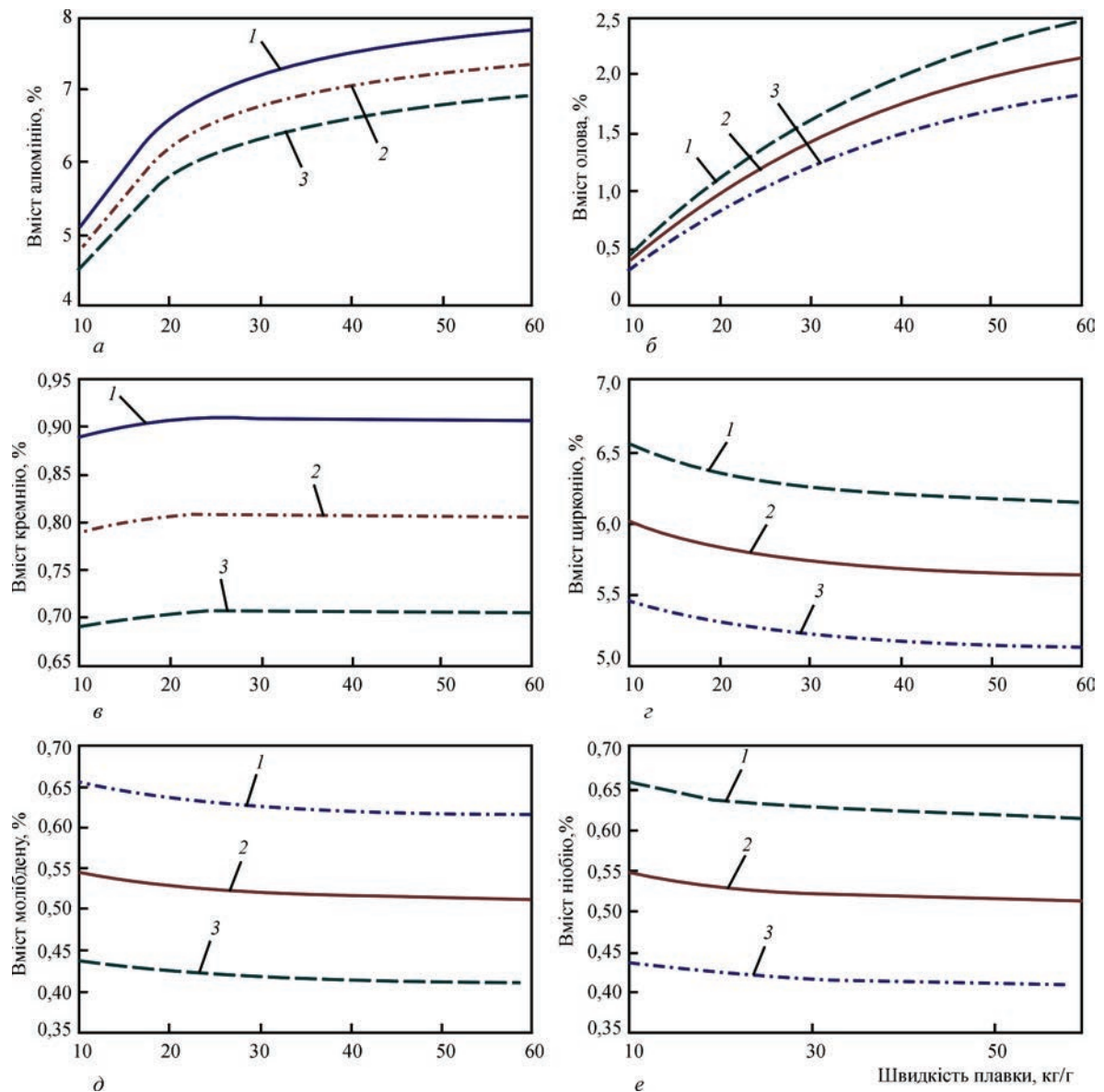


Рис. 1. Залежності вмісту Al (а), Sn (б), Si (в), Zr (г), Mo (д), Nb (е) в зливку титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si від швидкості плавки при незмінній потужності електронного нагрівання та різному вмісту цих елементів у вихідній шихті, %: а — 1 — 8,5; 2 — 8,0; 3 — 7,5; б — 1 — 4,0; 2 — 3,5; 3 — 3,0; в — 1 — 0,9; 2 — 0,8; 3 — 0,7; г — 1 — 5,0; 2 — 5,5; 3 — 5,0; д — 1 — 0,6; 2 — 0,5; 3 — 0,4; е — 1 — 0,6; 2 — 0,5; 3 — 0,4

шихті, причому при збільшенні швидкості плавки концентрація цих елементів в зливку наближається до їх концентрації у вихідній шихті (рис. 1, г, д, е). Окрему позицію займає кремній, вміст якого в процесі плавки практично не змінюється і дуже слабо залежить від швидкості плавки (рис. 1, в). Це пояснюється тим, що крива залежності пружності насиченої пари кремнію від тиску та температури знаходиться дуже близько від кривої для основного компоненту сплаву — титану [16].

Встановлено, що зміна вмісту елементів з низькою пружністю пари Ti, Nb, Mo, Zr відносно малі і для зливка діаметром 110 мм при швидкостях плавки більше 30 кг/г їх можливо не приймати до уваги при розрахунках вихідної шихти. Розраховано, що при низьких швидкостях плавки (менше

10 кг/г) втрати алюмінію та олова випаровуванням може досягати 3 %, тоді як збільшення швидкості плавки до 40 кг/г забезпечує зменшення втрати алюмінію та олова випаровуванням до 0,9 % та 1,75 % відповідно, що забезпечує збереження їх вмісту в зливку. Незважаючи на відносно слабку залежність втрат алюмінію випаровуванням від концентрації алюмінію в початковій шихті, аналіз залежності цих втрат від вмісту алюмінію в початковій шихті показав, що чим більше вміст алюмінію в початковій шихті, тим більші втрати алюмінію на випаровування (рис. 2, а). У порівнянні з втратами алюмінію, втрати олова випаровуванням більш суттєво залежать від концентрації олова в початковій шихті (рис. 2, б). Так, наприклад, при швидкості плавки 20 кг/г збільшення концентрації

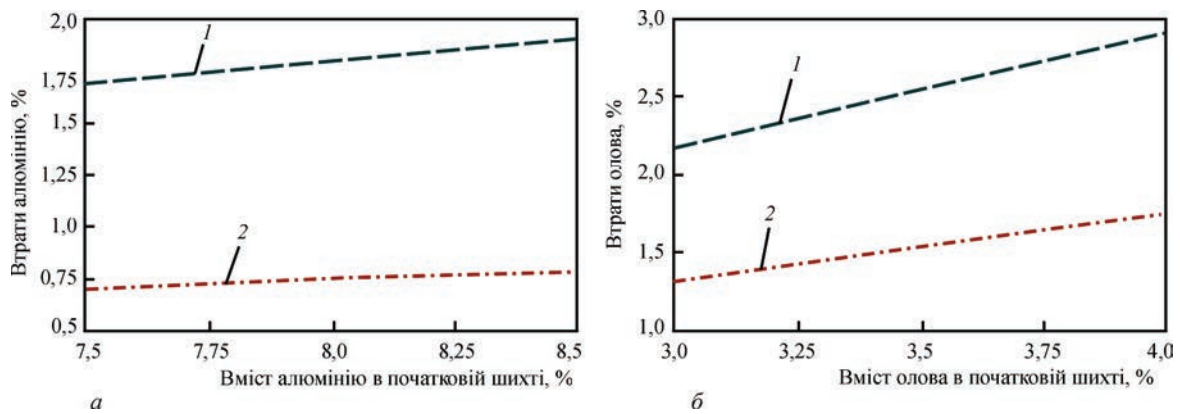


Рис. 2. Втрати алюмінію та олова випаровуванням в залежності від їх вмісту в початковій шихті: 1 — швидкість плавки 20 кг/г; 2 — швидкість плавки 50 кг/г

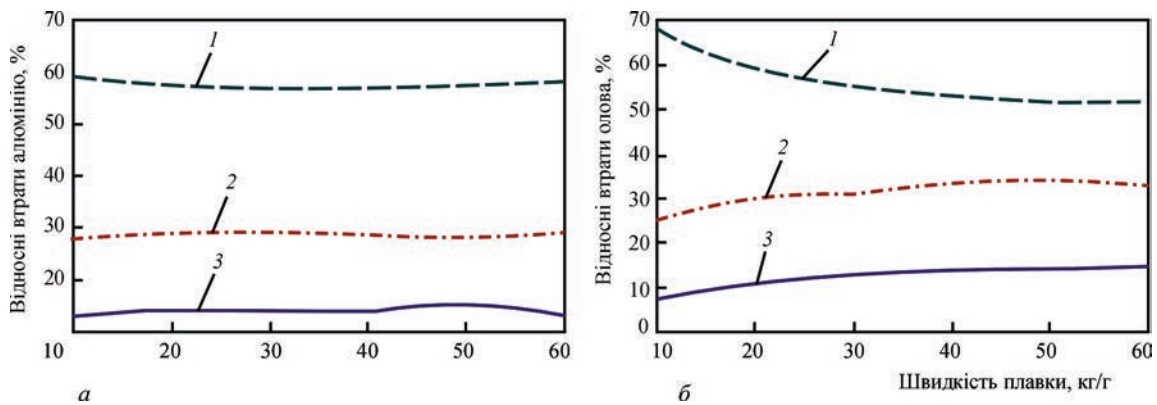


Рис. 3. Відносні втрати алюмінію (а) та олова (б) випаровуванням на торці витратної заготівлі в проміжній ємності (2) та кристалізаторі (3) в залежності від швидкості плавки при незмінній потужності електронного нагрівання

олова в початковій шихті з 3 до 4 % призводить до збільшення втрат олова випаровуванням з 2,2 до 2,9 , тоді як збільшення концентрації алюмінію в початковій шихті з 7,5 до 8,5 % призводить до збільшення втрат алюмінію випаровуванням тільки з 1,7 до 1,85 %.

Аналіз взаємного впливу алюмінію та олова на їх кінцевий вміст в зливку показав, що зміна початкового вмісту кожного з цих елементів у вихідній шихті дуже слабо позначається на їх кінцевій концентрації в зливку. Аналіз випаровування алюмінію на кожній стадії ЕПП (рис. 3, а) демонструє, що в залежності від швидкості ведення плавки втрати алюмінію на торці витратної заготівлі складають $\approx 57...59\%$, в проміжній ємності $\approx 28...29\%$, а в кристалізаторі $\approx 13...15\%$ від загальних втрат алюмінію. Аналіз втрат Sn випаровуванням на кожній стадії ЕПП (рис. 3, б) показує, що відносні втрати олова випаровуванням на торці витратної заготівлі зменшуються з 68 % для швидкості 10 до 52 % для швидкості 60 кг/г, тоді як відносні втрати олова випаровуванням в проміжній ємності навпаки збільшуються з 25 % при швидкості плавки 10 кг/г до 33 % від загальних втрат олова в процесі ЕПП при швидкості плавки 60 кг/г. І навпаки, втрати олова випаровуванням в кристалізаторі збільшуються з 8 % при швидкості плавки 10 кг/г до 15 % при

швидкості 60 кг/г. Такий розподіл втрат цих елементів між стадіями плавки слабо залежить від швидкості плавки і першочергово обумовлюється площею поверхні розплаву на кожній стадії плавлення металу. Отримані закономірності мають практичне значення при проектуванні електронно-променевих установок і виборі геометрії проміжної ємності.

За результатами проведеного аналізу можна зробити висновок, що основним чинником, який впливає на концентрацію алюмінію та олова в зливку ЕПП, є їх вміст в початковій шихті та швидкість плавки.

Таким чином, побудована математична модель процесів випаровування при електронно-променевому плавленні жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si адекватно встановлює залежність вмісту легуючих елементів в зливку від технологічних параметрів плавки та може бути використана для розрахунку хімічного складу вихідної шихти, що забезпечить відповідність отриманого зливка ЕПП за хімічним складом вимогам стандартів та технічних умов.

ВИСНОВКИ

1. Розроблено адаптовану математичну модель випаровування елементів для складнолегуючого

жароміцного титанового сплаву системи Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si при ЕПП з проміжною ємністю.

2. Практично встановлено чисельне значення коефіцієнта активності Sn у розплаві ($\gamma_{\text{Sn}} = 0,7$), що забезпечує мінімальну розбіжність між розрахунковими та експериментальними даними.

3. Показано, що швидкість плавки при незмінних енергетичних вкладаннях є визначальним технологічним параметром керування втратами алюмінію та олова на випаровування.

4. Визначено розподіл втрат летких компонентів між зонами ЕПП, що дозволяє оптимізувати конструкцію обладнання та режим плавки.

5. Модель може бути використана для технологічного розрахунку складу витратної заготовки з метою забезпечення заданого хімічного складу зливка.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

- Cormier, J. (2018) Ni- and Co-based superalloys and their coatings. *Metals*, **8**, 1055. DOI: <https://doi.org/10.3390/met8121055>
- Tajne, A., Gupta, T.V.K., Ramani, H., Joshi, Y. (2024) A critical review on the machinability aspects of nickel and cobalt based superalloys in turning operation used for aerospace applications. *Advances in Materials and Processing Technologies*, **10(2)**, 833–866. DOI: <https://doi.org/10.1080/2374068X.2023.2185850>.
- Liu, Z., Xin, S., Zhao, Y. (2023) Research progress on the creep resistance of high-temperature titanium alloys: A review. *Metals*, **13**, 1975. DOI: <https://doi.org/10.3390/met13121975>
- Casadebaigt, A., Hugues, J., Monceau, D. (2020) High temperature oxidation and embrittlement at 500..600 °C of Ti–6Al–4V alloy fabricated by laser and electron beam melting. *Corrosion Sci.*, **175**, 108875. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108875>
- Firstov, S.A., Tkachenko, S.V., Kuz'menko, N.N. (2009) Titanium «irons» and titanium «steels». *Met. Sci. Heat Treat.*, **51**, 12–18. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11041-009-9119-7>
- Firstov, S.O., Lugovskiy, Y.F., Kuzmenko, M.M. et al. (2023) Temperature dependencies of the mechanical properties of heat-resistant titanium alloys of the Ti–Si–X system under cyclic loading. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45(3)**, 311–327. [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.45.03.0311>
- Shevchenko, O.M., Kulak, L.D., Kuzmenko, M.M. at al. (2023) The influence of the deformation and heat treatment on the structure and heat-resistance of Ti–Al–Zr–Si alloys. *Materials Sci.*, **59(1)**, 40–48. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-023-00741-y>
- Akhonin, S. V., Sevryn, A. Yu., Berezos, V. O. at al. (2024) Influence of deformation processing modes on the structure and mechanical properties of a high-temperature titanium alloy of the Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn system, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46(7)**, 705–715. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.46.07.0705>
- Akhonin, S.V., Severin, A.Yu., Berezos, V.O., et al. (2022) Mathematical modeling of evaporation processes during the EBM of titanium aluminide-based alloys of the Ti–Al–Nb–Cr–Mo alloying system. *Suchasna Elektrometallurhiya*, **2**, 10–16 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2022.02.02>
- Bellot, J.P., Duval, H., Ablitzer, D. (1996) Validity of the Kinetic Langmuir's law for the volatilization of metallic element in vacuum metallurgy. In: *Proc. of Symp. of Gas Interaction in Nonferrous Metals Processing, Anaheim, USA*, Vol. 1, 109–124.
- Bellot, J.P., Duval, H., Ritchie, M., Ablitzer, D. (1999) The use of mathematical models to determine parameters minimizing the volatilization losses in the electron beam melting process. In: *Proc. of the 9th World Conf. on Titanium, St-Petersburg, Russia*, Vol. 1, 1442–1449.
- Schiller, Z., Geising, U., Panzer, Z. (1980) *Electron beam technology*. Moscow, Energiya [in Russian].
- Nakao, R., Fukumoto, S., Fujii, M. (1992) Evaporation of alloying elements and behavior of degassing reactions of high chromium steel in electron beam melting. *ISIJ Inter.*, **32(5)**, 685–692. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.32.685>
- Jiahao Zhang, Tangqing Cao, Haoyue Ge et al. (2025) Investigation of element volatilization and impurity removal behavior in electron beam melting of VNbTaTi refractory high-entropy alloys. *J. of Manufacturing Processes*, **155**, 185–197. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2025.10.020>.
- Akhonin, S.V., Trigub, N.P., Zamkov, V.N., Semiatin, S.L. (2003) Mathematical modeling of aluminum evaporation during electron-beam cold-hearth melting of Ti–6Al–4V ingots. *Metallurgy and Materials Transact.*, **4B**, 447–454. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11663-003-0071-4>.
- Honig, R.E. (1957) Vapor pressure data for the more common elements. *RCA Review*, **18**, 195–204.
- Mondal, B., Mukherjee, T., Finch, N.W. et al. (2023) Vapor pressure versus temperature relations of common elements. *Materials*, **16(1)**. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16010050>
- Kostov, A., Živković, D. (2008) Thermodynamic analysis of alloys Ti–Al, Ti–V, Al–V and Ti–Al–V. *J. of Alloys and Compounds*, **460(1–2)**, 164–171, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.05.059>
- Akhonin, S.V., Berezos, V.O., Yerokhin, O.G. (2025) Production of high-strength titanium alloys by electron beam melting. Kyiv, PWI [in Ukrainian].
- Akhonin, S., Pikulin, O., Berezos, V. at al. (2022) Determining the structure and properties of heat resistant titanium alloys VT3-1 and VT9 obtained by electron beam melting. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **5(12–119)**, 6–12. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2022.265014/>

STUDY OF ALLOYING ELEMENT EVAPORATION DURING ELECTRON BEAM MELTING OF HEAT-RESISTANT TITANIUM ALLOYS OF THE Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si SYSTEM

S.V. Akhonin, A.Yu. Sevryn, O.G. Erokhin, Yu.T. Ishchuk

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

ABSTRACT

The thermodynamic and kinetic parameters of the metal melt of a Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si system alloy were determined, which made it possible to refine the model of element evaporation in multicomponent alloys during electron beam melting with an intermediate crucible. It was demonstrated that the developed mathematical model adequately describes the evaporation of elements during electron beam melting of heat-resistant alloys of the Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si system, as confirmed by full-scale experiments. The regularities of alloy element evaporation during electron beam melting were established, enabling prediction of the final chemical composition of the ingots and determination of optimal melting parameters. 20 Ref., 2 Tabl., 3 Fig.

KEYWORDS: electron beam melting, intermediate crucible, modeling, evaporation, heat-resistant alloy, alloying elements, ingot

ORCID

С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, А.Ю. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2363>,
О.Г. Єрохін — <https://orcid.org/0000-0003-2105-5783>, Ю.Т. Ішук — <https://orcid.org/0009-0004-6679-6977>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛІА ЛИСТУВАННЯ

С.В. Ахонін

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: akhonin.sv@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

С.В. Ахонін, А.Ю. Северин, О.Г. Єрохін, Ю.Т. Ішук (2026) Дослідження процесів випаровування легуючих елементів при ЕПП жароміцних титанових сплавів системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si. *Сучасна електрометалургія*, **02**, 19–26. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.02.03>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 12.02.2026

Отримано у переглянутому вигляді 08.04.2026

Затверджено до друку 20.05.2026

Оприлюднено 27.05.2026



XI International Welding Fair ExpoWELDING
13–15 October 2026, Katowice, Poland

The most important welding fair in Poland and one of the most recognized industry events in Europe, where market leaders present the latest solutions related to welding technology. ExpoWELDING is a place of effective business — here we combine science with practice!

ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ МЕТАЛУ ШВА ПІД ЧАС ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ ЗВАРНИХ СТИКІВ РЕЙОК ТРАМВАЙНИХ КОЛІЙ

І.В. Кривцун, Р.С. Губатюк, О.С. Прокоф'єв, С.В. Римар, Є.О. Пантелеймонов, В.А. Костін, С.Г. Григоренко, В.В. Жуков, І.О. Гончаров, Г.В. Кузьменко

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

РЕФЕРАТ

Представлено результати фізичного моделювання на модельних зразках структуроутворення металу шва під час термічного оброблення зварних стиків рейок трамвайних колій. Модельні зразки у вигляді стрижнів вирізані із реальних зварних стиків головки рейок типу Р65 із сталі марки К76Ф. Стики виконані автоматичним дуговим зварюванням ванним способом плавким мундштуком присадним порошковим зварювальним дротом марки АНПМ-3. Вперше побудовані частини термодинамічних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту за безперервного охолодження металу зварного шва, виконаного дуговим зварюванням, і його зони сплавлення з основним металом рейки, що дозволило визначати зміни структури металу і його твердість за різних швидкостей охолодження. Фізичне моделювання на модельних зразках дозволило визначити параметри термічного оброблення зварних з'єднань рейок, за яких покращуються властивості металу, підвищується його твердість і знімаються залишкові напруження. Термічне оброблення буде позитивно впливати на підвищення експлуатаційних властивостей та збільшення надійності й ресурсу працездатності зварних стиків рейок, що важливо під час будівництва і ремонту трамвайних колій. Бібліогр. 33, табл. 1, рис. 8.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: зварні стики, рейки трамвайних колій, термічне оброблення, фізичне моделювання, термодинамічні діаграми, підвищення надійності

ВСТУП

Науково-дослідна робота, виконана в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, є розвитком теоретичних й експериментальних досліджень в області технології індукційного термічного оброблення зварних стиків рейок [1–5] і спрямована на підвищення експлуатаційних властивостей трамвайних рейкових шляхів за рахунок покращення структурної однорідності та формування необхідного складу мікроструктури металу зварного шва, виконаного дуговим зварюванням, зняття залишкових напружень, вирівнювання твердості.

Для здійснення електродугового зварювання рейок, зазвичай, використовують наступні способи зварювання: штучними покритими електродами; в середовищі захисних газів; під флюсом; порошковими дротами; електрошлаковим зварюванням тощо [6]. Самий простий, але найменш досконалий й мало продуктивний є спосіб ручного дугового зварювання штучними електродами, якість зварного з'єднання за якого цілком залежить від кваліфікації зварювальника [7]. Він застосовується в основному для зварювання ванним способом кранових і трамвайних рейок [8].

З метою покращення якості зварювання і підвищення продуктивності застосовується напівавтоматичне зварювання ванним способом з попереднім підігрівом рейок для запобігання виникнення холодних тріщин, яким можна зварювати залізничні колії, зокрема і метрополітену [8].

Дослідження, здійснені в ІЕЗ ім. Є.О. Патона [9] показують, що за електродугового зварювання рейок без застосування їх попереднього підігріву до температури вище 250 °С в металі зони термічного впливу зароджуються холодні тріщини.

Відомий спосіб зварювання закритою дугою високовуглецевими електродами високоміцних рейкових сталей із застосуванням попереднього підігріву і післязварювального термічного оброблення [10]. Є поєднання способів автоматичного зварювання у захисному газі плавким електродом підшови залізничної рейки та електрошлакового зварювання у вузький зазор її шийки та головки [10].

В Японії, завдяки удосконаленню технології та зварювальних матеріалів й застосування термічного оброблення, вдалося суттєво покращити якість зварних з'єднань і успішно застосовувати електродугове зварювання в будівництві швидкісних залізничних ліній [11]. Процес зварювання рейок включає накладання кореневого валика з наскрізним проплавленням, багатопрхідне зварювання підшови, безперервне зварювання від шийки до головки та багатопрхідне зварювання головки рейок [7]. Для зварювання стандартних

рейок із вуглецевої сталі використовується зварювальний дріт класу 800...1100 МПа з низьким вмістом вуглецю, який дає зварний шов з бейнітною структурою. Для високоміцних рейок використовується високовуглецевий зварювальний дріт для отримання перлітної структури металу шва з покращеною зносостійкістю та стійкістю до стирання металу шва [7, 11]. Ширина шва забезпечується на рівні 20 мм, а ширина зони термічного впливу — 100 мм. Твердість металу шва близька до твердості основного матеріалу рейки *HV390*, але присутні зони зниженої твердості по бокам шва. За допомогою термічного оброблення зварного стику вдається зменшити градієнт твердості і змістити зони пониженої твердості до 60 мм від центра шва [11].

В ІЕЗ розроблено технологію автоматичного електродугового зварювання ванним способом з використанням плавкого мундштука (АДЗПМ) [12, 13] на основі застосування самозахисного порошкового дроту, що подається через плоский мундштук, який плавиться. Цей спосіб дозволяє виконувати зварювання в номінальний зазор між стикуми рейок 12...16 мм з можливістю вести зварювання і в зазор 8...22 мм [13]. Автоматизація і механізація цього процесу у 2...3 рази збільшила продуктивність робіт із забезпеченням стабільної якості зварювання і прийнятних механічних характеристик з'єднань [12, 13]. Отримано твердість металу шва зварного з'єднання рейок Р65 по Бринеллю *HV 2600...3200* МПа з межею міцності 800...900 МПа [12]. Руйнівне навантаження під час випробування з'єднання на статичний згин зі стрілою прогину 16...22 мм становило 1500...1650 кН. Створене універсальне обладнання є мобільним. Технологія дозволяє зварювати рейкові колії промислових підприємств, трамвайних та підкранових шляхів, а у перспективі — виконувати оперативні ремонтні роботи на залізницях [7]. Технологія забезпечує прийнятну якість зварних з'єднань рейок і не застосовує на зараз післязварювальне термічне оброблення.

В даній роботі проводяться дослідження з можливості застосування термічного оброблення в способі АДЗПМ для ще більшого покращення якості зварних стиків рейок трамвайних колій.

АДЗПМ [12, 13] формує відносно широкий зварний шов з неоднорідним складом металу, який утворюється в результаті взаємодії металу присадного дроту з металом рейки. Після здійснення зварювання ширина шва рейок по їх висоті на різних її ділянках може коливатися в діапазоні 15...40 мм, а ширина зони термічного впливу — в діапазоні 20...75 мм (менші величини спостерігаються в го-

ловці рейки, середні — в її шийці, більші — в підшві). Для термозміцнених рейок центру зварного шва притаманне зниження твердості металу, а в навколошовній зоні її підвищення на 10 %. У не термозміцнених рейок цей відсоток менший. Відносно велика ширина шва зі зниженою твердістю в зоні контакту колесо–рейка може призвести до утворення сідловин, а підвищена твердість навколошовної зони — до тріщин та викришувань металу. Результатом цього стає пониження робочої здатності зварних стиків під час експлуатації рейкових колій. Зварному з'єднанню властиві також внутрішні залишкові напруження. Сучасні вимоги до надійності колій вимагають покращення якості зварних стиків рейок та зменшення дії названих негативних післязварювальних факторів. Правильно підібрані режими термічного оброблення покращують механічні властивості зварних стиків і вирівнюють твердість металу [14, 15]. Для послаблення впливу осередків внутрішніх залишкових напружень, що виникають в процесі зварювання, й покращення структури металу зон зварних з'єднань рейок, що мають складний профіль, найбільш оптимальною на сучасному етапі розвитку техніки є технологія їх індукційного термічного оброблення струмами високої частоти, яка забезпечує високу швидкість локального нагрівання металу зварних стиків [16–20].

Актуальними і необхідними є теоретичні та практичні дослідження, спрямовані на вивчення формування структури металу в зварних з'єднаннях стиків рейок після їх термічного оброблення і встановлення обґрунтованих режимів оброблення, які позитивно впливають на кінетику структурних перетворень металу [21–24]. Для цього, у визначеному температурному діапазоні аустенітного перетворення металу, за різних швидкостей охолодження, необхідно побудувати частини термокінетичних діаграм сплаву металу присадного дроту з рейковим металом.

Об'єктом дослідження є структуроутворення металу шва під час термічного оброблення зварних стиків рейок трамвайних колій, виконаних дуговим зварюванням.

Метою роботи є визначення необхідних режимів термічного оброблення зварних стиків рейок, виконаних способом АДЗПМ. Для цього необхідно вирішити такі завдання: встановити кінетику фазових перетворень під час охолодження металу зварного з'єднання із визначенням впливу швидкостей охолодження на формування кінцевої мікроструктури в металі зварного з'єднання. Подібні дослідження способу АДЗПМ і зазначеного сплаву металу зварного шва проведені вперше і

ґрунтуються на досвіді робіт [1–5, 25], здійснених в ІЕЗ для створення технології термічного оброблення зварних стиків рейок, виконаних способом контактної-стиків зварювання.

Зазвичай, на даний час в Україні для трамвайних колій застосовують трамвайні жолобчасті рейки різних марок, які використовуються на кривих ділянках та в межах проїзної частини дороги, і залізничні рейки типу Р65, які укладаються на прямих ділянках поза межами проїзної частини дороги та на швидкісних ділянках трамвайного шляху. Ці рейки виконані із споріднених високовуглецевих рейкових сталей відповідно марок М76 і К76Ф. В якості зварювального матеріалу для виконання АДЗПМ використовується дріт марки АНПМ-3.

Робота спрямована на створення підґрунтя для розроблення технології та індукційного обладнання термічного оброблення зварних стиків рейок, виконаних дуговим зварюванням.

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

включають: металографічні методи вивчення кристалічної структури металу з використанням світлової мікроскопії; дилатометричні дослідження з побудовою частин термодинамічних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту; дюрOMETРИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ з вимірюванням твердості металу зварних швів; методи термоелектрометрії і пірометрії; методи фізичного моделювання термооброблення металу зварних швів на малих модельних зразках [26], вирізаних із реальних зварних стиків рейок.

Основні результати досліджень можуть бути застосовані в комунально-транспортних підприємствах для будівництва і ремонту трамвайних рейкових шляхів.

ДИЛАТОМЕТРИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ

З метою оцінки впливу термічного циклу індукційного термічного оброблення на формування кінцевої структури металу зони термічного впливу зварних з'єднань рейкової сталі К76Ф, виконаних способом АДЗПМ, були проведені дослідження модельних зразків на установці для імітації процесів зварювання та термомеханічної обробки Gleeble 3800 [27]. Для цього із реального зварного

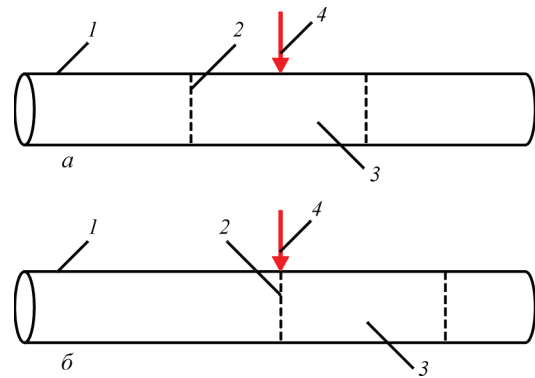


Рис. 1. Схема двох типів зразків для проведення дилатометричного дослідження: а — зварний метал у центрі зразку (I тип); б — зона сплавлення у центрі зразку (II тип); 1 — циліндричний металевий зразок; 2 — лінія сплавлення; 3 — зона зварного з'єднання; 4 — місця прилягання щупів дилатометра

з'єднання рейки виготовлені два типи модельних зразків I і II діаметром 6 мм та довжиною 86 мм. Зразки були відшліфовані і хімічно протравлені в 4 % спиртовому розчині азотної кислоти (ніталь) для виявлення металу шва і зон його сплавлення з основним металом рейки. У зразках I типу їх центральна частина (область дослідження) співпадала наплавленим металом зварного шва, у II типі центральна частина (область дослідження) співпадала з зоною сплавлення наплавленого та основного металу рейки (рис. 1). Сам метал шва являє собою сплав металу присадного дроту АНПМ-3 і основного металу рейки.

В табл. 1 наведено хімічний склад застосованих у дослідженнях високовуглецевої рейкової сталі К76Ф рейки типу Р65 та металу шва, виконаного з використанням зварювального порошкового дроту марки АНПМ-3.

Для дослідження кінетики розпаду аустеніту нагрівання модельних зразків здійснювалося в вакуумі ($5,0 \cdot 10^{-4}$ мбар) прохідним струмом за рахунок джоулевої тепоти. Зразок розташовувався горизонтально і зміна геометричних розмірів зразка визначалася за допомогою високоточного датчика вимірювання лінійного збільшення LVDT (лінійний диференціальний трансформатор зі змінним коефіцієнтом передачі). Розміри контактної поверхні зонду датчика із зразком становили 0,5...1,0 мм. Прискорене остигання зразка відбувалося за допомогою охолоджувальних мідних затискачів за рахунок теплопровідності. Термічний цикл зада-

Хімічний склад високовуглецевої рейкової сталі К76Ф і металу шва, виконаного способом АДЗПМ з використанням зварювального дроту АНПМ-3, мас. %

Матеріал	Fe	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	V	Mo	Al
Сталь К76Ф	97,737	0,80	0,32	0,96	0,010	0,010	0,03	0,04	0,033	0,051	0,008	0,001
Метал АНПМ-3	94,937	0,30	0,40	1,20	0,015	0,015	0,50	1,40	0,033	0,100	0,350	0,750

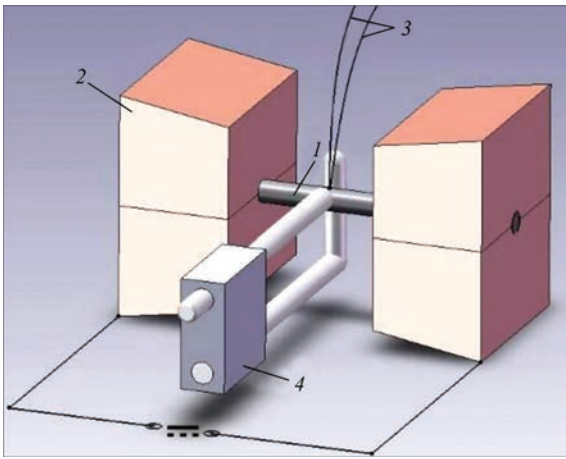


Рис. 2. Схема приладу імітації [1] термодеформаційного стану металевих матеріалів Gleeble 3800: 1 — металевий зразок; 2 — мідні затискачі, що охолоджуються; 3 — термопара; 4 — дилатометр

вався програмою, яка заснована на контролі температури зразка в часі за допомогою привареної до нього термопари (сплав Pt–Pt/Rh 10 %) діаметром 0,9 мм. Затискачі вільно переміщувалися один відносно одного по повздовжній осі, що дозволяло уникнути виникнення термічних напружень (рис. 2).

Дослідження зварних з'єднань на модельних зразках відбувалося за різними термічними циклами процесу. Термічні цикли включали в себе етап нагрівання, етап ізотермічної витримки в аустенітній області за температури нормалізації та етап охолодження. Температура нормалізації була однаковою для всіх режимів термічного оброблення зразків та становила 900 °С. Середня швидкість нагрівання зразків до заданої температури становила 8 °С/с. Після нагрівання металу шва до його перетворення в аустенітній області зразки витримували протягом 70 с і охолоджували у відповідності із заданими режимами термічних циклів. Для вивчення термодинаміки перетворен-

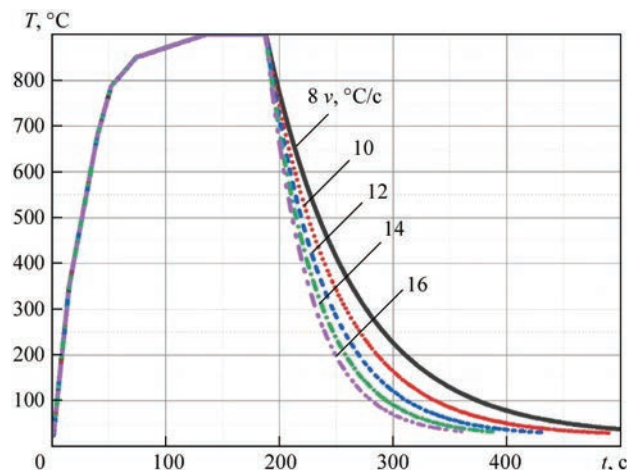


Рис. 3. Термічні цикли у часі (t) під час дилатометричного дослідження

ня переохолодженого аустеніту металу зварного шва було обрано п'ять термічних циклів, які відрізнялися швидкістю охолодження v в інтервалі температур 800...500 °С і становили відповідно 8, 10, 12, 14 і 16 °С/с для кожного типу модельних зразків (рис. 3).

Характер охолодження зразків нелінійний та був заданий законом Ньютона–Ріхмана, що відповідає природному охолодженню металу [1, 28]:

$$T(t) = T_{o,s} + (T_{\max} - T_{o,s})e^{-rt},$$

де T — температура зразка в момент часу t ; $T_{o,s}$ — температура оточуючого середовища; T_{\max} — максимальна температура нагріву, яка є початковою температурою охолодження; e — основа натурального логарифму; r — константа, що пов'язана з теплоємністю матеріалу (позитивна величина).

Підготовка зразків I і II типів з різним розташуванням зони зварного шва відносно його центру (рис. 1) обумовлена задачею дослідження характеру розпаду аустеніту як в металі зварного шва (рис. 1, а), так і в металі зони сплавлення (рис. 1, б). Через складну геометрію зони сплавлення і те, що виміряна ширина лінії сплавлення становить 0,4...0,5 мм та є меншою за розмір контактної поверхні зонду датчика із зразком, в області вимірювання дилатометру потрапляв метал як самої лінії сплавлення, так і метал, що межує з нею — литий метал шва і основний метал рейки.

Отримані частини термодинамічних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту для металу зварного шва (I типу зразків) та для металу зони сплавлення (II типу зразків) мають схожий характер (рис. 4).

На основі частини термодинамічної діаграми для металу зварного з'єднання сталі К76Ф виконаного дротом АНПМ-3, встановлено, що під час нагрівання зразків зі швидкістю 8 °С/с поліморфне $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення для I типу зразків починається за температури 715,2 °С (A_{c1}), закінчується за температури 884,6 °С (A_{c3}), а для II типу зразків — 733,0 °С (A_{c1}) і 870,4 °С (A_{c3}) відповідно.

Для металу шва (I типу зразків) початок високотемпературного (перлітного) перетворення лежить в інтервалі температур 600...630 °С і зростає зі спаданням швидкостей охолодження — 16...8 °С/с. Кінець даного перетворення завершується за температури 405 °С. У випадку металу зони сплавлення (II типу зразків) спостерігається деяке підвищення температури початку високотемпературного перетворення у порівнянні з металом зварного шва та складає 616...657 °С для швидкостей охолодження відповідно 16...8 °С/с, а завершується за температур 545...553 °С для зазначених швидкостей.

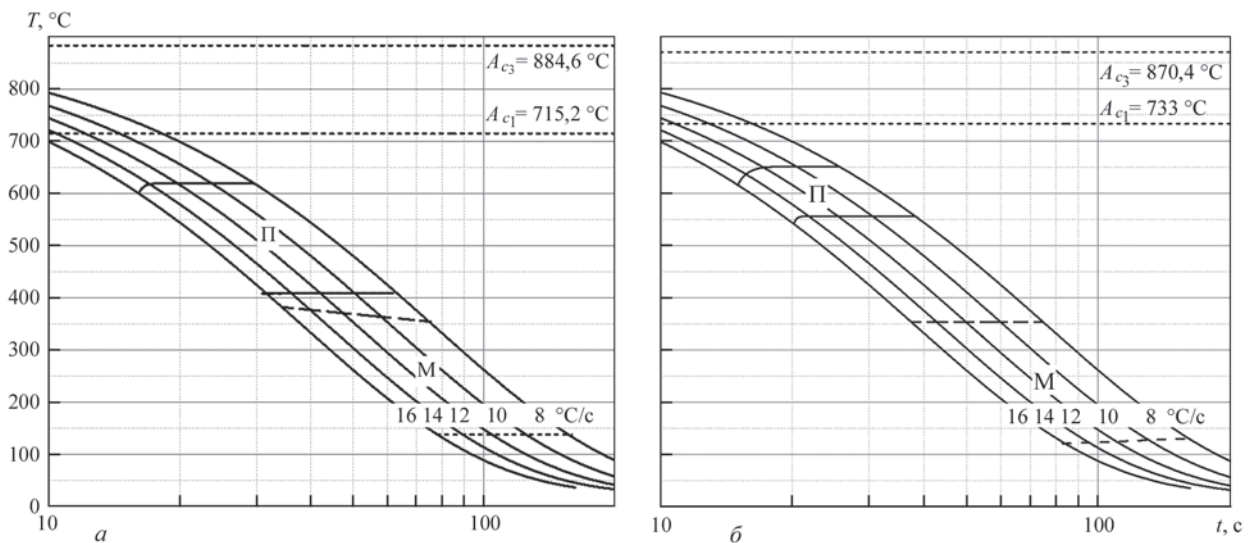


Рис. 4. Частини термокінетичних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту за безперервного охолодження металу зварного з'єднання сталі К76Ф, виконаного способом АДЗПМ дротом АНПМ-3: а — I тип модельних зразків (метал шва); б — II тип модельних зразків (метал зони сплавлення)

Різниця температур початку та закінчення високотемпературного перетворення мають значні відмінності для I і II типу зразків відповідно 195...225 °C і 71...104 °C й для I типу зразків зона високотемпературного перетворення значно протяжніше за таку ж зону для II типу зразків.

Початок низькотемпературного (мартенситного) перетворення I типу зразків лежить в діапазоні температур 369...351 °C і зменшується зі спаданням швидкостей охолодження — 16...8 °C/c. Завершується низькотемпературне перетворення за температури 145 °C. Для II типу зразків температура початку низькотемпературного перетворення дорівнює 346 °C, а температура кінця цього перетворення лежить в діапазоні 122...140 °C і зростає зі спаданням швидкості охолодження відповідно 16...8 °C/c. Різниця температур початку та закінчення низькотемпературного перетворення для зазначених швидкостей охолодження однакові для I і II типу зразків — 224...206 °C.

Такі відмінності у характері перетворення для розглянутих частин термокінетичних діаграм вірогідно пов'язані з різним хімічним складом за вмістом вуглецю й легуючих елементів металу шва та зони сплавлення.

Збільшення об'єму металу на ділянці високотемпературного (перлітного) перетворення для обох типів зразків незначне у порівнянні із його збільшенням на ділянці низькотемпературного (мартенситного) перетворення та складає 1...5 % від останнього.

Під час проведення дилатометричних випробувань температура аустенізації (нормалізації) була обрана 900 °C. Однак визначено, що поліморфне перетворення для модельних зразків I типу закін-

чується за температури 884,6 °C (A_{c3}). Вочевидь, що дана температура аустенізації може бути не достатня для повного розчинення первинної структури металу та протікання в повній мірі дифузійних процесів. Отже температуру аустенізації для I типу зразків рекомендується збільшити приблизно на 30...50 °C, щоб гарантовано забезпечити перехід металу в аустенітну область. Відмінності у температурі аустенізації зразків I і II типів можуть також призвести до деякої зміни характеру температурних перетворень.

За термічного оброблення швів рейок індуктором, який охоплює рейку, область металу під центром індуктора (в осьовому напрямку рейки), що відповідає I типу зразків, буде мати вищу температуру, ніж область металу у країв індуктора — в зоні сплавлення металу шва з основним металом рейки, що відповідає II типу зразків. Таким чином, умова забезпечення підвищеної температури для металу зварного шва і зменшеної температури у зоні сплавлення металу шва з основним металом рейки може бути виконана за рахунок особливостей конструкції індуктора (його ширини) і розподілення температурного поля під ним.

МІКРОСТРУКТУРНІ ДОСЛІДЖЕННЯ І ДОСЛІДЖЕННЯ РІВНЯ ТВЕРДОСТІ

Виконано дослідження мікроструктури основного металу термозміцненої залізничної рейки типу Р65 із сталі марки К76Ф і металу зварного шва за кратності збільшення $\times 250$. Основний метал має перлітну дрібнодисперсну структуру (сорбіто-троститного типу типу) різного ступеня дисперсності (рис. 5, а) з балом зерна № 7–9 і з мікротвердістю $HV 0,1-2800...3200$ МПа в тілі

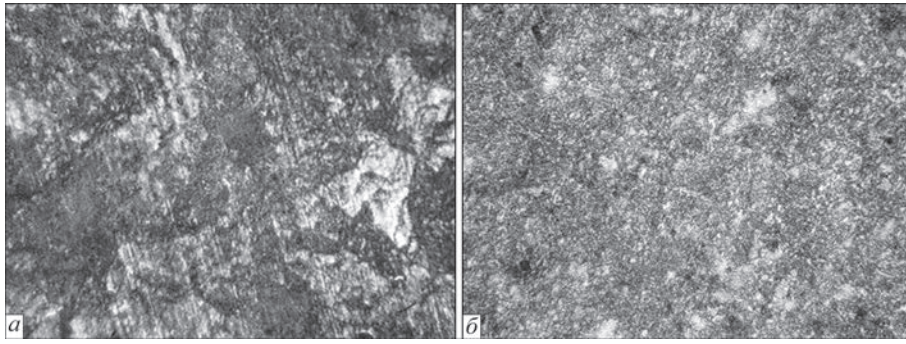


Рис. 5. Мікроструктура: *a* — основного металу головки залізничної рейки; *б* — металу зварного шва ($\times 250$)

головки рейки і до $HV\ 0,1\text{--}3510$ МПа на її поверхні кочення. Інтегральна твердість основного металу $HRC\ 35\text{--}37$ в головці рейки на глибині 5 мм від поверхні кочення і $HRC\ 32\text{--}33$ на глибині 20 мм. Локальна твердість металу вимірювалась за Віккерсом за навантаження 0,1 кгс, а інтегральна твердість — за Роквеллом твердоміром ТК-2М за навантаження 150 кгс.

Метал зварного шва (рис. 5, б) має литу феритно-перлітну структуру з вкрапленнями мартенситу. Інтегральна твердість в зварному шві в головці рейки на глибині 5 мм від поверхні кочення становила $HRC\ 29$, а на глибині 20 мм — $HRC\ 31$. Тобто спостерігається знижена твердість в зварному шві в головці рейки відносно основного металу рейки. Це є передумовою можливої появи сідловин на поверхні кочення в зоні зварного шва в процесі довготривалої та інтенсивної експлуатації колій.

Проведено також металографічні дослідження металу модельних зразків після дилатометричних випробувань. Визначено структурно-фазовий склад металу зварного з'єднання. Дослідження мікроструктури зразків виконувалось в центральній частині шва (I тип зразків) та в області лінії сплавлення (II тип зразків) за кратності збільшення $\times 200$ і $\times 500$.

Мікроструктура (рис. 6) досліджених зразків I типу № 1–4 зі швидкістю охолодження $8\text{--}14$ °C/c являє собою перлітну структуру з мікротвердістю в межах $HV\ 0,1\text{--}3230\text{--}3840$ МПа. Відмінності є у зразка № 5 зі швидкістю охолодження 16 °C/c, у якому спостерігається збільшення об'ємної долі дрібногочастого мартенситу з мікротвердістю в межах $HV\ 0,1\text{--}4160\text{--}4510$ МПа.

Дослідження мікроструктури зразків II типу № 6–10 виконувалось в зоні лінії сплавлення наплавленого металу шва та основного металу рейки на двох ділянках: перша зміщена на 0,5 мм в бік металу шва (рис. 7), друга — на таку ж відстань в бік основного металу рейки (рис. 8).

Малий розмір відбитка інтензора твердоміра ($\sim 24\text{--}28$ мкм) дозволив провести локальне вимірю-

вання мікротвердісті безпосередньо в межах вузької зони сплавлення з дотриманням необхідного кроку в межах трьох діагоналей між відбитками.

Мікроструктура досліджених зразків II типу № 6–10 першої ділянки (рис. 7) зі швидкістю охолодження $8\text{--}16$ °C/c являє собою змішану феритно-перлітну структуру з незначною часткою мартенситу, переважно відпущеного типу. Мікротвердість темної феритно-перлітної фази лежить в межах $HV\ 0,1\text{--}2570\text{--}2900$ МПа, а світлої мартенситної фази $HV\ 0,1\text{--}4060\text{--}4260$ МПа. Загальна мікротвердість даної ділянки знаходиться в межах $HV\ 0,1\text{--}3680\text{--}3880$ МПа. Зі збільшенням швидкості охолодження помітна тенденція збільшення мікротвердості металу цієї ділянки.

Мікроструктура зразків II типу № 6–10 другої ділянки (рис. 8) переважно являє собою перлітну структуру різного ступеню дисперсності з місцями виділення вільного фериту по границям колишніх аустенітних зерен. Загальна мікротвердість цієї ділянки знаходиться в межах $HV\ 0,1\text{--}3130\text{--}3480$ МПа. Зі збільшенням швидкості охолодження також помітна тенденція збільшення мікротвердості даної ділянки.

Таким чином, термічне оброблення металу зварного шва сприяє підвищенню його твердості тим сильніше, чим більше швидкість охолодження.

Дослідження структури металу шва та області сплавлення показали, що застосування швидкостей охолодження в межах $8\text{--}14$ °C/c призводить до формування гартівних структур в металі шва, а саме ділянок відпущеного мартенситу, а за 16 °C/c — ділянок дрібногочастого мартенситу. Можна прогнозувати, що подальше зростання швидкості охолодження буде сприяти збільшенню об'ємної долі дрібногочастого мартенситної складової в металі шва. Зниження швидкості охолодження нижче 8 °C/c може призвести до структурних змін в області лінії сплавлення та основному металі рейки, а саме до збільшення об'ємної долі вільного фериту, зміни морфології перлітної складової, коагуляції

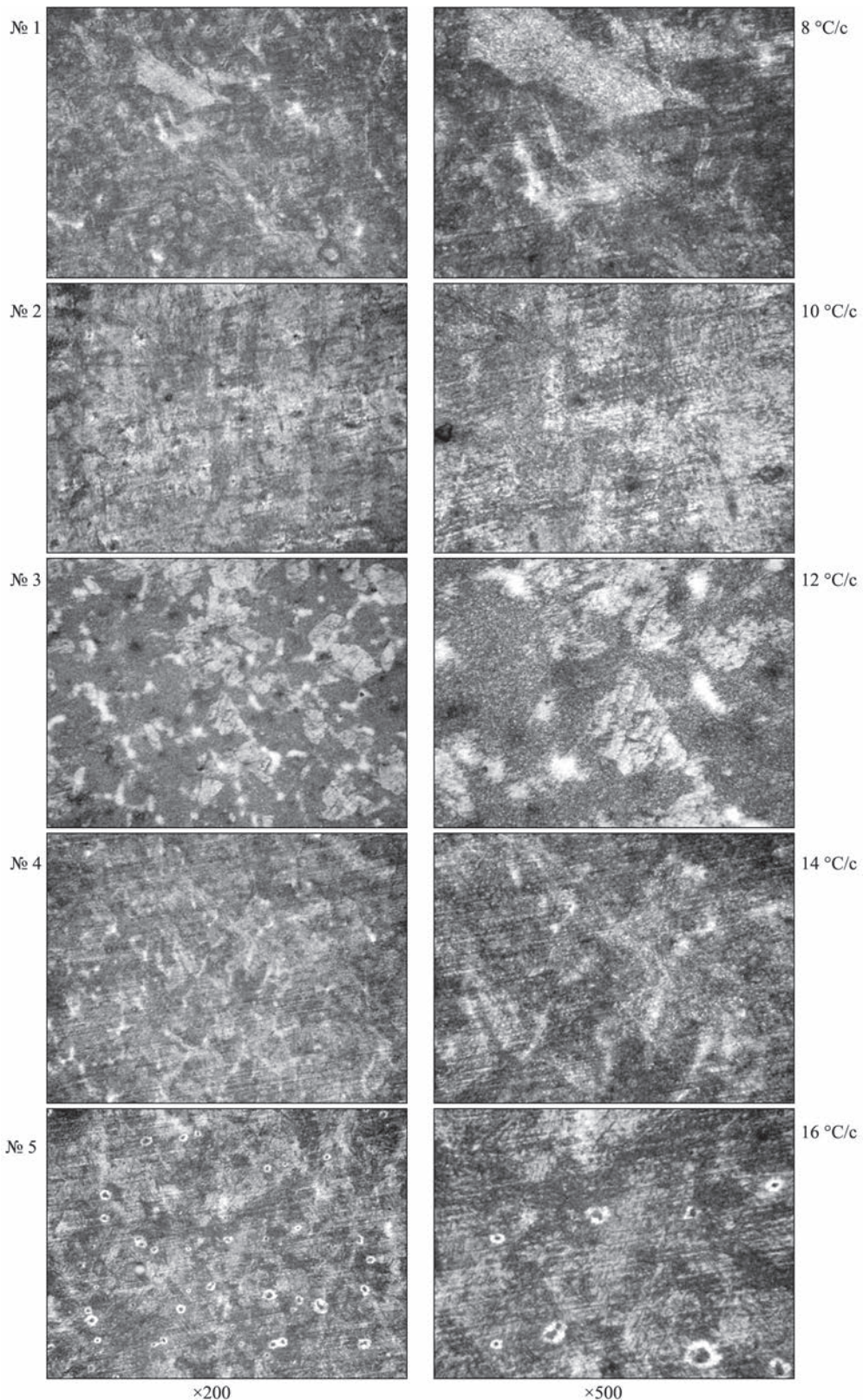


Рис. 6. Мікроструктура центральної зони зварного з'єднання модельних зразків I типу № 1–5 в залежності від швидкості охолодження під час їх термічного оброблення ($\times 200$ і $\times 500$)

карбідів, що призведе до суттєвого зниження інтегральної твердості металу в даній області.

Формування ділянок гартівних мартенситних структур і наявність в них частки відпущеного мартенситу у металі зварного з'єднання після

термічного оброблення зумовлене особливостями термодинамічних умов охолодження з аустенітної області. Спостерігаються доволі високі температури початку низькотемпературного мартенситного перетворення (M_s — Martensitic Start) для ме-

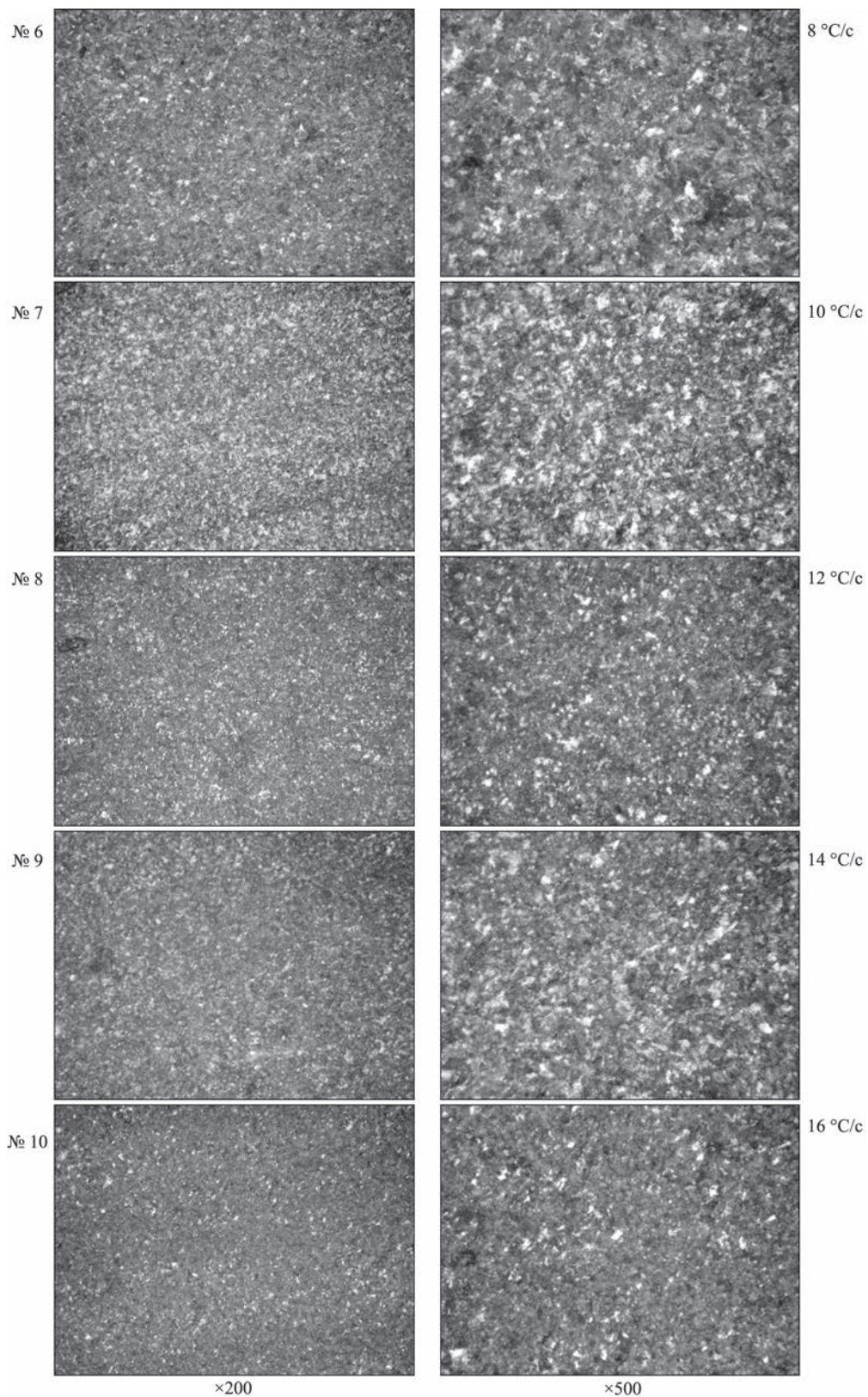


Рис. 7. Мікроструктура зони сплавлення металу шва та основного металу рейки модельних зразків II типу № 6–10 першої області (область зміщена в бік металу шва) в залежності від швидкості охолодження під час їх термічного оброблення ($\times 200$ і $\times 500$)

талу шва (зразки I типу) — $369\text{...}351$ °C і металу зони сплавлення (зразки II типу) — 346 °C. Завершується низькотемпературне перетворення (Mf — Martensitic Finish) для зразків I і II відповідно за

температурами 145 °C і $122\text{...}140$ °C (рис. 4). Підвищений час перебування металу в інтервалі мартенситного перетворення Ms–Mf, що зумовлене суттєвою різницею температур його початку та за-

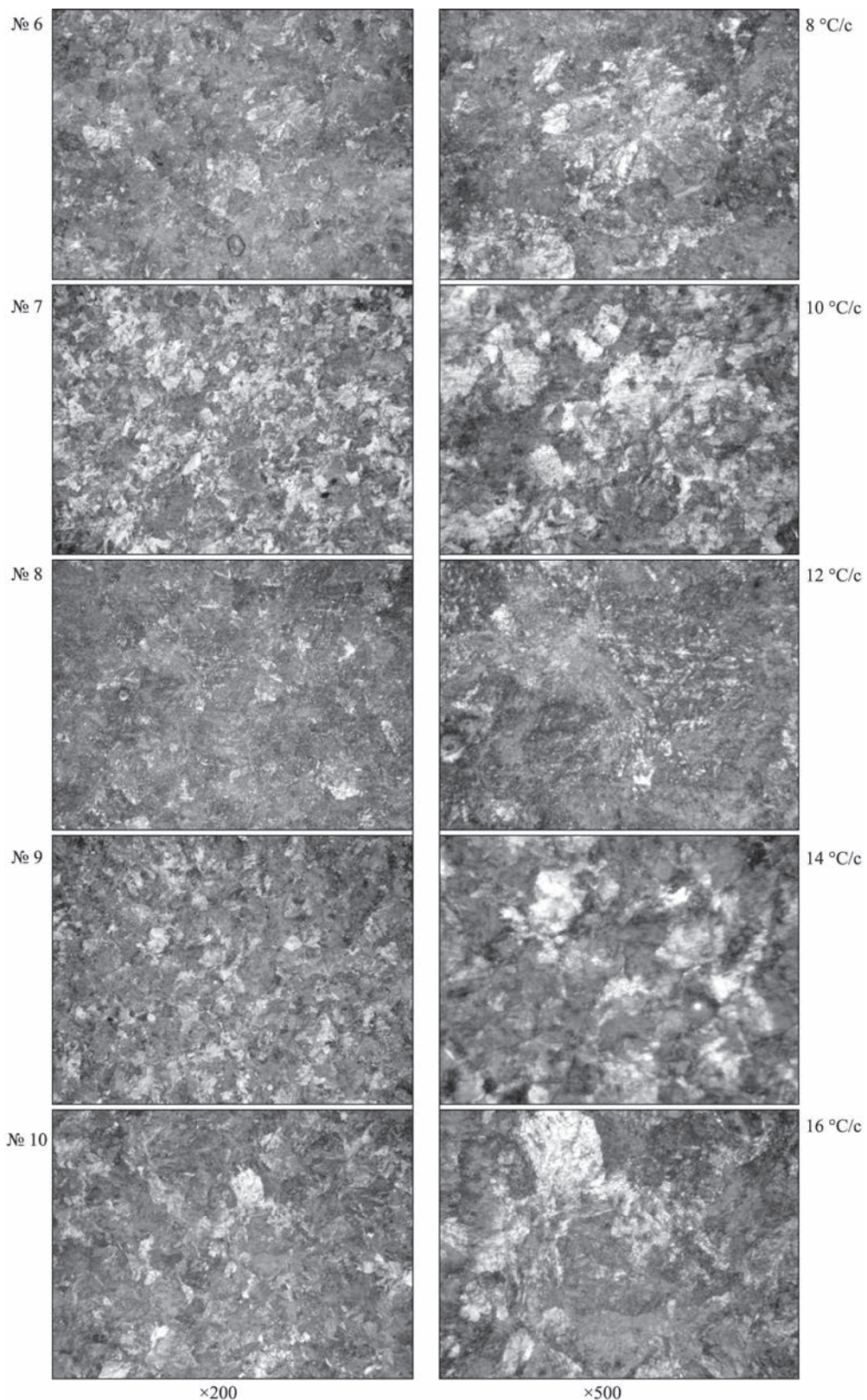


Рис. 8. Мікроструктура зони сплавлення металу шва та основного металу рейки модельних зразків II типу № 6–10 другої області (область зміщена в бік основного металу рейки) в залежності від швидкості охолодження під час їх термічного оброблення ($\times 200$ і $\times 500$)

кінчення $224 \dots 206$ °C за відносно низьких швидкостей охолодження $14 \dots 8$ °C/s, є достатнім для реалізації локальних дифузійних процесів перерозподілу вуглецю та випадіння з перенасиченого

твердого розчину певної кількості дрібнодисперсних карбідних частинок у мартенситній матриці.

За наявності високих температур початку мартенситного перетворення M_s в сталях реалізується явище самовідпуску (Auto- або Self-Tempering),

яке полягає у частковій релаксації та відпуску утвореного мартенситу без здійснення окремої стадії повторного нагрівання [29, 30]. Такий ефект гартування–відпуску є характерним для умов формування мартенситу за підвищених температур [31–33]. Зростання інтенсивності самовідпуску може забезпечувати підвищення пластичності матеріалу за порівняно незначного зниження рівня міцності, що є типовим для мартенситу.

У досліджуваних зразках відбувається бездифузійне зародження та ріст мартенситу. Мартенситна структура певний час перебуває в температурному інтервалі 350...300 °С. За цих умов стає можливим обмежений дифузійний перерозподіл вуглецю в межах мартенситної структури, переважно вздовж дислокацій, меж голок і пакетів, що призводить до часткового зниження перенасиченості твердого розчину та виділення дрібнодисперсних перехідних карбідних фаз. Наслідком цього є зменшення тетрагональності кристалічної ґратки мартенситу та часткове зняття внутрішніх напружень. Таким чином, у металі шва формується мартенсит, що зазнав самовідпуску на початкових стадіях, який за своїм фазовим станом і дефектною будовою відповідає відпущеному мартенситу низькотемпературного типу, сформованому в умовах безперервного охолодження після аустенізації, і принципово відрізняється від мартенситу, відпущеного за класичними високотемпературними режимами.

Наявність долі гартівних, переважно самовідпущених мартенситних структур у металі шва, не є завадою в зварних стиках трамвайних колій з відносно низькими навантаженнями на них і невеликими швидкостями рухомого складу, на відміну від сучасних високошвидкісних залізничних колій, де наявність мартенситної складової в металі шва не допускається.

Здійснені дослідження показали, що проведення термічного оброблення металу зварного з'єднання рейок зі сталі К76Ф, виконаного способом АДЗПМ зварювальним дротом АНПМ-3, з температурою аустенізації 930...950 °С і витримкою за цієї температури продовж 70 с, забезпечує перехід металу шва в аустенітну область з отриманням в процесі його охолодження зі швидкістю в межах 8...14 °С/с перлітної складової з окремими ділянками відпущеного мартенситу, що сприяє покращенню структури металу зварного з'єднання.

Здійснення індукційного термічного оброблення може підвищити надійність зварних стиків рейок трамвайних колій, виконаних дуговим зварюванням, що важливо для будівництва і ремонту трамвайних шляхів.

Подальші дослідження повинні бути спрямовані на механічні випробування термічно оброблених зварних з'єднань реальних рейок.

ВИСНОВКИ

1. Вперше побудовані частини термокінетичних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту за безперервного охолодження металу зварного шва, виконаного способом АДЗПМ дротом АНПМ-3, і зони його сплавлення зі сталлю К76Ф. Це дозволило встановити кінетику фазових перетворень під час охолодження металу зварного з'єднання із визначенням впливу швидкостей охолодження на формування кінцевої мікроструктури в металі з'єднання.

2. Встановлені режими термічного оброблення зварних стиків термозміцнених рейок типу Р65 із сталі К76Ф трамвайних колій зварених способом АДЗПМ дротом марки АНПМ-3. Для проведення термічного оброблення необхідно досягнення температури аустенізації металу шва 930...950 °С за швидкості нагрівання 8 °С/с з витримкою за цієї температури протягом 70 с для отримання однорідної аустенітної структури та наступного прискореного охолодження в межах 8...14 °С/с. В результаті в зварному стикі формується перлітна структура металу з окремими ділянками відпущеного мартенситу.

3. Результати фізичного моделювання на модельних зразках структуроутворення металу шва під час термічного оброблення зварних стиків рейок трамвайних колій показали, що процес термічного оброблення зварного з'єднання рейок підвищує показники якості металу з'єднання, покращує його структурну однорідність, підвищує твердість і знімає залишкові напруження. Це може сприяти збільшенню ресурсу працездатності зварних стиків трамвайних рейкових колій.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Krivtsun, I., Hubatiuk, R., Rymar, S. et al. (2025) Physical simulation of structural transformations in the welded joint of high-carbon rail steel. *Materials Research Express*, 12(7), 1–18. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ade039>
2. Krivtsun, I., Rymar, S., Hubatiuk, R. et al. (2024) Physical modelling of high-frequency induction heat treatment of welded joints of railway rails using inverter frequency converters. In: *Proc. of the IEEE 7th Inter. Conf. on Smart Technologies in Power Engineering and Electronics (STEE-2004), Kyiv, Ukraine, 24–26 September, 2024*. National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”. DOI: <https://doi.org/10.1109/STEE63556.2024.10747962>
3. Gubatyuk, R.S., Rymar, S.V., Kostin, V.A. et al. (2021) The simulation of the process of heat treatment of welded joints of high-strength railway rails. In: *Proc. of the III Inter. Conf. on Advanced Technologies in Materials Science, Mechanical and Automation Engineering (MIP: III Engineering-III-2021)*,

- 2402(1), 070026. 070026-1–070026-7. American Institute of Physics, USA. DOI: <https://doi.org/10.1063/5.0071364>
4. Hubatyuk, R.S., Rymar, S.V., Prokofiev, O.S. et al. (2021) Modeling of the process of induction heat treatment of welded joints from rail high-strength steels. *The Paton Welding J.*, **9**, 27–38. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.09.05>
 5. Hubatyuk, R.S., Rymar, S.V., Prokofiev, O.S. et al. (2021) Simulation of electromagnetic and thermal fields in the process of induction heating on small specimens with the presence of welded joint of high-strength railway rails. *The Paton Welding J.*, **1**, 40–44. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.01.08>
 6. Gubatyuk, R.S. (2019) Heat treatment of welded joints of high-strength railway rails (Review). *The Paton Welding J.*, **2**, 41–48. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.02.07>
 7. Ziakhor, I.V., Antipin, E.V., Didkovsky, O.V. et al. (2023) Modern technologies of welding railway rails (Review). *Avtomatychne Zvaryuvannya*, **5**, 5–17 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.05.01>
 8. Dahl, B., Mogart, B., Greford, B., Ulander, B. (1995) *Repair of rails on-site by welding*. ESAB Group, Goteborg, Sweden.
 9. Poznyakov, V.D., Kiriakov, V.M., Gajvoronsky, A.A. et al. (2010) Properties of welded joints of rail steel in electric arc welding. *The Paton Welding J.*, **8**, 16–20.
 10. Okumura, M., Karimine, K., Uchino, K., Yourioka, N. (1995) Development of field fusion welding technology for rail-road-rails. *Nippon Steel Technical Report*, **65**, 41–49.
 11. Saita, K., Karimine, K., Ueda, M. et al. (2013) Trends in rail welding technologies and our future approach. *Nippon Steel and Sumitomo Metal Technical Report*, **105**, 84–92.
 12. Kuzmenko, G.V., Kuzmenko, V.G., Galinich, V.I., Taganovsky, V.M. (2012) New technology of electric arc bath welding of rails on tram and crane tracks. *The Paton Welding J.*, **5**, 33–36.
 13. Bajic, D., Kuzmenko, G.V., Samardzic, I. (2013) Welding of rails with new technology of arc welding. *Metallurgiya*, **52**(3), 399–402.
 14. Golovin, G.F., Zimin, N.V. (1979) *Technology of heat treatment of metals using induction heating*. Leningrad, Mashinostroyeniye.
 15. Nesterov, D.K., Sapozhkov, V.E., Levchenko, N.F. et al. (1990) Heat treatment of rail steel using induction heating. *Metallovedeniye i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, **8**, 30–34.
 16. Lai, Z.Y., Lei, X.W., Zhang, Z.M. et al. (2023) Improvements in welding continuous cooling transformation diagram of high-strength low-alloy steel weld. *Materials Science and Technology*, **39**(17), 2690–2698. DOI: <https://doi.org/10.1080/02670836.2023.2215644>
 17. Minamoto, S., Tsukamoto, S., Kasuya, T. et al. (2022) Prediction of continuous cooling transformation diagram for weld heat affected zone by machine learning. *Science and Technology of Advanced Material*, **2**, 402–415. DOI: <https://doi.org/10.1080/27660400.2022.2123262>
 18. Yu, S., Wang, Y., Zhang, Z. (2025) Monitoring process parameters and predicting rail steel welded joint microstructure and mechanical property of three-wire fusion nozzle electroslag welding. *Welding in the World*, **69**, 1229–1240. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-025-01962-2>
 19. Ma, R., Liu, X., Lv, Q., Wang, X. (2022) Effect of laser shock peening on fatigue properties of U75VG rail flash-butt welding joints. *Optics and Laser Technology*, **149**, 107889. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2022.107889>
 20. Pismenny A.S. (2005) *Induction heating for welding and related technologies*. Ed. by B.E. Paton. Kyiv, PWI.
 21. Xie, H., Leng, W., Li, M. et al. (2024) Preparation and wear properties of high-silicon high-vanadium wear-resistant alloy with nano-pearlite matrix and carbides composite structure. *J. of Materials Research and Technology*, **28**, 199–215. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.11.279>
 22. Masoumi, M., Tressia, G., Centeno, D.M.A., Goldenstein, H. (2021) Improving the mechanical properties and wear resistance of a commercial pearlitic rail steel using a two-step heat treatment. *Metallurgical and Materials Transact. A*, **52**, 4888–4906. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06432-0>
 23. Aglan, H., Ahmed, S., Prayakarao, K., Fateh, M. (2013) Effect of preheating temperature on the mechanical and fracture properties of welded pearlitic rail steels. *Engineering*, **11**(5), 837–843. DOI: <https://doi.org/10.4236/eng.2013.511101>
 24. Babachenko, O.I., Kononenko, H.A., Podolskiy, R.V. (2020) Justification of the choice of thermo-kinetic parameters of the cooled K76F steel to increase hardness across the rail head section. *Metals Science and Heat Treatment of Metals*, **4**, 30–37. DOI: <https://doi.org/10.30838/J.PM-HTML.2413.241120.30.688>
 25. Grigorenko, G., Kostin, V., Zhukov, V., Zuber, T. (2016) Peculiarities of structural transformations in HAZ metal of rail steel M76 joint produced by flash-butt welding. *J. of Physical Science and Application*, **5**(6), 54–65. DOI: <https://doi.org/10.17265/2159-5348/2016.05.009>
 26. Savitsky, M.M., Gubatyuk, R.S., Rymar, S.V. et al. (2006) *Method of physical modulation of the process of high-frequency heat treatment of a metal sample*. UA Pat., No. a201902347. Kyiv, PWI. Publ. 19.05.2021.
 27. Grigorenko, G.M., Kostin, V.A. (2013) Modern possibilities of modeling austenite transformations in welds in low-alloy steels. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, **1**, 33–39 [in Russian].
 28. Konstantinov, S.M. (2005) *Heat transfer: A textbook for students of higher technical schools of the Ministry of Education and Science of Ukraine, National Technical University of Ukraine “Kyiv Polytechnic Institute”*. Kyiv, Politekhnik.
 29. Bhadeshia, H.K.D.H., Honeycombe, R.W.K. (2017) *Steels: Microstructure and properties*. 4th Ed. Amsterdam, Oxford, Elsevier Butterworth-Heinemann.
 30. Krauss, G. (2015) *Steels: Processing, structure, and performance*. 2nd Ed. ASM International, Materials Park, Ohio, 704. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.tb.spsp.2.9781627082655>
 31. Matsuda, H., Mizuno, R., Funakawa, Y. et al. (2013) Effects of auto-tempering behaviour of martensite on mechanical properties of ultra high strength steel sheets. *J. of Alloys and Compounds*, **577**(1), S661–S667. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.04.108>
 32. Ramesh Babu, S. (2021). *The onset of martensite and auto-tempering in low-alloy martensitic steels*: Academic Dissertation of the Doctoral Training Committee of Technology and Natural Sciences of the University of Oulu, Finland. DOI: <https://doi.org/10.13140/RG.2.2.20200.80644>
 33. Rupinen, M.C., Peterson, N.E., Clarke, A.J., Speer, J.G. (2024) Quantitative modeling of autotempering effects in martensitic steels, *Scripta Materialia*, **243**, 115998. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2024.116001>

PHYSICAL MODELING OF STRUCTURE FORMATION OF THE WELD METAL DURING HEAT TREATMENT OF WELDED JOINTS OF TRAM RAILS

I.V. Krivtsun, R.S. Hubatyuk, O.S. Prokofiev, S.V. Rymar, E.O. Panteleimonov, V.A. Kostin, S.H. Hryhorenko, V.V. Zhukov, I.O. Honcharov, G.V. Kuzmenko

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

The results of physical modeling on model samples of structure formation of the weld metal during heat treatment of welded joints of tram rails are presented. Model samples in the form of rods were cut out of real welded joints of the head of rails of P65 type made of steel of K76F grade. The joints were made by automatic arc welding by the consumable guide using flux-cored filler welding wire of ANPM-3 grade. Parts of thermokinetic diagrams of the decomposition of supercooled austenite during continuous cooling of the metal of the weld made by arc welding and its zone of fusion with the base metal of the rail were constructed for the first time, which allowed us to determine changes in the metal structure and its hardness at different cooling rates. Physical modeling on model samples allowed establishing the parameters of heat treatment of welded rail joints, which improve the properties of the metal, increase its hardness and remove residual stresses. Heat treatment will have a positive effect on improving the operational properties and increasing the reliability and service life of welded rail joints, which is important during construction and repair of tram tracks.. 33 Ref., 1 Tabl., 8 Fig.

KEYWORDS: welded joints of tram rails, heat treatment, physical modeling, thermokinetic diagrams, reliability increase

ORCID

I.V. Кривцун — <https://orcid.org/0000-0001-9818-3383>, Р.С. Губатюк — <https://orcid.org/0000-0002-0851-743X>,
О.С. Прокоф'єв — <https://orcid.org/0000-0003-4643-6611>, С.В. Римар — <https://orcid.org/0000-0003-0490-4608>,
Є.О. Пантелеймонов — <https://orcid.org/0000-0002-5569-9141>, В.А. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>,
С.Г. Григоренко — <https://orcid.org/0000-0003-1625-7010>, В.В. Жуков — <https://orcid.org/0000-0002-3358-8491>,
І.О. Гончаров — <https://orcid.org/0000-0003-2915-0435>, Г.В. Кузьменко — <https://orcid.org/0000-0001-6764-5389>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

С.В. Римар

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

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

I.V. Krivtsun, R.S. Hubatyuk, O.S. Prokofiev, S.V. Rymar, E.O. Panteleimonov, V.A. Kostin, S.G. Grigorenko, V.V. Zhukov, I.O. Honcharov, G.V. Kuzmenko (2026) Фізичне моделювання структуроутворення металу шва під час термічного оброблення зварних стиків рейок трамвайних колій. *Сучасна електрометалургія*, **02**, 27–38.

DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.02.04>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 24.12.2025

Отримано у переглянутому вигляді 30.03.2026

Затверджено до друку 20.05.2026

Оприлюднено 27.05.2026



ІНТЕРМЕТАЛІДИ СИСТЕМИ Fe–Al: СУЧАСНІ УЯВЛЕННЯ ПРО СТРУКТУРУ, ВЛАСТИВОСТІ ТА ЗАСТОСУВАННЯ

Ю.В. Костецький^{1,3}, М.П. Науменко¹, О.А. Рокицька^{2,3}

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, вул. Казимира Малевича, 11

²Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України. 03142, м. Київ, вул. Омеляна Пріцака 3

³НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Берестейський 37

РЕФЕРАТ

У роботі узагальнено сучасні уявлення про фазову рівновагу, мікроструктуру, механічні та експлуатаційні властивості сплавів системи Fe–Al. Проаналізовано особливості формування фаз Al₂, Fe₃Al (D0₃) та FeAl (B2), їх термічну стабільність, а також вплив ступеня впорядкування і дефектної структури на міцність та пластичність. Розглянуто роль вакансій, меж зерен і дислокацій у формуванні температурної залежності границі плинності, зокрема в прояві ефекту аномального зміцнення. Показано, що легувальні елементи Cr, Mo, W, V, Ni, B, Ti, Nb і Si істотно впливають на жароміцність, корозійну стійкість, когезію меж зерен, а також на підвищення пластичності інтерметалідів. Окреслено основні напрями застосування сплавів Fe–Al у високотемпературних конструкціях, зносостійких деталях, покриттях і композиційних матеріалах. Узагальнення літературних даних свідчить, що раціональне поєднання легування із сучасними технологіями обробки розширює можливості практичного використання інтерметалідів Fe–Al як економічно ефективної альтернативи традиційним жароміцним сплавам. Бібліогр. 63, табл. 1, рис. 7.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: залізоалюмініди, фазова рівновага, впорядковані фази D0₃ та B2, дефектна структура, аномальне зміцнення, легування, жароміцність, корозійна стійкість

ВСТУП

Сплави на основі заліза та алюмінію (Fe–Al) (залізоалюмініди) протягом тривалого часу приваблюють увагу дослідників завдяки унікальному поєднанню фізичних та хімічних властивостей. Для сплавів цієї системи характерні відносно низька густина, підвищена стійкість до окиснення та корозії, а також високі антифрикційні властивості. Їх виготовлення не потребує значних витрат на легування, що забезпечує конкурентну собівартість сплаву. Завдяки зазначеним властивостям сплави системи Fe–Al розглядаються як перспективна альтернатива традиційним нікель- і хромвмісним сплавам для застосування в умовах підвищених температур і корозійно агресивних середовищ, а також у конструкціях, для яких актуальним є зменшення маси [1].

Ще у 1930-х роках було встановлено, що легування заліза алюмінієм істотно підвищує його стійкість до окиснення, що зумовлено утворенням на поверхні матеріалу щільної та термодинамічно стабільної оксидної плівки Al₂O₃ [2]. Саме ця особливість визначила початковий науковий інтерес до сплавів системи Fe–Al. Водночас широке практичне застосування таких матеріалів тривалий час

було обмеженим унаслідок низки суттєвих недоліків, зокрема їх низької пластичності за кімнатної температури, підвищеної крихкості та недостатньої жароміцності [1].

Сучасні дослідження націлені на усунення цих недоліків шляхом поліпшення методів виготовлення, оптимізації складу та структури матеріалу, а також додавання елементів Cr, Mo, Nb, Ti, V, B, Zr та Hf, що сприяють підвищенню пластичності та стабільності структури. Досягнуто значного прогресу у розумінні фізико-металургійних процесів, які визначають властивості Fe–Al сплавів. Зокрема досліджено вплив концентрації вакансій, структури та дефектності кристалічної решітки [3–5].

На сучасному етапі інтерметалідні сплави системи Fe–Al вважаються перспективними матеріалами для роботи в умовах підвищених температур і агресивних середовищ. Це пояснюється їх високою жаростійкістю, стійкістю до окиснення та корозії, а також відносно низькою густиною. Завдяки поєднанню цих властивостей такі сплави можуть застосовуватися в енергетичному машинобудуванні, зокрема в елементах теплових установок, теплообмінному обладнанні та інших високотемпературних вузлах. Крім того, сплави Fe–Al використовують у хімічній промисловості як матеріали для корозійностійких покриттів, а також як зв'язуючу фазу в твердих сплавах і композиційних матеріалах [6].

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

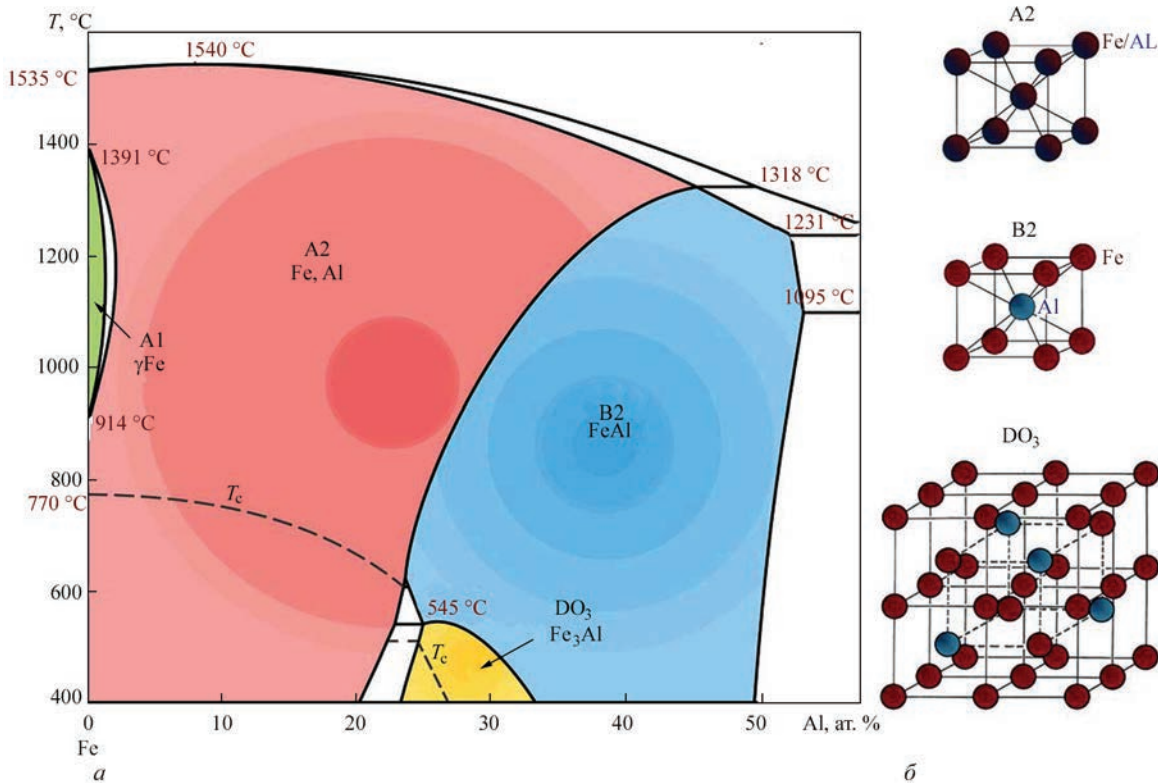


Рис. 1. Частина подвійної діаграми системи Fe–Al (а), збагаченої на залізо, що демонструє розширені області фаз: А2 — неупорядкованого твердого розчину (Fe, Al), В2 — впорядкованого твердого розчину (FeAl) та $D0_3$ — впорядкованого твердого розчину (Fe_3Al). Позначення T_c відповідає температурі Кюрі для феромагнітного переходу; елементарні комірки трьох кубічних структур (б): атоми Fe позначені червоним, Al — синім, а місця, які можуть бути зайняті як Fe, так і Al — фіолетовим [8]

ДІАГРАМА СТАНУ ТА СТРУКТУРА

Згідно з даними роботи [7], подвійна діаграма системи Fe–Al (до 50 ат. % Al) містить три основні фази: А2 (твердий розчин із ОЦК-граткою), впорядковані фази Fe_3Al ($D0_3$) та FeAl (В2) (рис. 1) [8]. За підвищених температур впорядковані фази переходять у неупорядкований твердий розчин А2. Наявність цих фаз, які відрізняються кристалічною структурою, визначає комплекс фізико-механічних властивостей сплавів.

Фаза А2 (табл. 1) являє собою неупорядкований твердий розчин на основі ОЦК-гратки заліза, в якій атоми алюмінію розміщуються випадковим чином без визначеної закономірності. Вона є ста-

більною при високих температурах і переходить у впорядковані фази під час охолодження. Висока ентропія змішування забезпечує її термодинамічну стабільність. Утворення А2-фази спостерігається за температур вище 1000 °С, коли фази В2 та $D0_3$ вже нестабільні. Для цієї фази характерна добра пластичність, однак вона не забезпечує високих значень міцності та тривалої міцності [5].

Фаза $D0_3$ відповідає впорядкованому твердому розчину зі стехіометрією, близькою до Fe_3Al . Її кристалічна структура є модифікацією ОЦК-гратки з додатковим впорядкуванням: одні вузли здебільшого займають атоми Fe, інші — Al. Така впорядкованість зумовлює підвищену твердість і термічну стабільність. Фаза $D0_3$ стабільна в інтер-

Порівняння трьох основних фаз у системі Fe–Al

Фаза	Структура	Склад (ат. % Al)	Температурний діапазон стабільності	Основні властивості
A2	Неупорядкований твердий розчин з ОЦК-граткою	0...50	>1000 °С (В2 і $D0_3$ нестабільні)	Висока пластичність, низька міцність і жаротривкість, висока ентропія змішування
$D0_3$	Впорядкована модифікація ОЦК (Fe_3Al)	~ 18...28	До 550...600 °С (вище → перехід у А2)	Підвищена твердість і термічна стабільність, поєднання міцності та пластичності
B2	Впорядкована кубічна структура типу CsCl (FeAl)	~ 40...50	До 1000 °С (вище → перехід у А2)	Висока жароміцність і окисна стійкість, але крихкість при кімнатній температурі

валі приблизно 18...28 ат. % Al при температурах до 550...600 °С. Вона забезпечує поєднання помірної пластичності з підвищеною міцністю в сплавах на основі Fe₃Al. За температур вище ~650 °С D0₃-фаза втрачає впорядкованість і переходить у A2 [9].

Фаза B2 формується за вмісту алюмінію в сплаві близько 40...50 ат. % та характеризується впорядкованою кубичною структурою типу CsCl, у якій атоми Fe та Al по чергово займають центр та вершини куба. Така впорядкованість сприяє утворенню міцних ковалентних зв'язків, що забезпечує високі значення жароміцності та окисної стійкості. Водночас фаза B2 характеризується підвищеною крихкістю при кімнатній температурі, що обмежує можливості її практичного застосування без цілеспрямованого легування або використання спеціальних методів термомеханічної обробки. За підвищених температур (понад 1000 °С) відбувається перехід у неупорядковану A2 [10].

Загалом, зі зростанням температури обидві впорядковані фази D0₃ та B2 трансформуються в неупорядковану твердорозчинну фазу A2, що супроводжується зниженням характеристик міцності і одночасним підвищенням пластичності сплаву. Особливості цих фазових переходів наочно відображені на фазовій діаграмі системи Fe–Al, де простежується залежність стабільності фаз від температури та концентрації алюмінію (рис. 1) [1, 8].

Мікроструктура сплавів системи Fe–Al визначається їхнім хімічним складом, умовами кристалізації (швидкістю охолодження), параметрами термічної обробки та дією механічних навантажень. У цих матеріалах формуються впорядковані інтерметаліди типу B2 та D0₃, які залежно від вмісту алюмінію можуть співіснувати з неупорядкованим α-твердим розчином на основі заліза. Геометрія зерен, їх орієнтація, а також особливості меж зерен відіграють ключову роль у формуванні механічних, дифузійних і фізико-хімічних властивостей сплавів.

Оскільки межі зерен характеризуються підвищеною концентрацією структурних дефектів вони є зонами локальної хімічної неоднорідності, що істотно впливає на кінетику процесів упорядкування. За результатами «ab initio» моделювання та експериментальних досліджень встановлено, що перехід від α-твердого розчину до впорядкованої фази B2 супроводжується інтенсивною міграцією вакансій та перебудовою підґратки, тоді як межі зерен виступають первинними центрами зародження впорядкованої структури [11].

Сукупність структурних дефектів визначає механічну поведінку та термостійкість Fe–Al спла-

вів. Вакансії та атоми заміщення, з одного боку ускладнюють рух дислокацій і сприяють зміцненню, а з іншого — за надмірної концентрації можуть провокувати крихке руйнування. Дислокації, взаємодіючи між собою та з площинними дефектами кристалічної будови, визначають рівень опору пластичній деформації. Водночас за низьких температур вони можуть виступати концентраторами напружень, ініціюючи локалізацію деформації та зародження мікротріщин. Дефектність меж зерен істотно впливає на процеси повзучості, корозійну стійкість і дифузійні явища, а також визначає швидкість і механізми структурного упорядкування. Термічна обробка, швидкість охолодження, ступінь деформації та легування керують типами й густиною дефектів, що дає змогу цілеспрямовано модифікувати експлуатаційні характеристики матеріалу. Недавні дослідження підтверджують ключову роль дефектної структури в кінетиці фазових перетворень, зокрема схильність алюмінію до сегрегації біля меж зерен і дислокацій [11].

ВЛАСТИВОСТІ

Механічні характеристики сплавів Fe–Al істотно залежать від фазового складу, ступеня упорядкування та концентрації структурних дефектів. Інтерметалід Fe₃Al (D0₃) характеризується відносно підвищеною пластичністю за кімнатної температури, проте поступається за характеристиками міцності. Межа міцності на розрив зазвичай становить 350...550 МПа, межа плинності — 200...350 МПа, а твердість — 200...300 HV.

Для інтерметаліду FeAl (B2) характерні вищі показники твердості (HV ≈ 350...450) та міцності порівняно з фазою Fe₃Al (D0₃), однак одночасно спостерігається підвищена схильність до крихкого руйнування, особливо за кімнатної температури. Межа міцності на розрив для фази B2 сягає 600...800 МПа при температурі 600...800 °С, а модуль пружності становить приблизно 170...200 ГПа [12]. Одним із ключових чинників, що обмежують пластичність, є наявність антифазних меж і явищ взаємного заміщення атомів в певних позиціях в ґратці, які ускладнюють рух дислокацій і сприяють розвитку крихкого механізму руйнування.

Сплави на основі інтерметалідів системи Fe–Al характеризуються підвищеною межею плинності порівняно з конструкційними сталями, а також із суперсплавами на основі Co та Ni (рис. 2, а).

Якщо враховувати густину матеріалу, тобто розглядати питому границю плинності (рис. 2, б), то залізо-алюмінієві інтерметаліди мають потен-

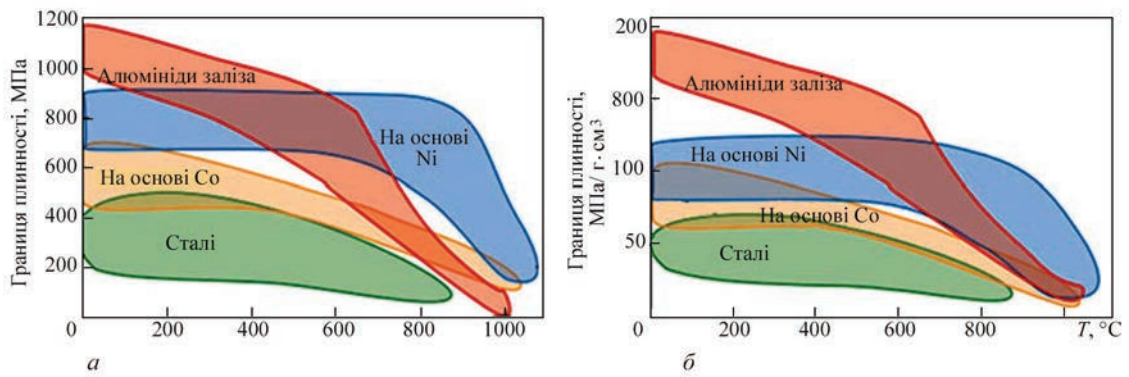


Рис. 2. Границя плинності (а) та питома (з урахуванням густини) границя плинності (б) сплавів на основі системи Fe–Al порівняно зі сталями та сплавами на основі Co та Ni [1]

ціал для заміни значно дорожчих жароміцних сплавів при температурах до 800 °С.

Температурна залежність границі плинності сплавів Fe–Al має три характерні діапазони (рис. 3) [13]. За температур до 400 °С механічні властивості істотно залежать від концентрації вакансій, що зберігаються після охолодження. Сплави Fe–Al характеризуються підвищеною рівноважною концентрацією вакансій, що зумовлено низькою ентальпією їх утворення: $Hf_v = 0,7...1,2$ еВ для фази Fe_3Al ($D0_3$) [13–16] та $Hf_v = 0,8...1,1$ еВ для $FeAl$ ($B2$) [14–18]. За рахунок цього вакансії істотно знижують рухливість дислокацій за низьких температур. Концентрація вакансій настільки впливає на опір деформації, що для сплавів однакового складу границя плинності може відрізнятися у 2...5 разів [18, 19]. Тому для коректного порівняння властивостей зазвичай застосовують стандартний режим термообробки — витримку при температурі 400 °С протягом 100 год, що забезпечує мінімальну концентрацію вакансій [20].

Водночас для сплавів, які працюють за кімнатних температур, зміцнення за рахунок вакансій може використовуватися як технологічний інструмент. Регулюючи швидкість охолодження, можна цілеспрямовано змінювати межу плинності.

У температурному інтервалі 400...600 °С сплави Fe–Al демонструють нетипове зростання межі плинності з підвищенням температури — так званий ефект аномального зміцнення (YSA) або аномальна межа плинності [13]. Доведено, що цей ефект не пов'язаний із фазовим перетворенням $D0_3 \leftrightarrow B2$ [21]. Хоча механізм аномального зміцнення (YSA) остаточно не визначено, ключову роль у ньому відіграють термічні вакансії. Дослідження із загартуванням і повторним гартуванням [22–24] показали, що за нижчих температур зміцнення зумовлене закріпленням дислокацій вакансіями. З підвищенням температури рухливість вакансій збільшується, що послаблює ефект їхнього закріплення та зумовлює формування максимуму [13].

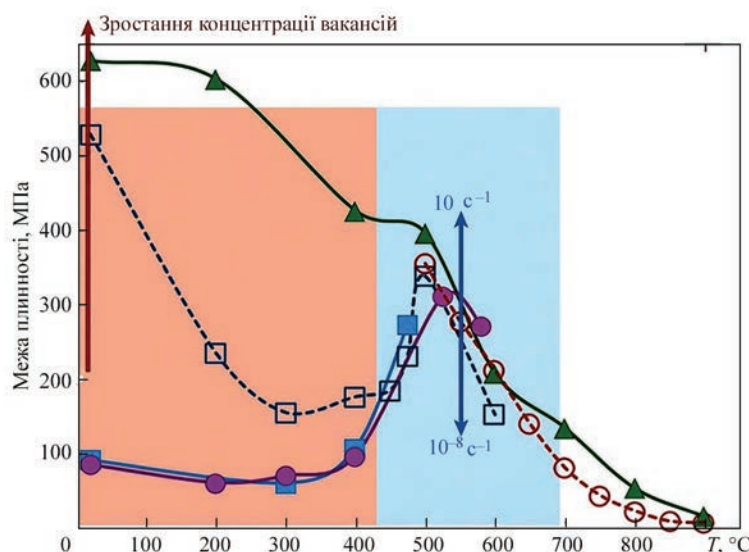


Рис. 3. Залежність межі плинності (0,2 %) сплаву Fe–(26...28 ат. % Al) у литому і відпаленому станах та отриманого методом лазерного плавлення. Швидкість деформації становить $1 \cdot 10^{-7} \text{ c}^{-1}$ [13]

У цьому ж температурному діапазоні для структури B2 відбувається зміна характеру дислокацій — з $\langle 111 \rangle$ до $\langle 100 \rangle$ [25]. Це пояснює значну залежність границі плинності від швидкості деформації. Попри наявність публікацій, у яких зазначається про незначне зменшення ефекту аномального зміцнення (YSA) [26], загалом встановлено, що зі зниженням швидкості деформації максимум істотно зменшується та практично зникає за швидкостей $< 10^{-7} \text{ с}^{-1}$. З практичної точки зору це означає, що за умов повільної повзучості при підвищених температурах прояв аномального зміцнення є мінімальним. Водночас за високих швидкостей деформації (зокрема, під час гарячої обробки тиском) можливе суттєве зростання опору деформації, що призводить до надмірного підвищення міцності матеріалу. Положення за температурою та величина цього максимуму істотно залежать від хімічного складу сплаву та характеру легування. Зокрема, у деяких дослідженнях зафіксовано збільшення його величини майже вдвічі порівняно з нелегованими сплавами [27].

За температур, що перевищують температуру максимуму аномального зміцнення, сплави системи Fe–Al демонструють нормальну температурну залежність — межа плинності знижується зі зростанням температури. У бінарних сплавах це зниження особливо різке [27]. Саме така різка втрата міцності за підвищених температур тривалий час обмежувала їх практичне застосування, що стимулювало активні дослідження, спрямовані на підвищення високотемпературної міцності.

Для бінарних сплавів Fe–Al у температурному інтервалі від кімнатної до $550 \text{ }^\circ\text{C}$ в роботі [28] встановлено, що межа плинності зростає зі збільшенням вмісту Al і досягає максимуму за концентрації близько 25 ат. % Al. Подальше підвищення вмісту алюмінію супроводжується повторним зростанням міцності. З підвищенням температури

при зазначений максимум стає менш вираженим. За $700 \text{ }^\circ\text{C}$ (вище області термічної стабільності фази Fe_3Al (D0_3)) спостерігається лише незначне зростання межі плинності зі збільшенням вмісту Al без формування чітко вираженого максимуму [28]. Крім того, за цієї температури не спостерігається різкого підвищення міцності під час переходу від твердого розчину A2 (Fe, Al) до впорядкованої фази FeAl (B2).

Високотемпературна поведінка інтерметалідів Fe–Al визначає їхню здатність до формування стабільної оксидної плівки Al_2O_3 , яка забезпечує самопасивацію поверхні й зберігає захисні властивості за температур понад $1000 \text{ }^\circ\text{C}$. Це обумовлює високу жаростійкість у газових середовищах і можливість тривалої роботи у термічному, енергетичному та хімічному обладнаннях.

Згідно досліджень Моріса перспективним шляхом підвищення тривалої міцності алюмінідів заліза є введення нанорозмірних оксидних частинок [29].

Сплави Fe–Al відзначаються високою корозійною стійкістю, зумовленою формуванням щільного й термостійкого оксидного шару [30].

Бінарні інтерметаліди Fe_3Al (D0_3) та FeAl (B2) принципово відрізняються від більшості впорядкованих фаз тим, що за вмістом алюмінію до ~ 42 ат. % не демонструють чітко вираженої температури крихко-пластичного переходу $T_{\text{к.п.}}$. Натомість для більшості інтерметалідів наявність чітко визначеної $T_{\text{к.п.}}$ є характерною особливістю [31]. У сплавах системи Fe–Al перехід від крихкої до пластичної поведінки відбувається поступово в температурному інтервалі $150\text{...}200 \text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 4).

Водночас вони демонструють певну пластичність за відносно низьких температур, причому сплави із вмістом 42 ат. % Al переходять у пластичний стан у діапазоні від приблизно $100 \text{ }^\circ\text{C}$ (0 ат. % Al) до $100 \text{ }^\circ\text{C}$. Подальше підвищення вмісту алюмінію призводить до різкого зростання тем-

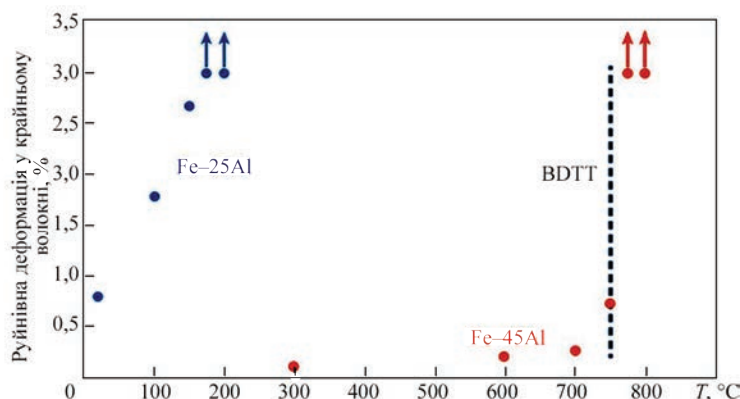


Рис. 4. Перехід від крихкої до пластичної поведінки в сплаві Fe–25 ат. % Al є поступовим, тоді як у Fe–45 ат. % Al — різким, із чітко вираженою температурою крихко-пластичного переходу $T_{\text{к.п.}}$ (BDTT) [32]

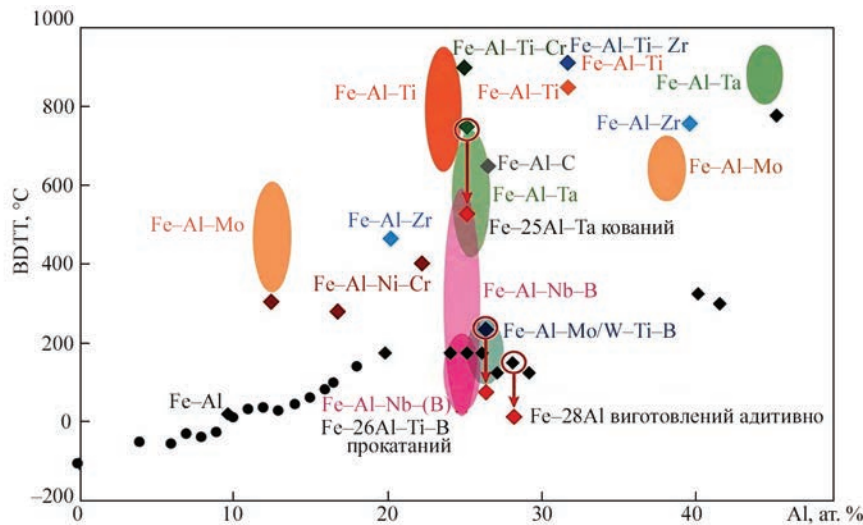


Рис. 5. Температури крихко-пластичного переходу ($T_{к.п}$) для литих сплавів Fe–Al–X [32]: ● — випробування Шарпі; ◆ — чотириточковий згин

ператури пластичності до 750 °C, що супроводжується появою чіткої $T_{к.п}$ [32]. Це пов'язується зі зміною механізму руйнування з транскристалітного на міжкристалітний (рис. 4). Аналогічний ефект спостерігається і для більшості трьохкомпонентних сплавів Fe–Al–X, де навіть незначні добавки легючих елементів суттєво підвищують температуру крихко-пластичного переходу.

Проблема підвищення пластичності залізоалюмінідів залишається однією з ключових у матеріалознавстві інтерметалідних сплавів.

Останнім часом значну увагу дослідників привернули сплави Fe–Al–Mo(W)–Ti–B з підвищеним вмістом бору, у яких на межах зерен формуються бориди. Такі сплави зберігають пластичність за порівняно низьких температур (рис. 5) [33].

Це є нетривіальним результатом, оскільки в більшості інших інтерметалідних системах позитивний вплив бору зникає після утворення боридних фаз уздовж меж зерен. Аналогічну поведінку встановлено для сплаву Fe–Al–Nb, легованого бором, у якому уздовж меж зерен формується суцільна плівка з фази Лавеса (Fe–Al–Nb–(B)) (рис. 5) [34]. Дані результати узгоджуються з сучасними даними щодо сталей, зміцнених щільноупакованими фазами, виділення яких локалізується на межах зерен [35]. Вважається, що попри крихку природу боридів і фази Лавеса міжзеренне руйнування не реалізується доти, доки ці фази формують відносно суцільну плівку товщиною близько 1 мкм. У випадку фази Лавеса одним з можливих механізмів, що пояснює цей ефект, є виникнення напружень стиснення на межах зерен. У системі Fe–Al також не виключається, що плівкові виділення боридів і фази Лавеса перешкоджають міжкристалітній корозії за атмосферних умов. Крім

того, виділення вторинних фаз на межах зерен гальмує їх укрупнення та аномальний ріст за високих температур [33].

Ще одним підходом до підвищення пластичності може бути зменшення розміру зерен до рівня, нижчого за критичний. Узагальнення літературних даних свідчить, що за середнього розміру зерен <10 мкм спостерігається суттєве зростання пластичності згідно рівняння Холла–Петча ($\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$, де σ_0 — деяке напруження тертя, необхідне для ковзання дислокацій у монокристалі, а K — індивідуальна для кожного матеріалу константа; d — середній діаметр зерна) [36].

Причини зміни міцності та пластичності матеріалу за фіксованого розміру зерна є багатофакторними. Вони пов'язані, зокрема, зі ступенем збереження упорядкування, що супроводжується дуже низькою густиною дислокацій, частковим збереженням деформаційного зміцнення, яке формується під час підготовки матеріалу, а також впливом незначних легувальних та домішкових добавок. Водночас слід зазначити, що хоча на рис. 6 дані згруповані за наближеними інтервалами розміру зерна, фактичні значення розмірів зерен, наведені в літературі, змінюються практично безперервно — від дуже малих до дуже великих — і не обмежуються точними величинами, показаними на рис. 6 [37].

Значне зменшення розміру зерна підтверджено як один із найбільш ефективних способів одночасного підвищення пластичності та границі плинності матеріалу. Встановлено, що подрібнення зерен приблизно у 4–5 разів забезпечує приріст властивостей, співставний із зміною по всьому досліджуваному діапазону розмірів зерна. Наприклад, зменшення середнього розміру зерна з

200±50 до 10±2 мкм призводить до підвищення границі плинності з 300...450 до 600...750 МПа при відносному подовженні близько 5 %. В іншому випадку, за сталої границі плинності близько 500 МПа, пластичність зростає приблизно від 0...4 до 10...20 %.

На рис. 6 також узагальнено експериментальні результати для матеріалів із різним вмістом алюмінію, що відрізняється від складу Fe-40Al і становить відповідно 36 та 45 % Al [38]. Порівняння з відповідними залежностями для різного розміру зерна показує, що сплав із 36 % Al характеризується дещо вищою пластичністю (або більшою міцністю за однакових значень пластичності та розміру зерна) порівняно зі сплавом Fe-40Al. Водночас сплав із 45 % Al демонструє дещо більшу крихкість за аналогічних значень розміру зерна та границі плинності [38].

Загалом отримані результати узгоджуються з встановленими залежностями між границею плинності, пластичністю та розміром зерна і не свідчать про зміну механізму руйнування в досліджених інтерметалічних сплавах.

Разом із тим даний підхід не є універсальним. Так, сплав Fe-30Al-10Ti із розміром зерен <5 мкм мав таку ж саму температуру крихко-пластичного переходу $T_{к.п}$, що і литий матеріал із розміром зерен >100 мкм. Водночас крупнозернистий текстурований Fe-28Al, виготовлений адитивними методами, демонстрував пластичність за кімнатної температури [39]. На сьогоднішній день причини такої поведінки залишаються дискусійними.

Як зазначалося вище, вакансії справляють сильний зміцнювальний ефект. Однак, подібно до інших механізмів твердорозчинного зміцнення, це супроводжується зниженням пластичності, що, імовірно, пов'язано із закріпленням дислокацій вакансіями та обмеженням їх рухливості [36]. Відповідно підвищення пластичності можливе шляхом зменшення концентрації вакансій — зокрема, за рахунок повільного охолодження або низькотемпературного відпалу. Водночас така термічна обробка, як правило, супроводжується певним зниженням міцності матеріалу [40].

ВПЛИВ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА КОРОЗИЙНУ СТІЙКІСТЬ

Легування є одним із найефективніших засобів цілеспрямованого регулювання структури та експлуатаційних характеристик сплавів системи Fe-Al. Завдяки впорядкованій природі інтерметалідів FeAl (B2) та Fe₃Al (D0₃) навіть незначні концентрації легувальних елементів істотно впли-

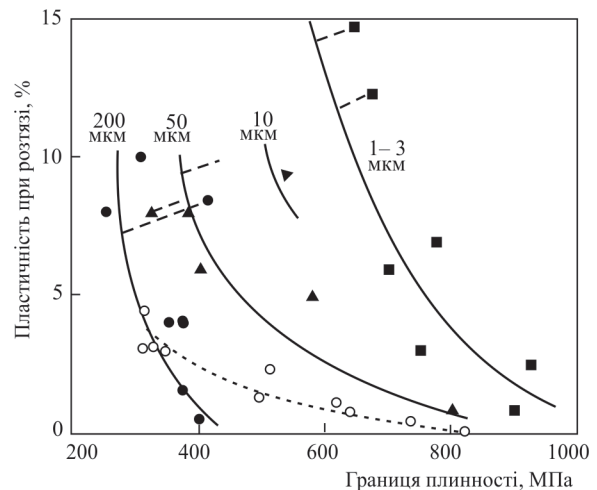


Рис. 6. Зміна пластичності при розтязті у сплавах Fe-40Al залежно від розміру зерна та границі плинності [38]

вають на процес упорядкування, дефектну структуру, термодинамічну стабільність фаз і кінетику дифузійних процесів. Основними завданнями легування є підвищення пластичності за кімнатної температури, зміцнення при високих температурах, покращення зносостійкості, а також підвищення жаро- та корозійної стійкості.

Вплив легування на сплави на основі Fe-28Al узагальнено на рис. 7, де наведено значення границі плинності та пластичності при розтязті. Подальший аналіз змін пластичності та міцності проводиться з урахуванням легування за умови, що інші параметри залишаються практично сталими (зокрема, розмір зерна, середовище випробування, швидкість деформації тощо). Оскільки в експериментах, результати яких наведені на рис. 7, використовувалися різні концентрації легувальних елементів, розмір зерна також змінювався: для бінарного сплаву та сплавів із добавкою Cr він становив приблизно 50...100 мкм, тоді як за значних добавок Mo, Nb або W зменшувався до близько 30 мкм. Як видно з рис. 6, таке зменшення розміру зерна не призводить до суттєвих змін пластичності.

Згідно з даними рис. 7, за винятком Cr, легування будь-якими іншими елементами (Nb, Mo або W) призводить до поступового зниження пластичності. Зміцнення та окрихчення спостерігаються як у випадку розчинення легувальних елементів у твердому розчині (наприклад, 0,5...1,0 % Mo), так і при утворенні вторинних інтерметалідних або карбідних частинок за більших концентрацій легувальних компонентів. Водночас для інтерметалідної основи Fe-28Al-5Cr можливе досягнення значного підвищення міцності (наприклад, до границі плинності близько 600 МПа) шляхом ле-

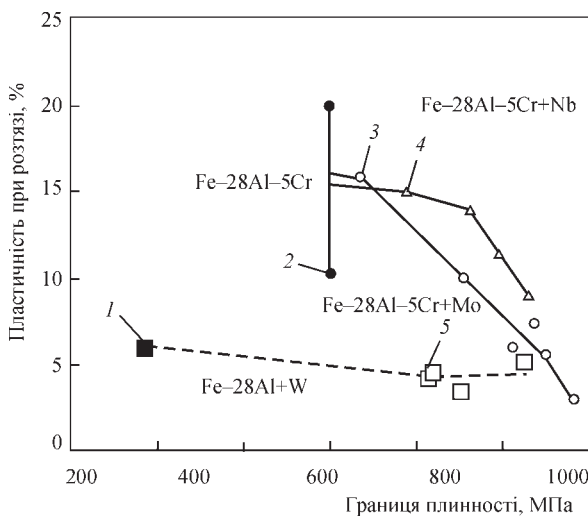


Рис. 7. Зміна границі плинності та пластичності при розтягті при легуванні сплавів Fe-28Al і Fe-28Al-5Cr різними елементами (Mo, Nb, W) [37]: ■ — Fe-28Al (відпалений); ● — Fe-Al-Cr; ○ — FeAlCr + Mo; ⊕ — FeAlCr + MoNb; □ — FeAl + W

гування Mo, а особливо Nb, без різкого зниження пластичності.

Таким чином, додавання третього або четвертого компонента до системи Fe-28Al(+Cr) може забезпечувати зміцнення матеріалу, яке супроводжується поступовим зменшенням пластичності. Натомість для сплавів складу Fe-45Al не отримано переконливих доказів позитивного впливу легування будь-якими елементами заміщення, включаючи Cr [38]. У межах відповідного дослідження навіть введення Cr призводило до зниження пластичності незалежно від умов випробування.

В інших роботах також розглядали вплив легувальних добавок у сплавах типу FeAl на пластичність. Зокрема, у дослідженні [41] аналізували введення В і С у сплав на основі Fe-40Al, а також невеликі добавки елементами заміщення, таких як Zr, Hf і їх комбіновані варіанти. Встановлено, що покращення пластичності за кімнатної температури порівняно з бінарним сплавом спостерігалось лише для матеріалу, який містив одночасно Zr і В, тоді як окремі добавки Zr, С або комбінації С+В не приводили до підвищення пластичності. Зафіксоване покращення пластичних властивостей, імовірно, пов'язане з впливом В на підвищення міцності меж зерен. Водночас не виключається і роль частинок інтерметалідів або боридів Zr, які можуть сприяти підвищенню пластичності через більш рівномірний розподіл ковзання або, навпаки, знижувати її, оскільки крупні частинки створюють концентрації напружень і стають осередками зародження тріщин.

Сплави Fe-Al характеризуються низькою швидкістю повзучості: при 800 °C і напруженнях до 50 МПа вона зазвичай не перевищує 10^{-7} c^{-1} , що

пов'язано з уповільненими дифузійними процесами в упорядкованій кристалічній ґратці [1].

Молібден (Mo) і вольфрам (W) ефективно підвищують жароміцність і опір повзучості за рахунок пригнічення дифузійних процесів та стабілізації впорядкованої структури. Вони утворюють тверді розчини з фазами B2 і D0₃ та можуть брати участь у формуванні дисперсних зміцнювальних частинок. За надмірних концентрацій можливе утворення вторинних фаз, зокрема Mo₃Al, що супроводжується зниженням пластичності [42].

Ванадій (V) розчиняється переважно в матриці Fe₃Al, стабілізує структуру D0₃ та забезпечує виражений твердорозчинний внесок у зміцнення, особливо при 700...800 °C. Завдяки високій розчинності він не формує значної кількості крихких фаз і сприяє певному подрібненню зерен [43].

Вольфрам, окрім твердорозчинного зміцнення, може брати участь у формуванні дрібнодисперсних силіцидних частинок типу Fe(W)MoSi. Після короткочасного відпалу при 1200 °C формуються нанорозмірні виділення вздовж меж зерен, що забезпечує максимальні значення межі плинності та стабільність міцності до 700...800 °C. Таким чином, W поєднує твердорозчинний і дисперсійний механізми зміцнення [43].

Титан (Ti), ніобій (Nb) та цирконій (Zr) сприяють стабілізації дрібнозернистої структури шляхом утворення дисперсних фаз (TiB₂, NbC, ZrO₂), які перешкоджають росту зерен під час термоцикування. Зокрема, 1...2 ат. % Nb підвищує межу плинності при 800 °C на 25...30 % [44].

Легування нікелем (Ni) і кобальтом (Co) сприяє підвищенню пластичності та ударної в'язкості при кімнатній температурі. Нікель зменшує енергію упорядкування, полегшує дислокаційне ковзання та частково знижує температуру крихко-пластичного переходу, стабілізуючи B2-структуру [45].

Бор (B) відіграє ключову роль у підвищенні когезії меж зерен. У концентраціях до 0,1 ат. % він сегрегує на межах зерен, знижує їхню поверхневу енергію та запобігає міжзеренному руйнуванню. Унаслідок цього ударна в'язкість і пластичність можуть зростати в кілька разів [46].

Комбіноване легування (наприклад, B + Mo або Ni + B) забезпечує синергетичний ефект: бор підвищує когезію меж зерен, тоді як Mo або Ni стабілізують впорядковану структуру та посилюють зміцнення. Це дозволяє досягти поєднання високої міцності та задовільної пластичності, що є критично важливим для високотемпературних застосувань [47].

Висока жаростійкість інтерметалідів Fe-Al зумовлена здатністю до формування щільної оксид-

ної плівки Al_2O_3 , яка забезпечує самопасивацію поверхні та зберігає захисні властивості за температур понад $1000\text{ }^\circ\text{C}$. Це визначає можливість їх застосування в термічному, енергетичному та хімічному обладнанні. Корозійна стійкість сплавів Fe–Al у ряді випадків перевищує показники нержавіючих сталей завдяки стабільності та термостійкості оксидного шару навіть за циклічних температурних навантажень [48].

Найбільш вираженим ефектом, представленим на рис. 5, є підвищення пластичності при введенні Cr у бінарний сплав Fe–28Al. Спочатку це явище пояснювали змінами пластичних властивостей матеріалу [30], однак подальші дослідження пов'язали його зі змінами характеру поверхневих плівок та ступенем прояву ефекту екологічного окрищення [49]. Існує ймовірність, що всі зміни пластичності, представлені на рис. 5, у тій чи іншій мірі зумовлені саме впливом навколишнього середовища та особливостями поверхневих плівок, які формуються до або під час випробувань. Слід також враховувати, що всі розглянуті сплави після відпалу за помірних температур характеризуються впорядкованою структурою типу $D0_3$, тому спостережувані ефекти можуть частково залежати від незначних змін ступеня цього впорядкування.

Ефективним шляхом підвищення корозійної стійкості є легування хромом. Встановлено, що Cr здатний знижувати чутливість до атмосферної корозії, хоча наявні дані не є однозначними [6]. Хром також бере участь у формуванні стабільної оксидної плівки та розширює область існування впорядкованої фази $B2$, підвищуючи термічну стабільність. Водночас надлишковий вміст Cr ($>10\text{ ат. } \%$) може спричинити утворення крихких інтерметалідних фаз Fe_3Cr або Cr_5Al_8 , що знижує пластичність [50].

Додавання кремнію (Si) підвищує жаростійкість завдяки формуванню комбінованої оксидної плівки на основі Al_2O_3 та SiO_2 , яка зменшує швидкість високотемпературного окиснення. Однак при вмісті понад $5\text{ ат. } \%$ можливе утворення крихких силіцидів (Fe_3Si) та погіршення механічних властивостей [51].

Таким чином, легування є ключовим інструментом оптимізації мікроструктури та експлуатаційних властивостей інтерметалідів Fe–Al. Залежно від природи легувального елемента реалізуються механізми твердорозчинного, дисперсійного та зернограничного зміцнення, а також підвищується термодинамічна стабільність і корозійна стійкість. Отже, легування є ефективним інструментом керування міцністю, пластичністю, опором повзучості та корозійною стійкістю Fe–Al-сплавів.

ЗАСТОСУВАННЯ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Fe–Al

Сплави системи Fe–Al завдяки поєднанню низької густини, високої корозійної, жаро- та зносостійкості, а також достатньої термостабільності, розглядаються як перспективні матеріали для експлуатації за підвищених температур і в агресивних середовищах. Їх застосування охоплює широкий спектр галузей — від енергетичного машинобудування та хімічної промисловості до транспортної індустрії, поверхневої інженерії й функціональних матеріалів.

Одним із ключових напрямів є виготовлення високотемпературних конструкційних елементів, що працюють у кисне- та сірковмісних газових середовищах. За температур до $800\text{ }^\circ\text{C}$ на поверхні сплавів Fe–Al формується щільна стабільна оксидна плівка Al_2O_3 , яка ефективно гальмує подальше окиснення. Завдяки цьому їх застосовують для деталей печей, пальників, теплообмінників, колекторів відпрацьованих газів, реакційних елементів та компонентів газових турбін [1]. Висока стійкість до сульфідації робить FeAl і Fe_3Al придатними для роботи в хімічних реакторах, установках термічної переробки нафти, коксовому виробництві та системах спалювання вугілля, де традиційні Ni- і Cr-вмісні сплави швидко деградують [52].

Додатково, як сучасний технологічний тренд, для високотемпературних застосувань розглядають «near-net-shape» виготовлення матеріалів на основі Fe_3Al (зокрема зміцнених фазою Лавеса) методами адитивного виробництва, що розширює можливості отримання деталей складної геометрії [53].

Завдяки високій твердості та стабільності оксидного шару сплави Fe–Al ефективно функціонують як зносостійкі матеріали. Їх використовують у деталях, що зазнають інтенсивного абразивного чи ерозійного навантаження: клапанах, втулках, елементах насосів, роторах та зносостійких вставках. За даними [1], після відповідної термообробки Fe–Al демонструють зносостійкість, порівнянну з деякими карбідами.

Важливим є практичне застосування сплавів системи Fe–Al як зносо- та корозійностійких покриттів і шарів, зокрема на основі Fe_3Al , отриманих різними методами, включаючи лазерне наплавлення [54]. Такі покриття широко використовуються для підвищення довговічності і демонструють високу працездатність в умовах високотемпературного зношування (зокрема в інтервалі $500\text{--}700\text{ }^\circ\text{C}$) [54], забезпечуючи ефективний захист від дії хлоридів, сірки та високотемпературного окиснення. Їх наносять метода-

ми плазмового, детонаційного, термореактивного осадження або лазерного наплавлення. Вони також характеризуються високою адгезією та більш рівномірною структурою порівняно з традиційними системами Ni–Al [1].

Як приклад, ефективність лазерного наплавлення залізоалюмінідів для підвищення корозійно- та зносостійкості анодних штирів у електролізерах [55].

Паралельно розвиваються технології газотермічного нанесення: дугове напилення в інертній атмосфері може формувати покриття з «in situ» сформованими інтерметалідними фазами Fe–Al, що є цікавим з точки зору поєднання продуктивності процесу та функціональних властивостей шару [56].

Для нанесення без суттєвого теплового впливу на підкладку зростає інтерес до холодного газодинамічного напилення (cold gas spray). Продемонстровано можливість отримання щільних покриттів Fe₃Al на сталевих підкладках із керуванням структурою через параметри порошку та газу-носія [57].

Перспективним напрямом є застосування Fe–Al як зв'язуючої фази у твердих композиційних матеріалах. У системах на основі WC заміна кобальту на Fe–Al дозволяє знизити вартість та токсичність, забезпечуючи водночас високу твердість (1400...1600 HV) і термостійкість композитів [6]. Це відкриває можливості застосування в різальних інструментах і зносостійких елементах.

В енергетичному секторі сплави Fe–Al використовують як матеріали для пористих структур — сіток, фільтрів, каталізаторних носіїв, решіток теплообмінників. Їх застосування обґрунтовується стійкістю до карбонізації, стабільністю мікроструктури під час циклічного нагрівання та сумісністю з оксидними середовищами [52].

Додатково показано перспективність спієних мікропористих композитів на основі Fe–Al (FeAlO_y/FeAl_x) як структурованих каталізаторних носіїв завдяки поєднанню розвиненої пористості та механічної міцності [58].

Окремий сучасний напрям застосувань — бар'єрні покриття на основі FeAl/Al₂O₃ для зниження проникнення ізотопів водню (зокрема тритію) в умовах високих температур. Продемонстровано, що покриття FeAl/Al₂O₃ (отримані комбінацією осадження/алітування та «in situ» окиснення) здатні суттєво зменшувати проникнення дейтерію [59].

Як технологічно простіший маршрут формування шару Fe–Al на сталях, застосовується алітування. Показано формування щільного Fe–Al покриття на 316L та проаналізовано вплив мі-

кроструктури алюмінідів на бар'єрні властивості Al₂O₃ плівки, що утворюється на поверхні [60].

Загальні підходи до проектування та оцінювання водневих бар'єрів систематизовано в сучасних оглядових роботах, що додатково підкреслює прикладну актуальність цього напрямку [61].

Особливу увагу привертає використання сплавів Fe–Al в адитивних технологіях. Показано, що LPBF/3D-друк інтерметалідів Fe₃Al може забезпечувати високу якість друкованих виробів за рахунок формування керованої мікроструктури, що є важливим для подолання технологічних обмежень традиційного лиття [53].

Окремо розглядається повний технологічний ланцюжок порошок→наплавлення (електронно-променево, лазерне): зокрема, застосування плазмової ультразвукової атомізації для одержання порошків та їх подальша лазерна обробка для отримання виробів з Fe–Al [62].

У сучасних публікаціях інтерметаліди Fe–Al дедалі частіше позиціонуються як альтернатива для високотемпературних зносо- та корозійностійких застосувань з огляду на поширеність Fe і Al та потенціал зниження залежності від критичних/дорогих легувальних систем [63].

У перспективі сплави Fe–Al можуть замінити жаростійкі сталі та Ni-суперсплави в конструкціях, де критичними є економічність, низька густина, стабільність оксидної плівки та висока корозійна стійкість. Розвиток порошкової металургії, адитивного виробництва та комбінованих технологій обробки створює нові можливості для формування багатофазних і структурно-ієрархічних матеріалів на основі Fe–Al з керованим комплексом властивостей.

ВИСНОВКИ

1. Сплави системи Fe–Al є одним із перспективних класів інтерметалідних матеріалів для високотемпературних і корозійно-агресивних умов експлуатації. Їх унікальне поєднання відносно низької густини, високої жаро- та корозійної стійкості, здатності до самопасивації за рахунок формування стабільної плівки Al₂O₃, а також конкурентної собівартості робить алюмініди заліза привабливою альтернативою традиційним жароміцним сталям.

2. Наявність в системі невпорядкованої та впорядкованої фаз типу A2(ОЦК), Fe₃Al (D0₃) і FeAl (B2) визначає широкий спектр фізико-механічних властивостей цих матеріалів. Ступінь упорядкування, концентрація вакансій, характер структурних дефектів та мікроструктурні особливості (розмір зерен, стан меж зерен) мають вирішальний вплив на міцність, пластичність, жароміцність

і поведінку сплавів при деформації. Особливою рисою Fe–Al є відсутність різко вираженої температури крихко-пластичного переходу у широкому інтервалі складів, що вигідно відрізняє їх від більшості інших інтерметалічних систем.

3. Разом із тим низька пластичність за кімнатної температури, чутливість до атмосферного окрихнення та різке зниження міцності за температур, вищих за максимум аномального зміцнення, тривалий час обмежували практичне застосування Fe–Al. Сучасні дослідження демонструють, що ці недоліки можуть бути суттєво зменшені шляхом цілеспрямованого легування (Cr, Mo, W, V, Ni, B та їх комбінацій), подрібнення зерен, а також використання прогресивних технологій виготовлення — порошкової металургії та адитивного виробництва. Особливо перспективними є підходи, що поєднують підвищення когезії зерен із високотемпературним зміцненням без істотної втрати пластичності.

4. Завдяки досягнутому прогресу сплави Fe–Al знаходять застосування у високотемпературних конструкціях, зносостійких деталях, захисних покриттях, композиційних твердих сплавах. Подальший розвиток фундаментальних уявлень про роль упорядкування, вакансій і меж зерен, а також оптимізації складу й технологій обробки відкривають широкі перспективи створення нових матеріалів на основі Fe–Al із керованим комплексом властивостей для інженерних застосувань нового покоління.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

- Palm, M., Stein, F., Dehm, G. (2019) Iron aluminides. *Annual Review of Materials Research*, **49**, 297–326. DOI: <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070218-125911>
- Zamanzade, M., Barnoush, A., Motz, C. (2016) A review on the properties of iron aluminide intermetallics. *Crystals*, **6**(1), 10. DOI: <https://doi.org/10.3390/cryst6010010>
- McKamey, C.G. (1996) Iron aluminides. *Physical Metallurgy and Processing of Intermetallic Compounds*. Eds by N.S. Stoloff, V.K. Sikka. Boston, Springer, 351–391. DOI: https://doi.org/10.1007/978-1-4613-1215-4_9
- McKamey, C.G., DeVan, J.H., Tortorelli, P.F. et al. (1991) A review of recent developments in Fe₃Al-based alloys. *J. of Materials Research*, **6**, 1779–1805. DOI: <https://doi.org/10.1557/JMR.1991.1779>
- Deevi, S.C., Sikka, V.K. (1996) Nickel and iron aluminides: An overview on properties, processing, and applications. *Intermetallics*, **4**(5), 357–375. DOI: [https://doi.org/10.1016/0966-9795\(95\)00056-9](https://doi.org/10.1016/0966-9795(95)00056-9)
- Vilardell, A.M., Cinca, N., Tarrés, E., Kobashi, M. (2022) Iron aluminides as an alternative binder for cemented carbides: A review and perspective towards additive manufacturing. *Materials Today Communications*, **31**, 103335. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103335>
- Oleszak, D., Shingu, P.H. (1994) Mechanical alloying in the Fe–Al system. *Materials Science and Engineering A*, **181–182**, 1217–1221. DOI: [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(94\)90834-6](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)90834-6)
- Stein, F., Palm, M. (2007) Re-determination of transition temperatures in the Fe–Al system by differential thermal analysis. *Praktische Metallographie*, **98**(7), 580–588. DOI: <https://doi.org/10.3139/146.101512>
- Stoloff, N.S. (1998) Iron aluminides: Present status and future prospects. *Materials Science and Engineering A*, **258**(1), 1–14. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)00909-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)00909-5)
- Morris, D.G., Muñoz-Morris, M.A., Llorca, J. (2003) Intermetallics – A basic overview. *Intermetallics*, **11**(4), 413–422. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(02\)00187-5](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(02)00187-5)
- arXiv:2410.12486. <https://arxiv.org/abs/2410.12486>
- Liu, C.T., George, E.P., Maziasz, P.J., Schneibel, J.H. (1998) Recent advances in B2 iron aluminide alloys: Deformation, fracture and alloy design. *Materials Science and Engineering A*, **258**(1–2), 84–98. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)00921-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)00921-6)
- Rolink, G., Vogt, S., Sencekova, L. et al. (2014) Laser metal deposition and selective laser melting of Fe–28 at. % Al. *J. of Materials Research*, **29**, 2036–2043. DOI: <https://doi.org/10.1557/jmr.2014.131>
- Schaefer, H.E., Würschum, R., Sob, M. et al. (1990) Thermal vacancies and positron-lifetime measurements in Fe_{76.3}Al_{23.7}. *Physical Review B*, **41**, 11869–11874. DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.41.11869>
- Wolff, J., Franz, M., Hehenkamp, T. (1997) Defect analysis with positron annihilation—applications to Fe aluminides. *Mikrochimica Acta*, **125**, 263–268. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF01246194>
- Broska, A., Wolff, J., Franz, M., Hehenkamp, T. (1999) Defect analysis in FeAl and FeSi with positron lifetime spectroscopy. *Intermetallics*, **7**, 259–267. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(98\)00098-3](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(98)00098-3)
- Rieu, J., Goux, C. (1969) Etude du durcissement par trempe des alliages ordonnés Fe–Al de type L20. *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, **66**, 869–880.
- Hasemann, G., Schneibel, J.H., George, E.P. (2012) Dependence of the yield stress of Fe₃Al on heat treatment. *Intermetallics*, **21**, 56–61. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.09.005>
- Yang, Y., Baker, I. (1998) The influence of vacancy concentration on the mechanical behavior of Fe–40Al. *Intermetallics*, **6**, 167–175. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(97\)00062-9](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(97)00062-9)
- Čížek, J., Lukáč, F., Melikhova, O. et al. (2011) Thermal vacancies in Fe₃Al studied by positron annihilation. *Acta Materialia*, **59**, 4068–4078. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.03.031>
- Stein, F., Schneider, A., Frommeyer, G. (2003) Flow stress anomaly and order–disorder transitions in Fe₃Al-based alloys. *Intermetallics*, **11**, 71–82. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(02\)00187-5](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(02)00187-5)
- Nishino, Y., Ogawa, K., Tanaka, H. (2012) Internal friction study of vacancy hardening in B2 FeAl alloys. *Solid State Phenomena*, **184**, 81–86. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.184.81>
- Morris, D.G., Muñoz-Morris, M.A. (2014) High-temperature creep of iron aluminide intermetallics. *Encyclopedia of Thermal Stresses*. Dordrecht, Springer, 2226–2236. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2007.09.001>
- George, E.P., Baker, I. (1998) Thermal vacancies and the yield strength anomaly of FeAl. *Intermetallics*, **6**, 759–763. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(98\)00063-6](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(98)00063-6)
- Guo, J.T., Jin, O., Yin, W.M., Wang, T.M. (1993) Discovery and study of anomalous yield strength peak in FeAl alloy.

- Scripta Metallurgica et Materialia*, **29**, 783–785. DOI: [https://doi.org/10.1016/0956-716X\(93\)90226-1](https://doi.org/10.1016/0956-716X(93)90226-1)
26. Morris, D.G., Zhao, P., Muñoz-Morris, M.A. (2001) Influence of strain rate on the stress anomaly in Fe₃Al. *Materials Science and Engineering A*, **297**, 256–265. DOI: [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(96\)10180-5](https://doi.org/10.1016/0921-5093(96)10180-5)
 27. Krein, R., Palm, M. (2007) Two-fold flow stress anomaly in L21-ordered Fe–Al–Ti alloys. *Materials Science and Engineering A*, **460–461**, 174–179. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.01.020>
 28. Morgand, P., Mouturat, P., Sainfort, G. (1968) Structure et propriétés mécaniques des alliages fer–aluminium. *Acta Metallurgica*, **16**, 867–875. DOI: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(68\)90107-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(68)90107-7)
 29. Morris, G., Gutierrez-Urrutia, I., Muñoz-Morris, M.A. (2008) High temperature creep behaviour of an FeAl intermetallic strengthened by nanoscale oxide particles. *Inter. J. of Plasticity*, **24I(7)**, 1205–1223. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2007.09.001>
 30. McKamey, C.G., Horton, J.A., Liu, C.T. (1989) Effect of chromium on properties of Fe₃Al. *J. of Materials Research*, **4**, 1156–1163. DOI: <https://doi.org/10.1557/JMR.1989.1156>
 31. Schulson, E.M. (1996) Brittle fracture and toughening. *Physical metallurgy and processing of intermetallic compounds*, 56–94. DOI: https://doi.org/10.1007/978-1-4613-1215-4_3
 32. Risanti, D., Deges, J., Falat, L. et al. (2005) Dependence of the brittle-to-ductile transition temperature on Al content. *Intermetallics*, **13**, 1337–1342. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2005.02.007>
 33. Krein, R., Schneider, A., Sauthoff, G., Frommeyer, G. (2007) Microstructure and mechanical properties of Fe₃Al-based alloys with borides. *Intermetallics*, **15**, 1172–1182. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2007.02.005>
 34. Azmi, S.A., Michalcová, A., Sencekova, L., Palm, M. (2017) Microstructure and mechanical properties of Fe–Al–Nb–B alloys. *MRS Advances*, **2**, 1353–1359. DOI: <https://doi.org/10.1557/adv.2017.138>
 35. Kanno, N., Yoshimura K., Takata, N. et al. (2016) Mechanical properties of austenitic heat-resistant steel. *Materials Science and Engineering A*, **662**, 551–563. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.038>
 36. Morris, D.G., Muñoz-Morris, M.A. (1999) Influence of microstructure on ductility of iron aluminides. *Intermetallics*, **7**, 1121–1129. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(99\)00038-2](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(99)00038-2)
 37. Park, B., Ko, S., Park, Y. (2000) Mechanical properties of Fe₃Al intermetallic matrix composites. *MRS Online Proceedings Library*, **646**, 324–328.
 38. Baker, I. (2011) An overview of the mechanical properties of FeAl. *MRS Proceedings*, **1128**. DOI: <https://doi.org/10.1557/PROC-1128-U02-01>
 39. Michalcová, A., Sencekova, L., Rolink, G. et al. (2016) Laser additive manufacturing of iron aluminides. *Materials & Design*, **116**, 481–494. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.12.046>
 40. Jordan, J.L., Deevi, S.C. (2003) Vacancy formation and effects in FeAl. *Intermetallics*, **11**, 507–528. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(03\)00027-X](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(03)00027-X)
 41. Gaydosh, D.J., Nathal, M.V. (1990) Influence of testing environment on the room temperature ductility of FeAl alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*, **24(7)**, 1281–1284. DOI: [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0956-716X\(90\)90342-E](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0956-716X(90)90342-E)
 42. Baligheid, R.G., Radhakrishna, A., Datta, A., Rama Rao, V.V. (2001) Effect of molybdenum addition on structure and properties of high carbon Fe₃Al-based intermetallic alloy. *Materials Science and Engineering A*, **313(1–2)**, 117–122. DOI: [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)00962-5](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)00962-5)
 43. Vodičková, V., Švec, M., Hanus, P. et al. (2025) Microstructure and high-temperature strength of Fe–Al–Si(–Mo) alloys with refractory metal additives. *JOM*, 1568–1580. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-025-07907-w>
 44. Zhang, Z., Sun, Y., Guo, J. (1995) Effect of niobium addition on the mechanical properties of Fe₃Al-based alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*, **33(12)**, 2013–2017. DOI: [https://doi.org/10.1016/0956-716X\(95\)00437-Z](https://doi.org/10.1016/0956-716X(95)00437-Z)
 45. Park, N., Lee, S.-C., Cha, P.-R. (2018) Effects of alloying elements on the stability and mechanical properties of Fe₃Al from first-principles calculations. *Computational Materials Science*, **146**, 303–309. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2018.01.042>
 46. Kontis, P., Yusof, H.A.M., Pedrazzini, S. et al. (2016) On the effect of boron on grain boundary character in a new polycrystalline superalloy. *Acta Materialia*, **103**, 688–699. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.10.006>
 47. Metidji, N., Younes, A. (2022) Effects of boron, nickel and molybdenum content on the microstructure, mechanical behaviour and wear properties of FeAl alloy made by vacuum arc melting. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, **75**, 2691–2699. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12666-022-02639-w>
 48. Duquette, D.J. (1995) *Corrosion of intermetallic compounds*. Intermetallic Compounds, 965–975.
 49. Balasubramaniam, R. (1996) On the role of chromium in minimizing room temperature hydrogen embrittlement in iron aluminides. *Scripta Materialia*, **34(1)**, 127–133. DOI: [https://doi.org/10.1016/1359-6462\(95\)00495-5](https://doi.org/10.1016/1359-6462(95)00495-5)
 50. Lee, J.W., Wu, C.C., Liu, T.F. (2004) The influence of Cr alloying on microstructures of Fe–Al–Mn–Cr alloys. *Scripta Materialia*, **50(11)**, 1389–1393. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.02.040>
 51. Novák, P., Nová, K. (2019) Oxidation behavior of Fe–Al, Fe–Si and Fe–Al–Si intermetallics. *Materials*, **12(11)**, 1748. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma12111748>
 52. Khaple, S., Golla, B.R., Prasad, V.V.S. (2023) A review on the current status of Fe–Al based ferritic lightweight steel. *Defence Technology*, **26**, 1–22. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dt.2022.11.019>
 53. Emdadi, A., Yang, Y., Szyndler, J. et al. (2026) Highly printable Fe₃Al intermetallic alloy. *Metals*, **16(1)**, 5. DOI: <https://doi.org/10.3390/met16010005>
 54. Rojacz, H., Varga, M., Mayrhofer, P.H. (2025) High-temperature abrasive wear behaviour of strengthened iron-aluminide laser claddings. *Surface and Coatings Technology*, **496**, 131585. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2024.131585>
 55. Gomes, A.F., Santos, H.S., Seno, R. (2025) Laser cladding of iron aluminide coatings for surface protection in Soderberg electrolytic cells. *Metals*, **15(12)**, 1337.
 56. Kołodziejczak, P., Bober, M., Chmielewski, T.M., Baranowski, M. (2025) Structure and selected properties of coatings deposited by arc spraying under inert atmosphere containing in situ fabricated Fe–Al intermetallic phases. *Materials*, **18(3)**, 646. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma18030646>
 57. Dosta, S., Clavé, G., Betancor-Cazorla, L. et al. (2025) Optimization of Fe₃Al intermetallic cold gas spray coatings: Microstructural characterization. *Surface and Coatings Technology*, **504**, 132032. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2025.132032>
 58. Smorygo, O. et al. (2022) Metal foam-reinforced microporous FeAlO₇/FeAl_x composites for catalytic applications. *Materials Chemistry and Physics*, **283**, 126013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2022.126013>

59. Guo, E., He, Y., Zhong, F. et al. (2024) Preparing high performance FeAl/Al₂O₃ coating as tritium permeation barrier. *J. of Nuclear Materials*, **599**, 155261. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2024.155261>
60. Wen, F., Zhang, D., Wang, W. et al. (2024) Preparation and formation mechanism of Fe–Al coating on 316L stainless steel by pack cementation aluminizing. *Chinese J. of Materials Research*, **38(10)**, 759–767. DOI: <https://doi.org/10.11901/1005.3093.2023.561>
61. Li, Y., Barzagli, F., Liu, P. (2023) Mechanism and evaluation of hydrogen permeation barriers: A critical review. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, **62**, 15752–15773. DOI: <https://doi.org/10.1021/acs.iecr.3c02259>
62. Ertugrul, G., Emdadi, A., Härtel, S. (2025) Powder production and additive manufacturing of iron aluminide alloys using plasma ultrasonic atomization and laser-directed energy deposition. *Additive Manufacturing Letters*, **14**, 100313. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addlet.2025.100313>
63. Rojacz, H., Piringner, G., Varga, M. (2023) Iron aluminides – A step towards sustainable high-temperature wear resistant materials. *Wear*, **523**, 204754. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2023.204754>

INTERMETALLICS OF THE Fe–Al SYSTEM: CURRENT UNDERSTANDING OF STRUCTURE, PROPERTIES AND APPLICATIONS

Yu.V. Kostetskyi^{1,3}, M.P. Naumenko¹, O.A. Rokytska^{2,3}

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

²Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NASU.

3 Omeliana Pritsaka Str., 03142, Kyiv, Ukraine

³National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”, Ukraine.

37 Prospect Beresteyskyi, 03056, Ukraine

ABSTRACT

This paper summarizes the current state of knowledge on phase equilibria, microstructure, and mechanical and functional properties of Fe–Al alloys. Particular attention is given to the features of formation and thermal stability of the A2, Fe₃Al (D03), and FeAl (B2) phases, as well as to the influence of ordering and defect structure on strength and ductility. The roles of vacancies, grain boundaries, and dislocations in the temperature dependence of yield strength, including anomalous strengthening effect, are analyzed. It is shown that alloying with Cr, Mo, W, V, Ni, B, Ti, Nb, and Si significantly affects high-temperature strength, corrosion resistance, grain-boundary cohesion, and increase in the ductility of Fe–Al intermetallics. The main application areas of Fe–Al alloys in high-temperature structural components, wear-resistant parts, coatings, and composite materials are outlined. A review of the literature indicates that the rational combination of alloying and modern processing technologies broadens the prospects for the practical use of Fe–Al intermetallics as a cost-effective alternative to conventional high-temperature alloys. 63 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

KEYWORDS: iron-aluminides, phase equilibrium, ordered D0₃ and B2 phases, defect structure, anomalous strengthening, alloying, high-temperature strength, corrosion resistance

ORCID

Ю.В. Костецький — <https://orcid.org/0000-0003-0742-0684>, М.П. Науменко — <https://orcid.org/0009-0005-0136-1064>,

О.А. Рокицька — <https://orcid.org/0009-0003-1263-9565>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

Ю.В. Костецький

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

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Ю.В. Костецький, М.П. Науменко, О.А. Рокицька (2026) Інтерметаліди системи Fe–Al: сучасні уявлення про структуру, властивості та застосування. *Сучасна електрометалургія*, **02**, 39–51.

DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.02.05>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 17.03.2026

Отримано у переглянутому вигляді 04.05.2026

Затверджено до друку 20.05.2026

Оприлюднено 27.05.2026

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ПОРИСТОСТІ В СПЛАВІ Ti–6Al–4V ПІД ЧАС ВИГОТОВЛЕННЯ ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ

С.В. Аджамський¹, Р.В. Подольський², З.В. Сазанішвілі³, Г.А. Кононенко²

¹Інститут транспортних систем та технологій НАН України, 49000, м. Дніпро, вул. Писаржевського, 5

²Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України.

49000, м. Дніпро, пл. Академіка Стародубова, 1

³Національний технічний університет «Дніпровська політехніка».

49005, м. Дніпро, пр. Дмитра Яворницького, 19

РЕФЕРАТ

Досліджено особливості формування мікроструктури та геометрії пор у зразках із титанового сплаву Ti–6Al–4V, виготовлених методом селективного лазерного плавлення за раціональних технологічних режимів. Метою дослідження є встановлення закономірностей впливу параметрів SLM-процесу на характер пороутворення та просторове розташування пор відносно траєкторій лазерного сканування. Основними задачами роботи є аналіз мікроструктури матеріалу, кількісна оцінка пористості, визначення розмірів, форми, скупчень і просторового розподілу пор, а також встановлення механізмів їх формування. Дослідження виконано на зразках, отриманих за рекомендованих режимів селективного лазерного плавлення: потужність лазера 195 Вт, швидкість сканування 1000 мм/с, відстань між треками 0,12 мм та товщина шару 40 мкм. Для вивчення мікроструктури використано оптичну мікроскопію, а кількісний аналіз пористості, включно з визначенням площі, еквівалентного діаметра, коефіцієнта сферичності та щільності розподілу пор, проведено з використанням програмного забезпечення ImageJ. Встановлено, що пори характеризуються різною морфологією та утворюють як поодинокі включення, так і локальні скупчення, просторово пов'язані з межами треків та зонами перекриття. Вперше показано наявність кореляції між сферичністю пор та їх розташуванням відносно структури треків: більш сферичні пори локалізуються переважно в центральних зонах ванн розплаву, тоді як витягнуті та неправильної форми пори зосереджені поблизу меж сканування. Отримані результати поглиблюють розуміння механізмів пороутворення в Ti–6Al–4V за SLM та можуть бути використані для подальшої оптимізації технологічних параметрів адитивного виробництва. Бібліогр. 24, табл. 2, рис. 3.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: технологія SLM, Ti–6Al–4V, пори, дискретність, мікроструктура

ВСТУП

Технології адитивного виробництва, зокрема селективне лазерне плавлення (SLM), є провідним методом виготовлення деталей складної геометрії зі сплавів на основі титану, таких як Ti–6Al–4V. Хімічний склад цього сплаву згідно з ASTM B348 представлено в табл. 1.

Цей матеріал широко використовується в авіаційній, аерокосмічній, автомобільній та медичній промисловостях завдяки своїм унікальним властивостям: високій корозійній стійкості, біосумісності, низькій щільності та значній міцності [1–3].

Одним з ключових аспектів, що впливають на функціональність виробів, є пористість матеріалу. У медичних імплантатах контрольована пористість забезпечує кращу остеоінтеграцію, оптимальну циркуляцію біологічних рідин та відповідність механічних властивостей імплантата властивостям кісткової тканини [4–6].

Формування пористої структури під час процесу SLM залежить від технологічних параметрів, таких як потужність лазера, швидкість сканування, товщина шару та відстань між доріжками лазерного променя [7]. Зокрема, раціональні режими забезпечують високу щільність металу, зменшуючи кількість пор та дефектів, спричинених недостатнім плавленням або перегрівом частинок порошку.

Попередні дослідження сплаву Ti–6Al–4V [8, 9] показали, що мікроструктура деталей, виготовлених методом SLM, складається переважно з мартенситу. Така структура забезпечує високу міцність виробів, але водночас може збільшити крихкість матеріалу, особливо за недостатнього контролю пористості [10–13]. Тому визначення раціональних параметрів виготовлення має вирішальне значення для забезпечення формування щільної та однорідної мікроструктури.

Основний напрямок поточних досліджень пов'язаний з вивченням особливостей формування розривів та інших дефектів [11–19]. Дослідники звертають увагу на такі показники, як кількість пор, їх розподіл, розмір та форма, які є критичними для якості виробів, отриманих методом SLM. Пористість впливає не тільки на механічні власти-

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026.

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

Таблиця 1. Хімічний склад сплаву Ti-6Al-4V, мас. % згідно з ASTM B348

Al	V	Fe	O	C	N	H	Yt	Ti
5,50...6,75	3,50...4,50	≤0,30	≤0,20	≤0,08	≤0,05	≤0,015	≤0,005	Основа

вості, такі як міцність та пластичність, але й на характеристики матеріалу під час використання. Водночас надмірна кількість пор або їх нерівномірний розподіл може стати ключовою точкою концентрації напружень та призвести до руйнування деталі.

Пори у виробках, отриманих методом SLM, зазвичай мають сферичну форму, що пов'язано з такими факторами та явищами, як температура та стабільність розплавленої ванни, ефект Марангоні, ерозія порошку, випаровування, розбризкування та в'язкість розплаву [7, 20].

У титанових сплавах утворення пористості під час лазерного плавлення пояснюється кількома ключовими факторами, властивими адитивному виробництву. Однією з основних причин є поведінка окремих частинок порошку, розташованих на периферії зони розплаву. Локальне підвищення температури, викликане лазерною енергією, може виштовхувати ці частинки із зони обробки [21]. Після їх видалення на поверхні утворюються мікропорожнини. Завдяки поверхневому натягу розплавленого матеріалу ці порожнини поступово набувають округлої форми, що характерно для пористої структури в таких матеріалах.

Цей механізм типовий для процесів адитивного виробництва, оскільки вони супроводжуються високою інтенсивністю локального нагрівання та складною динамікою поведінки розплаву під впливом лазерної енергії. В результаті формується унікальна мікроструктура, яка відображає специфіку технологічного процесу та впливає на експлуатаційні властивості отриманого продукту.

Одним з найважливіших параметрів процесу SLM є потужність лазера. Вона суттєво визначає глибину та ширину треків розплаву, безпосередньо впливаючи на якість сплавлення частинок порошку. Якщо підведеної енергії недостатньо, температура переходу порошку в рідкий стан не досягається, що призводить до утворення таких дефектів, як пори та розриви, неповне сплавлення треків, зварювання частинок агломерату та розшарування вздовж поперечного перерізу. І навпаки, надмірна потужність може спричинити локальний перегрів та випаровування матеріалу, що призводить до змін хімічного складу або утворення дефектів типу замкова щілина через закривання отвору треку розплаву [20].

Але кількість підведеної енергії тісно пов'язана не тільки з потужністю лазерного променя, але й зі швидкістю сканування. Так само це дозволяє контролювати процес та якість продукції. Зі збільшенням швидкості сканування час перебування матеріалу в точці плавлення зменшується,

що знижує ризик перегріву. Це позитивний аспект, оскільки перегрів може призвести до появи нових додаткових дефектів: перерозподілу хімічних елементів вздовж меж треків росту дендритів першого порядку або локалізованого випаровування матеріалу. Однак надмірна швидкість може призвести до неповного плавлення частинок порошку, що є однією з основних причин утворення розривів (відсутності сплавлення) [22].

Аналіз літератури [22] показує, що дослідники зазвичай використовують швидкості сканування від 900 до 1100 мм/с для виробництва компонентів Ti-6Al-4V незалежно від застосованої системи сканування. Таким чином, вони стверджують, що ця швидкість є раціональною для забезпечення умов виробництва без невідповідностей та перегріву попереднього шару з утворенням однорідної мартенситної структури.

На розмір пор та їх розташування також впливають такі параметри, як відстань між доріжками та товщина шару порошку. Наприклад, експериментальні дослідження [20] показують, що при ширині доріжок 0,12 мм та товщині шару 40 мкм забезпечується задовільна однорідність мікроструктури.

Макро- та мікроструктурний аналіз матеріалів є важливим кроком в оцінці їх механічних властивостей, довговічності та надійності в експлуатації. Структурні особливості, такі як межі зерен, дефекти, пори та тріщини, суттєво впливають на поведінку матеріалу під навантаженням [23]. Пори можуть суттєво впливати на механічні властивості, зокрема, знижувати міцність та збільшувати схильність до руйнування.

Підсумовуючи, параметри процесу SLM необхідно коригувати комплексно, враховуючи їх взаємопов'язаний вплив на якість готової продукції. Для досягнення балансу між потужністю лазера, швидкістю сканування, відстанню між доріжками та товщиною шарів важливо створити мікроструктуру, яка забезпечує як високу міцність, так і необхідну щільність матеріалу. Основні дефекти не тільки зменшують щільність матеріалу, але й погіршують його функціональні властивості.

Метою роботи є виявлення та обґрунтування взаємозв'язків між ключовими технологічними параметрами процесу селективного лазерного плавлення та механізмами, що регулюють формування пористості в Ti-6Al-4V, а також аналіз

Таблиця 2. Фактичний хімічний склад сплаву Ti-6Al-4V, мас. %

Al	V	Fe	O	C	N	Ti
6,21	4,03	0,04	0,7	0,1	0,02	Основа

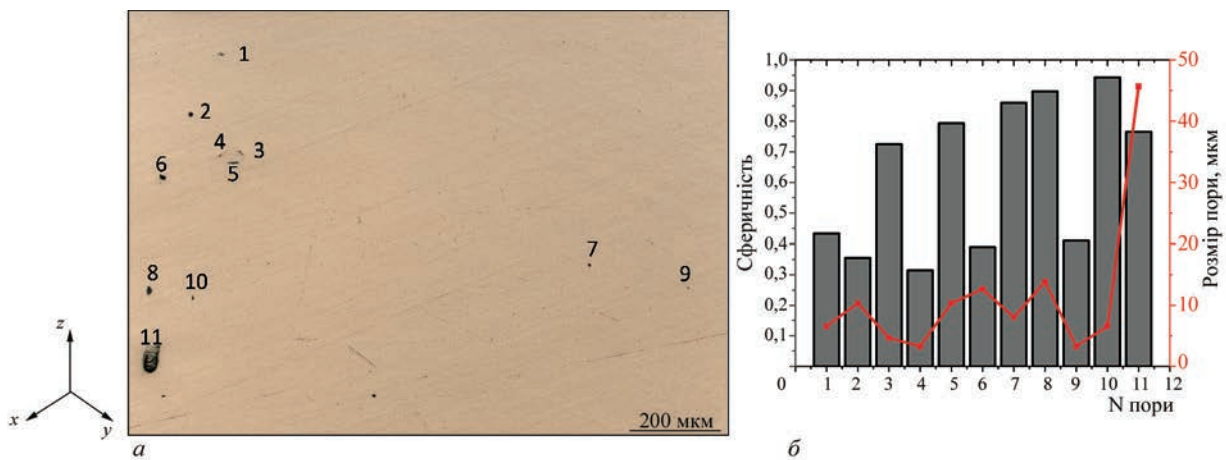


Рис. 1. Мікроструктура сплаву Ti-6Al-4V у площині x - y , виготовленого за оптимальних умов SLM (а); аналіз розмірів пор та сферичності мікроструктури сплаву (б)

просторового розподілу, морфології та локалізації пор залежно від стратегії лазерного сканування та структури доріжок розплавленої ванни.

МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Для дослідження зразки сплаву Ti-6Al-4V були виготовлені за допомогою 3D принтера Alfa-150D, наданого ТОВ «АЛТ Україна». Параметри друку були обрані на основі рекомендованих параметрів [24]: потужність лазера — 195 Вт; швидкість сканування — 1000 мм/с; відстань між доріжками — 0,12 мм; товщина шару — 40 мкм.

Експериментальний зразок мав розміри $10 \times 10 \times 10$ мм і був підготовлений до мікроструктурного аналізу за допомогою ультразвукового очищення, а потім механічної обробки за допомогою шліфувальних дисків та оксидного полірування на спеціалізованому обладнанні Laborol-5. Електрохімічне полірування та травлення проводили з використанням плавикової кислоти під напругою 5 та 3 В відповідно.

Фактичний хімічний склад сплаву наведено в табл. 2.

Мікроструктурний аналіз проводили за допомогою оптичного мікроскопа Axiovert 200M Mat. Оцінка розміру, форми, розподілу та накопичення

пор у матеріалі базувалася на візуальному аналізі мікроструктурних зображень зразків за допомогою програмного забезпечення ImageJ. Сферичність пори вимірювали у відносних одиницях і визначали як частку ідеального кола, вписаного в фактичну пору. Ідеальною круглою порою має значення сферичності, близьке до нуля.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Мікроструктурний аналіз показав, що середня щільність матеріалу перевищувала 99,9 %, що підтверджує ефективність обраних параметрів виробництва. У ділянках між доріжками спостерігалися газові пори та окремі дефекти, що потенційно свідчить про недостатнє локалізоване плавлення (рис. 1). Розмір пор коливався від 5 до 15 мкм, при цьому була виявлена одна пора розміром 46 мкм.

В результаті досліджень було показано, що формування накопичення пор відбувається на відстанях від 92 до 163 мкм вздовж осі z , що вказує на стабільне формування пор кожні 3...5 шарів відносно попередніх. Цей висновок підтверджує, що вплив параметрів сканування, а саме концепції заповнення доріжки, відіграє значну роль у формуванні пор вздовж поперечного перерізу досліджуваного зразка, що може бути предметом подальших досліджень.

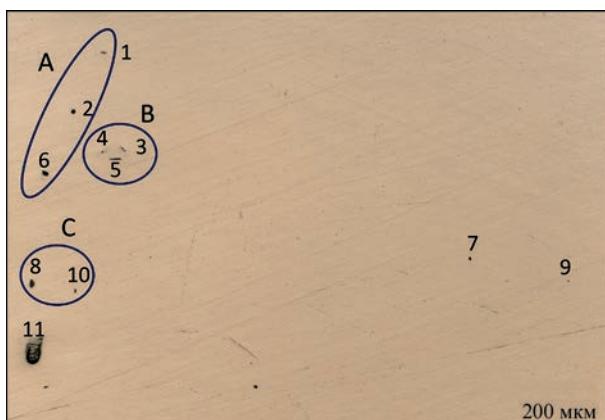


Рис. 2. Аналіз кластеризації пор у мікроструктурі сплаву Ti-6Al-4V



Рис. 3. Мікроструктура сплаву Ti-6Al-4V у площині x - y

На рис. 2 показано групи скупчень пор. Група А, що складається з пор 1, 2 та 6, розташована переважно на однаковій відстані одна від одної вздовж осі z зі зміщенням одна від одної вздовж осі x , що може бути пов'язано з обертанням наступного шару відносно попереднього. Група В являє собою скупчення дефектів lack of fusion, які можуть бути пов'язані з неповним плавленням порошкового агломерату. Група С містить пори в межах одного шару та можуть бути пов'язані з розшаровуванням матеріалу відносно попереднього шару.

На основі сферичності спостережувані пори були розділені на дефекти lack of fusion зі сферичністю від 0,5 до 1,0 та газові пори зі сферичністю від 0,1 до 0,5. Слід зазначити, що ізольовані пори 2, 4, 6 та 9 переважно мають сферичність в області 0,35, що вказує на майже круглу форму, типову для дефекту газових пор, а пори 3, 5, 7, 8 та 10 класифікуються як дефекти lack of fusion.

Електрохімічне травлення було проведено для виявлення мікроструктури та визначення положення цих пор відносно доріжок. У напрямку формування продукту (напрямок z) спостерігалася характерна хвиляста текстура, яка утворюється в результаті пошарового процесу виготовлення з використанням технології селективного лазерного плавлення (рис. 3).

Аналіз пор виявив залежність розміру та сферичності від розташування. Порівняльний аналіз рис. 2 з рис. 3 дозволив встановити, що сферичні газові пори розташовані переважно в тілі доріжок, тоді як витягнуті дефекти lack of fusion розташовані в міждоріжкових областях.

Результати аналізу підтвердили, що рекомендовані параметри забезпечують високу щільність з мінімальною кількістю дефектів.

Загальна концентрація пор низька, що свідчить про високоякісний процес плавлення та мінімальний ризик утворення дефектів через поглинання газу (газові пори) або недостатнє плавлення (відсутність сплавлення).

ВИСНОВКИ

1. Розроблено критерій оцінки форми пор, що дозволяє класифікувати їх за ознаками формування та типом. Встановлено закономірність формування та сферичність пор під час виготовлення Ti-6Al-4V за технологією SLM. Визначено, що сферичність у діапазоні 0,1...0,5 відповідає ідеальній формі, що свідчить про формування газових пор, тоді як 0,5...1,0 вказує на відсутність дефектів сплавлення.

2. В результаті було встановлено особливості формування накопичення пор та характер їх формування: група А — пори, пов'язані з технологічним процесом пошарового наплавлення (0,45 %); група Б — пори, пов'язані з явищами у ванні розплаву (0,27 %); група В — пори, на які впливають геометричні параметри підкладки (0,18 %).

3. Показано кореляцію між сферичністю пор та їх розташуванням відносно структури доріжки: сферичні пори розташовані в тілі доріжок, а витягнуті дефекти несплавлення — у міждоріжкових областях.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Tshephe, T.S., Akinwamide, S.O., Olevsky, E., Olubambi, P.A. (2022) Additive manufacturing of titanium-based alloys: A review of methods, properties, challenges, and prospects. *Heliyon*, 8(3), e09041.
2. Saurabh, A., Meghana, C.M., Singh, P.K., Verma, P.C. (2022) Titanium-based materials: Synthesis, properties, and applications. *Materials Today: Proceedings*, 56, 412–419.
3. Suresh, G., Ramesh, M.R., Srinath, M.S. (2022) Surface engineered titanium alloys for biomedical, automotive, and aerospace applications. In: *Advances in processing of lightweight metal alloys and composites: Microstructural characterization and property correlation*. Eds by R.V. Vignesh, R. Padmanaban, M. Govindaraju. Singapore, Springer, 89–102.
4. Abd-Elaziem, W., Mohammed, M.M., Yehia, H.M. et al. (2024) Porous titanium for medical implants. *Multidisciplinary Materials Chronicles*, 1(1), 1–18.
5. Bose, S., Sarkar, N., Jo, Y. (2024) Natural medicine delivery from 3D printed bone substitutes. *J. of Controlled Release*, 365, 848–875.
6. Li, J., Zhong, H., Cao, B. et al. (2024) Comparative study of 3D-printed porous titanium alloy with rod designs of three different geometric structures for orthopaedic implantation. *Acta Metallurgica Sinica*, 37, 54–66.
7. Adjamskiy, S., Kononenko, G., Podolskiy, R., Badyuk, S. (2022) *Implementation of selective laser melting technology in Ukraine*. Kyiv, Naukova Dumka.
8. Li, H., Chen, Z.W., Fiedler, H., Ramezani, M. (2021) Wear behaviour of N ion implanted Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting. *Metals*, 11(10), 1639.
9. Leo, J.R.O., Zabeen, S., Fitzpatrick, M.E. et al. (2023) A study on the effects of laser shock peening on the microstructure and substructure of Ti-6Al-4V manufactured by selective laser melting. *J. of Materials Processing Technology*, 316.
10. Pal, S., Lojen, G., Kokol, V., Drstvensek, I. (2018) Evolution of metallurgical properties of Ti-6Al-4V alloy fabricated in different energy densities in the selective laser melting technique. *J. of Manufacturing Processes*, 35, 538–546.
11. Hu, Zh., Nagarajan, B., Song, X. et al. (2019) Formation of SS316L single tracks in micro selective laser melting: surface, geometry, and defects. *Advances in Materials Sci. and Eng.*, Article ID 9451406, 1–9.
12. Letenneur, M., Kreitzberg, A., Brailovski, V. (2019) Optimization of laser powder bed fusion processing using a combination of melt pool modeling and design of experiment approaches: Density control. *J. of Manufacturing and Materials Processing*, 3, 21. DOI: <https://doi.org/10.3390/jmmp3010021>
13. Roehling, J.D., Perron, A., Fattebert, J.L. et al. (2018) Rapid solidification in bulk Ti-Nb alloys by single-track laser melting. *JOM*, 70, 1589–1597. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2920-2>
14. Chen, S., Huang, J., Pan, C. et al. (2017) Microstructure and mechanical properties of open-cell porous Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting. *J. of Alloys and Compounds*, 713, 248–254.
15. Seede, R., Shoukr, D., Zhang, B. et al. (2019) An ultra-high strength martensitic steel fabricated using selective laser melting additive manufacturing: densification, microstructure, and mechanical properties. *Acta Materialia*, 186. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.12.037>
16. Kitano, H., Kusano, M., Tsujii, M. et al. (2021) Process parameter optimization framework for the selective laser melt-

- ing of Hastelloy X alloy considering defects and solidification crack occurrence. *Crystals*, **11**, 578. DOI: <https://doi.org/10.3390/cryst11060578>
17. DebRoy, T., Wei, H.L., Zuback, J.S. et al. (2018) Additive manufacturing of metallic components — Process, structure and properties. *Progress in Materials Sci.*, **92**, 112–224.
 18. Yang, J., Han, J., Yu, H. et al. (2016) Role of molten pool mode on formability, microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti–6Al–4V alloy. *Materials & Design*, **110**, 558–570.
 19. Dilip, J.J.S., Zhang, S., Teng, C. (2017) Influence of processing parameters on the evolution of melt pool, porosity, and microstructures in Ti–6Al–4V alloy parts fabricated by selective laser melting. *Progress in Additive Manufacturing*, **2**, 157–167. DOI: <https://doi.org/10.11007/s40964-017-0030-2>
 20. Gibson, I. et al. (2020) *Additive manufacturing technologies*. Springer.
 21. Gong, H., Rafi, K., Gu, H. et al. (2014) Analysis of defect generation in Ti–6Al–4V parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes. *Additive Manufacturing*, **1–4**, 87–98.
 22. Ghio, E., Cerri, E. (2022) Additive manufacturing of AlSi10Mg and Ti–6Al–4V lightweight alloys via laser powder bed fusion: A review of heat treatments effects. *Materials*, **15**, 2047.
 23. Wentian, S., Yude, L., Xuezhi, S. et al. (2018) Beam diameter dependence of performance in thick-layer and high-power selective laser melting of Ti–6Al–4V. *Materials*, **11**(7), 1237.
 24. Adjamskiy, S.V., Kononenko, G.A., Podolskiy, R.V. (2021) Application of SLM-technology for manufacture of dental implants from Ti–6Al–4V alloy. *Avtomaticheskaya Svarka*, **11**, 21–27.

PECULIARITIES OF POROSITY FORMATION IN Ti–6Al–4V ALLOY DURING MANUFACTURING BY SELECTIVE LASER MELTING TECHNOLOGY

S.V. Adzhamsky¹, R.V. Podolskiy², Z.V. Sazanishvili³, G.A. Kononenko²

¹Institute of Transport Systems and Technologies of the NASU. 5 Pysarzhevskoho Str., 49000, Dnipro, Ukraine

²Z.I. Nekrasov Iron and Steel Institute of NASU. 1 Akademika Starodubova Sq., 49000, Dnipro, Ukraine

³National Technical University “Dnipro Polytechnic”. 19 Prosp. Dmytra Yavornytskoho, 49005, Dnipro, Ukraine

ABSTRACT

This study investigates the microstructural features and pore geometry in Ti–6Al–4V alloy specimens produced by selective laser melting under rational processing conditions. The aim of the work is to identify the relationships between key SLM technological parameters and the mechanisms of porosity formation, as well as the spatial distribution of pores relative to the laser track structure. The main research tasks include characterization of the materials microstructure, quantitative evaluation of porosity, analysis of pore size, shape, clustering behavior and spatial distribution, and determination of their formation nature. Investigations were performed on specimens produced using the recommended SLM regimes: laser power of 195 W, scanning speed of 1000 mm/s, track spacing of 0.12 mm, and layer thickness of 40 μm. Microstructural observations were carried out by optical microscopy, while quantitative porosity analysis, including determination of pore area, equivalent diameter, sphericity, and distribution density, was performed using ImageJ software. It was established that pores are characterized by a heterogeneous morphology and form both isolated inclusions and localized pore clusters spatially associated with track boundaries and overlap zones. A clear correlation between pore sphericity and their location relative to the track structure was established for the first time: pores with higher sphericity are mainly located within the central regions of melt pools, whereas elongated and irregularly shaped pores tend to concentrate near track borders. These findings provide insight into pore formation mechanisms in SLM-processed Ti–6Al–4V and can be used for further optimization of the technological parameters of additively manufacturing. 24 Ref., 2 Tabl., 3 Fig.

KEYWORDS: SLM technology, Ti–6Al–4V, pore, discontinuity, microstructure

ORCID

С.В. Аджамський — <https://orcid.org/0000-0002-6095-8646>, Р.В. Подольський — <https://orcid.org/0000-0002-0288-0641>, З.В. Сазанішвілі — <https://orcid.org/0000-0003-4138-9238>, Г.А. Кононенко — <https://orcid.org/0000-0001-7446-4105>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

С.В. Аджамський

Інститут транспортних систем та технологій НАН України. м. Дніпро. E-mail: as@alt-print.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

С.В. Аджамський, Р.В. Подольський, З.В. Сазанішвілі, Г.А. Кононенко (2026) Особливості формування пористості в сплаві Ti–6Al–4V під час виготовлення за технологією селективного лазерного плавлення.

Сучасна електрометалургія, **02**, 52–56. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.02.06>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 26.02.2026

Отримано у переглянутому вигляді 28.04.2026

Затверджено до друку 20.05.2026

Оприлюднено 27.05.2026

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВУ ВТ9

В.Ю. Білоус¹, Е.Л. Вржижевський¹, Р.В. Селін¹, Л.М. Радченко¹, С.Л. Антонюк²¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, вул. Казимира Малевича, 11²ДП «АНТК ім. О.К. Антонова». 03062, м. Київ, вул. Мрії, 1

РЕФЕРАТ

Титанові жароміцні двофазні ($\alpha+\beta$)-сплави можуть мати високі експлуатаційні характеристики при використанні в авіаційних двигунах. Для розширення обсягів застосування або відновлення деталей, виготовлених з двофазного сплаву ВТ9, доцільно розглянути можливість застосування вакуумного відпалу для обробки заготовлі або деталей після механічної обробки чи зварювання. В роботі досліджували вплив вакуумного відпалу при температурі 950 °С на структуру листів титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9. Листи з титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 товщиною 10 мм було піддано вакуумному відпалу при температурі 950 °С протягом 1 год та охолодженню з піччю. Мікроструктура металу зразків з жароміцного титанового двофазного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 в вихідному стані однорідна, дрібнодисперсна та складається з частинок α -фази, товщина яких становить 2...4 мкм, довжина 2...20 мкм. Мікроструктура металу зразків після вакуумного відпалу з подальшим охолодженням з піччю однорідна та складається з частинок α -фази товщиною 2...6 мкм та довжиною до 20 мкм. Відзначається збільшення розмірів α -фази пов'язане з процесом її коагуляції. Вакуумний відпал при температурі 950 °С призвів до зниження кількості дисперсних частинок в структурі металу і росту в результаті коагуляції при уповільненому охолодженні частинок α -фази. Кількість β -фази в металі титанового жароміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 знижується до 15...22 %. Такі структурні зміни можуть призвести до зниження показників міцності сплаву та збільшення показників ударної в'язкості, що сприяє збільшенню експлуатаційних показників деталей з сплаву ВТ9. Бібліогр. 19, табл. 3, рис. 8.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: титановий сплав, двофазні ($\alpha+\beta$)-сплави, мікроструктура, вакуумний відпал, α -фаза, β -фаза

ВСТУП

В конструкціях авіаційних двигунів при проектуванні деталей з титанових сплавів необхідно враховувати, що найбільшу жаростійкість мають псевдо- α -титанові сплави, з перевагою α -структури за рахунок збереження α -структури при підвищених температурах та підтриманні на максимально високому рівні температури поліморфного ($\alpha\leftrightarrow\beta$)-перетворення [1–3]. Але титанові двофазні ($\alpha+\beta$)-сплави також можуть мати високі експлуатаційні характеристики при використанні в авіаційних двигунах за рахунок високого вмісту алюмінію і легуванням кремнієм. Це такі високолеговані ($\alpha+\beta$)-сплави як ВТ3-1, ВТ8, ВТ9, ВТ25 і ВТ18В. До недоліків ($\alpha+\beta$)-сплавів мартенситного класу слід віднести їх підвищену чутливість до термічної дії, що ускладнює зварювання цих сплавів, гарячу деформацію та деякі інші технологічні операції, пов'язані з нагріванням та охолодженням [4, 5]. Як жароміцні титанові сплави, що використовуються у виробництві газотурбінних двигунів, найбільше застосування мають такі відомі двофазні і псевдо- α -сплави: ВТ3-1 (Ti–6Al–2,5Mo–2Cr–0,3Si–0,5Fe), ВТ5-1 (Ti–5Al–2,5Si), ВТ8 (Ti–6,5Al–3,3Mo–0,35Si), ВТ9 (Ti–6,5Al–1Zr–3,3Mo–0,3Si), ВТ25 (Ti–6,5Al–4Mo–1,8Sn–38Zr–1W–0,25Si) та ВТ18 (Ti–7Al–1Mo–11Zr–1Nb–0,2Si) [6].

Жароміцний титановий сплав ВТ9 системи легування Ti–Al–Mo–Zr–Si було розроблено наприкінці 20-го століття і він знайшов широке використання при серійному виробництві деталей газотурбінних двигунів (ГТД), які тривалий час працюють при температурі до 450 °С [6, 7]. Деформований жароміцний титановий сплав ВТ9 системи Ti–Al–Mo–Zr–Si відноситься до двофазних ($\alpha+\beta$)-сплавів мартенситного класу [6]. Високий вміст алюмінію і легування кремнієм забезпечують йому більш високі жароміцні властивості в порівнянні з найбільш розповсюдженим двофазним титановим сплавом ВТ6, його можливо зміцнювати за допомогою додаткової термічної обробки — гартування з наступним старінням. В роботі [8] досліджували якість деформованих напівфабрикатів титанового сплаву ВТ9, отриманого способом електронно-променевої плавки (табл. 1). Оптимальне поєднання механічних властивостей деталей з сплаву ВТ9 забезпечує подвійний відпал. З титанового сплаву ВТ9 виготовляють диски, лопатки та інші деталі компресорів ГТД [9, 10].

Таблиця 1. Механічні властивості зразків деформованого напівфабрикату титанового сплаву ВТ9 [8]

Темплет	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	Твердість, НВ
1	1129	3,2	9,0	23	341
2	1142	4,8	12,0	20	331
3	1101	6,0	20,6	30	321

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

Відомо, що після відпалу сплаву ВТ9 при 950 °С з наступним охолодженням на повітрі кількість β -фази становить близько 9 %. Наступне нагрівання при 530 °С протягом 6 год практично не змінює характер мікроструктури металу, що спостерігається при збільшеннях характерних для оптичної мікроскопії [11]. Під час відпалу титанового сплаву ВТ9 при температурі 950 °С протягом 25 та 50 год пластинчастий характер вихідної мікроструктури не змінюється. Вважають, що стабільність пластинчастої мікроструктури сплаву ВТ9 і низький ефект від обробки пов'язані з більш низьким значенням міжфазної енергії границь зерен, ніж, наприклад, в сталях [11].

Для розширення обсягів застосування двофазного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 або відновлення деталей з сплаву ВТ9 доцільно розглянути можливість застосування для термообробки оброблених деталей вакуумного відпалу при температурі 950 °С, що дозволить запобігти окисленню поверхні деталей при термообробці. В роботах [12–14] автори вивчали вплив дисперсності пластинчастої мікроструктури в ($\alpha+\beta$)-сплавах на інтенсивність подрібнення α -пластин при гарячій деформаційній обробці, було встановлено що вихідний структурний стан впливає на середній розмір дрібнозернистої структури, що формується.

Таким чином, особливості вихідної структури жароміцного титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 впливають на його показники міцності та експлуатаційні характеристики кінцевого виробу [15]. Додаткова технологічна обробка, наприклад, вакуумний відпал, необхідна після зварювання і може, тому необхідно проведення досліджень впливу додаткової технологічної обробки на кінцеву структуру металу деталі яка обробляється.

Метою роботи є дослідження впливу вакуумного відпалу при температурі 950 °С на структуру титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9.

МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

Листи з титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 товщиною 10 мм було піддано вакуумному відпалу при температурі 950 °С протягом 1 год та охолодженню з піччю. Хімічний склад титанового сплаву ВТ9 наведено в табл. 2.

Металографічні дослідження структури та зміни в структурі металу досліджувалися за допомогою оптичного мікроскопа «NEOFOT-30», оснащеного приставкою для цифрового фотоапарата. Систему реєстрації зображень здійснювали комп'ютерною програмою «QuickPhoto». Цифрове зображення обробляли програмою «Atlas».

Заготовки під шліфи підлягали шліфуванню та поліруванню. Для виявлення мікроструктури проводили травлення мікрошліфів в водному розчині суміші плавикової та азотної кислот (10 мл 40 % HF, 5 мл 60 % HNO₃, 50 мл води).

Визначення кількості фаз в металі виконували на мікрошліфах. Виявлення мікроструктури та визначення фаз ґрунтоване на тому, що різні фази протравлюються і фарбуються неоднаково. Так, β -фаза має світлий колір на мікрошліфах, α -, α' , α'' — темний колір. Для комп'ютерної обробки отриманих мікроструктур використовували програмний пакет Image-ProPlus, який обчислює частку світлих частин на мікрошліфі відповідно до заданих параметрів.

СТРУКТУРА ТИТАНОВОГО ДВОФАЗНОГО ЖАРОМІЦНОГО ($\alpha+\beta$)-СПЛАВУ ВТ9 В СТАНІ ПІСЛЯ МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ

Була досліджена структура прокатоного металу листів товщиною 10 мм титанового жароміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 в стані після прокату (рис. 1).

В зв'язку з тим, що в процесі вакуумного відпалу титанового сплаву можливе розчинення адсорбованих на поверхні забруднень та утворення альфованого слою в поверхневих ділянках зразків, було досліджено структуру листів титанового жароміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 на поверхні (метал поверхневої зони листів — ділянки *C* та *E*) в середині листа та на відстані 2 мм від поверхні (метал середньої зони листів — ділянки *A*, *B* та *D*) (рис. 2).

Мікроструктура металу листів середньої зони сплаву ВТ9 в поперечному перерізі в вихідному стані без термічної обробки в точці *A* показана на рис. 3. Мікроструктура металу сплаву ВТ9 в точці *A* однорідна, дрібнодисперсна та складається зі світлих (фото) частинок α -фази, товщина яких становить 2...4 мкм, довжина 2...20 мкм (рис. 3, *a*, *b*). У проміжках між світлими α -частинками розташовується

Таблиця 2. Хімічний склад титанового сплаву ВТ9 згідно ГОСТ 19807–91, мас. %

Основні компоненти						Домішки (не більше)					
Ti	Al	Mo	Zr	Mn	Si	Fe	C	O ₂	N ₂	H ₂	Сумма інших домішок
Основа	5,8...7,0	2,8...3,8	1,0...2,0	0,5...1,3	0,20...0,35	0,25	0,10	0,15	0,05	0,015	0,30

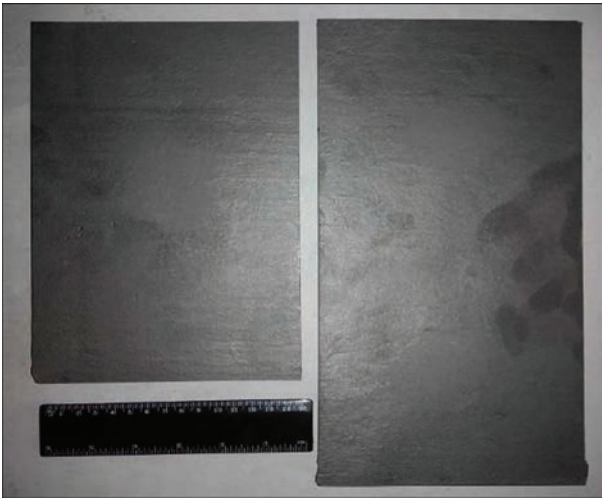


Рис. 1. Зовнішній вигляд листів титанового жароміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 в стані після деформаційної обробки

суміш дисперсних частинок, добре видимих при великому збільшенні мікроскопа (рис. 3, в, з).

Мікроструктура металу листів середньої зони сплаву ВТ9 в вихідному стані без термічної обробки в точці В показана на рис. 4. Мікроструктура металу листів з сплаву ВТ9 в точках А і В є ідентичною. Вона однорідна, дрібнодисперсна та складається зі світлих частинок α -фази, товщина яких становить 2...4 мкм, довжина 2...20 мкм (рис. 4, а, б). У проміжках між світлими α -частинками розташовується суміш дисперсних частинок, добре видимих при великому збільшенні мікроскопа (рис. 4, в, з). Мікро-

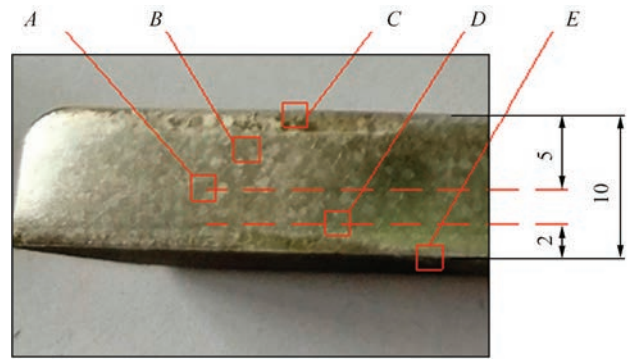


Рис. 2. Схема розташування ділянок при дослідженні структури металу листів з титанового жароміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 в поперечному перерізі в вихідному стані

структура металу листів середньої зони в точці D ідентична структурі металу в точці А та В.

Мікроструктура металу поверхневої зони листів сплаву ВТ9 в вихідному стані в ділянці С показана на рис. 5.

Мікроструктура металу зразка в ділянці С неоднорідна (рис. 5, а, б), складається з рівноосних і нерівноосних зерен, що переважає в структурі α -фази, товщина якої становить 2...10 мкм, довжина 2...30 мкм (рис. 5, в, з). У проміжках між частинками α -фази вздовж границь спостерігаються як протяжні цілісні фази, так і скупчення дисперсних частинок (рис. 5, з). В деяких ділянках структури в проміжках між первинною α -фазою спостерігаються тонкі пластинчасті частинки товщиною 1 мкм і менше (рис. 5, з), що може свідчити про розпад метастабільної β -фази на якомусь етапі виробництва цього

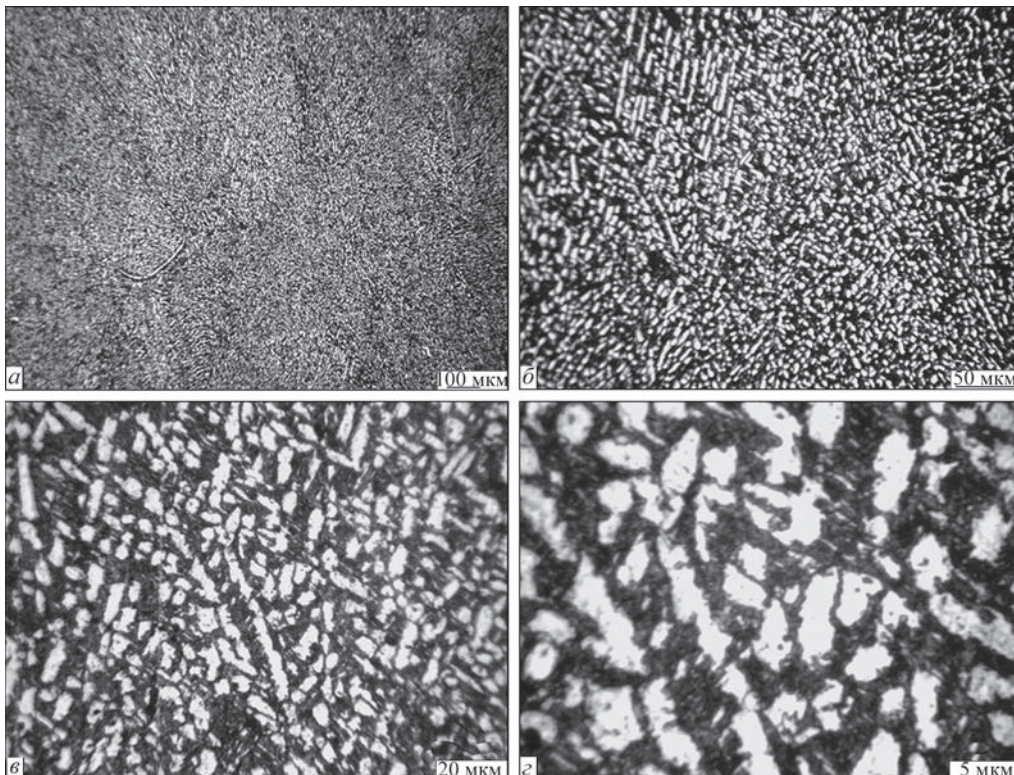


Рис. 3. Мікроструктура металу листів середньої зони титанового жароміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 в вихідному стані в ділянці А

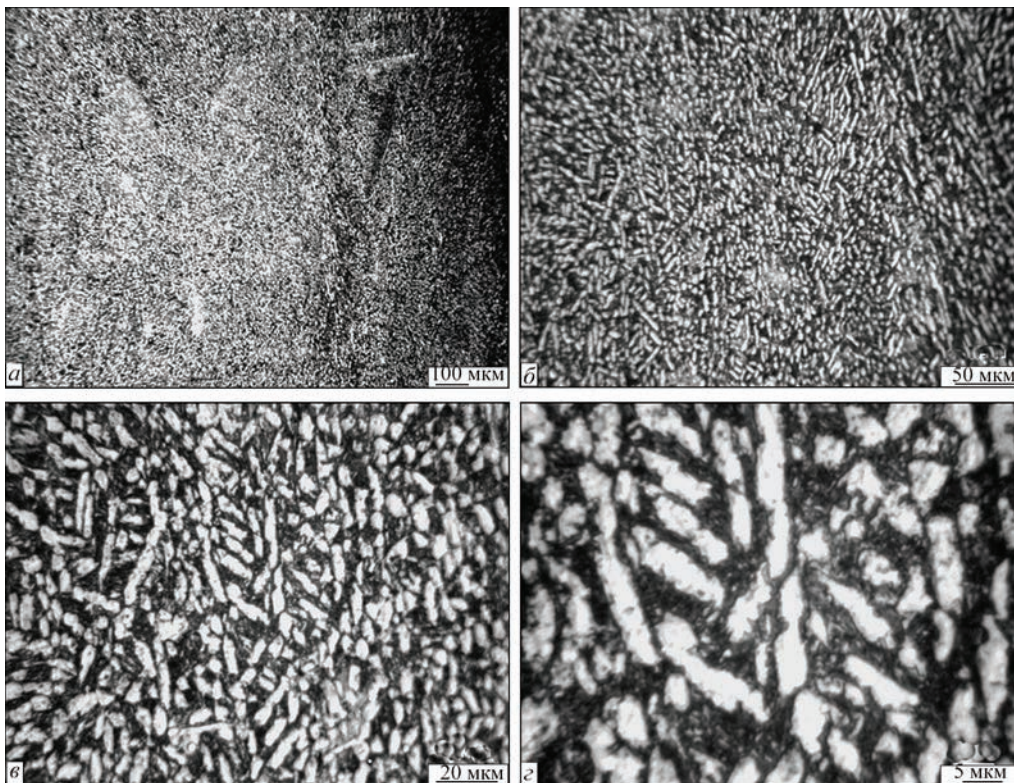


Рис. 4. Мікроструктура металу листів середньої зони титанового жароміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 в вихідному стані в ділянці *B* зразка. Мікроструктура металу листів в точці *E* ідентична структурі металу в точці *C*.

Мікроструктуру металу листів з титанового жароміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 в стані після вакуумного відпалу при температурі 950 °С протягом 1 год та охолодження з піччю досліджували в трьох ділянках *A*, *B* та *C* (рис. 2): метал середньої

зони листів — ділянки *A* та *B*; метал поверхневої зони листів — ділянка *C*.

Мікроструктура зразка 2, що пройшов вакуумний відпал при температурі 950 °С протягом 1 год і охолодження з піччю в ділянці *A* показана на рис. 6.

Мікроструктура металу зразка 2, що пройшов вакуумний відпал з подальшим охолодженням з

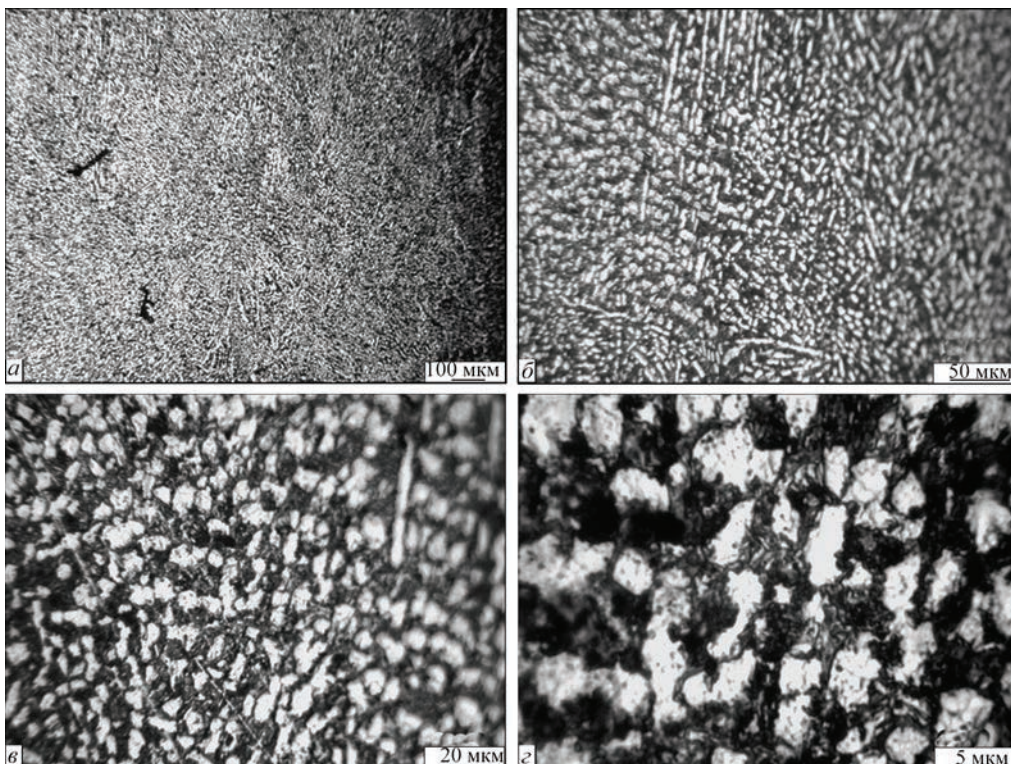


Рис. 5. Мікроструктура металу поверхневої зони листів титанового жароміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 в вихідному стані в ділянці *C*

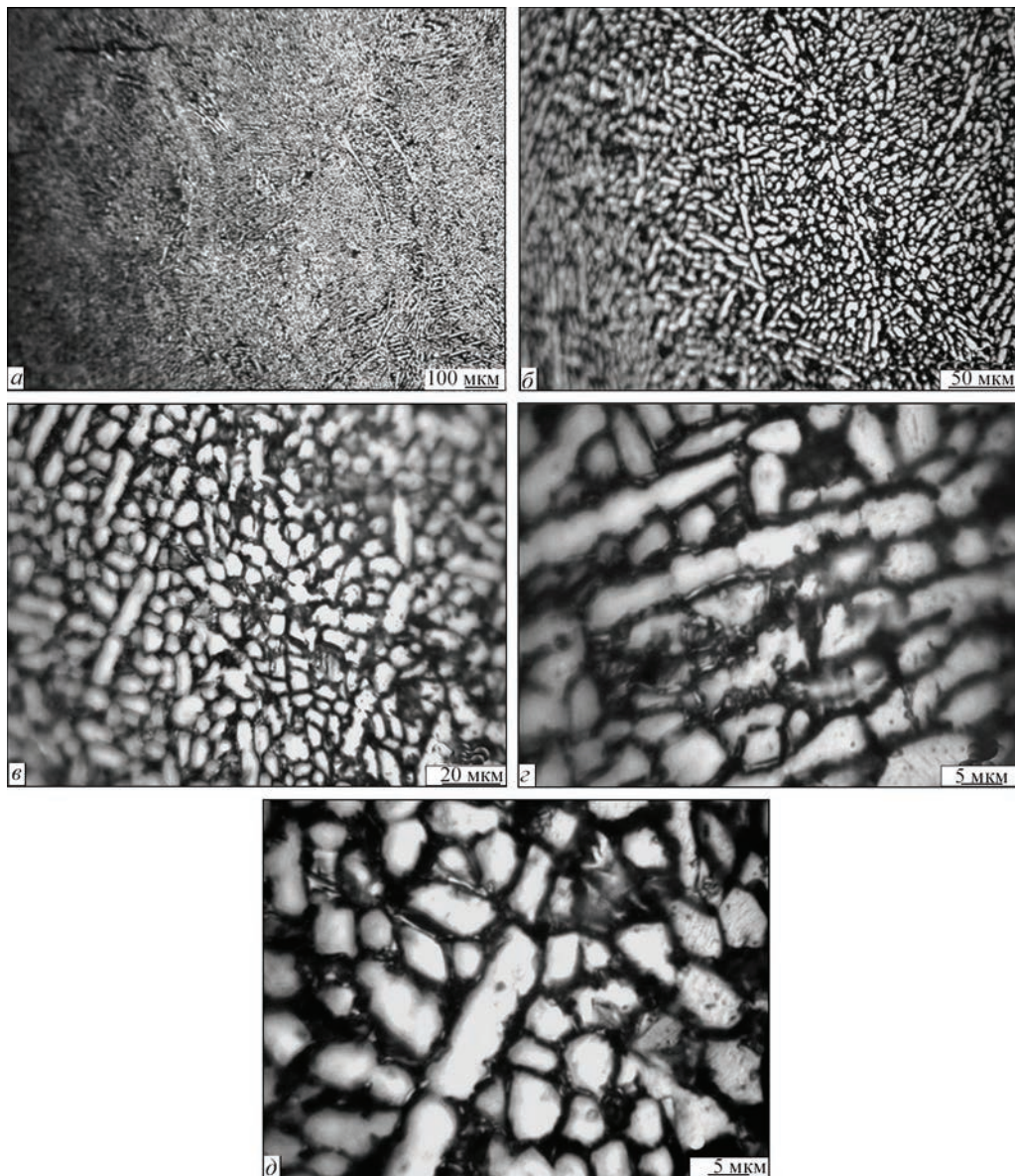


Рис. 6. Мікроструктура металу листів середньої зони з титанового жароміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 в стані після вакуумного відпалу при температурі 950 °С протягом 1 год та охолодження з піччю в ділянці А

піччю в точці А однорідна (рис. 6, а, б) та складається з частинок α -фази товщиною 2...6 мкм та довжиною до 20 мкм (рис. 6, в-д).

Мікроструктура зразка 2, що пройшов вакуумний відпал при температурі 950 °С протягом 1 год і охолодження з піччю в ділянці В показана на рис. 7. Мікроструктура металу зразка 2, що пройшов вакуумний відпал з подальшим охолодженням з піччю, ідентична в точках А та В. Вона також однорідна (рис. 7, а, б) та складається з частинок α -фази товщиною 2...6 мкм та довжиною до 20 мкм (рис. 7, в, г). Деяке збільшення розмірів α -фази пов'язане з процесом її коагуляції. Крім того, при повільному охолодженні з піччю відбувається перерозподіл компонентів у α - та β -фазах. В результаті цього, в проміжках між частинками α -фази, місцями в структурі утворюється, найімовірніше, цілісний β -прошарок. Однак у структурі сплаву ВТ9 після

проведеної термічної обробки залишаються проміжки між α -фазою, заповнені дисперсними частинками, що видно при великому збільшенні.

Мікроструктура металу поверхневої зони листів з титанового жароміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 в ділянці С після відпалу при температурі 950 °С неоднорідна (рис. 8, а, б), складається з рівноосних і нерівноосних зерен, що переважає в структурі α -фази, товщина якої становить 2...10 мкм, довжина 2...30 мкм (рис. 8, в, г). У проміжках між частинками α -фази вздовж границь спостерігаються як протяжні цілісні фази, так і скупчення дисперсних частинок (рис. 8, д).

В деяких ділянках структури в проміжках між первинною α -фазою спостерігаються тонкі пластинчасті частинки товщиною 1 мкм і менше (рис. 8, д), що свідчить про розпад метастабільної β -фази при вакуумному відпалі.

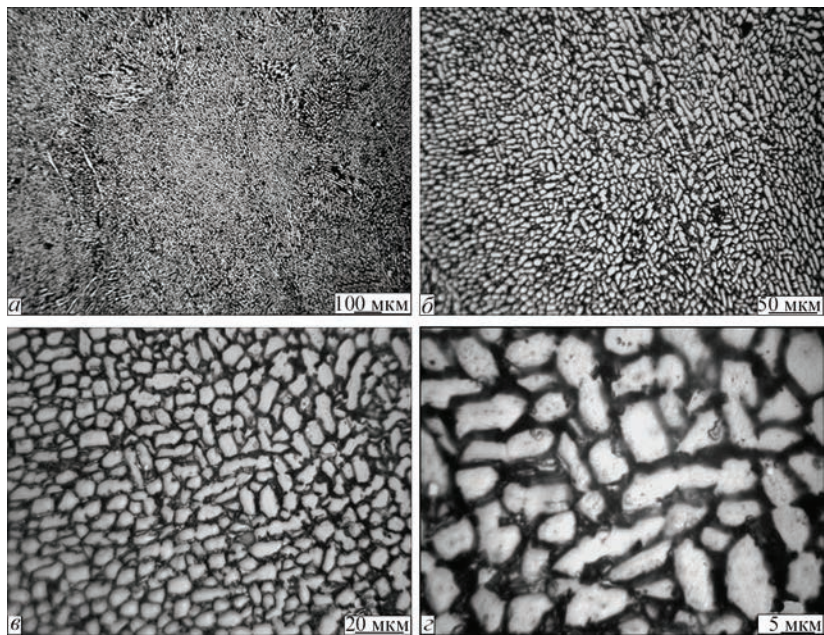


Рис. 7. Мікροструктура металу листів середньої зони з титанового жароміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 в стані після вакуумного відпалу при температурі 950 °С протягом 1 год та охолодження з піччю в ділянці В

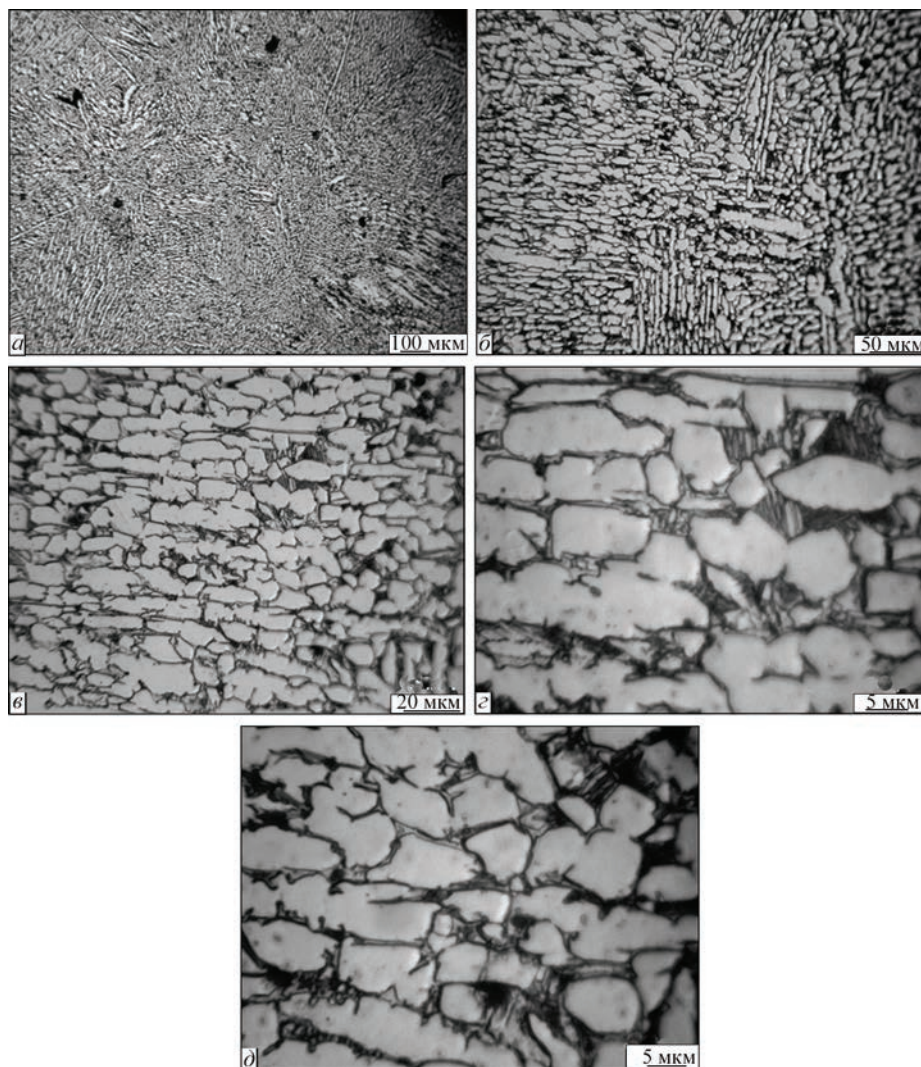


Рис. 8. Мікροструктура металу поверхневої зони листів з титанового жароміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву ВТ9 в стані після вакуумного відпалу при температурі 950 °С протягом 1 год та охолодження з піччю в ділянці С

Таблиця 3. Кількість β -фази в металі листів з титанового жароміцного ($\alpha+\beta$)-сплаву VT9, %

Ділянка	В вихідному стані	Після відпалу 950 °C
A	29	22
B	28	15
C	25	17

Для ділянок A, B та C також виконували визначення кількості β -фази (табл. 3). Визначення кількості β -фази в металі зразків з титанового сплаву VT9 дозволило зробити висновок про зменшення кількості β -фази в металі листів в результаті проведеного вакуумного відпалу при температурі 950 °C.

ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

Особливості структури жароміцного титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву VT9 впливають на його показники міцності та експлуатаційні характеристики. Мікроструктура дослідженого металу листів жароміцного титанового ($\alpha+\beta$)-сплаву VT9 однорідна, дрібнодисперсна та складається з частинок α -фази, товщина яких становить 2...4 мкм, довжина 2...20 мкм (рис. 8, а, б). Мікроструктура металу листів сплаву VT9 після вакуумного відпалу при температурі 950 °C складається з рівноосних і нерівноосних зерен, що переважає в структурі α -фази, товщина якої становить 2...10 мкм, довжина — 2...30 мкм, тобто до деякого збільшення розмірів частинок α -фази на відміну від вказаного зменшення [16]. Проведення вакуумного відпалу сплаву VT9 при 950 °C з наступним охолодженням з піччю призводить до помітної зміни фазового складу металу — кількість β -фази знижується з 27 до 17 %. Слід відзначити дещо більшу кількість β -фази в металі поверхневої зони листів. Додаткова технологічна обробка, в даному разі вакуумний відпал, необхідна після зварювання [17, 18], значно впливає на структуру напівфабрикатів і призведе до зміни показників міцності деталі, яка обробляється.

Порівняння мікроструктури металу листів з титанового двофазного ($\alpha+\beta$)-сплаву VT9 в вихідному стані та після вакуумного відпалу при температурі 950 °C дозволило зробити висновок, що відпал призвів до зниження кількості дисперсних частин в структурі металу і росту в результаті коагуляції при відпалі розміру частинок α -фази. Так, для двофазного титанового сплаву VT6 зі збільшенням розмірів пластин або глобулярних частинок α -фази спостерігається зниження межі міцності та зростання ударної в'язкості [19]. Тому для двофазного сплаву VT9 зростання розміру частинок α -фази може призвести до деякого зниження показників міцності та збільшення показників ударної в'язкості сплаву.

ВИСНОВКИ

1. Мікроструктура металу листів з жароміцного титанового двофазного ($\alpha+\beta$)-сплаву VT9 в вихідному стані однорідна, дрібнодисперсна та складається з частинок α -фази, товщина яких становить 2...4 мкм, довжина 2...20 мкм, кількість β -фази в металі листів становить 25...29 %.

2. Вакуумний відпал при температурі 950 °C протягом 1 год та охолодження з піччю призводить до зниження кількості дисперсних частинок в структурі металу і росту в результаті коагуляції при уповільненому охолодженні частинок α -фази, кількість β -фази в металі листів знижується до 15...22 %.

3. Зростання розміру частинок α -фази в результаті коагуляції при вакуумному відпалі деталей, виготовлених зі сплаву VT9, може призвести до деякого зниження показників міцності сплаву та збільшення показників ударної в'язкості.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Firstov, S.O., Kulak, L.D., Kuzmenko, M.M., Shevchenko, O.M. (2018) Alloys of Ti–Al–Zr–Si system for high-temperature operation. *Fizyko-Khimichna Mehanika Materialiv*, 54(6), 30–35 [in Ukrainian]. <http://jnas.nbuv.gov.ua/article/UJRN-0000958917>
2. 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. of Alloys and Compounds*, 938(25), 168510. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.168510>
3. Gomez-Gallegos, A., Mandal, P., Gonzalez, D. et al. (2018) Studies on titanium alloys for aerospace application. *Defect and Diffusion Forum*, 385, 419–423. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.385.419>
4. Williams, J.C., Boyer, R.R. (2020) Opportunities and issues in the application of titanium alloys for aerospace components. *Metals*, 10(6), 705. DOI: <https://doi.org/10.3390/met10060705>
5. Mantione, J., Garcia-Avila, M., Arnold, M. et al. (2020) Properties of novel high temperature titanium alloys for aerospace applications. In: *Proc. of the MATEC Web of Conf.*, 321, 04006. DOI: <https://doi.org/10.1051/mateconf/202032104006>
6. Solonina, O.P., Glazunov, S.G. (1973) *High-temperature titanium alloys*. Moscow, Metallurgiya.
7. Narushima, T., Sugizaki, Y. (2020) Recent activities of titanium research and development in Japan. In: *Proc. of the MATEC Web of Conf.*, 321, 01004. DOI: <https://doi.org/10.1051/mateconf/202032101004>
8. Akhonin, S.V., Severin, A.Yu., Berezos, V.O. et al. (2021) Investigations of the quality of wrought semi-finished products of VT9 titanium alloy produced by electron beam melting. *Suchasna Elektrometalurhiya*, 4, 20–24. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2021.04.03>
9. Kaibyshev, O.A., Lutfullin, R.Ya., Salishchev, G.A. (1985) Microstructural changes in heat treatment and hot deformation of VT9 titanium alloy with lamellar microstructure. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 59(3), 578–583.
10. Skripalenko, M.M., Galkin, S.P., Karpov, B.V. et al. (2019) Forming features and properties of titanium alloy billets after radial-shear rolling. *Materials*, 12, 3179. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma12193179>
11. Yadav, P., Saxena, K.K. (2020) Effect of heat-treatment on microstructure and mechanical properties of Ti alloys: An overview. *Materials Today: Proceedings*, 26, 2546–2557. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.541>

12. Berdin, V.K., Karavaeva, M.V., Nurieva, S.K. (2002) Influence of dispersity of lamellar microstructure on fragmentation of α -plates during hot deformation of VT9 titanium alloy. *Materialovedenie*, **12**, 47–53.
13. Jian Zhou, Xia Li, Chaoyi Ding et al. (2025) Deformation response analysis of Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si alloy under electromagnetic shock treatment via nanoindentation. *Materials Characterization*, Pt A, **229**, 115551, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2025.115551>
14. Chai, Zaixian, Wang, William, Ren, Yong et al. (2024) Hot deformation behavior and microstructure evolution of TC11 dual-phase titanium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, **898**, 146331. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146331>
15. Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Klochai, V.V., Ryabtsev, A.D. (2019) Electron-beam surface treatment of titanium alloy ingots. Pt 1. *Metallurgist*, **63**(1–2), 183–191. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11015-019-00808-9>
16. Vodopyanova, O.V., Postylyakov, A.Yu., Shvarts, D.L. et al. (2022) Evaluation of VT6 and VT9 $\alpha+\beta$ titanium alloys spreading features during flat rolling. In: *Proc. of the AIP Conf.*, **2456**(1), 020039. DOI: <https://doi.org/10.1063/5.0074585>
17. Jia, X., Yang, Y., Di, R. (2025) Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si Alloy fabricated by laser melting deposition: Microstructure evolution and anisotropy. *J. of Materials Engineering and Performance*. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-025-12862-3>
18. Pushilina, N.S., Kashkarov, E.B., Syrtanov, M.S. et al. (2018) Microstructure and properties of Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si parts produced by electron beam melting. *J. of Physics: Conf. Series*, **1115**(4), 042057. IOP Publishing. DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1115/4/042057>
19. Xiaohui, Shi, Weidong, Zeng, Yu, Sun et al. (2015) Microstructure-tensile properties correlation for the Ti–6Al–4V titanium alloy. *JMEPEG*, **24**(4), 1754–1762.

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE OF VT9 ALLOY

V.Yu. Bilous¹, E.L. Vrzhezhevskiy¹, R.V. Selin¹, L.M. Radchenko¹, S.L. Antoniuk²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

²SC «O.K. Antonov ANTK». 1 Mriya Str., 03062, Kyiv, Ukraine

ABSTRACT

High-temperature titanium two-phase ($\alpha+\beta$)-alloys can have high service properties when used in aircraft engines. In order to widen the scope of application or to restore the parts made from two-phase VT9 alloy, it is rational to consider the possibility of applying vacuum annealing for processing of the billets or parts after machining or welding. The influence of vacuum annealing at the temperature of 950 °C on the structure of sheets of VT9 titanium ($\alpha+\beta$)-alloy was studied in the work. Sheets of VT9 titanium ($\alpha+\beta$)-alloy 10 mm thick, were treated by vacuum annealing at the temperature of 950 °C for 1 h and were cooled with the furnace. Microstructure of the metal of samples of high-temperature two-phase titanium ($\alpha+\beta$)-alloy VT9 in the initial condition is homogeneous, finely dispersed and consists of α -phase particles, with a thickness of 2...4 μm , and length of 2...20 μm . Microstructure of the metal of samples after vacuum annealing with further cooling with the furnace is homogeneous, and it consists of α -phase particles with a thickness of 2...6 μm and a length of up to 20 μm . An increase in the dimensions of the α -phase is noted, which is related to the process of its coagulation. Vacuum annealing at the temperature of 950 °C led to reduction of the number of dispersed particles in the metal structure and growth as a result of coagulation, during slow cooling of the α -phase particles. The quantity of the β -phase in the metal of the high-temperature titanium ($\alpha+\beta$)-alloy VT9 decreases to 15...22 %. Such structural changes may lead to lowering of the alloy strength values and increase in the impact toughness values, which promotes an increase in service properties of parts from VT9 alloy. 19 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

KEYWORDS: titanium alloy, two-phase ($\alpha+\beta$)-alloys, microstructure, vacuum annealing, α -phase, β -phase

ORCID

V.Yu. Білоус — <https://orcid.org/0000-0002-0082-8030>, E.Л. Вржижевський — <https://orcid.org/0000-0001-8651-8510>, Р.В. Селін — <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>, Л.М. Радченко — <https://orcid.org/0009-0008-1097-7137>, С.Л. Антонюк — <https://orcid.org/0000-0001-5237-9030>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

V.Yu. Bilous

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: belousvy@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

V.Yu. Bilous, E.L. Vrzhezhevskiy, R.V. Selin, L.M. Radchenko, S.L. Antoniuk (2026) Вплив термічної обробки на структуру сплава VT9. *Сучасна електрометалургія*, **02**, 57–64. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.02.07>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 10.04.2026

Отримано у переглянутому вигляді 11.05.2026

Затверджено до друку 20.05.2026

Оприлюднено 27.05.2026