

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
академик **Б. Е. Патон**

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона
д.т.н. **Г. М. Григоренко** (зам. гл. ред.),
д.т.н. **С. В. Ахонин**, **Д. М. Дяченко** (отв. секр.),
д.т.н. **И. В. Кривцун**, д.т.н. **Л. Б. Медовар**,
д.т.н. **Б. А. Мовчан**, д.т.н. **А. С. Письменный**,
д.т.н. **А. И. Устинов**, д.т.н. **В. А. Шаповалов**

Ученые университетов Украины
д.т.н. **В. С. Волошин**, ПГТУ, Мариуполь
д.т.н. **М. И. Гасик**, НМетАУ, Днепр
д.т.н. **О. М. Ивасишин**, Ин-т металлофизики, Киев
д.т.н. **П. И. Лобода**,
НТУУ «КПИ им. И. Сикорского», Киев
д.т.н. **А. В. Овчинников**, ЗНТУ, Запорожье

Зарубежные ученые
д.т.н. **К. В. Григорович**
МИСиС, Москва, РФ
д.х.н. **М. Зинниград**
Ун-т Ариэля, Израиль
д.т.н. **А. А. Ильин**
МАТИ-РГТУ, Москва, РФ
д.ф.-м.н. **Г. Младенов**
Ин-т электроники, София, Болгария
д.т.н. **А. Митчелл**
Ун-т Британской Колумбии, Канада
д.т.н. **Г. Ф. Тавадзе**
Ин-т металлург. и материаловед.
им. Ф. Тавадзе, Тбилиси, Грузия
д.т.н. **Цоуха Джанг**
Северо-Восточный ун-т, Шеньян, Китай

Учредители
Национальная академия наук Украины
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ
Международная Ассоциация «Сварка» (издатель)

Адрес редакции журнала
«Современная электрометаллургия»
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Украина, 03150, г. Киев,
ул. Казимира Малевича, 11
Тел./факс: (38044) 200 82 77
Тел.: (38044) 205 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Редактор
Д. М. Дяченко
Электронная верстка
Л. Н. Герасименко, **Т. Ю. Снегирева**

Свидетельство о государственной регистрации
КВ 6185 от 31.05.2002
ISSN 2415-8445

DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem>

Рекомендовано к печати
Ученым советом ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

Журнал входит в перечень утвержденных МОН
Украины изданий для публикации трудов
соискателей ученых степеней

При перепечатке материалов ссылка на журнал
обязательна. За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

СОДЕРЖАНИЕ

Борису Евгеньевичу Патону — 100! 3

Патон Б. Е. Современные исследования и разработки
ИЭС им. Е. О. Патона в области сварки и родственных
технологий 5

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Патон Б. Е., Ахонин С. В., Березос В. А. Развитие
технологий электронно-лучевой плавки металлов в ИЭС
им. Е. О. Патона НАН Украины 19

Ладохин С. В., Вахрушева В. С. Применение
электронно-лучевой плавки для получения сплавов
циркония в Украине 36

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

**Патон Б. Е., Григоренко Г. М., Маркашова Л. И.,
Шаповалов В. А., Бердникова Е. Н.,
Половецкий Е. В., Якуша В. В., Гниздыло А. Н.**
Структура крупных профилированных монокристаллов
вольфрама, полученных аддитивным плазменно-
индукционным наплавлением 42

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Костин В. А., Григоренко Г. М. Моделирование
аддитивного процесса формирования тонкостенных
цилиндрических оболочек 52

**Ковальчук Д. В., Григоренко Г. М., Туник А. Ю.,
Адеева Л. И., Григоренко С. Г., Степанюк С. Н.**
Особенности формирования структуры изделий,
получаемых на электронно-лучевом 3D принтере с
использованием проволоки из титанового сплава 62

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

**Джандиери Г. В., Горбенко И. Ф., Сахвадзе Д. В.,
Цирекидзе Т. И.** Инновационная гидровакуумная
технология грануляции металлических расплавов 70

ЗМІСТ

CONTENTS

Борису Євгеновичу Патону — 100! 3

Borys Paton is 100 3

Патон Б. С. Сучасні дослідження та розробки ІЕЗ
ім. С. О. Патона в галузі зварювання та споріднених
технологій 5

Paton B.E. Modern research and development of the PWI
in the field of welding and related technologies 5

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

ELECTRON BEAM PROCESSES

Патон Б. С., Ахонін С. В., Березос В. О. Розвиток
технологій електронно-променевої плавки металів
в ІЕЗ ім. С. О. Патона НАН України 19

Paton B.E., Akhonin S.V., Berezos V.A. Development of
technologies of electron beam melting of metals at the
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS
of Ukraine 19

Ладохін С. В., Вахрушева В. С. Використання
електронно-променевої плавки для одержання сплавів
цирконію в Україні 36

Ladokhin S.V., Vakhrusheva V.S. Application of electron
beam melting for producing zirconium alloys
in Ukraine 36

ПЛАЗМОВО-ДУГОВА ТЕХНОЛОГІЯ

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

*Патон Б. С., Григоренко Г. М., Маркашова Л. І.,
Шапалов В. О., Берднікова О. М.,
Половецький С. В., Якуша В. В., Гніздило А. Н.*
Структура крупних профільованих монокристалів
вольфраму, отриманих адитивним плазмово-індукційним
наплавленням 42

*Paton B.E., Grigorenko G.M., Markashova L.I.,
Shapovalov V.A., Berdnikova E.N., Polovetsky E.V.,
Yakusha V.V., Gnizdylo A.N.* Structure of large profiled single
crystals of tungsten, produced by additive plasma-induction
surfacing 42

ЗАГАЛЬНІ ПИТАННЯ МЕТАЛУРГІЇ

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Костін В. А., Григоренко Г. М. Моделювання адитивного
процесу формування тонкостінних циліндричних
оболонки 52

Kostin V.A., Grigorenko G.M. Modeling of additive
process of formation of thin-walled cylindrical shells 52

*Ковальчук Д. В., Григоренко Г. М., Тунік А. Ю.,
Адеєва Л. І., Григоренко С. Г., Степанюк С. М.*
Особливості формування структури виробів, отриманих
на електронно-променевому 3D принтері з використанням
дроту з титанового
сплаву 62

*Kovalchuk D.V., Grigorenko G.M., Tunik A.Yu., Adeeva L.I.,
Grigorenko S.G., Stepanyuk S.N.* Peculiarities of structure
formation of products, obtained in electron beam 3D
printer, at applying the titanium alloy wire 62

ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ СТАЛІ ТА ФЕРОСПЛАВІВ

ELECTROMETALLURGY OF STEEL
AND FERROALLOYS

*Джандієрі Г. В., Горбенко І. Ф., Сакхадзе Д. В.,
Цирекідзе Т. І.* Іноваційна гідровакуумна технологія
грануляції металічних розплавів 70

Jandieri G.V., Gorbenko I.F., Sakhvadze D.V., Tsirekidze T.I.
Innovative hydrovacuum technology of granulation of
metal melts 70

Адреса редакції журналу

«Сучасна електрометалургія»
Інститут електрозварювання ім. С. О. Патона НАН України
Україна, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11
Тел./факс: (38044) 200 82 77; тел.: 205 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com
Свідцтво про державну реєстрацію КВ 6185 от 31.05.2002
ISSN 2415-8445, DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem>

Editorial Address

of Journal «Electrometallurgy Today»
The E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine
Tel./Fax: (38044) 200 82 77; Tel.: 205 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com
State Registration Certificate KV 6185 of 31.05.2002
ISSN 2415-8445, DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem>

Борису Євгеновичу Патону — 100!



Академік Борис Євгенович Патон

Нам випала велика честь працювати разом із академіком Борисом Євгеновичем Патоном, який своєю самовідданою працею доклав чималих зусиль у розбудову Академії наук України, заснованої у 1918 р. з ініціативи видатного вченого та громадського діяча Володимира Івановича Вернадського.

За роки своєї діяльності Академія досягла значних успіхів у багатьох галузях науки і техніки. Зроблено чимало відкриттів і винаходів, висунуто багато теорій і концепцій, започатковано наукові і технічні напрями, сформовано всесвітньовідомі наукові школи, до яких належить і Патонівська школа, що виростила й об'єднала вчених в галузі електрозварювання та споріднених технологій, матеріалознавства, металургії.

Все трудове життя Бориса Євгеновича нерозривно зв'язане з Інститутом електрозварювання. Це — і поклик «технічної вдачі», і сімейна традиція, і обов'язок сина продовжити справу батька.

Талант видатного вченого з широким колом інтересів з особою силою проявився у Бориса Євгеновича на посту директора Інституту. Чітко і ясно визначити мету дослідження, побачити у ньому найважливішу ланку, захопити новим напрямом великий колектив наукових співробітників — ось основні завдання наукового керівника, з якими він блискуче впорався, виявивши виняткове вміння працювати з колективом; готовність підтримати будь-яку цікаву ідею, гід-

но оцінити виконану роботу. Його невичерпний ентузіазм, рідкісна працездатність і уважність до кожного співробітника забезпечили в колективі здорову творчу атмосферу.

Вже понад 65 років робота Інституту під керівництвом Бориса Євгеновича є чудовим продовженням і втіленням мудрих і далекоглядних принципів науково-технічної діяльності засновника нашого інституту — Євгена Оскаровича Патона. Започатковані Борисом Євгеновичем нові науково-технічні напрями значно розширили тематику досліджень і розробок. Розгорнуті в Інституті цілеспрямовані фундаментальні дослідження стали теоретичною основою науки про зварювання, перетворили його на потужне знаряддя технічного прогресу, що призвело до революційних зрушень у багатьох галузях промисловості — машино-, судно-, авіабудуванні, ракетно-космічній галузі, енергетиці, залізничному транспорті, гірничо-промисловому комплексі, металургії й хімічному виробництві, сприяли створенню трубопровідного транспорту, будівельної індустрії. Багато наукових розробок визначили світовий розвиток зварювальних технологій й увійшли в історію прогресу науки і техніки.

Світовий авторитет Б. Є. Патону принесла різнобічна та надзвичайно плідна наукова й інженерна діяльність, прагнення спрямувати фундаментальні наукові дослідження на вирішення актуальних проблем науково-технічного прогресу. Своїми працями він заклав основи дугового зварювання, а саме теорії автоматів для дугового зварювання, яка в подальшому була розвинена багатьма фахівцями в галузі автоматичного управління процесами зварювання. Під керівництвом Бориса Євгеновича здійснено дослідження в галузі зварювальних джерел живлення; створено процеси дугового, електрошлакового, контактного, електронно-променевого та багатьох інших процесів зварювання і споріднених технологій; виконано великий комплекс фундаментальних і прикладних досліджень у галузі статичної та циклічної міцності зварних з'єднань,

їхнього опору крихким і втомним руйнуванням, працездатності в умовах низьких температур. Вперше в Україні створені системи діагностики зварних конструкцій, до яких ставляться підвищені вимоги безпеки експлуатації. Борис Євгенович очолює дослідження з використання електродугового процесу для покращення якості металів і сплавів, у результаті чого з'явився принципово новий напрям у металургії — електродугове переплавлення і лиття. Розроблені в Інституті технології електродугового переплавлення знайшли широке застосування і здобули світове визнання.

Б. Є. Патон — учений-новатор. Технології, розроблені під його керівництвом, успішно працюють на землі, під водою і у космосі. Він запропонував використовувати методи зварювання для з'єднання живих тканин. Очолюваний академіком Б. Є. Патоном Інститут електрозварювання імені Євгена Оскаровича Патона Національної академії наук України — це потужна наукова установа, де народилось і зросло не одне покоління науковців-зварників. Борис Євгенович виховав сотні талановитих учених та інженерів.

Глибоке розуміння ролі науки у суспільстві, її цілей і завдань, високий міжнародний авторитет ученого, відданість науці, невичерпна енергія та високі моральні якості, активна громадсько-політична діяльність, досвід керівництва великим науковим колективом стали вирішальними аргументами в обранні Бориса Євгеновича на посаду президента Академії наук УРСР у 1962 р. (нині Національної академії наук України). Відтоді він протягом 56 років очолює цю провідну наукову організацію України.

На відповідальному посту президента Національної академії наук України ще більше розкрився його талант видатного організатора. За його участю розроблена нова структура Академії наук, її новий статут, що спрямований на найраціональніше використання наукових сил і засобів, їхню концентрацію при вирішенні найважливіших фундаментальних та прикладних наукових проблем, які мають важливе значення для економіки країни, створені десятки нових інститутів і організацій, що розвинули і поглибили дослідження у найважливіших наукових напрямках.

Видатні здібності Бориса Євгеновича як лідера, ученого і організатора розкрилися у драматичні дні Чорнобильської трагедії. Колективи багатьох інститутів Академії наук України, її Президія вже з перших днів включилися у роботу з ліквідації наслідків катастрофи.

Борис Євгенович Патон чимало зробив для розвитку міжнародного наукового співробітництва України, входження вітчизняної науки до європейського і світового наукового простору. За його ініціативою у 1993 р. була створена Міжнародна асоціація академії наук, яка об'єднала національні академії 15 країн Європи та Азії. Протягом майже 25 років Борис Євгенович був беззмінним президентом цієї Асоціації.

Борис Євгенович — відомий державний і громадський діяч. Багато разів він обирався до складу вищих органів державної влади, був і нині є керівником та членом різних комітетів і комісій. Обіймаючи високі посади, він плідно працює з глибоким почуттям особистої відповідальності перед державою, народом, власною совістю.

Академік Борис Євгенович Патон — творча особистість, мудра, глибоко порядна і доброзичлива людина, йому притаманні фантастична енергія, працездатність, гострий аналітичний розум. Його життєвий досвід, глибокі знання у багатьох галузях науки і техніки, міжнародний авторитет у науці й суспільстві відіграли велику роль у збереженні вітчизняного наукового потенціалу у перші, нелегкі десятиріччя незалежності України.

Символічно, що Борис Євгенович Патон народився в день заснування Національної академії наук України — 27 листопада 1918 р. У 1998 р. при святкуванні восьмидесятиріччя академії та її президента величезний зал палацу «Україна» овацією зустрів повідомлення про присвоєння Б. Є. Патону, першому в державі, звання Героя України. Наразі Борис Євгенович продовжує спрямовувати зусилля вчених Національної академії наук України, усього вітчизняного наукового співтовариства на розвиток науки, освіти, культури, забезпечення динамічного розвитку Батьківщини.

Природний талант Бориса Євгеновича, колосальна воля і невтомна, самовіддана праця забезпечили успіх на усіх етапах життя. І нині, в рік свого славетного ювілею, він зберігає звичну робочу форму, керує дослідженнями, ініціює науковий пошук, орієнтує на нові здобутки і широке входження Академії в світовий науковий простір.

Від щирого серця побажаємо ювіляру міцного здоров'я і нових здобутків у натхненній праці на науковій ниві.

Редколегія журналу

СУЧАСНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА РОЗРОБКИ ІЕЗ ім. Є. О. ПАТОНА В ГАЛУЗІ ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНИХ ТЕХНОЛОГІЙ

Б. Є. ПАТОН

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

Представлено ряд нових розробок Інституту електрозварювання, створених останнім часом, а саме, технології та обладнання для зварювання із застосуванням висококонцентрованих джерел енергії — плазми, лазера, електронного променя. Створено технології для зварювання труб, титану великих товщин, алюмінієво-літєвих сплавів, високоміцних сталей. Розроблено парофазні технології отримання наноструктурованих матеріалів для зварювання композитних матеріалів та інтерметалідів. Створено технології та обладнання для зварювання та різання під водою, новий електронно-променевий інструмент для зварювальних робіт у відкритому космосі. Для підвищення довговічності та надійності зварного шва запропонована післязварювальна обробка — імпульсами електричного струму високої щільності та високочастотне механічне проковування. Для контролю якості зварних конструкцій створено цифрове обладнання на основі високочутливих твердотільних перетворювачів, а для виробів складної геометрії — промисловий робот з системою технічного зору. Розроблено новий спосіб вирощування монокристалів тугоплавких металів. Представлено нову апаратуру для зварювання живих тканин. Бібліогр. 28, табл. 2, рис. 25.

Ключові слова: зварювання плазмове, лазерне, електронно-променеве, контактне, титан, алюмінієво-літєві сплави, міцність, контроль якості, наплавлення, монокристали, зварювання живих тканин

Зварювання і споріднені технології нині постійно і стабільно розвиваються. З їх застосуванням промислово розвинені країни світу виробляють більше половини свого валового національного продукту. Впевнено рухаючись вперед, зварювання увійшло в усі сфери життя людини. Воно широко використовується не тільки в промисловості та будівництві, а також й у виробництві побутової техніки, спортивного інвентаря, створенні виробів образотворчого мистецтва та навіть медицині. Все це дозволяє світовому зварювальному товариству констатувати, що сучасні технології зварювання не тільки застосовуються у матеріальному виробництві продукції, але й впливають на підвищення якості життя людини та сприяють досягненню сталого розвитку сучасного суспільства.

Аналіз тенденцій розвитку глобального ринку зварювальної техніки свідчить, що і надалі технології зварювання будуть найбільш поширені. Значно зростатимуть потреби в енергозберігаючих технологіях зварювання, що базуються на використанні висококонцентрованої енергії — плазмової, лазерної, електронно-променевої, а також гібридних джерел енергії. Автоматизація та роботизація процесів зварювання поширюватиметься і стане у нагоді там, де вона найбільш ефективна. Застосування нових конструктивних форм дозволить удосконалити зварні конструкції, а зниження їх металоемності забезпечить використання сталей і сплавів більш високої міцності. Проте не треба забувати про вимоги надійності, довговічності та якості зварних конструкцій.

Перспективними є дослідження та розробки Інституту електрозварювання, які виконано в останні роки з урахуванням тенденцій розвитку сучасних напрямків зварювальної науки і техніки.

Плазма як висококонцентроване джерело енергії знаходить все більше застосування у зварюванні та споріднених технологіях. В Інституті електрозварювання (ІЕЗ) здійснено ряд розробок, які дали гарні результати. Підвищити технологічні і техніко-економічні показники процесу зварювання товстого металу дозволила розроблена технологія швидкісного плазмового зварювання сплавів товщиною до 12 мм за один прохід і зварювальне обладнання — зварювальні плазмотрони оригінальної конструкції, плазмовий модуль, система керування за допомогою програмованого логічного контролера з можливістю інтеграції зі зварювальним роботом. Обладнання забезпечує можливість роботи з різнополярними імпульсами струму з заданою формою хвилі, з плавним регулюванням і дискретним регулюванням тривалості імпульсів та пауз між ними в широкому діапазоні, а також можливість роботи на постійному та імпульсному струмі прямої та зворотної полярності. У порівнянні з традиційним процесом дугового ТП зварювання шов, отриманий плазмовим зварюванням, має на 40 % меншу ширину та масу металу, що наплавляється, а також більш дрібнодисперсну та однорідну структуру зони сплавлення. При цьому величина погонної енергії зменшується в 2,5...3,0 рази, а зона знеміцнення — в 1,5.

Значним досягненням останніх років є створення гібридного плазмово-дугового зварювання [1, 2]. Об'єднання двох зварювальних джерел

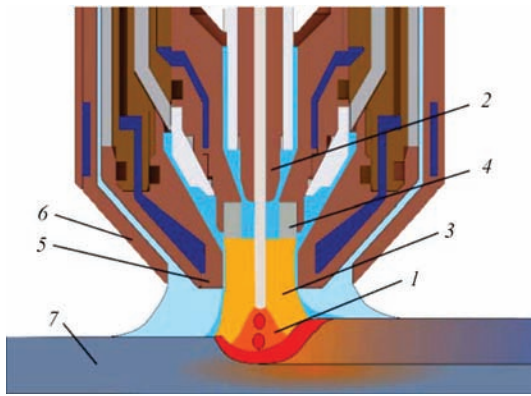


Рис. 1. Схема гібридного зварювального плазмотрона: 1 — дуга плавкого електрода; 2 — мунштук плавкого електрода; 3 — стиснута дуга прямої дії; 4 — трубчастий електрод плазмотрона; 5 — плазмостворююче сопло; 6 — захисне сопло; 7 — зварюваний зразок

живлення забезпечує більшу глибину проплавлення основного металу. Розроблена технологія зварювання сталей та алюмінієвих сплавів завтовшки 5...12 мм дозволяє у порівнянні з імпульсно-дуговим зварюванням плавким електродом збільшити швидкість зварювання на 25...40 %, зменшити витрати зварювального дроту на 40 %. Для реалізації цієї технології створено плазмотрон оригінальної конструкції (рис. 1) та базові технологічні процеси.

Забезпечити високі фізико-механічні властивості зварних швів алюмінієвих сплавів дозволяє створена технологія точкового плазмового зварювання зі спеціальною формою імпульсу та стабілізацією його довжини і обладнання для її реалізації. У порівнянні з точковим контактним зварюванням тиском ця технологія може використовуватись при односторонньому доступі до міс-

ця зварювання. Катодне очищення зварюваних поверхонь алюмінієвих сплавів, висока продуктивність, менші енерговитрати дозволяють інтегрувати її у роботизовані зварювальні лінії.

Із застосуванням плазмових джерел енергії в Інституті створено процес високопродуктивного надзвукового плазмового напилення покриттів з порошків металу, сплавів, керамічних матеріалів та їх сумішей. Для його реалізації створено обладнання нового покоління (рис. 2), в якому передбачена можливість роздільної подачі компонентів дешевого плазмоутворюючого газу на основі повітря з домішками метану або пропану в кількості 5...10 %. Плазмотрон, генеруючи надзвуковий струмінь, збільшує кінетичну енергію часток, що напилюються, у 9...16 разів і, як наслідок, забезпечує значне збільшення усіх службових властивостей покриттів. Зокрема, міцність зчеплення збільшується в 1,5...2,0 рази в порівнянні з покриттями, що створюються плазмовим напиленням при дозвукових режимах.

Традиційно в Інституті продовжуються дослідження і розробки з використанням лазерних та електронно-променевих джерел живлення. На основі сучасних волоконних дискових та діодних лазерів високої надійності створено технологію і автоматизоване обладнання для лазерного зварювання високоміцних та нержавіючих сталей, алюмінієвих та титанових сплавів, які використовуються для виготовлення цілої гами виробів. Наприклад, для зварювання тонкостінних труб різного діаметру з нержавіючих сталей для виробництва багат шарових сильфонів (рис. 3). Створене лазерне зварювальне обладнання вели-



Рис. 2. Обладнання для високопродуктивного надзвукового плазмового напилення



Рис. 3. Багатошаровий сиффон, виготовлений з труб, що зварені лазерним випромінюванням

кої потужності з успіхом застосовується у вагоно-, авто- та кораблебудуванні, а для монтажних робіт в цих галузях створено напівавтоматичний лазерний інструмент потужністю до 2 кВт (рис. 4).

На українських та закордонних авіа- і ракетобудівельних підприємствах пройшли промислові випробування розробки Інституту в галузі лазерного зварювання, зокрема, для зварювання різнорідних матеріалів, стрингерних панелей, сопел РРД, аерокосмічних стерен, тонкостінних корпусних конструкцій та інших елементів літальних апаратів.

У створенні обладнання для електронно-променевого зварювання ІЕЗ займає одне з провідних місць. Його продукція експортується до багатьох країн світу. В Інституті розроблено і виготовляється обладнання для електронно-променевого зварювання, яке умовно можна розділити на декілька типів за габаритами камер, а саме: малі ($0,26...5,7 \text{ м}^3$), середні ($19...42 \text{ м}^3$) та великі ($80...100 \text{ м}^3$) (рис. 5). Від конкретного завдан-



Рис. 4. Напівавтоматичний лазерний інструмент

ня замовника визначається тип камери та розробляється відповідна технологія зварювання [3]. Камери мають механічне обладнання з рухомою електронно-променевою зварювальною гарматою на прецизійному багатоосьовому механізмі переміщення. Цей механізм з числовим програмним керуванням забезпечує керований лінійний рух гармати повз трьох координатних осей, а також поворот гармати на $0...90^\circ$ у площині Z-X (від вертикальної орієнтації до горизонтальної). Обертання деталі забезпечується прецизійними зварювальними маніпуляторами з горизонтальними та вертикальними осями обертання. Найбільшу технологічну гнучкість забезпечує маніпулятор з похилою віссю обертання, який здійснює



Рис. 5. Типова середньогабаритна камера з мобільною зварювальною гарматою та викатний робочий стіл



Рис. 6. Зварна заготовка секції авіаційного двигуна з титанового сплаву ВТ6

електронно-променевого зварювання, наприклад, складних концентричних секцій авіаційних двигунів (рис. 6) або авіаційних вузлів із змінною геометрією.

В залежності від конкретного призначення камера комплектується високовольтними інверторними джерелами живлення потужністю 15, 30 та 60 кВт та системою вторинно-емісійної електронної візуалізації «РАСТР», яка формує відображення зони зварювання перед, під час та після завершення зварювання. Це обладнання для електронно-променевого зварювання має сучасну систему керування із взаємодією користувача з устаткуванням виключно через Windows — орієнтований графічний інтерфейс [4].

Інститут має успішний великий досвід створення електронно-променевого обладнання та технологій космічного призначення. Проведені роботи щодо створення нового покоління електронно-променевого інструмента для зварювання при виконанні монтажних та ремонтно-відновлювальних робіт у відкритому космосі (рис. 7). Інструмент оснащений тріодною електронно-променевою гарматою потужністю до 2,5 кВт, відокремленою від високовольтного джерела живлення. Таке конструктивне рішення та використання для живлення гнучкого високовольтного кабеля з компактним високовольтним роз'ємом дозволило суттєво зменшити габарити та масу інструмента, а також збільшити його маневреність при здійсненні технологічних процесів. Збільшено також ресурс безперервної роботи та експлуатаційна надійність інструмента. Є можливість отримати гостросфокусований промінь діаметром $\leq 0,6$ мм. Маса гармати складає 3 кг. Інструмент може працювати в ручному та автоматичному режимах з використанням робототехнічного устаткування або маніпуляторів.



Рис. 7. Ручна електронно-променева гармата з високовольтним роз'ємом

Традиційно Інститут приділяє значну увагу проблемі виробництва та зварювання труб. В останні роки проведені дослідження та створені технології і обладнання для пресового зварювання магнітокерованою дугою (ПЗМД) неповоротних з'єднань труб з товщиною стінок до 10 мм і діаметром до 200 мм з високоміцних сталей. Фізична суть процесу ПЗМД характеризується тим, що дуга під впливом зовнішнього магнітного поля, яке створюється магнітними системами, переміщується в щилині між торцями труб, що зварюються. Зварне з'єднання формується під час тиску та спільної пластичної деформації торців труб. Домінуючим фактором, який створює з'єднання, є наявність шару розплаву на початку періоду осадки.

В табл. 1 представлено механічні властивості зварних з'єднань труб різних розмірів та марок сталей. Вони відповідають вимогам міжнародних стандартів для газопроводів. Розроблені технології та устаткування знайшли широке застосування в промисловості при забезпеченні зварювання у польових та стаціонарних умовах.

Підводне зварювання — один із напрямків досліджень і розробок Інституту, де наші вчені зробили значні науково-технічні прориви, зокрема, у галузі створення зварювальних матеріалів. Проведені теоретичні та експериментальні дослідження особливостей горіння дуги під водою та умов забезпечення сталого дугового процесу за різним гідростатичним тиском дозволили створити нові порошкові дроти та електроди для так званого мокрого зварювання маловуглецевих, низьколегованих сталей та сталей підвищеної міцності [5].

Для дугового різання сталей і сплавів під водою на глибині до 200 м створені електроди та порошковий дріт, а також новий тип напівавто-

Таблиця 1. Механічні властивості зварних з'єднань труб

Марка сталі	Розмір труб, мм	Основний метал σ_B , МПа	Зварне з'єднання σ_B , МПа	Основний метал KCV_{20} , Дж/см ²	Зварне з'єднання KCV_{20} , Дж/см ²	Основний метал KCV_{-20} , Дж/см ²	Зварне з'єднання KCV_{-20} , Дж/см ²	Зварне з'єднання KCV_{-40} , Дж/см ²
09Г2С	42 ($\delta=5$)	$\frac{460...478}{469}$	$\frac{453...478}{465}$	$\frac{57...59}{58}$	$\frac{59...78,1}{68,5}$	$\frac{57,8...58}{57,9}$	$\frac{64...74,5}{69,3}$	—
35	89 ($\delta=10$)	$\frac{538...565}{551}$	$\frac{528...554}{541}$	$\frac{56...64}{60}$	$\frac{52...96,5}{70}$	—	—	—
01Star520	191 ($\delta=7$)	$\frac{638...665}{651}$	$\frac{618...674}{656}$	$\frac{116...154}{135}$	$\frac{87...152}{119}$	—	—	—
STRG410	60,5 ($\delta=5,5$)	$\frac{452...464}{458}$	$\frac{450...462}{456}$	$\frac{90...98}{94}$	$\frac{86...92}{89}$	$\frac{102...104}{98}$	$\frac{87...94}{91}$	$\frac{88...94}{92}$

мату (рис. 8), подавальний механізм якого знаходиться під водою поруч з водолазом-зварником [6]. Виконані дослідження механічних властивостей металу швів (рис. 9), результати яких представлені в табл. 2, довели високу якість робіт, що виконуються запропонованою технологією підводного зварювання — металоконструкції надійно працюють десятки років. Порівняння результатів показників міцності зварних з'єднань при циклічному навантаженні показало, що вони не поступаються з'єднанням, виконаним за звичайних умов (рис. 10).

Титан — один із основних сучасних конструкційних матеріалів, що використовується у ба-



Рис. 8. Напівавтомат для підводного зварювання і різання порошковим дротом на глибині до 200 м

Таблиця 2. Механічні властивості металу швів, виконаних під водою (ANSI/AWSD3.6, клас А)

Матеріал	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCV_{-20} , Дж/см ²
Електроди	≥ 460	≥ 600	≥ 29	≥ 47	≥ 100
Порошковий дріт	≥ 350	≥ 550	≥ 30	≥ 60	≥ 80
Сталь Х60	435	580	18	—	60

гатьох галузях промисловості при створенні відповідальних конструкцій. Починаючи із розробки технології зварювання листового титану малих

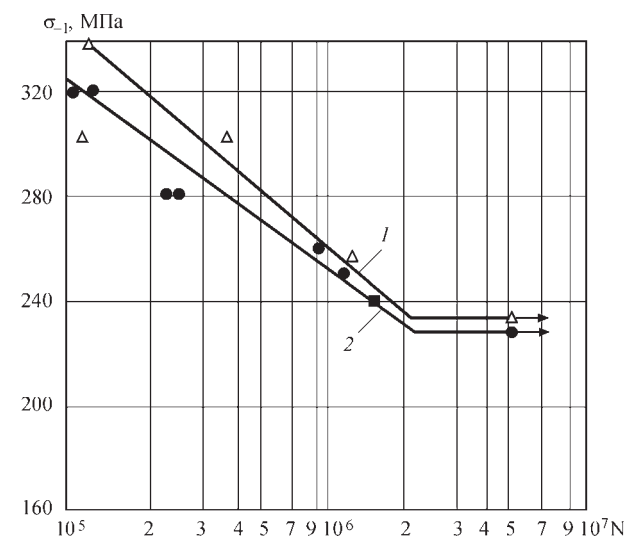


Рис. 10. Втомна довговічність при знакозмінному згинанні: 1 — зварювання під водою; 2 — зварювання на повітрі

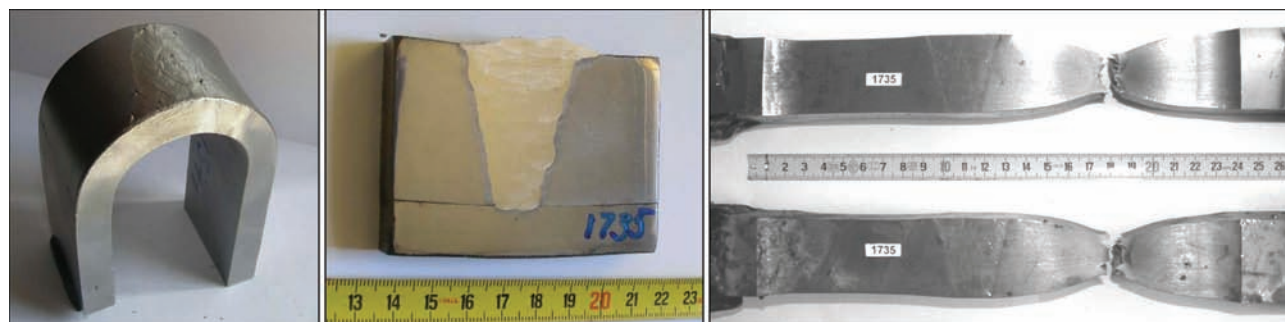


Рис. 9. Макрошліф та зразки після механічних випробувань (товщина металу 40 мм)

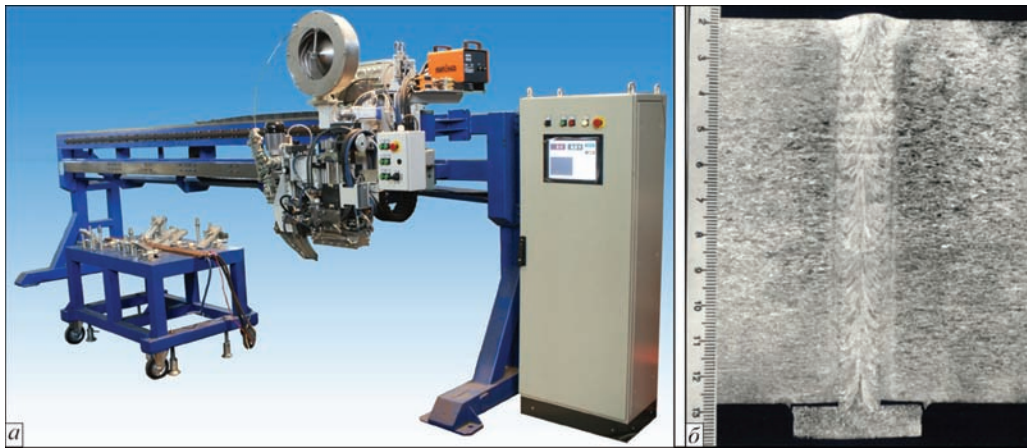


Рис. 11. Зварювальне обладнання УД 682 для зварювання і наплавлення деталей товщиною до 110 мм та довжиною до 4 м (а) та макрошліф зварного з'єднання (б)

товщин на початку 1950-х років Інститут постійно і всебічно займається дослідженням проблем зварювання титану. В Інституті успішно розроблено технології зварювання виробів із титану середніх і великих товщин вольфрамовим електродом у вузьке розкриття крайок. Цю технологію вирізняють такі переваги, як економічна витрата зварювального дроту, мала ширина шва та зони термічного впливу, зменшення кутових деформацій та залишкових зварювальних напружень. Для гарантованого сплавлення бокових стінок зварним швом застосовано кероване змінне магнітне поле. Створено установку УД 682 (рис. 11) для зварювання та наплавлення з'єднань товщиною до 110 мм та довжиною до 4 м. Із застосуванням цього обладнання зварено титанові сплави ПТЗВ, ВТ6, ВТ20 різної товщини. Дослідження зварних з'єднань підтвердили їх високу якість. Рівень міцності зварних з'єднань титану ВТ6 із застосуванням зварюваль-

ного присадного титанового дроту СПТ2 складає 95 % від міцності основного металу, а в'язкість KCU металу шва — 85 Дж/см². Вміст домішок газів в металі шва знаходиться на рівні їх вмісту у присадному дроті, що підтверджує високу якість газового захисту.

Титанові сплави знайшли широке застосування при виготовленні конструкцій у авіаційній та космічній галузях. В Інституті проведено комплекс досліджень щодо розроблення технології бездеформаційного зварювання стрингерних панелей з високоміцного титанового сплаву ВТ20 із забезпеченням їх високої точності і міцності при циклічних навантаженнях. Доведено, що виконання проплавних швів аргонодуговим зварюванням неплавким електродом по шару активуючого флюсу з використанням попереднього пружного деформування і високочастотної механічної проковки швів забезпечує вищі показники довговічності

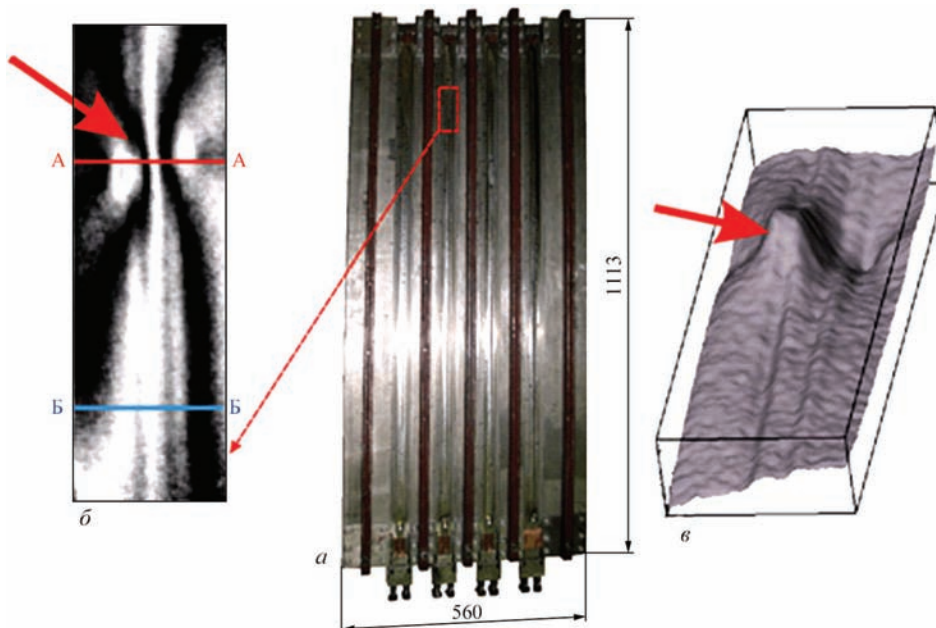


Рис. 12. Неруйнівний контроль якості стрингерної панелі зі сплаву ВТ20 методом електронної ширографії: а — панель у механічній оснастці після зварювання; б — картина інтерференційних ліній на ділянці, що досліджується; в — тривимірна картина деформованої поверхні

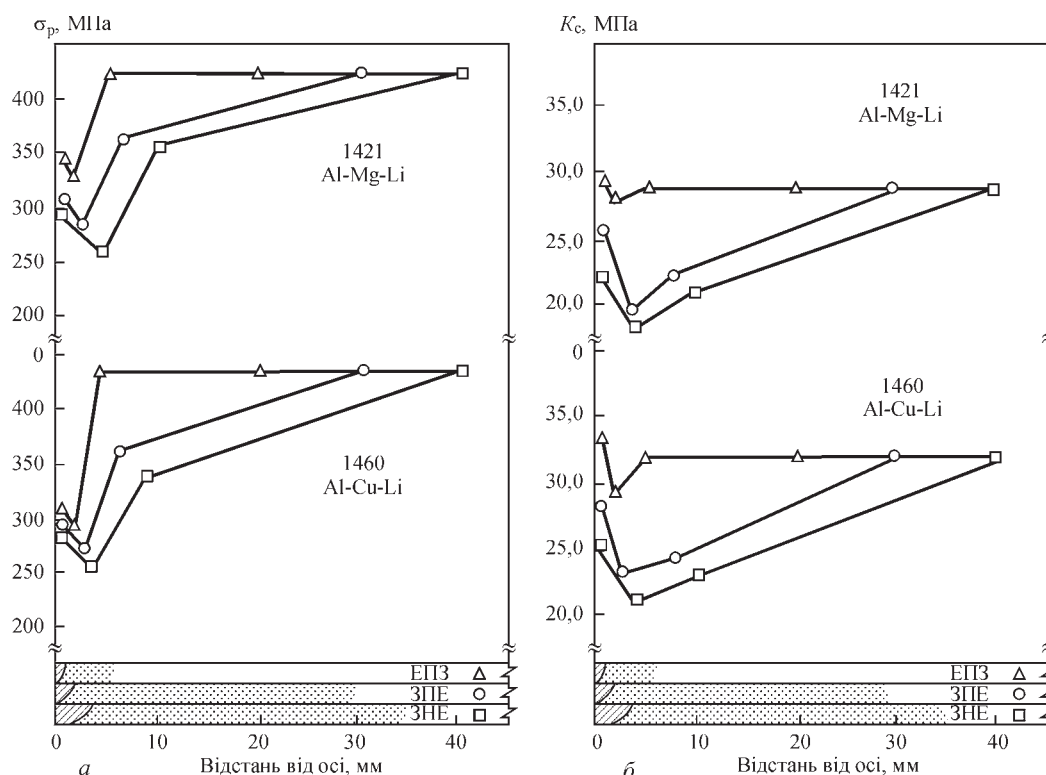


Рис. 13. Вплив способів зварювання електронним променем (ЕПЗ) плавким (ЗПЕ) та неплавким (ЗНЕ) електродами на міцність при руйнуванні σ_p (а) та тріщиностійкість K_c (б) різних зон з'єднань алюмінієво-літєвих сплавів 1421 та 1460

від втомленості таких панелей порівняно з електронно-променевим та аргонодуговим зварюванням неплавким електродом із зануреною дугою. Застосування попереднього перед зварюванням пружного деформування листа і ребер жорсткості на рівні $(0,3 \dots 0,4)\sigma_T$ забезпечує усунення зварювальних деформацій та створює необхідні умови для виконання зварювального процесу в автоматичному режимі. Визначено, що ефективним засобом неруйнівного контролю якості зварних швів цих панелей є електронна ширографія. На рис. 12 показано результат такого контролю у розтягнутому стані безпосередньо після зварювання панелі. На загальному фоні деформування досліджуваної ділянки спостерігається локальне викривлення, що свідчить про дефектну зону. Це підтверджує також тривимірна картина деформованої поверхні. Рентгеноконтроль підтвердив наявність скупчення пор в аномальній зоні. Розроблені технології бездеформаційного зварювання і неруйнівного контролю рекомендовані для промислового виробництва авіаційних панелей.

Однією з основних вимог до конструкційних матеріалів для аерокосмічної техніки є питома міцність. Цій вимозі відповідають алюмінієво-літєві сплави різних систем легування, які мають низьку щільність та підвищену питому міцність. Але невивченість зварюваності стримувало застосування цих сплавів у зварних конструкціях. В ІЕЗ було виконано комплекс досліджень щодо зварюваності алюмінієво-літєвих

сплавів. В результаті запропоновано ефективні методи зварювання та присадний матеріал, модифікований скандієм. Досліджено вплив способів зварювання на міцність та тріщиностійкість різних зон з'єднань алюмінієво-літєвих сплавів (рис. 13).

Для вирішення задач геометричної та технологічної адаптації при роботизованому зварюванні відповідальних конструкцій в Інституті зроблено спеціалізовані системи технічного зору (рис. 14). Зварювальні роботи з системами технічного зору автоматично знаходять стик, у масшта-



Рис. 14. Зварювальний робот з системою технічного зору [7]

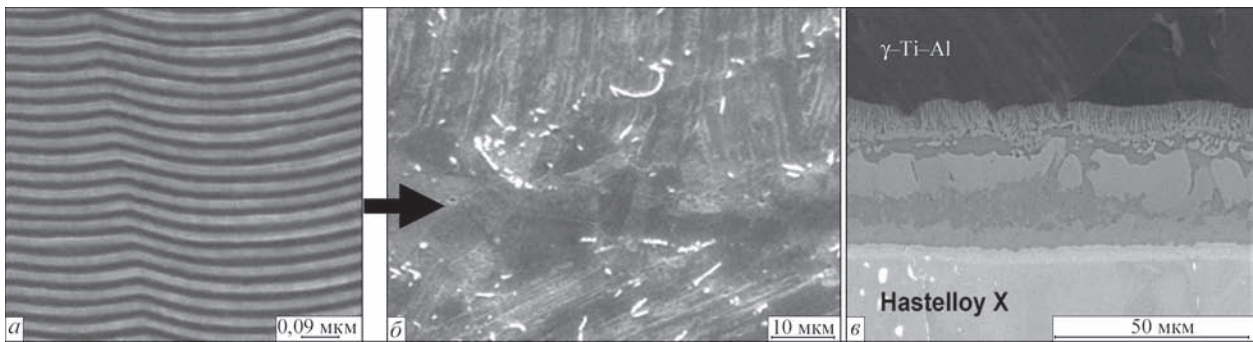


Рис. 15. Структури нанощарової фольги та зварних з'єднань, отриманих із застосуванням наноструктурованих матеріалів: *a* — мікросструктура перетину нанощарової фольги з шарів титану (темні) і алюмінію (світлі); *б* — мікросструктура зони з'єднання сплава на основі γ -Ti-Al; *в* — мікросструктура зони з'єднання сплава на основі γ -Ti-Al та жаростійкого на основі Ni

бі реального часу корегують траєкторію і параметри режиму зварювання для компенсації похибок складання та установки заготовок. Таким чином, виконують зварювальні операції цілком в автоматичному режимі. Системи технічного зору, розроблені в Інституті, з успіхом застосовуються з роботами таких відомих виробників, як ABB, FANUC, KUKA.

Композитні матеріали і інтерметаліди завдяки своїм унікальним властивостям все більше затребувані у багатьох галузях промисловості, будівництві, медицині та ін. Та їх використання стримується браком надійних технологій створення нерознімних з'єднань конструкцій з різномірних або нових наноструктурованих матеріалів. Застосування традиційних методів зварювання та паяння не забезпечує на практиці характеристик міцності.

Для вирішення цієї проблеми в Інституті розроблено парофазні технології отримання наноструктурованих матеріалів (НМ) з великою протяжністю границь зерен, близьких за хімічним складом до зварюваних матеріалів [8, 9]. На рис. 15 представлено структури деяких отриманих наноматеріалів на основі однофазних та гетерофазних систем. Наноструктуровані матеріали мають високу пластичність при нагріванні і низьку енергію активації дифузійної рухомості сплавів. Застосування таких НМ у якості проміжних прошарків у вигляді фольги (рис. 15, *a*) вирішує проблему зварювання сплавів на основі інтерметалідів та композитів [10, 11]. Також представлено структури з'єднань сплавів на основі інтерметалідів γ -Ti-Al (рис. 15, *б*) та жароміцного сплаву на основі нікелю (рис. 15, *в*). Висока реакційна здібність нанощарових фольг та їх надпластичність при нагріванні в умовах зовнішнього навантаження дає можливість реалізувати процеси реакційного паяння за короткий проміжок часу розігріву зони з'єднання при низькому тиску. Ця технологічна схема може бути використана для ремонтних робіт в умовах локального розігріву зони з'єднання при обмеженому доступі до джерел енергії і

можливості використання інтенсивних пучків випромінювання, наприклад, в умовах космосу.

Сьогодні у виробництві металевих конструкцій застосовується чимало новітніх матеріалів, але сталь — це основний конструкційний матеріал. В Інституті виконано комплекс досліджень для визначення оптимальних параметрів зварювання високоміцних сталей 10Г2ФБ з мікролегуванням ванадієм і ніобієм, а також сталей 12ГН2МФАЮ, 12ГН3МФАЮДР [12, 13]. Визначено, що ймовірність утворення холодних тріщин у зварних з'єднаннях високоміцних сталей може бути зведена до мінімуму, якщо використовувати технологію зварювання, що забезпечує охолодження з'єднань зі швидкістю $w_{6/5}$ не більше $10^\circ\text{C}/\text{с}$, вміст дифузійного водню в наплавленому металі не більше $4\text{ см}^3/100\text{ г}$ та рівень залишкових напружень в з'єднаннях із сталей менше 0,5 межі текучості. Завдяки цим дослідженням розроблено надійні та ефективні технології зварювання високоміцних низьковуглецевих легованих сталей з межею текучості 1000 МПа і вище, які були використані при виготовленні металевих конструкцій покриття НСК «Олімпійський» у м. Києві, сучасних резервуарів великої ємності для зберігання нафти та інших об'єктів.

Надійність — одна з найважливіших якостей, що відрізняє сучасні зварні конструкції. На її забезпечення спрямовано багато технологій, що розробляє Інститут електрозварювання. До їх числа слід віднести технологічні процеси електродинамічного оброблення (ЕДО) і високочастотного механічного проковування (ВМП). Новий технологічний процес, що застосовують після отримання зварних з'єднань — електродинамічна обробка імпульсами електричного струму високої щільності, сприяє підвищенню в'язкості та подрібненню структури металу, дозволяє суттєво зменшити залишкові напруження (рис. 16, *a*) та збільшити опір втомі (рис. 16, *б*) зварних з'єднань. Створене обладнання дозволяє усунути залишкові зварювальні деформації жолоблення тонкостінних елементів конструкцій (рис. 17). Розроблені технологія та

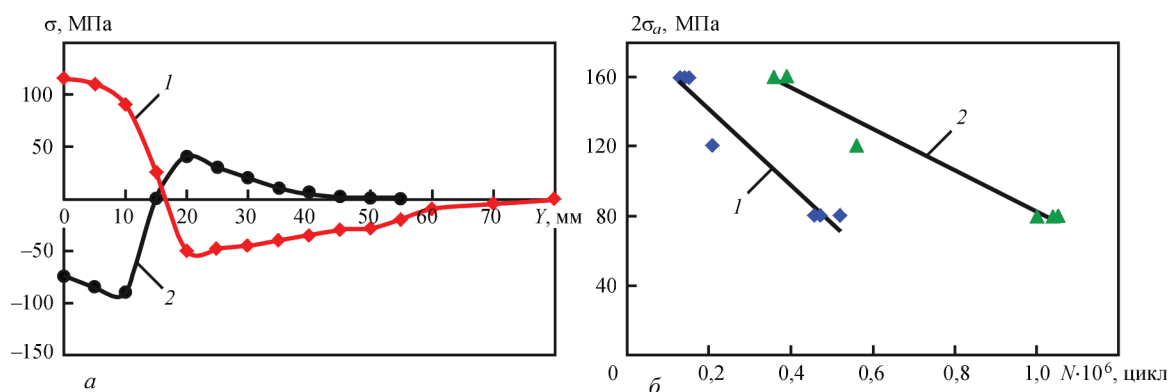


Рис. 16. Вплив ЕДО на залишкові напруження та довговічність зварних з'єднань сплава АМг6, виготовлених зварюванням ТІГ: *a* — залишкові напруження до обробки (1) та після (2); *б* — результати втомних випробувань зварних зразків без обробки (1) та з обробкою (2)

апаратура забезпечили обробку відповідальних зварних з'єднань суднокорпусних та авіаційних конструкцій, що сприяло збільшенню їх експлуатаційної надійності та довговічності [14, 15].

Проведені в Інституті дослідження довели, що ефективно зниження інтенсивності корозійно-втомного руйнування зварних з'єднань сталевих металоконструкцій забезпечує застосування технології височастотного механічного проковування [16–18]. Вплив промислової атмосфери помірного клімату моделювали витримкою зразків таврових та стикових зварних з'єднань розміром 350×70×12 мм із сталі 15ХСНД у камері вологості протягом 1200 год при температурі 40 °С і вологості повітря 98 %. Втомні випробування зразків проводили при віддільовому змінному розтягуванні з частотою 5 Гц. Відповідні криві втоми досліджуваних з'єднань приведені на рис. 18. Результати досліджень свідчать, що границі обмеженої витривалості на базі 2 млн циклів таврових і стикових зварних з'єднань підвищуються на 47 та 39 % відповідно;



Рис. 17. Ручний інструмент та мобільне джерело живлення для ЕДО

циклічна довговічність зварних з'єднань збільшується до 7 разів в залежності від рівнів прикладених навантажень.

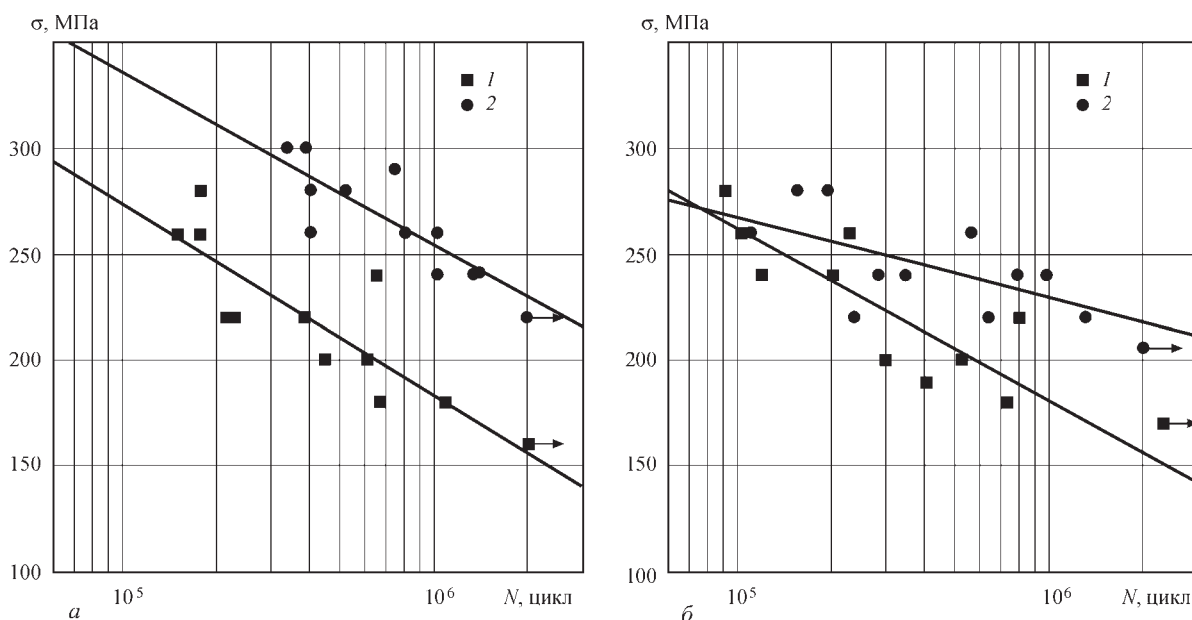


Рис. 18. Криві втоми таврових (*a*) та стикових (*б*) зварних з'єднань сталі 15ХСНД при впливі промислової атмосфери помірного клімату на протязі 1200 год: 1 — у вихідному стані; 2 — після обробки за технологією ВМП



Рис. 19. Центробіжне колесо компресора газотурбінного двигуна, яке виготовлено із застосуванням нового припою

Створення надійних та продуктивних технологій і обладнання для підвищення зносостійкості деталей традиційно займає значне місце у тематиці досліджень Інституту. Вони затребувані у галузях металургійної, енергетичної промисловості, сільськогосподарському машинобудуванні та ін. Виконані комплексні дослідження основних закономірностей впливу технологічних параметрів дугового наплавлення на особливості формування структури та зміну фізико-механічних властивостей наплавлень по шару в залежності від вмісту вуглецю в колісних сталях, що коливається в діапазоні від 0,55 до 0,75 %, сприяли розробці нової технології дугового наплавлення для відновлення колісних пар вантажних вагонів [19], що містить спосіб та режими наплавлення, вимоги до підготовки коліс, хімічного складу наплавних матеріалів, попереднього підігріву, температура якого залежить від вмісту вуглецю в колісній сталі. Важливою особливістю цієї технології є уповільнене охолодження після наплавлення зі швидкістю $\leq 35 \dots 40$ °C/год протягом 4...5 год. Застосування нової технології дозволило збільшити ударну в'язкість металу зони термічного впливу, опір наплавленого металу крихкому руйнуванню до 2...3 разів. Ресурс безпечної експлуатації залізничних коліс збільшився в два рази.

Роботи Інституту електрозварювання в області паяння, що були запроваджені на початку 1960-х років, внесли значний вклад у цей напрям. Розроблені наукові основи вакуумного паяння тонкостінних конструкцій з нержавіючих сталей різних класів були використані для одержання виробів відповідального призначення — стільникових панелей, антен тощо. У теперішній час вивчення фізико-металургійних процесів, які відбуваються під час високотемпературного вакуумного паяння жароміцних дисперсійно-твердіючих нікелевих сплавів, закономірностей структуроутворення паяних з'єднань дозволило створити припій системи Ni-Pd-Cr-1Ge. В якості депресанта було застосовано германій, який забезпечує структуру твердого розчину на основі паладію у паяних швах. Паяні з'єднання мають стабільну статичну міцність 1230...1290 МПа при кімнатній



Рис. 20. Портативне цифрове рентгенотелевізійне обладнання, що розміщено на об'єкті

температурі та 1000...1030 МПа при температурі 550 °C, що більше майже у два рази у порівнянні з промисловим припоєм. Із застосуванням створеного припою виготовляються відцентрові колеса осьового компресора газотурбінного двигуна з дисперсійно-твердіючого нікелевого сплаву (рис. 19) та інші вироби.

Успішний розвиток зварювальних технологій та створення довговічних надійних конструкцій відповідального призначення неможливо без застосування дефектоскопії та сучасних методів неруйнівного контролю якості зварних з'єднань.

Значним досягненням останніх років є створення портативного цифрового рентгенотелевізійного обладнання (рис. 20) на основі високочутливих твердотільних перетворювачів. Портативність, цифрове оброблення зображень, низька вартість відкривають нові можливості для виконання радіаційного контролю в польових та цехових умовах різних об'єктів, які на сьогодні не забезпечені можливостями неруйнівного контролю. Застосування портативного рентгенотелевізійного комплексу допомагає вирішенню проблеми контролю численних газо-, нафто- і гідророзподільчих трубопроводів малого діаметру, технологічних трубопроводів нафтохімічного виробництва.

Автоматизація та роботизація процесів неруйнівного контролю дає можливість суттєво підвищити достовірність прийняття рішень про дефектність виробів та виключити вплив людського фактору. Для неруйнівного контролю виробів складної геометрії створено комплекс, до якого входить промисловий робот з системою технічного зору (рис. 21). Ідентифікацію геометрії об'єкта контролю (ОК), сканування його поверхні вихротоковими датчиками комплекс «Каскад» виконує без участі людини. Він дозволяє: визначити положення ОК за допомогою системи технічного зору; автоматично підтримувати фіксований проміжок між датчиками та ОК; стабілізувати швидкість переміщення вихротокового перетворювача на поверхні ОК; формувати паспорт дефектності



Рис. 21. Робот з системою технічного зору для неруйнівного контролю виробів складної геометрії [20]

виробів із зазначенням просторових координат дефектів; забезпечити високу продуктивність контролю.

В Інституті успішно продовжує розвиватися металургійний напрямок — спецелектрометалургія, яка забезпечує створення високоякісних сталей. Але її можливості цим не вичерпуються. Як виявилось, засобами спецелектрометалургії можливо вирощувати монокристали великих розмірів, що зробити за традиційною технологією неможливо. Успішно реалізується на практиці розроблений в Інституті принципово новий спосіб вирощування монокристалів тугоплавких металів, в якому одночасно використовується два різних джерела електричного нагрівання — плазмово-дуговий та індукційний (рис. 22) [21]. Плазмово-дуговий здійснює переплавлення витратного матеріалу (прутка) і формує тіло монокристала заданої конфігурації, ін-

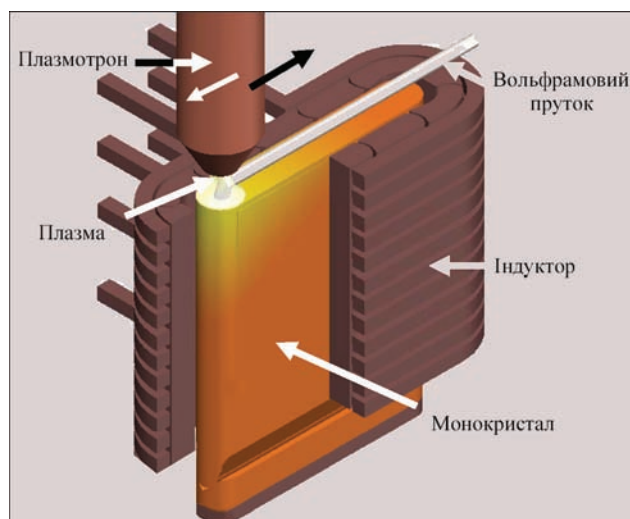


Рис. 22. Схема устаткування для вирощування монокристалів тугоплавких металів



Рис. 23. Монокристали вольфраму

дукційний — утримує локальну металеву ванну від проливів і створює необхідне температурне поле у кристалі, кристал росте при високій температурі підігріву $(0,5 \dots 0,6) T_{пл}$ [22]. В результаті знижується напруження і щільність дислокацій (менше ніж 10^6 см^{-2}) в зростаючому кристалі, що сприяє створенню більш довершеної монокристалічної структури. Підігрів монокристала до вищезазначеної температури — один із ключових елементів цієї технології. Створено унікальне устаткування для виробництва великих монокристалів вольфраму і молібдену у вигляді пластин розміром $20 \times 170 \times 160$ мм (рис. 23). Ця технологія відноситься до адитивних технологій високого рівня [23].

Зварювання, залишаючись одним з основних технологічних процесів в різних галузях промисловості, поширилось в зовсім нову для себе сферу — медицину. І зараз ми можемо констатувати, що здійснилася мрія хірургів про швидке та безкровне роз'єднання та з'єднання живої тканини без застосування шовного матеріалу.

Інститут у творчому співробітництві з провідними медичними закладами України створив технологію та обладнання (рис. 24) для високочастотного зварювання м'яких живих тканин [24–28]. На даний час розроблено і застосовується біля 200 різних хірургічних методик, за якими щорічно виконується 35...40 тис. операцій в таких областях, як абдомінальна і торакальна хірургія, травматологія, пульмонологія, проктологія, урологія, мамологія, офтальмологія, нейрохірургія та інші. Створена та продовжує удосконалюватись апаратура та



Рис. 24. Апарат для зварювання живих тканин ЕКВ3-300 «Патонмед»



Рис. 25. Багатофункціональний термохірургічний апарат ЕК-300 МШ «Патонмед» та хірургічний інструментарій

інструментарій для височастотного зварювання живих тканин. Слід зазначити, що багато країн світу зацікавлені цією технологією.

Але на цьому ми не зупиняємось. В Інституті створено новий процес безконтактної конвекційно-інфрачервоної обробки живих тканин. Він пройшов всебічну перевірку і довів свою ефективність. З його використанням здійснюється як перша допомога, так і спеціалізована хірургічна. Він дає можливість зупинити кровотечі з паренхіматозних органів, губчатих кісток і судин невеликого діаметру, санувати інфіковані та хронічні гнійні рани при травмах, коагулювати тканини для проведення безкровного розсічення, здійснювати термоабляцію пухлин і метастазів. Кожна з розглянутих технологій має свої переваги і свої застосування. Об'єднання їх у одному апараті дозволяє збільшити можливості хірургів (рис. 25).

Далеко неповний огляд наших робіт свідчить, що на основі проблемно-орієнтованих фундаментальних досліджень в Інституті електрозварювання успішно створюються нові наукові технології та обладнання. Ми й надалі будемо активно працювати над такими дослідженнями та розробками, які матимуть перспективу та будуть затребувані на світовому ринку зварювальної техніки.

Список літератури

1. Korzhik V. N., Pashchin N. A., Mikhoduj O. L. et al. (2017) Comparative evaluation of methods of arc and hybrid plasma-arc welding of aluminum alloy 1561 using consumable electrode. *The Paton Welding J.*, **4**, 30-34.
2. Korzhik V. N., Sydorets V. N., Shanguo Han, Babich A. A. (2017) Development of a robotic complex for hybrid plasma-arc welding of thin-walled structures. *Ibid*, **5**, 62-70.
3. Hamm R.W. (2008) Reviews of accelerator science and technology. *Industrial Accelerators*, **1**, 163-184.
4. Патон Б. Е., Назаренко О. К., Нестеренков В. М. и др. (2004) Компьютерное управление процессом электронно-лучевой сварки с многокоординатными перемещениями пушки и изделия. *Автоматическая сварка*, **5**, 3-7.
5. Maksimov S. (2017) E. O. Paton Electric Welding Institute activity in the field of underwater welding and cutting. *Підводні технології*, **6**, 37-45.
6. Патон Б. Е., Лебедев В. А., Максимов С. Ю., Пичак В. Г., Полосков С. И. (2011) Совершенствование оборудования для подводной механизированной и автоматизированной сварки и резки порошковой проволокой. *Сварка и Диагностика*, **5**, 54-59.
7. Шаповалов Е. В., Долиненко В. В., Коляда В. А. и др. (2016) Применение роботизированной и механизированной сварки в условиях возмущающих факторов. *Автоматическая сварка*, **7**, 46-51.
8. Ustinov A. I., Polishchuk S. S., Demchenkov S. A., Petrushinets L. V. (2015) Effect of microstructure of vacuum-deposited Fe100-xNix (30<x<39) foils with FCC structure on their mechanical properties. *J. Alloys and Compounds*, **622**, 54-61.
9. Ustinov A. I. (2008) Dissipative properties of nanostructured materials. *Strength of Materials*, **40**, 571-576.
10. Ustinov A., Falchenko Yu., Ishchenko A. (2008) Diffusion welding of γ -TiAl alloys through nano-layered foil of Ti/Al system. *Intermetallics*, **16**, 1043-1045.
11. Ustinov A., Falchenko Yu., Melnichenko T. (2013) Diffusion welding of aluminum alloy strengthened by Al₂O₃ particles through an Al/Cu multilayer foil. *J. of Materials Processing Technology*, **213**, **4**, 543-552.
12. Позняков В. Д., Довженко В. А., Жданов С. Л. и др. (2010) Структурные превращения при сварке стали 10Г2ФБ и свойства сварных соединений. *Автоматическая сварка*, **11**, 12-16.
13. Позняков В. Д., Синеок А. Г., Жданов С. Л., Максименко А. А. (2011) Опыт применения стали S355J2 в металлоконструкциях перекрытия над НСК «Олимпийский». *Там же*, **6**, 54-55.
14. Lobanov L. M., Paschin N. A., Mihoduy O. L. (2014) Repair the AMr6 aluminum alloy welded structure by the electric processing method. *Weld Research and Application*, **1**, 55-62.
15. Лобанов Л. М., Пашин Н. А., Савицкий В. В., Миходуй О. Л. (2014) Исследование остаточных напряжений в сварных соединениях жаропрочного сплава МЛ10 с применением электродинамической обработки. *Проблемы прочности*, **6**, 33-41.
16. Knysh, V. V., Solovei, S. A., Kadyshev, A. A., Nyrkova, L. I., Osadchuk, S. A. (2017) Influence of High-Frequency Peening on the Corrosion Fatigue of Welded Joints. *Materials Science*, **53**, 7-13.
17. Daavary M., Sadough Vanini S.A. (2015) Corrosion fatigue enhancement of welded steel pipes by ultrasonic impact treatment. *Materials Letter*, **139**, 462-466.
18. Fan Y., Zhao X., Liu Y. (2016) Research on fatigue behavior of the flash welded joint enhanced by ultrasonic peening treatment. *Materials & Design*, **94**, 515-522.
19. Позняков В. Д., Гайворонський О. А., Клапатюк А. В. (2014) Спосіб відновлення виробів з високовуглецевих сталей. Україна, Пат. 107301.
20. Долиненко В. В., Шаповалов Е. В., Скуба Т. Г. та ін. (2017) Роботизована система неруйнівного вихроstromового контролю виробів зі складною геометрією. *Автоматическая сварка*, **5-6** (764), 60-67.
21. Патон Б. Е., Шаповалов В. А., Григоренко Г. М. и др. (2016) Плазменно-индукционное выращивание профилированных монокристаллов тугоплавких металлов. Киев, Наукова думка.
22. Шаповалов В. А., Якуша В. В., Никитенко Ю. А. (2014) Изучение температурного поля профилированных монокристаллов вольфрама, получаемых плазменно-индукционным способом. *Современная электрометаллургия*, **3**, 31-35.
23. Шаповалов В. А., Якуша В. В., Гниздыло А. Н., Никитенко Ю. А. (2016) Применение аддитивных технологий для выращивания крупных профилированных монокристаллов вольфрама и молибдена. *Автоматическая сварка*, **5-6**, 145-147.
24. *Тканесохраняющая высокочастотная электросварочная хирургия* (2009) Патон Б. Е., Иванова О. Н. (редакторы). Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, Международная Ассоциация «Сварка».

25. Патон Б. Е., Кривцун И. В., Маринский Г. С. и др. (2013) Высокочастотная сварка и термическая обработка живых тканей в хирургии. *Наука і практика*, **1**, 25-39.
26. Патон Б. С., Маринський Г. С., Подпратов С. С., Ткаченко В. А., Ткаченко С. В., Четверто Н. А., Чернець О. В. (2012) *Електрокоагулятор високочастотний зварювальний ЕКВЗ-300*. Україна, Пат. 72577U, МПК А 61 В 18/12.
27. Патон Б. Е., Кривцун И. В., Маринский Г. С., Матвійчук Г. М. (2013) Сварка, резка и термическая обработка живых тканей. *Автоматическая сварка*, **10-11**, 135-146.
28. Патон Б. С., Ткаченко В. А., Маринський Г. С., Матвійчук Г. М. (2014) *Спосіб з'єднання біологічних тканин людей і тварин з використанням високочастотного струму*. Україна Пат. 106513.
1. Korzhik, V.N., Pashchin, N.A., Mikhoduj, O.L. et al. (2017) Comparative evaluation of methods of arc and hybrid plasma-arc welding of aluminum alloy 1561 using consumable electrode. *The Paton Welding J.*, **4**, 30-34.
2. Korzhik, V.N., Sydorets, V.N., Shanguo Han, Babich, A.A. (2017) Development of a robotic complex for hybrid plasma-arc welding of thin-walled structures. *Ibid*, **5**, 62-70.
3. Hamm, R.W. (2008) Reviews of accelerator science and technology. *Industrial Accelerators*, **1**, 163-184.
4. Paton, B.E., Nazarenko, O.K., Nesterenkov, V.M. et al. (2004) Computer control of electron beam welding with multicoordinate displacements of the gun and workpiece. *The Paton Welding J.*, **5**, 2-5.
5. Maksimov, S. (2017) E. O. Paton Electric Welding Institute activity in the field of underwater welding and cutting. *Pidvodni Tekhnologii*, **6**, 37-45.
6. Paton, B.E., Lebedev, V.A., Maksimov, S.Yu. et al. (2011) Improvement of equipment for underwater mechanized and automated welding and cutting with flux-cored wire. *Svarka i Diagnostika*, **5**, 54-59 [in Russian].
7. Shapovalov, E.V., Dolinenko, V.V., Kolyada, V.A. et al. (2016) Application of robotic and mechanized welding under disturbing factor conditions. *The Paton Welding J.*, **7**, 42-46.
8. Ustinov, A.I., Polishchuk, S.S., Demchenkov, S.A., Petrushinets, L.V. (2015) Effect of microstructure of vacuum-deposited Fe100-xNix (30<x<39) foils with FCC structure on their mechanical properties. *J. Alloys and Compounds*, **622**, 54-61.
9. Ustinov, A. I. (2008) Dissipative properties of nanostructured materials. *Strength of Materials*, **40**, 571-576.
10. Ustinov, A., Falchenko, Yu., Ishchenko, A. (2008) Diffusion welding of γ -TiAl alloys through nano-layered foil of Ti/Al system. *Intermetallics*, **16**, 1043-1045.
11. Ustinov, A., Falchenko, Yu., Melnichenko, T. (2013) Diffusion welding of aluminum alloy strengthened by Al₂O₃ particles through an Al/Cu multilayer foil. *J. of Materials Processing Technology*, **213**, **4**, 543-552.
12. Zhdanov, S.L., Poznyakov, V.D., Maksimenko, A.A. et al. (2010) Structure and properties of arc-welded joints on steel 10G2FB. *The Paton Welding J.*, **11**, 8-12.
13. Poznyakov, V.D., Zhdanov, S.L., Sineok, A.G. et al. (2011) Experience of application of S355J2 steel in metal structures of the roofing over NSC «Olimpijsky» (Kiev). *Ibid.*, **6**, 45-46.
14. Lobanov, L.M., Paschin, N.A., Mihoduy, O.L. (2014) Repair the AMg6 aluminum alloy welded structure by the electric processing method. *Weld Research and Application*, **1**, 55-62.
15. Lobanov, L.M., Pashchin, N.A., Savitsky, V.V., Mikhoduj, O.L. (2014) Investigation of residual stresses in welded joints of heat-resistant alloy ML10 using electrodynamic treatment. *Problemy Prochnosti*, **6**, 33-41 [in Russian].
16. Knysh, V.V., Solovei, S.A., Kadyshch, A.A., Nyrkova, L.I., Osadchuk, S.A. (2017) Influence of high-frequency peening on the corrosion fatigue of welded joints. *Materials Sci.*, **53**, 7-13.
17. Daavary, M., Sadough Vanini, S.A. (2015) Corrosion fatigue enhancement of welded steel pipes by ultrasonic impact treatment. *Materials Letter*, **139**, 462-466.
18. Fan, Y., Zhao, X., Liu, Y. (2016) Research on fatigue behavior of the flash welded joint enhanced by ultrasonic peening treatment. *Materials & Design*, **94**, 515-522.
19. Gajvoronsky, O.A., Poznyakov, V.D., Klapatyuk, A.V. (2014) *Method of restoration of high-carbon steel products*. Pat. 107301, Ukraine [in Ukrainian].
20. Dolinenko, V.V., Shapovalov, E.V., Skuba, T.G. et al. (2017) Robotic system of non-destructive eddy-current testing of complex geometry products. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 51-57.
21. Paton, B.E., Shapovalov, V.A., Grigorenko, G.M. et al. (2016) *Plasma-induction growing of profiled single crystals of refractory metals*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
22. Shapovalov, V.A., Yakusha, V.V., Nikitenko, Yu.A. et al. (2014) Studying the temperature field of profiled tungsten single-crystals produced by plasma-induction process. *Sovrem. Elektrometall.*, **3**, 31-35 [in Russian].
23. Shapovalov, V.A., Yakusha, V.V., Gnizdylo, A.N., Nikitenko, Yu.A. (2016) Application of additive technologies for growing large profiled single crystals of tungsten and molybdenum. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 134-136.
24. (2009) *Tissue-saving high-frequency electric welding surgery*. Ed. by B.E. Paton, O.N. Ivanova. Kiev, PWI, IAW [in Russian].
25. Paton, B.E., Krivtsun, I.V., Marinsky, G.S. et al. (2013) High-frequency welding and thermal treatment of live tissues in surgery. *Nauka і Praktyka*, **1**, 25-39 [in Russian].
26. Paton, B.E., Marinsky, G.S., Podpreatov, S.E. et al. (2012) *Welding high-frequency electrocoagulator EKVZ-300*. Pat. 72577U, Ukraine, Int. Cl. A61 B 18/12 [in Ukrainian].
27. Paton, B.E., Krivtsun, I.V., Marinsky, G.S. et al. (2013) Welding, cutting and heat treatment of live tissues. *The Paton Welding J.*, **10-11**, 142-153.
28. Paton, B.E., Tkachenko, V.A., Marinsky, G.S., Matviichuk, G.M. (2014) *Method of joining human and animal biological tissues using high-frequency current*. Pat. 106513, Ukraine [in Ukrainian].

СОВРЕМЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА В ОБЛАСТИ СВАРКИ И РОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Б. Е. ПАТОН

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлен ряд новых разработок Института электросварки, созданных в последнее время, а именно, технологии и оборудование для сварки с применением высококонцентрированных источников энергии — плазмы, лазера, электронного луча. Созданы технологии для сварки труб, титана больших толщин, алюминий-литиевых сплавов, высокопрочных сталей. Разработаны парофазные технологии получения наноструктурированных материалов для сварки композитных материалов и интерметаллидов. Созданы технологии и оборудование для сварки и резки под водой, новый электронно-лучевой инструмент для сварочных работ в открытом космосе. Для повышения долговечности и надежности сварного шва предложена послесварочная обработка — импульсами электрического тока высокой плотности и высокочастотная механическая проковка. Для контроля качества сварных конструкций создано цифровое оборудование на

основе высококачественных твердотельных преобразователей, а для изделий сложной геометрии — промышленный робот с системой технического зрения. Разработан новый способ выращивания монокристаллов тугоплавких металлов. Представлена новая аппаратура для сварки живых тканей. Библиогр. 28, табл. 2, рис. 25.

Ключевые слова: сварка плазменная, лазерная, электронно-лучевая, контактная, титан, алюминий-литиевые сплавы, прочность, контроль качества, наплавка, монокристаллы, сварка живых тканей

ADVANCED STUDIES AND DEVELOPMENTS OF THE E.O. PATON ELECTRIC WELDING INSTITUTE IN THE FIELD OF WELDING AND RELATED TECHNOLOGIES

B.E. PATON

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11, Kazimir Malevich str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

A number of recent new developments of the E.O. Paton Electric Welding Institute is presented, namely the technologies and equipment for welding with applying the highly-concentrated power sources: plasma, laser and electron ones. Technologies were developed for welding of pipes, thick titanium, aluminium – lithium alloys, high-strength steels. The vapor-phase technologies were developed for producing nanostructured materials for welding composite materials and intermetallics. Technologies and equipment for underwater welding and cutting, new electron beam tool for welding in open space were developed. To increase the life and safety of the weld, the postweld treatment was suggested by using the high-density electric pulses and high-frequency mechanical peening. To control the quality of welded joints, the designed digital equipment, based on high-sensitive solid-body converters and an industrial robot with a technical vision system for products of intricate geometry were developed. The new method was developed for growing refractory metal single crystals. New equipment is presented for welding of live tissues. 28 Ref., 2 Tabl., Fig. 25.

Keywords: plasma, laser, electron beam and resistance welding, titanium, aluminium-lithium alloys, quality control, surfacing, single crystals, welding of live tissues

Надійшла до редакції 30.10.2018

Технологии ИЭС доступны...

Плазменные технологии и оборудование в металлургии и литейном производстве / Б. Е. Патон, Г. М. Григоренко, И. В. Шейко и др. Киев: Наук. думка, 2013. – 488 с.

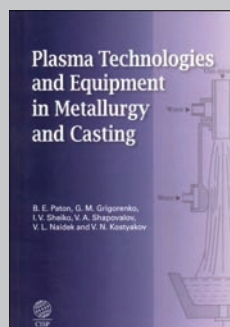


В монографии приведены научные и прикладные аспекты применения плазменных источников нагрева (плазмотронов) в металлургическом и литейном производстве. Рассмотрены основные типы плазмотронов, используемые для плавки металлов и обработки металлических расплавов в лабораторных и промышленных условиях.

Показано промышленное применение плазменных источников нагрева, на базе которых разработаны новые металлургические процессы и технологии. Описаны конструкции плавильных печей на керамическом поду и переплавных печей с формированием слитка в охлаждаемом кристаллизаторе, установок для рафинирующего переплава поверхностного слоя слитков, выращивания монокристаллов тугоплавких металлов и др. Приведены результаты сравнения качества металлов и сплавов, выплавленных с применением различных технологий.

Для научных и инженерно-технических работников металлургических предприятий и литейного производства, а также для преподавателей, аспирантов и студентов высшей школы соответствующих специальностей.

Для научных и инженерно-технических работников металлургических предприятий и литейного производства, а также для преподавателей, аспирантов и студентов высшей школы соответствующих специальностей.



Книга переиздана в Великобритании на английском языке в 2015 г. и в Китае на китайском в 2018 г.

РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ МЕТАЛЛОВ В ИЭС им. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ

Б. Е. Патон, С. В. Ахонин, В. А. Березос

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.
03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Показано, что технология электронно-лучевой плавки является наиболее перспективным процессом получения качественных особо чистых слитков металлов и сплавов. Работы по созданию этих технологий начаты в ИЭС им. Е. О. Патона в 1960-е годы. Для практической реализации технологии электронно-лучевой плавки в ИЭС им. Е. О. Патона созданы специализированные электронно-лучевые установки разнообразных конструкций. Разработаны математические модели процессов рафинирования, испарения и кристаллизации при электронно-лучевой плавке. Проведенные исследовательские работы показали, что технология электронно-лучевой плавки является наиболее эффективным и экономически оправданным способом получения особо чистых ниобия, тантала, ванадия, циркония, меди и многих других металлов. Разработаны технологии для промышленного применения данного способа при получении слитков цветных металлов и их сплавов. Ведутся работы по усовершенствованию существующих и разработке новых сплавов для нужд отечественной промышленности, медицины и оборонного сектора, а также технологии их выплавки способом электронно-лучевой плавки. Библиогр. 33, табл. 12, ил. 21.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; слиток; цветные металлы; рафинирование; химический состав; структура; механические свойства; оборудование

Примеси в металлах и сплавах оказывают значительное влияние на их физико-химические свойства [1]. Многие из примесей относятся к вредным, резко ухудшающим свойства металлических материалов. Современная промышленность нуждается в полуфабрикатах из металлов и сплавов с минимальным содержанием газов и примесей. Разработка эффективных способов удаления вредных примесей в процессе получения и дальнейшей обработки металлов и сплавов является одной из основных проблем современной металлургии. Следует отметить, что достаточно большая потребность в особо чистых, высококачественных металлических материалах возникла в связи с развитием атомной энергетики, авиации, ракетно- и судостроения, электроники и химического машиностроения [2, 3]. Потребности указанных отраслей промышленности в металлах и сплавах с высокими эксплуатационными характеристиками могут быть удовлетворены путем совершенствования существующих технологических процессов, а также поиска и разработки новых, наиболее прогрессивных процессов производства и обработки металлов и сплавов.

Возможности по решению задач повышения качества конструкционных материалов заключены в процессах, протекающих при высоких температурах в условиях вакуума. Практическая реализация этих процессов требует применения

мощных источников нагрева с большой удельной плотностью энергии. Способы специальной электрометаллургии — вакуумно-индукционная (ВИП) и вакуумно-дуговая (ВДП) плавки имеют ограниченные возможности применительно к получению металлов и сплавов высокой степени чистоты в результате загрязнения огнеупорными материалами или относительно небольшую степень рафинирования от вредных примесей и неметаллических включений из-за недостаточной регулируемости технологического процесса. В настоящее время самыми перспективными для осуществления химико-металлургических процессов в указанных условиях являются электронно-лучевые технологии [4].

Технология электронно-лучевой плавки (ЭЛП) — процесс получения качественных особо чистых слитков металлов и сплавов. Высокий вакуум в камере электронно-лучевой установки является одним из основных достоинств, определяющих высокую эффективность рафинирования, а также защитной средой. Высокая концентрация энергии электронного луча обеспечивает нагрев поверхности металлической ванны выше температуры плавления металла [5], что, в свою очередь, положительно влияет на процессы рафинирования. Благодаря высокому разрежению газовой фазы над расплавом осуществляется быстрый отвод образовавшихся молекул от межфазной по-

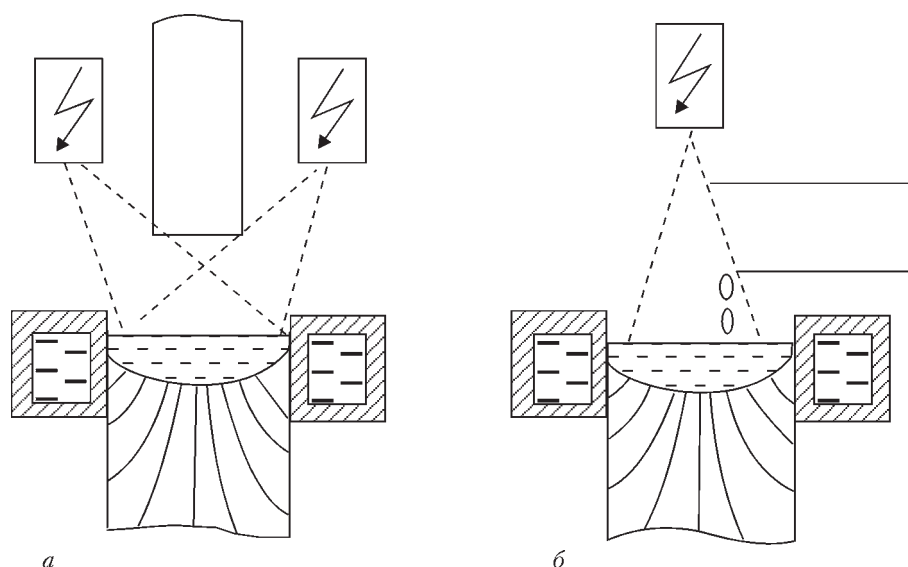


Рис. 1. Технологические схемы ЭЛП непосредственно в кристаллизатор: *а* — с вертикальной подачей расходуемой заготовки; *б* — горизонтальной

верхности, что улучшает условия гетерогенных процессов дегазации. Одним из основных факторов, определяющих полноту удаления примесных элементов и неметаллических включений из металла, является длительность выдержки жидкого металла в вакууме. При ЭЛП возможно регулирование скорости плавления слитка в широких пределах благодаря независимому источнику нагрева, что позволяет регулировать продолжительность пребывания металла в перегретом состоянии и эффективно удалять из металлов многие легкоплавкие примеси (свинец, цинк, висмут, олово и т. д.), а также снизить общее количество неметаллических включений [6].

Работы по созданию технологий ЭЛП были начаты в ИЭС им. Е. О. Патона в 60-е годы прошлого века [7]. Для практической реализации ЭЛП созданы специализированные электронно-лучевые установки (ЭЛУ) разнообразных конструкций [8–13].

Классической схемой электронно-лучевой плавки является прямой переплав расходуемой заготовки непосредственно в медный водоохлаждаемый кристаллизатор, где происходит затвердевание металла. За рубежом эта технология получила название «капельная плавка» [14].

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины опробованы технологические схемы ЭЛП непосредственно в кристаллизатор, которые позволяют подавать в зону плавки расходуемую заготовку как вертикально, так и горизонтально (рис. 1).

Технологическая оснастка установки для прямого переплава состоит из медного водоохлаждаемого проходного кристаллизатора и медного водоохлаждаемого поддона (рис. 2). Так как жидкий металл имеет высокую температуру и интенсивно излучает тепло, для защиты от перегрева стенки

вакуумной камеры и технологические узлы установки охлаждаются проточной водой.

Расходуемую заготовку подают в зону плавки с помощью штокового или цепного механизма подачи. Под влиянием бомбардировки ускоренными электронами осуществляется нагрев и плавление торца расходуемой заготовки, а расплавленный металл стекает при этом в водоохлаждаемый медный кристаллизатор, где создается ванна жидкого металла, подогреваемая электронными лучами. По мере плавления расходуемой заготовки осуществляют вытягивание формируемого слитка со скоростью, обеспечивающей поддержание постоянного уровня жидкой ванны в кристаллизаторе.

Для реализации процессов ЭЛП в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины разработаны плосколучевые пушки П-104 мощностью 100 кВт [4]. В основу этих пушек положена электронно-оптическая система Пирса, формирующая плоский поток электронов. В ЭЛУ обычно несколько плосколучевых пушек для рассматриваемого типа объединяют в один блок — нагреватель [4].

Появление нового электрометаллургического процесса создало предпосылки для глубокого изучения его возможностей при получении многих металлов и сплавов.

Железо. Для получения железа высокой степени чистоты, особенно с низким содержанием углерода и кислорода, в ходе исследовательских работ было установлено, что в процессе ЭЛП происходит снижение углерода, кислорода и серы, причем содержание первых двух понижается приблизительно в два раза по сравнению с металлом ВИП. Поэтому в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработан способ обезуглероживания технически чистого железа и малоуглеродистой стали —

Таблица 1. Содержание примесей в слитках железа, мас. %

Марка железа	Состояние	C	O ₂	Si	S	Mn	Cu	N ₂
Армко	Исходное	0,04	0,008	0,15	0,02	0,1	0,15	0,01
	После ЭЛП	0,002	0,002	0,05	0,008	<0,01	<0,01	0,006
Сталь 0,8 кп	Исходное	0,06	–	0,01	0,03	0,3	–	0,008
	После ЭЛП	0,004	0,0009	–	0,009	<0,01	–	0,0008

Таблица 2. Содержание примесей в слитках никеля, мас. %

Марка никеля	Состояние	C	Cu	Fe	Si	Mg	Mn	Zn	Pb	[O]	[N]	[H]
Н0	Исходное	0,005	0,0003	0,001	0,0006	0,0003	–	0,0002	0,0003	0,003	0,0015	0,0003
	После ЭЛП	0,01	»-»	0,002	0,0007	»-»	–	–	–	0,0002	0,0003	0,0001
Н1	Исходное	0,008	0,003	0,02	0,0008	»-»	–	0,0004	0,0002	0,005	0,002	0,0004
	После ЭЛП	0,012	0,002	0,005	0,0005	»-»	–	–	–	0,0004	0,0003	0,0001
НП-2	Исходное	0,05	0,04	0,03	0,1	0,005	0,002	0,005	0,0006	0,002	–	0,002
	После ЭЛП	0,04	0,02	0,02	0,002	–	–	–	0,00008	0,0008	–	0,0001

ЭЛП. С помощью этого способа достигнуто низкое содержание кислорода и примесей (серы, кремния, меди, марганца, азота, водорода и т. д.) при рафинировании технически чистого железа (армко) и стали 0,8 кп (табл. 1).

Никель. В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины проведен комплекс исследований по повышению степени чистоты, улучшению структуры и свойств никеля способом ЭЛП.

В качестве шихты использовали пластины катодного никеля марки Н0, Н1, а также никель марки НП-2. Сравнительный анализ содержания газов в никеле, переплавленном разными способами плавки, показал, что при ЭЛП достигается значительно более высокая степень удаления газов (табл. 2, 3).

Кроме содержания газов при ЭЛП никеля снижается содержание металлических примесей (табл. 2). Анализ полученных данных показал, что магний, марганец, цинк и свинец интенсивно испаряются из никеля вследствие более высокой упругости пара. Примеси кремния, железа и меди менее летучи, однако их содержание также снижается.

Структура слитков никеля ЭЛП плотная, крупнозернистая с четко выраженными границами зерен (рис. 3).

Никель ЭЛП обладает высокой пластичностью и легко деформируется при нормальных условиях.

Таблица 3. Содержание газов в слитках никеля полученных различными способами, %

Марка никеля	Способ получения	[O]	[H]
Н0	Электролиз	0,005...0,017	0,0007...0,0035
НВК	ВИП	0,002	0,0003
НВ	ВДП	»-»	»-»

Ниобий. В настоящее время способ ЭЛП является наиболее эффективным и экономичным процессом

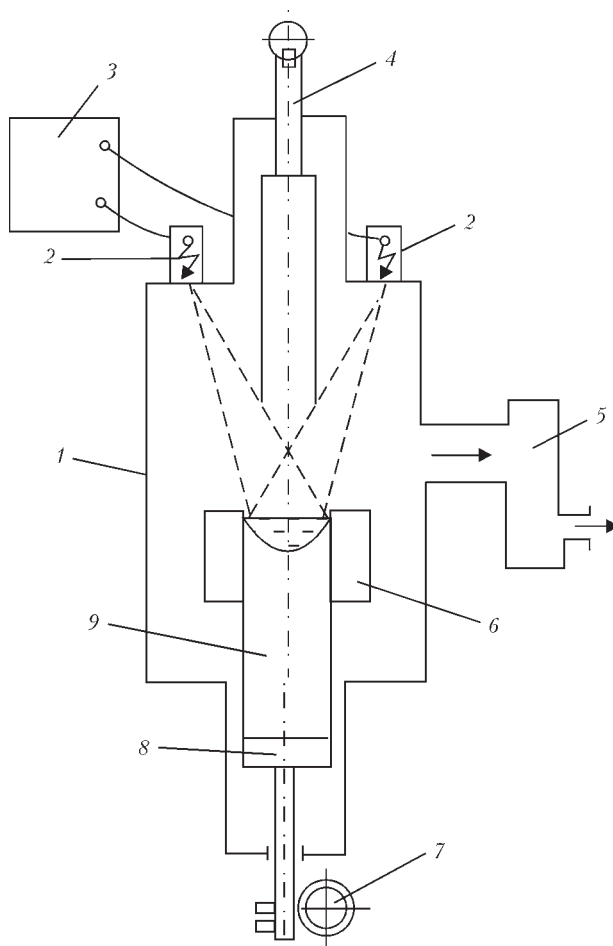


Рис. 2. Принципиальная схема ЭЛУ для прямого переплава: 1 — вакуумная камера с водоохлаждаемым кожухом; 2 — электронно-лучевые пушки; 3 — источник высокого напряжения и система управления разверток лучей; 4 — система загрузки сплавляемой заготовки; 5 — вакуумная система; 6 — технологическая оснастка; 7 — механизм вытягивания слитка; 8 — поддон; 9 — слиток

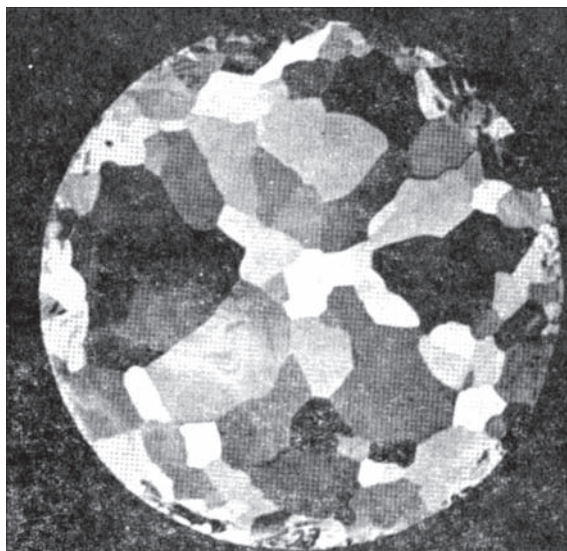


Рис. 3. Макроструктура слитка никеля

получения компактных особо чистых ниобия и тантала. Достаточно полное удаление большой гаммы примесей при ЭЛП этих материалов обусловлено физико-химическими процессами, протекающими на границе жидкий металл–вакуум. Основным критерием качества слитков ниобия является содержание в них вредных примесей, а также однородность их распределения по объему слитка. Как показали результаты экспериментальных исследований, проведенных в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, наиболее трудно удаляемой примесью при ЭЛП ниобия является азот [15]. Для его удаления необходимы более низкие скорости плавки или более низкое исходное его содержание в переплавляемой заготовке. Если заданный технологический режим обеспечивает удаление азота до требуемого уровня, то и остальные примеси также удаляются до значений, определяемых требованиями стандартов [15]. В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины в условиях промышленных предприятий разработана технология ЭЛП слитков ниобия. Слитки ниобия выплавля-



Рис. 4. Слиток ниобия диаметром 200 мм

Таблица 4. Содержание газов в слитках ниобия, полученных способом ЭЛП, %

Состояние	O ₂	N ₂	H ₂
Исходное	0,10	0,08...0,17	0,01
После ЭЛП	0,001	0,005...0,007	0,0001

ли в кристаллизатор диаметром 200 мм, которые в дальнейшем использовались как исходные заготовки для изготовления листа, фольги, проволоки (рис. 4).

Результаты газового анализа опытно-промышленных плавок слитков ниобия показали значительное снижение кислорода, водорода и азота после ЭЛП (табл. 4).

Большое значение имеет структура слитков и отсутствие внутри слитка и на его поверхности дефектов в виде пор, несплошностей и неметаллических включений.

Структура металла слитков ниобия плотная, однородная, с отсутствием различно травящихся зон по сечению слитка (рис. 5). Кристаллическое строение металла одинаковое по всей его длине, при этом зона равноосных кристаллов отсутствует, а зона столбчатых кристаллов занимает практически весь объем слитка. Дефекты в виде пор, раковин и трещин не обнаружены.

Проведенные исследования микроструктуры показали, что в ниобии, полученном способом ЭЛП, неметаллические включения (мелкие дисперсные частицы неправильной формы типа карбонитридов) встречаются редко, их размеры находятся в диапазоне от 3 до 13 мкм. Объемная доля неметаллических включений не превышает 0,007 %.

Для слитков товарного ниобия одним из наиболее важных требований к механическим характеристикам металла является твердость. Обработка результатов прокатки промышленных партий ниобиевой фольги и прутка позволили сделать вывод о том, что при твердости металла слитков ниобия более 800 МПа по Бринеллю (ГОСТ 9012–59) потери и отбраковка проката резко возрастают. Определение твердости показало, что у всех товарных слитков ниобия, полученных способом ЭЛП, твердость ниже 800 МПа.

Таким образом, проведенные исследования подтвердили высокое качество слитков ниобия, полученных по разработанной технологии ЭЛП.

Тантал. Сочетание таких физико-химических свойств тантала, как высокая температура плавления, высокая эмиссионная способность, низкое давление пара и малая скорость испарения при высоких температурах (до 2000 °С) делают его уникальным конструкционным материалом для электровакуумных приборов [16]. Из танталовых листов и проволоки изготавливают аноды, катоды прямого и косвенного накала, пружины и другие

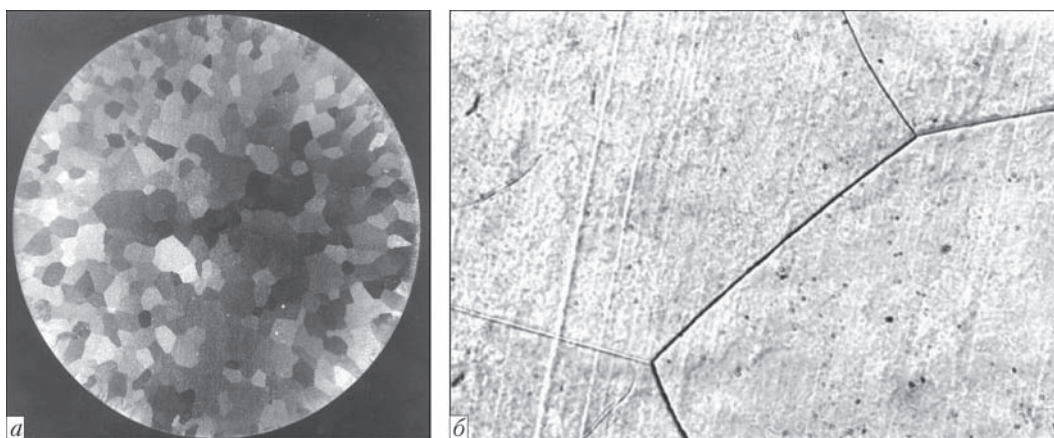


Рис. 5. Структура слитка ниобия после ЭЛП: а — макроструктура; б — микроструктура (×100)



Рис. 6. Слитки тантала, полученные способом ЭЛП, мм: а — диаметром 134; б — 70×150; в — 150×200

детали. Кроме чистого тантала для тех же целей применяют тантало-ниобиевые сплавы.

В ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины проведены работы по отработке технологии ЭЛП получения слитков тантала диаметром 134 мм, 70×150 и 150×200 мм (рис. 6). Полученные слитки ЭЛП использовали для производства танталовых конденсаторных порошков, а также направляли на дальнейший передел для изготовления листа и фольги.

В процессе ЭЛП тантала по разработанной технологии содержание таких примесей внедрения как кислород и углерод в товарных слитках не возрастает, а концентрация азота даже несколько уменьшается (табл. 5).

Структура слитков тантала характеризуется крупнозернистым кристаллическим строением с аксиальной направленностью кристаллов. Зона равноосных кристаллов отсутствует, а зона столбчатых занимает практически весь объем слитка. Микроструктурные исследования показали, что пористость в слитках отсутствует.

Анализ различных методов рафинирования тантала показал, что наиболее перспективным способом выплавки танталовых слитков, в том числе при утилизации лома тантала, является технология ЭЛП, которая обеспечивает наибольшую степень рафинирования при наименьших затратах [17, 18].

Следующим шагом к дальнейшему развитию процесса ЭЛП явилось использование в технологической схеме электронно-лучевой плавки про-

межуточной емкости, которая позволила практически полностью разделить процессы плавления и рафинирования, а также затвердевания металла в кристаллизаторе [10, 19, 20]. Это позволило более полно использовать такое преимущество процесса ЭЛП, как возможность плавно и в широких пределах изменять мощность электронного пучка и конфигурацию зон нагрева [21, 22]. Создавая на поверхности слитка или расплава в кристаллизаторе температурные поля специального профиля, можно эффективно влиять на процессы кристаллизации металла [23].

Кроме этого снижаются требования к исходной заготовке, что позволяет использовать даже некомпактированную шихту [24].

Для ЭЛП с промежуточной емкостью используют электронно-лучевые установки, которые конструктивно состоят из камер плавки, загрузки и слитка (рис. 7). Установки также оснащены блоками электропитания, вакуумными системами, системами управления и стабилизации луча.

Для реализации разработанных технологий ЭЛП в Институте электросварки им. Е. О. Пато-

Таблица 5. Среднее содержание элементов в слитках тантала, полученных способом ЭЛП, %

Состояние	N	O	C	Fe
Исходное	0,012	0,03	0,0035	0,012
После ЭЛП	<0,003	<0,01	0,0025	<0,005

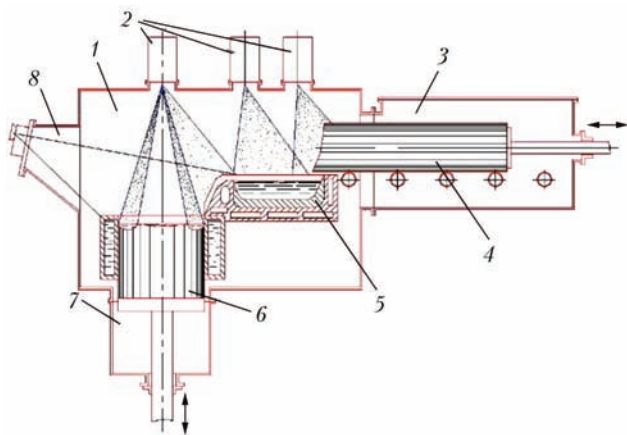


Рис. 7. Схема ЭЛУ с промежуточной емкостью: 1 — камера плавки; 2 — электронные пушки; 3 — камера заготовки; 4 — шихтовая заготовка; 5 — промежуточная емкость; 6 — слиток; 7 — камера слитка; 8 — смотровая система

на НАН Украины создана аксиальная электронная пушка «Патон-300» (рис. 8) мощностью 300 кВт.

Технические характеристики пушки «Патон-300»

Номинальная мощность, кВт.....	300
Ускоряющее напряжение, кВ.....	30
Максимальная частота развертки, Гц.....	1000
Максимальная сила тока, А.....	10
Угол отклонения пучка от оси пушки, град.....	0...35

Пушка состоит из катодного узла с вольфрамовым электродом, установленного на высоковольтном изоляторе, анодного водоохлаждаемого узла, магнитной линзы, отклоняющей системы, лучевода и оснащена индивидуальной системой вакуумирования [25, 26]. Электропитание пушки осуществляется с помощью высоковольтного источника постоянного напряжения мощностью 30 кВ, состоящего из коммутационной пускоза-

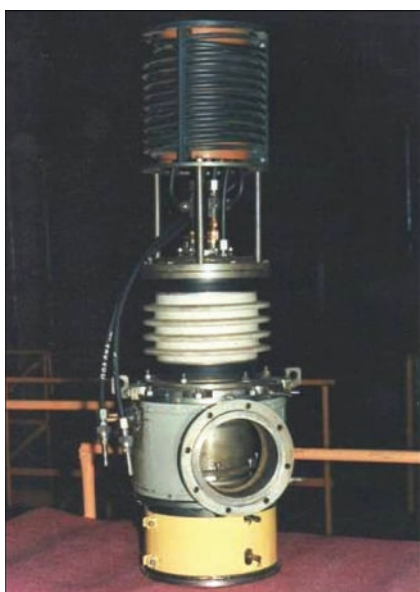


Рис. 8. Внешний вид плавильной электронной пушки «Патон-300»

щитной аппаратуры, тиристорного ключа, дросселя, трансформатора, выпрямителя и источников накала катодов пушек. Система управления обеспечивает стабилизацию тока электронного луча путем введения обратной связи в цепь автоматической регулировки тока накала катода.

Как уже отмечалось, электронно-лучевые плавильные установки могут иметь одну или несколько электронных пушек той или иной конструкции с различным расположением их относительно кристаллизатора и переплавляемого материала. Причем по условиям рафинирования металла установки с несколькими электронными пушками намного превосходят установки с одной электронной пушкой.

Медь. В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины проведены промышленные исследования получения слитков меди высокой степени чистоты способом ЭЛП. Предварительные лабораторные исследования показали, что обычная электронно-лучевая плавка электролитических пластин меди малоэффективна. Слитки содержат повышенное количество кислорода и большое количество микропор. В результате проведенных работ разработана специальная технология раскисления меди углеродом в процессе ЭЛП и опробована в полупромышленных масштабах.

Технология выплавки слитков способом ЭЛП заключалась в следующем. После загрузки шихтовой заготовки установку вакуумировали до уровня остаточного давления, необходимого для устойчивой работы электронно-лучевых пушек ($10^{-1}...10^{-2}$ Па). Затем заготовку сплавляли в промежуточную емкость до ее заполнения и периодически сливали жидкий металл в кристаллизатор. В процессе плавки применяли промежуточную емкость, рабочая область которой имела графитовую футеровку. Кроме того, корпус и сливной носок промежуточной емкости разделены между собой перфорированным графитовым барьером, на котором закреплена графитовая подина, а пространство между подиной и футеровкой промежуточной емкости заполнено древесным углем [27]. Такая конструкция промежуточной емкости, за счет введения угольного фильтра, позволила увеличить площадь взаимодействия меди с графитом, что способствовало высокой очистке металла от кислорода, водорода, оксидных пленок и неметаллических включений. Для выплавки слитков использовали медный водоохлаждаемый проходной кристаллизатор требуемых размеров и сечения, оснащенный вертикально перемещаемым поддоном с углублением в виде «ласточки хвоста»



Рис. 9. Слитки меди, полученные способом ЭЛП, диаметром, мм: а — 200; б — 400

или с предварительно установленными «закладными». Первыми порциями слива формировали затравку будущего слитка. Затем на постоянном технологическом режиме выплавляли слиток необходимой высоты. Обогрев слитка в кристаллизаторе производили путем сканирования его поверхности электронным лучом.

После плавки слиток находился в камере в условиях вакуума до полного его охлаждения.

Результаты газового, спектрального и химического анализов большого числа плавок показали, что в установках ЭЛП можно получать слитки меди диаметром 100...400 мм высокой чистоты (рис. 9, табл. 6).

Макроструктура слитков меди, полученных способом ЭЛП, крупнозернистая, усадочные раковины отсутствуют. Границы зерен тонкие, чистые, посторонних включений не обнаружено. После горячего прессования слитков ЭЛП меди микропоры в прутках не обнаружены.

Электросопротивление, определенное по ГОСТ 193-60, колеблется в пределах 0,01703...0,01710 Ом·мм²/м, что на 1,0...1,5 % меньше стандартного (0,01724 Ом·мм²/м). Испытания по ГОСТ 1688 показали, что медь ЭЛП не склонна к водородной хрупкости.

Из проведенных в ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины работ следует, что ЭЛП позволяет получать слитки особо чистой меди вплоть до марок М001 с высокой плотностью, электропроводностью и стойкостью против водородной хрупкости.

Сплавы на основе никеля. Одной из основных тенденций развития современной металлургии является получение структуры и свойств металла слитка, которые максимально благоприятствуют его дальнейшей деформации и механической обработке. Задачами, которые необходимо решать при выплавке таких слитков, являются измельчение структуры, преодоление структурной и химической макро- и микронеоднородности. При этом необходимо обеспечить высокую чистоту металла слитков от газов, вредных примесей и включений. Необходимый уровень чистоты обеспечивают технологии, которые используют вакуум как защитную среду. Структурообразование слитка определяется в основном марочным составом сплава, теплофизическими условиями его кристаллизации, а также содержанием в нем примесей. Теплофизические условия в кристаллизаторе решающим образом влияют на структуру слитков.

Широкие возможности по регулированию нагрева поверхности слитка металла в кристаллизаторе обеспечивает ЭЛП с промежуточной емкостью благодаря применению независимого источника нагрева — электронного луча. Наличие промежуточной емкости позволяет эффективно рафинировать расплав металла и обеспечивать его подачу в кристаллизатор необходимыми порциями с заданной частотой. ЭЛП позволяет, за счет разделения процессов плавки и кристаллизации, в широких границах изменять условия нагрева металла в кристаллизаторе при неизменной скорости плавки. В условиях установившейся технологиче-

Таблица 6. Содержание элементов в слитках меди, полученных способом ЭЛП, %

O ₂	H ₂	N ₂	Sb	Pb	Sn	As	Ni	Bi	Zn	Fe	P	S
0,0002... ... 0,0004	0,00002... ... 0,00008	—	0,0007	0,0002	—	0,0002	0,0006	—	0,0007	0,0008	0,0002... ... 0,0008	0,0008... ... 0,0012

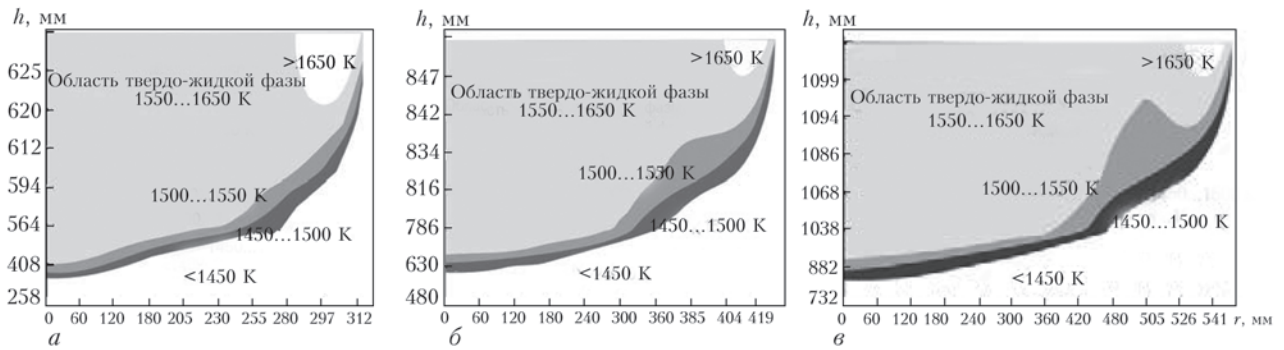


Рис. 10. Температуры поля слитков диаметром 630 мм (а), 850 (б) и 1100 (в) из жаропрочного сплава на основе никеля ЭП-975 в процессе ЭЛП

ской схемы производства слитков особое значение приобретает исследование процесса кристаллизации и сопутствующих ему явлений, определяющих строение и, в сочетании с составом шихты, свойства слитков и деформированных изделий. Вместе с тем, процессы структурообразования слитка при ЭЛП изучены недостаточно.

В этой связи, изучение особенностей тепловых процессов в слитках никелевых сплавов при ЭЛП способами математического моделирования позволило определить технологические режимы ЭЛП, при которых происходит значительное улучшение кристаллической структуры слитков и значительное улучшение их качества [28].

Для определения оптимального технологического режима плавки слитков жаропрочных сплавов на основе никеля способом ЭЛП с помощью математического моделирования были рассчитаны температурные поля в слитках диаметром 630, 850 и 1100 мм (рис. 10). Расчетные данные показали, что получение способом ЭЛП слитков сплавов на основе никеля с мелкокристаллической структурой достигается при небольшом удельном расходе электроэнергии (1,5...2,5 кВт·ч/кг). Эти значения практически находятся на уровне показателей для

прямого переплава заготовки в кристаллизатор с площадью поперечного сечения такой же, как в промежуточной емкости.

С целью изучения степени очистки сложнолегированных жаропрочных сплавов на основе никеля и отработки технологии их производства в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины проведены работы по выплавке партии слитков марок ЭП708, ЭИ648 и ЭИ698.

Слитки получали по технологии ЭЛП с промежуточной емкостью и порционной подачей жидкого металла в водоохлаждаемый кристаллизатор. Уменьшение мощности электронно-лучевого нагрева торца слитка в кристаллизаторе при ЭЛП позволяет перейти от режима плавки с развитой жидкой ванной к режиму с твердо-жидким состоянием поверхности слитка. Для слитков ЭЛП этот переход, за счет увеличения скорости охлаждения и кристаллизации расплава, позволяет изменить структуру слитков со столбчатой на равноосную. В качестве исходной шихты применяли слитки первичного индукционного переплава.

На базе ранее проведенных в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины фундаментальных исследований процессов испарения компонентов сплавов из рас-

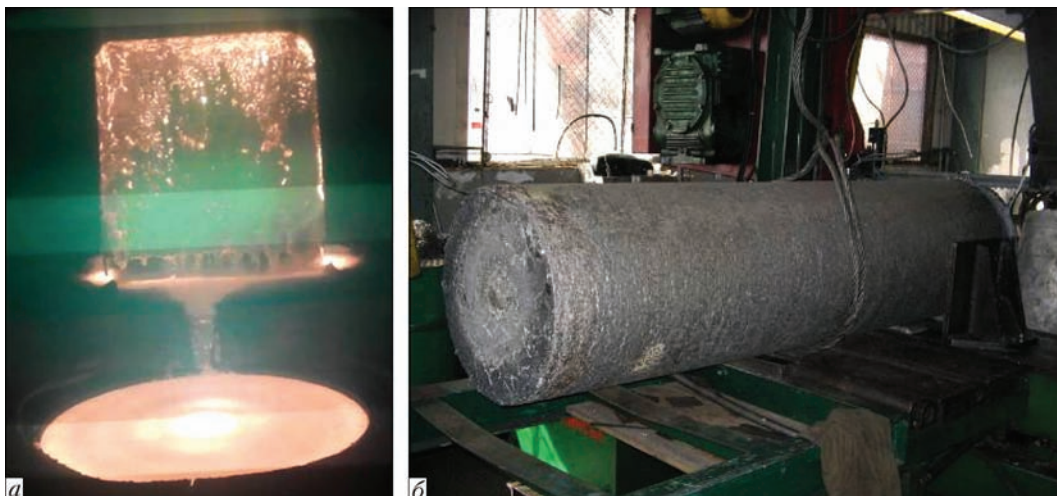


Рис. 11. Процесс ЭЛП (а) и слиток диаметром 500 мм жаропрочного сплава на основе никеля ЭП648 (б)

Т а б л и ц а 7. Средние значения содержания химических элементов по длине слитка жаропрочного сплава на основе никеля, мас. %

Марка сплава	Образец	C	Ti	Cr	Si	Fe	Nb	Mo	W	Al	Mn	S
ЭП648	Шихта	0,08	1,34	34,4	0,03	0,87	0,89	2,75	4,83	1,5	–	–
	ЭЛП	0,06	0,98	31,8	0,01	0,60	0,90	2,8	4,8	0,9	–	–
	ТУ	≤ 0,1	0,5...1,1	32...35	<0,4	<4,0	0,5...1,1	2,3...3,3	4,5...5,3	0,5...1,1	–	–
ЭП708	Шихта	0,09	1,8	18,0	0,46	3,3	–	4,9	5,7	2,2	0,60	0,014
	ЭЛП	0,08	1,6	19,0	0,45	2,9	–	4,8	5,8	2,0	0,20	0,005
	ТУ	0,05...0,1	1,0...1,4	17,5...20,0	<0,4	<4,0	–	4,0...6,0	5,5...7,5	1,9...2,3	<0,5	<0,015
ЭИ698	Шихта	0,06	2,8	14,0	0,51	2,0	2,0	2,8	–	1,6	0,48	0,008
	ЭЛП	–»–	2,65	15,5	0,5	1,6	–»–	2,9	–	1,45	0,21	0,004
	ТУ	0,03...0,07	2,35...2,75	13,0...16,0	<0,5	<2,0	1,8...2,2	2,3...3,2	–	1,45...1,8	<0,4	<0,007

плава в вакууме проводились расчеты прогнозируемого химического состава выплаваемого слитка, по результатам которых осуществлялась корректировка составляющих шихтовой заготовки [29, 30].

В результате проведенных работ получен слиток диаметром 500 мм (рис. 11). С целью оценки качества металла полученного слитка проводились сравнительные исследования химического состава образцов, отобранных по длине слитка с верхней, средней и нижней частей, и исходной шихтовой заготовки. Результаты исследований (табл. 7) показали, что распределение легирующих элементов по длине слитка жаропрочного сплава на основе никеля равномерное и соответствует марочному составу, наблюдается понижение содержания титана, хрома, кремния и железа, а также углерода незначительно.

По результатам анализа металла слитков сплава ЭП648 электронно-лучевой плавки установлено, что содержание кислорода после ЭЛП снижается на 75 %, а азота — на 60 % (табл. 8).

Сравнительный анализ химического состава металла слитков сплавов до и после ЭЛП показал, что при электронно-лучевом переплаве происходит рафинирование металла слитков от серы в 2...3 раза, наблюдается незначительное понижение содержания железа, а углерода, кремния и тугоплавких элементов (молибдена, ниобия, вольфрама) практически не изменяется. Электронно-лучевой переплав отходов жаропрочных сплавов ЭП708 и ЭИ698 в виде обрезки сопровождается нежелательным эффектом удаления таких легирующих элементов,

как хром и алюминий, однако их потери можно компенсировать повышением их содержания в исходной шихтовой заготовке, либо использовать для переплава сырье с содержанием хрома и алюминия на верхнем пределе марочного состава.

Был также проведен сравнительный анализ содержания газов в металле слитков сплава ЭИ698 после ДСП, ВИП, ВДП и ЭЛП (табл. 9). Анализируя данные таблицы можно отметить, что электронно-лучевой переплав жаропрочных сплавов на основе никеля дает возможность дальнейшего повышения их чистоты. Так, ЭЛП обеспечивает снижение содержания газов в жаропрочных сплавах на основе никеля по отношению к другим видам переплава: кислорода в 1,5...2,0 раза, азота в 2...3 раза.

Оценку загрязненности металла слитка жаропрочного сплава ЭИ698 неметаллическими включениями проводили на образцах, вырезанных из слитка по ГОСТ 1778–70. Было установлено, что размеры неметаллических включений в слитке ЭЛП значительно меньше, чем в исходном металле жаропрочного сплава ЭИ698. Максимальный размер включений в сплаве в исходном состоянии составлял 16...18 мкм; после ЭЛП — 8...10 мкм. Включения мелкодисперсные и равномерно распределены по объему металла.

Оценка загрязненности неметаллическими включениями представлена средним баллом, как среднеарифметическое из максимальных оценок для отдельных образцов (табл. 10).

Т а б л и ц а 8. Содержание газов в металле слитка сплава ЭП648 до и после ЭЛП

Состояние	Содержание газов, %	
	[O]	[N]
Исходное	0,004	0,04
После ЭЛП	0,001	0,015

Т а б л и ц а 9. Содержание газов в металле сплава ЭИ698 различных видов плавки

Способ выплавки	Содержание газов, %	
	[O]	[N]
ДСП	0,0035	0,039
ВИП	0,0022	0,035
ВДП	0,0017	0,026
ЭЛП	0,0015	0,012

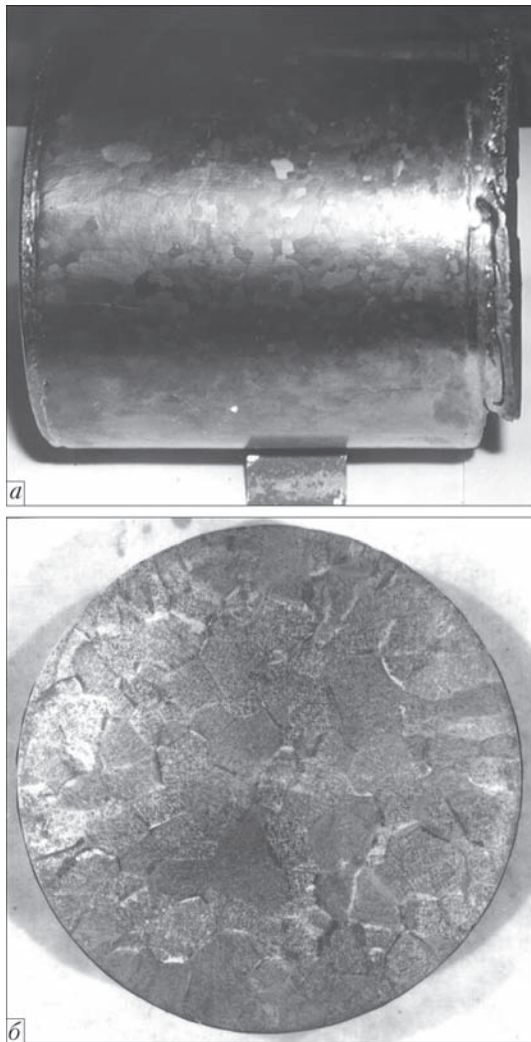


Рис. 12. Слиток циркония диаметром 110 мм, полученный способом ЭЛП (а) и его макроструктура (б)

Таким образом, проведенные работы показали, что электронно-лучевой переплав является высокоэффективным способом для получения качественных слитков жаропрочных сплавов на основе никеля, полностью удовлетворяющим требованиям стандартов, и которые характеризуются пониженным содержанием газов и неметаллических включений.

Таблица 10. Степень загрязненности неметаллическими включениями металла жаропрочного сплава ЭИ698, балл

Образец	Максимальный	Средний
Исходный	3	2
После ЭЛП	1	0,5

Цирконий. Цирконий — один из ключевых конструкционных материалов для ядерной энергетики, так как является основным компонентом сплавов, используемых для изготовления оболочек тепловыделяющих элементов ядерных реакторов. Добыча и переработка циркониевой руды, а также производство циркониевого сплава и проката для производства тепловыделяющих сборок является одним из составляющих звеньев ядерного топливного цикла реакторов АЭС. Поэтому с целью организации в Украине производства изделий из сплавов циркония для нужд отечественной атомной энергетики проводятся исследования по разработке оптимальных технологий производства, которые обеспечат необходимые требования по качеству и структуре полуфабрикатов.

Проведенные в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины экспериментальные исследования процесса рафинирования циркония при ЭЛП показали, что с уменьшением скорости плавки и увеличением удельной мощности электронно-лучевого нагрева происходит интенсификация рафинирования циркония от таких вредных примесей, как кислород, углерод, железо, никель и др., однако при этом снижается выход годного из-за увеличения испарения основного металла. В результате проведенных опытных плавки по получению слитков определены оптимальные параметры процесса ЭЛП кальцийтермического циркония.

Для оценки качества выплавленных способом ЭЛП слитков циркония (рис. 12) изучали их макро- и микроструктуру, содержание примесных

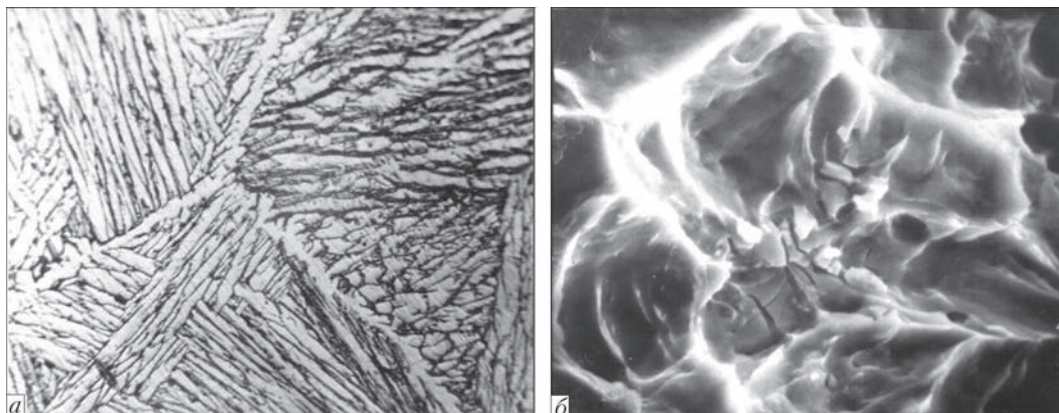


Рис. 13. Микроструктура литого циркония после ЭЛП (а, $\times 200$) и внешний вид излома (б, $\times 4000$)

Таблица 11. Распределение примесей по объему слитка циркония, полученного способом ЭЛП

Место отбора проб		Средняя концентрация элементов, %								
		O	N	C	Fe	Ni	Si	Cr	Al	Mn
Верх	Центр	0,10	0,017	0,01	0,010	0,011	0,001	0,003	0,002	0,0006
	1/2R	0,09	0,018	0,03	0,009	0,009	0,003	0,001	->-	<0,0003
	Край	0,12	0,014	->-	0,008	0,010	0,002	0,002	->-	0,0007
Середина	Центр	0,06	0,016	0,02	0,012	0,013	->-	<0,001	0,003	0,0003
	1/2R	0,08	->-	0,01	0,007	0,016	0,004	0,003	->-	0,0007
	Край	0,10	0,019	0,03	0,010	0,011	0,003	0,002	0,002	0,0004
Низ	Центр	->-	->-	0,02	0,009	0,009	0,001	0,001	->-	<0,0003
	1/2R	->-	0,016	->-	->-	0,018	0,002	<0,001	0,003	0,0004
	Край	0,11	0,017	0,04	0,008	0,016	->-	0,002	->-	0,0008

элементов и их распределение по объему слитка, а также твердость выплаваемого металла.

Проведенные исследования показали, что структура литого металла равномерная, крупнозернистая, равноосная по сечению, с небольшой зоной столбчатых кристаллов на периферии слитка (рис. 12, б). С увеличением подводимой к ванне жидкого металла мощности электронно-лучевого нагрева структура слитков становится еще более крупнозернистой. Дефекты в виде пор, раковин и трещин не обнаружены.

Микроструктура литого циркония после ЭЛП крупнопластинчатая, напоминающая корзиночное плетение (рис. 13, а). Матричной фазой является α-фаза циркония, а по границам зерен расположена β-фаза циркония. Разницы в микроструктуре по сечению слитка не наблюдается.

Во всех слитках циркония наблюдаются мелкие включения, расположенные как по границам зерен в виде вытянутых цепочек, так и в теле зерен в виде точечных включений, вид и форма расположения которых позволяет идентифицировать их как карбиды циркония. Однако следует отметить, что в результате ЭЛП циркония содержащиеся в нем карбидные включения значительно измельчаются. Анализ содержания примесных элементов показал достаточно равномерное их распределение по объему слитка циркония (табл. 11).

Таким образом, в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработана технология получения литых заготовок из циркония способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью и при этом качество получаемых слитков находится на высоком уровне.

Для реализации технологии ЭЛП в условиях промышленных предприятий в ИЭС им. Е. О. Патона созданы многоцелевые плавильные электронно-лучевые установки с промежуточной емкостью типа УЭ-5812, УЭ-185М, УЭ-121 [25], а также специализированная ЭЛУ УЭ-185, предназначенная для оплавления поверхностного слоя слитков (рис. 14).

Основной тенденцией в развитии оборудования для ЭЛП является создание больших многофункциональных ЭЛУ мегаваттного класса, рассчитанных на выплавку слитков весом 8 т и более. Электронно-лучевые установки последнего поколения позволяют за счет достаточно простой операции (замены оснастки), осуществлять практически все технологические схемы электронно-лучевых плавков. К такому типу установок относится специализированная плавильная ЭЛУ УЭ-5810, предназначенная для ЭЛП недробленых блоков губчатого титана (рис. 14, з).

Сплавы на основе титана. Развитие современной техники в значительной степени зависит от

Технические характеристики промышленных электронно-лучевых установок конструкции ИЭС им. Е. О. Патона

	УЭ-121	УЭ-5812	УЭ-185	УЭ-5810
Назначение	плавка	плавка	оплавление	плавка + оплавление
Мощность ЭЛН, кВт	900	1500	900	2100
Ускоряющее напряжение, кВ	30	30	30	30
Количество пушек, шт.	3	5	3	7
Наибольшие размеры заготовки, м:				
длина	2,2	3,4	—	4,0
диаметр	0,6	0,6	—	1,2
Наибольшие размеры слитков, м:				
длина	2,2	3,5	3,5	4,0
диаметр	0,6	0,8	0,8	1,2
ширина к толщине.....	1,0×0,42	1,0×0,42	1,0×0,42	1,32×0,42
Производительность откатной системы, л/с	30000	30000	30000	60000



Рис. 14. ЭЛУ, созданные в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины: а — УЭ-121; б — УЭ-5812; в — УЭ-185; г — УЭ-5810

применения в изделиях машиностроения новых металлических материалов с высокой удельной прочностью при различных температурах эксплуатации, устойчивостью при работе в агрессивных средах, не магнитностью и рядом других специальных свойств. К таким материалам относятся титан и сплавы на его основе.

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины проведены исследования процессов удаления тугоплавких неметаллических включений высокой и низкой плотности при ЭЛП с промежуточной емкостью.

Проведенные исследования показали, что в процессе ЭЛП практически все тугоплавкие включения высокой и низкой плотности (LDI и HDI соответственно), за исключением диоксидов титана, осаждаются на дно промежуточной емкости и удаляются из расплава. Установленные зависимости позволяют определить габариты промежуточной емкости, которые обеспечат гарантированное удаление тугоплавких включений из титана путем их осаждения (рис. 15).

Хотя температура плавления тугоплавких включений низкой плотности может существенно превышать температуру плавления титана и, следовательно, температуру расплава, при попадании таких включений в расплав титана начинается процесс их растворения. Механизм растворения включений LDI в расплаве титана был изучен как экспериментально [31], так и теоретически [32] и обуславливается процессами диффузии примесей

внедрения (азот, кислород или углерод) из объема включения в расплав.

Для определения закономерностей растворения тугоплавких включений в расплаве титана построена математическая модель. Исследование процесса растворения кислородсодержащих включений с помощью математической модели показало, что характер растворения насыщенной кислородом частицы α -титана существенно зависит от температуры расплава. При перегреве расплава титана выше температуры плавления на 59°C частица α -титана растворяется практически с постоянной скоростью (скорость перемещения межфазной поверхности составляет около 28 мкм/с), тогда как при перегреве на 9°C скорость растворения такой частицы существенно нелинейная, т. е. на начальном этапе размеры включений остаются практически неизменными, а затем начинают уменьшаться с увеличивающейся скоростью вплоть до полного растворения (рис. 16).

Также данная математическая модель позволяет определить время полного растворения кислородсодержащих включений для твердых частиц разного химического состава и размеров. Установлено, что с ростом начальной концентрации кислорода в частице скорость ее растворения уменьшается, а время полного растворения, соответственно, увеличивается (рис. 17).

Таким образом, построенные математические модели процессов растворения тугоплавких вклю-

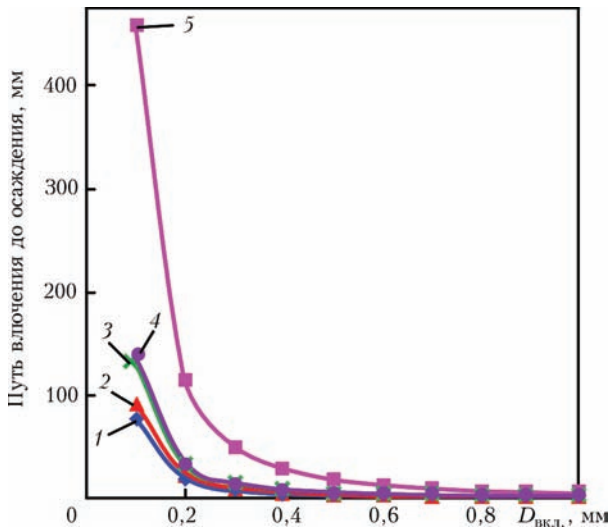


Рис. 15. Зависимость пути влечения низкой плотности до осаждения на поверхность гарнисажа от его размера: 1 — WC; 2 — TiN; 3 — TiC; 4 — TiO; 5 — α-Ti

чений LDI (частицы α-титана, нитрида, карбида или оксида титана) в жидком титане позволяют рассчитать скорость их растворения и определить время полного растворения таких включений в зависимости от химического состава и начальных размеров.

Одной из проблем применения технологии ЭЛП для получения слитков титановых сплавов с гарантированным химическим составом является испарение из расплава в процессе плавки легирующих компонентов с высокой упругостью пара. С целью минимизации потерь легирующих элементов при ЭЛП разработана математическая модель процесса испарения легирующих компонентов титанового сплава в слитке, полученном способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью, зависящего от технологических параметров плавки, химического состава исходной шихты и физико-химических констант титанового сплава [33]. Расчеты по математической модели позволяют прогнозировать химический состав выплавляемых слитков титановых сплавов. Проведенные расчеты в рамках разработанной математической модели и проведенные опытные плавки позволили разработать методику выбора технологических режимов ЭЛП сплавов на основе титана и расчета химического состава исходной шихты, гарантирующую получение слитков с заданным химическим составом [25].

На основе проведенных исследований в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработано оборудование, создана технология ЭЛП титана и его сплавов, которая реализована в промышленных масштабах. При этом впервые в мировой практике:

способ ЭЛП использован для получения слитков высоколегированных сплавов титана (рис. 18);

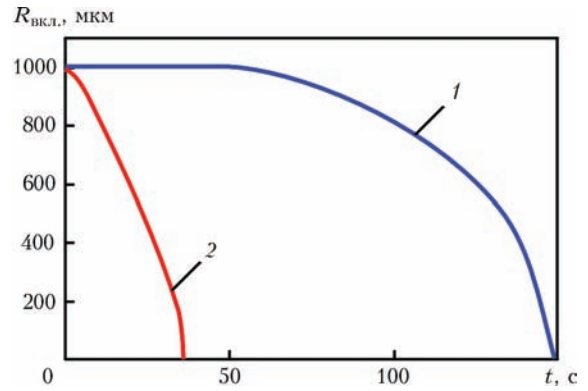


Рис. 16. Зависимость радиуса включения α-титана от времени пребывания в расплаве при температурах испытаний, К: 1950 (1) и 2000 (2)

создана и внедрена в производство технология выплавки слитков недробленых блоков губчатого титана массой до 5 т каждый, которая обеспечивает повышение на 20 % технико-экономических показателей по сравнению с ЭЛП губчатого титана фракции 12..70 мм (рис. 19);

для снижения себестоимости производства плит и горячекатаного листа из титана и его сплавов разработана технология выплавки в ЭЛУ с промежуточной емкостью слитков-слябов максимальным поперечным сечением до 165×950 мм и длиной до 4000 мм (рис. 20);

создана технология получения высококачественных крупногабаритных слитков диаметром до 1200 мм (рис. 21);

освоена выплавка полых слитков для производства крупногабаритных титановых труб;

создано оборудование и технология оплавления боковой поверхности слитков, которая успешно применяется вместо механической обработки

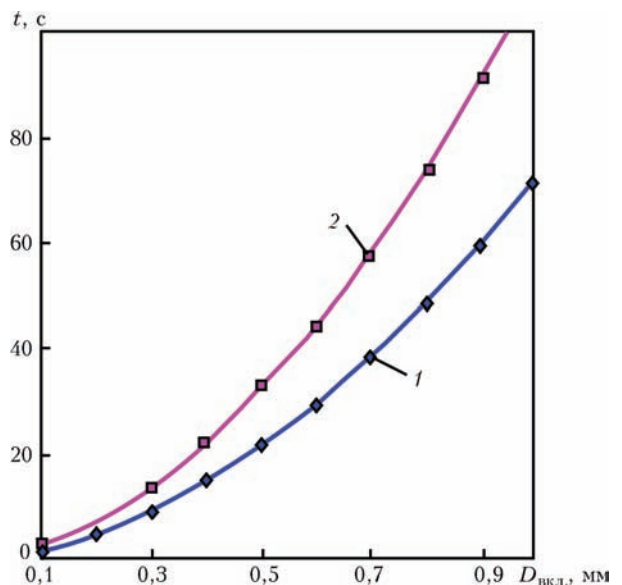


Рис. 17. Зависимость времени растворения включений α-титана (1) и оксида титана (2) от их размеров



Рис. 18. Слитки ЭЛП диаметром 100...600 мм титана и его сплавов

и позволяет достичь экономии металла до 15 % в зависимости от массы оплавленного слитка.

По разработанной технологии на ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины» организовано промышленное производство слитков титановых сплавов марок BT1-0, ПТЗВ, ПТ1М, ПТ7М, BT6, BT3-1, BT8, BT9, BT20, BT22, BT25У и Grade 2, 5, 9, 12. Исследование химического состава по объему слитков титановых сплавов (табл. 12) показало, что распределение легирующих элементов по длине и поперечному сечению слитков равномерное, а их содержание находится в пределах требований стандартов.

Таким образом, разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины технологические процессы ЭЛП позволяют получать высококачественные слитки титана и его сплавов с однородной бездефектной структурой, снизить се-



Рис. 19. Процесс плавки слитка диаметром 840 мм из блоков губчатого титана



Рис. 20. Внешний вид слитков-слябов из титана марки BT1-0 размерами 165×950×2000 мм

бестоимость титановых полуфабрикатов за счет использования более дешевого исходного сырья и увеличения сквозного выхода годного металла, а следовательно, повысить конкурентоспособность и расширить области применения титана в различных отраслях промышленности.

Реализация технологии электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью в условиях промышленных предприятий позволила организовать в Украине конкурентоспособное на мировых рынках производство высококачественных слитков и слитков-слябов титана. В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины ведутся работы по усовершенствованию существующих и разработке новых сплавов титана для нужд отечественной промышленности, медицины и оборонного сектора, а также технологий их выплавки и обработки.

В настоящее время ЭЛП все шире используется в промышленности, конкурируя со способами вакуумной плавки. Из рациональных областей применения ЭЛП внимания заслуживают получение особо чистых металлов и сплавов на их основе, улучшение существующих сплавов. Эти материалы нужны для разных отраслей техники. Поэтому



Рис. 21. Слиток титана диаметром 1100 мм

Таблица 12. Содержание легирующих элементов в слитках титановых сплавов, полученных способом ЭЛП

Марка сплава	Место отбора проб	Средние значения концентрации элементов, %						
		Al	V	Zr	Mo	Cr	Fe	Si
ПТ-7М	Верх	2,25	<0,1	2,33	2,33	<0,1	0,10	<0,1
	Середина	2,29	-»-	2,25	2,25	-»-	0,12	-»-
	Низ	2,30	-»-	2,29	2,18	-»-	0,10	-»-
ГОСТ 19807-91		1,8...2,5	-»-	2,0...3,0	2,0...3,0	-»-	<0,25	<0,12
ПТ-3В	Верх	4,30	1,80	<0,1	<0,1	-»-	0,08	<0,1
	Середина	4,45	1,60	-»-	-»-	-»-	0,11	-»-
	Низ	4,50	1,60	-»-	-»-	-»-	0,06	-»-
ГОСТ 19807-91		3,5...5,0	1,2...2,5	<0,30	<0,30	-»-	<0,25	<0,12
ВТ3-1	Верх	6,20	<0,1	<0,1	2,80	1,70	0,48	0,18
	Середина	6,50	-»-	-»-	2,90	1,60	0,50	0,17
	Низ	6,40	-»-	-»-	2,80	1,80	0,49	0,18
ГОСТ 19807-91		5,5...7,0	-»-	<0,50	2,0...3,0	0,8...2,0	0,2...0,7	0,15...0,4
ВТ20	Верх	6,85	2,05	1,60	1,60	<0,1	<0,10	<0,1
	Середина	6,90	-»-	1,63	1,63	-»-	<0,11	-»-
	Низ	6,70	2,08	1,60	-»-	-»-	-»-	-»-
ГОСТ 19807-91		5,5...7,0	0,8...2,5	1,5...2,5	0,5...2,0	-»-	<0,25	<0,15
ВТ22	Верх	5,20	4,8	<0,1	4,20	1,20	1,30	<0,1
	Середина	5,40	4,90	-»-	4,50	1,30	1,29	-»-
	Низ	5,30	4,70	-»-	4,30	1,10	1,32	-»-
ГОСТ 19807-91		4,4...5,7	4,0...5,5	<0,30	4,0...5,5	0,5...1,5	0,5...1,5	<0,15

объемы выплавляемого способом ЭЛП металла непрерывно возрастают. Причиной расширения технологии ЭЛП является исключительно высокое качество металла, которое зачастую не может быть достигнуто другими способами плавки. Технология ЭЛП является наиболее эффективным и экономически оправданным способом получения особо чистых ниобия, тантала, ванадия, циркония, меди и многих других металлов.

Список литературы

1. Мальцев М. В., Клячко Л. И., Доронькин Е. Д., Абалахин А. В. (1981.) *Вакуумная металлургия тугоплавких металлов и твердых сплавов*. Москва, Металлургия.
2. Воеводин В. Н. (2007) Конструкционные материалы ядерной энергетики — вызов 21 века. *Вопросы атомной науки и техники*, 2, 10–22.
3. Рогов В. А., Соловьев В. В., Копылов В. В. (2008) *Новые материалы в машиностроении*. Москва, РУДН.
4. Мовчан Б. А., Тихоновский А. Л., Курапов Ю. А. (1972) *Электронно-лучевая плавка и рафинирование металлов и сплавов*. Киев, Наукова думка.
5. Ладохин С. В., Корнюшин Ю. В. (1988) *Электронно-лучевая гарнисажная плавка металлов и сплавов*. Киев, Наукова думка.
6. Тихоновский А. Л., Тур А. А. (1984) *Рафинирование металлов и сплавов способом электронно-лучевой плавки*. Киев, Наукова думка.
7. Бэншоу Р. Ф. (1965) *Введение в технологию электронно-лучевых процессов*. Москва, Металлургия.
8. Башенко В. В. (1972) *Электронно-лучевые установки*. Ленинград, Машиностроение.
9. Schiller S., Forster H., Bakish R. (1985) A new phase in electron beam melting. *Proc. of 8th Int. Conf. on Vacuum Metallurgy, Linz, Austria, Sept. 30–Oct. 4, 1985*. Linz, Brucknerhaus, pp. 1292–1309.

10. Кравец А. Н., Дереча А. Я., Тригуб Н. П. и др. (1985) Установки для электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. *Спец. электрометаллургия*, 59, 74–85.
11. Bakish R. (1983) Hoehlistungs-Eleektronenkanonen aus der DDR in USA. *LEW-Nachr.*, 32, 12–13.
12. Hunt C., Harrison C. (1971) Arco's facility for steel refining and casting with induction furnaces and electron beam. *Iron and Steel Eng.*, 8, 85–88.
13. Melanie L. (1990) A JM's new furnace cleans up alloys. *Metal Bull. Mon.*, Sept., 30–31.
14. Shiller S., Heisig U., Panzer S. (1976) *Elektronenstrahltechnologie*. Forschungsinst. Manfred von Ardenne. Dresden, LEW.
15. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. (2008) *Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекреакционных металлов*. Киев, Наукова думка.
16. Зеликман А. Н., Коршунов Б. Г., Елютин А. В., Захаров А. М. (1990) *Ниобий и тантал*. Москва, Металлургия.
17. Варич И. Ю., Ахонин С. В., Тригуб Н. П. (2005) Утилизация лома тантала способом электронно-лучевой плавки. *Современная электрометаллургия*, 3, 44–46.
18. Ахонин С. В. (2000) Эффективность рафинирования и потери на испарение при электронно-лучевой плавке тантала. *Пробл. спец. электрометаллургии*, 3, 33–37.
19. Romberg M., Schumann R., Stephan H., Stump H. (1986) Electron Beam Melting and Refining of Superalloys for Ingot and bar stick production. *Proc. Conf. Electron Beam Melting and Ref. State-of-the Art 1986*. N.-Y., Bakish Mat. Corp., pp. 260–276.
20. Harker H. R., Entriken C. H. (1988) EB cold hearth melting (EBCHM) of space age metals. *2nd Int. Sampe Metals and Metals Process. Conf., Dayton, Ohio, August 2–4, 1988*. Calif., Corina, 2, pp. 128–134.
21. Bakish R. (1984) Electron beam melting — state of the art 1984. *J. Metals*, 6, 42–44.
22. Tien J. K., Nardone V. C. (1984) The US superalloy industry — status and outlook. *Ibid.*, 9, 52–57.
23. Патон Б. Е., Тихоновский А. Л., Тригуб Н. П. и др. (1990) Получение мелкокристаллических гомогенных слитков

- при ЭЛП с промежуточной емкостью. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **1**, 57–61.
24. Тригуб Н. П., Калинюк А. Н., Тихоновский А. Л. и др. (1991) Утилизация отходов титанового производства способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. *Там же*, **1**, 59–63.
 25. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В., Жук Г. В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
 26. Тригуб М. П., Ишук Ю. Т., Ахонин С. В. та ін. (2002) *Електронна гармата для плавки металів*, Україна, Пат. 51752.
 27. Тригуб М. П., Пап П. А., Жук Г. В., Хомутський С. В. (2003) *Проміжний тигель для отримання безкисневої міді в електронно-променевих установках*, Україна, Пат. 56309 C22B9/22, B22D41/00, C22B15/14.
 28. Тригуб Н. П., Жук Г. В., Ахонин С. В. (2004) Электронно-лучевая плавка жаропрочных сплавов с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*, **1**, 10–15.
 29. Тихоновский А. Л., Ахонин С. В. (1991) Расчетный способ обесчистки заданного состава сплавов при ЭЛП. *Физико-химические основы металлургических процессов*. Ч. 2. Москва, Черметинформация, сс. 16–18.
 30. Тригуб Н. П., Ахонин С. В. (1996) Оптимизация выплавки слитков сталей и сплавов в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **2**, 12–17.
 31. Bewley B. P., Gigliotti M. F. X. (1977) Dissolution rate measurements of TiN in Ti-6242. *Acta Mater.*, **45**, **1**, 357–370.
 32. Bellot J. P., Mitchell A. (1994) Hard-Alfa particle behaviour in a titanium alloy liquid pool. *Light Metals*, **2**, 1187–1193.
 33. Akhonin S. V., Kalinuk O. M., Semiatin S. L. (2004) Modeling of the EBCHM process for titanium alloys. *Ti-2003 science and technology. Proc. of the 10th World Conf. on Titanium*. Wiley-VCH Verlag, Weinheim, **1**, pp. 197–204.
 11. Bakish, R. (1983) Hoehlistungs-Elektronenkanonen aus der DDR in USA. *LEW-Nachr.*, **32**, 12–13.
 12. Hunt, C., Harrison, C. (1971) Arco's facility for steel refining and casting with induction furnaces and electron beam. *Iron and Steel Eng.*, **8**, 85–88.
 13. Melanie, L. (1990) A JM's new furnace cleans up alloys. *Metal Bull. Mon.*, **Sept.**, 30–31.
 14. Shiller, S., Heisig, U., Panzer, S. (1976) Elektronenstrahltechnologie. *Forschungsinst. Manfred von Ardenne*. Dresden, LEW.
 15. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V. (2008) *Electron beam melting of refractory and highly reactive metals*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
 16. Zelikman, A.N., Korshunov, B.G., Elyutin, A.V., Zakharov, A.M. (1990) *Niobium and tantalum*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 17. Varich, I.Yu., Akhonin, S.V., Trigub, N.P. (2005) Utilization of tantalum scrap by means of electron beam melting. *Advances in Electrometallurgy*, **3**, 40–42 [IN Russian].
 18. Akhonin, S.V. (2000) Efficiency of refining and losses on evaporation in electron beam melting of tantalum. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **3**, 33–37 [in Russian].
 19. Romberg, M., Schumann, R., Stephan, H., Stump, H. (1986) Electron beam melting and refining of superalloys for ingot and bar stick production. In: *Proc. of Conf. on Electron Beam Melting and Ref. State-of-the Art 1986*. N.-Y., Bakish Mat., 260–276.
 20. Harker, H. R., Entriken, C. H. (1988) EB cold hearth melting (EBCHM) of space age metals. In: *Proc. of 2nd Int. Sampe Metals and Metals Process. Conf.* (Dayton, Ohio, August 2–4, 1988. Calif., Corina, **2**, 128–134.
 21. Bakish, R. (1984) Electron beam melting — state of the art 1984. *J. Metals*, **6**, 42–44.
 22. Tien, J. K., Nardone, V. C. (1984) The US superalloy industry — status and outlook. *Ibid.*, **9**, 52–57.
 23. Paton, B.E., Tikhonovsky, A.L., Trigub, N.P. et al. (1990) Producing of fine-crystalline homogeneous ingots in electron beam melting with cold hearth. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **1**, 57–61 [in Russian].
 24. Trigub, N.P., Kalinyuk, A.N., Tikhonovsky, A.L. et al. (1991) Recycling of waste of titanium production by method of electron beam melting with cold hearth. *Ibid.*, **1**, 59–63 [in Russian].
 25. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
 26. Trygub, M.P., Ishchuk, Yu.T., Akhonin, S.V. et al. (2002) *Electron gun for melting of metals*. Pat. 51752, Ukraine [in Ukrainian].
 27. Trygub, M.P., Pap, P.A., Zhuk, G.V., Khomutsky, S.V. (2003) *Cold hearth for producing of oxygen-free copper in electron beam units*. Pat. 56309, Ukraine, Int. Cl. C22B9/22, B22D41/00, C22B15/14 [in Ukrainian].
 28. Trigub, N.P., Zhuk, G.V., Akhonin, S.V. (2004) Electron beam melting of heat-resistant alloys using an intermediate crucible. *Advances in Electrometallurgy*, **1**, 9–14.
 29. Tikhonovsky, A.L., Akhonin, S.V. (1991) Calculation method for providing of set composition of alloys in EBM. In: *Physical and chemical principles of metallurgical processes*. Pt 2. Moscow, Chermetinformatiya, 16–18 [in Russian].
 30. Trigub, N.P., Akhonin, S.V. (1996) Optimization of melting of steels and alloys ingots in electron beam unit with cold hearth. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **2**, 12–17 [in Russian].
 31. Bewley, B. P., Gigliotti, M. F. X. (1977) Dissolution rate measurements of TiN in Ti-6242. *Acta Mater.*, **45**, **1**, 357–370.
 32. Bellot, J.-P., Mitchell, A. (1994) Hard-Alfa particle behaviour in a titanium alloy liquid pool. *Light Metals*, **2**, 1187–1193.

References

33. Akhonin, S. V., Kalinuk, O. M., Semiatin, S. L. (2004) Modelling of the EBCHM process for titanium alloys. Ti-2003

science and technology. In: *Proc. of the 10th World Conf. on Titanium*. Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 1, 197–204.

**РОЗВИТОК ТЕХНОЛОГІЙ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ МЕТАЛІВ
В ІЕЗ ім. Є. О. ПАТОНА НАН УКРАЇНИ**

Б. Є. Патон, С. В. Ахонін, В. О. Березос

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

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

Показано, що технологія електронно-променевої плавки є найбільш перспективним процесом отримання якісних особливо чистих зливків металів і сплавів. Роботи зі створення цих технологій розпочаті в ІЕЗ ім. Є. О. Патона в 1960-і роки. Для практичної реалізації технології електронно-променевої плавки в ІЕЗ ім. Є. О. Патона створені спеціалізовані електронно-променеві установки різноманітних конструкцій. Розроблено математичні моделі процесів рафінування, випаровування і кристалізації при електронно-променевій плавці. Проведені дослідні роботи показали, що технологія електронно-променевої плавки є найбільш ефективним і економічно виправданим способом одержання особливо чистих ніобію, танталу, ванадію, цирконію, міді і багатьох інших металів. Розроблено технології для промислового застосування способу електронно-променевої плавки при отриманні зливків кольорових металів та їх сплавів. Ведуться роботи з удосконалення існуючих і розробці нових сплавів для потреб вітчизняної промисловості, медицини та оборонного сектора, а також технології їх виплавки способом електронно-променевої плавки. Бібліогр. 33, табл. 12, іл. 21.

Ключові слова: електронно-променева плавка; зливки; кольорові метали; рафінування; хімічний склад; структура; механічні властивості; обладнання

**DEVELOPMENT OF TECHNOLOGIES OF ELECTRON BEAM MELTING OF METALS
AT THE E.O. PATON ELECTRIC WELDING INSTITUTE OF THE NAS OF UKRAINE**

B. E. Paton, S. V. Akhonin, V. A. Berezos

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

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

It is shown that the technology of electron beam melting is the most challenging process for producing of quality extra-pure ingots of metals and alloys. The works on the development of these technologies were started at the E.O. Paton Electric Welding Institute in the 60s of the last century. To realize the technologies of electron beam melting in practice, the specialized electron beam installations of various designs were designed and manufactured at the E.O. Paton Electric Welding Institute. Mathematical models of the processes of refining, evaporation and solidification in electron beam melting were developed. The carried out research works showed that the technology of electron beam melting is the most effective and economically justified method of producing extra-pure niobium, tantalum, vanadium, zirconium, copper and many other metals. The technologies were developed for industrial application of this method for producing ingots of non-ferrous metals and their alloys. The works are carried out for the improvement of existing and development of new alloys for the needs of domestic industry, medicine and defense sector, as well as technology of their melting by the electron beam melting method. Ref. 33, Tabl. 12, Fig. 21.

Key words: electron beam melting; ingot; non-ferrous metals; refining; chemical composition; structure; mechanical properties; equipment

Поступила 26.09.2018

ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ В УКРАИНЕ

С. В. Ладохин¹, В. С. Вахрушева²

¹Физико-технологический институту металлов и сплавов НАН Украины.
03142, г. Киев, бульв. Академика Вернадского, 34/1. E-mail: e_luch@ptima.kiev.ua

²Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры.
49005, г. Днепр, ул. Чернышевского, 24, а. E-mail: Vs062@ukr.net

Дано обоснование целесообразности использования в Украине технологий кальцийтермического восстановления циркония из тетрафторида циркония и последующего рафинирования этого металла способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью с дальнейшей выплавкой из него сплавов циркония электронно-лучевой гарнисажной плавкой с получением литых трубных заготовок для изготовления труб-оболочек тепловыделяющих элементов АЭС. Библиогр. 21, табл. 4.

Ключевые слова: цирконий; сплавы; электронно-лучевая плавка; вакуумно-дуговой переплав; литые заготовки; слиток; химический состав; механические свойства

Получение сплавов циркония в нашей стране необходимо, прежде всего, для создания отечественного ядерно-топливного цикла (ЯТЦ), работа над которым проводится с середины 90-х годов прошлого столетия [1]. Неотъемлемой составной частью этой программы было получение циркония ядерной чистоты и организация производства из него сплавов с дальнейшим изготовлением из них защитных труб-оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ), а также других деталей активной зоны атомных реакторов [2]. Эта работа выполнялась в течение 10 лет совместно в ННЦ «ХФТИ» НАН Украины (г. Харьков), ГНПП «Цирконий» (г. Каменское), ГП «НИТИ им. Я. Е. Осады» (г. Днепр) и ФТИМС НАН Украины (г. Киев) по заданиям Минтопэнерго Украины. Результаты проведенных в этих организациях в указанный период исследований и разработок представлены в отчетах о НИР [3–10] и отражены в публикациях в научно-технической литературе [11–20].

Принципиальной особенностью проведенных исследований явилось то, что в них были опробованы оригинальные отечественные технологические разработки по получению циркония способом кальцийтермического восстановления из тетрафторида циркония; рафинированию получаемого металлического циркония способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью; получению из рафинированного слитка циркония сплавов способом электронно-лучевой гарнисажной плавки с электромагнитным перемешиванием расплава; получению трубных заготовок способами литья в кокиль, центробежного

литья и литья с наложением электромагнитных полей на затвердевающий расплав в форме; изготовлению ТРЕХ-труб по схеме высокотемпературного прессования в β -области с использованием деформации больших степеней при прессовании и закалки с прокатного нагрева с дальнейшим изготовлением труб-оболочек способом холодной прокатки. Таким образом, при получении изделий из сплавов на основе циркония кальцийтермического восстановления для отечественного ЯТЦ в качестве металлургических переделов использовались способы электронно-лучевой плавки (ЭЛП) с промежуточной емкостью и электронно-лучевой гарнисажной плавки (ЭЛГП).

В статье [18] авторы работы показали целесообразность такого подхода с учетом реального состояния дел в стране с получением циркония способом кальцийтермического восстановления. В статье указывалось также на возможность использования ЭЛП для получения слитков циркониевых сплавов из циркония магнийтермического восстановления из тетрахлорида циркония, известного как способ Кролла. Этот способ в настоящее время наиболее широко применяется в мировой практике для получения циркония (как и титана) и предполагает проведение металлургических переделов с использованием исключительно вакуумно-дугового переплава (ВДП), причем, не менее, чем двукратного.

В Украине значительная часть специалистов придерживается той точки зрения, что способ Кролла с использованием ВДП является наиболее приемлемым вариантом решения проблемы циркония при создании отечественного ЯТЦ. Этот

подход оказался продуктивным в том смысле, что получил поддержку на государственном уровне. В последние годы в стране реализована программа использования переходного топливного цикла в виде одновременного применения в отечественных ядерных реакторах топливных сборок разных производителей. Наряду с топливом российской корпорации «ТВЭЛ» используется топливо американской компании «Westinghouse», в которой проблема циркония решается исключительно способом Кролла с использованием ВДП. В настоящее время смешанные активные зоны с топливом указанных поставщиков эксплуатируются уже на шести энергоблоках украинских АЭС [21]. Поскольку использование в одних и тех же блоках сборок разных производителей вызывает вполне естественную настороженность, а сами работы выполнены без проведения в стране сколько-нибудь серьезных исследований по выплавке сплавов циркония способом ВДП из циркония как магнийтермического, так и кальцийтермического восстановления, то авторы сочли необходимым вернуться к рассмотрению вопросов, которые были подняты в статье [18], и попытаться дать дополнительное обоснование перспективности использования предложенных в Украине технологий изготовления труб-оболочек ТВЭЛ из литых трубных заготовок, получаемых из сплава на основе циркония кальцийтермического восстановления с использованием ЭЛП и ЭЛПП.

Сложность такого обоснования состоит в том, что в последние годы в стране практически приостановлено проведение работ по созданию ЯТЦ, во всяком случае, в той его интересующей нас части, которая касается циркониевой проблемы. Поэтому для анализа можно было использовать только ранее полученные результаты, которые не были в полной мере подвергнуты сравнительному исследованию. К таким результатам относятся химический состав выплавляемых по предлагаемым технологиям сплавов; механические свойства литых трубных заготовок, получаемых различными способами литья; механические свойства ТРЕХ-труб, получаемых из различных литых заготовок, и механические свойства изготавливаемых из них труб-оболочек ТВЭЛ. Отметим, что все приводимые далее данные взяты из упомянутых выше работ [3–20], т.е. получены в течение выполнения именно первой Комплексной программы по созданию ЯТЦ [1]. То обстоятельство, что эти данные не были в полной мере использованы ранее для решения поставленной задачи, создания отечественного ЯТЦ, указывает на сложность ее ре-

шения, связанную не только с техническими, но и другими вопросами.

Сущность исследования состояла в том, что сравнение всех перечисленных выше свойств проводили на сплаве одного состава ($Zr1Nb$), получаемого на основе циркония кальцийтермического восстановления, но разными способами — электронно-лучевой гарнисажной плавкой (ЭЛПП) и вакуумно-дуговым переплавом (ВДП). В обоих случаях использовалась тройная шихта, состоящая из циркония кальцийтермического восстановления (69 %), йодидного циркония (30 %) и ниобия (1 %). Необходимость использования йодидного циркония обусловлена повышенным содержанием кислорода в кальцийтермическом цирконии. При ЭЛПП оба циркониевых компонента шихты заваливаются и плавятся в тигле, а ниобий вводится в расплав в конце плавки. Из полученного расплава способом литья в кокиль, центробежным и литья с наложением электромагнитных воздействий на расплав в форме получали заготовки для последующего передела в ТРЕХ-трубы и трубы-оболочки ТВЭЛ. Масса заготовок, получаемых литьем в кокиль, составляла 40 кг, а центробежным и литьем с наложением электромагнитных воздействий — 30 кг. Диаметр заготовок при всех вариантах заливки — 150 мм. Литьем в кокиль заготовки получали на ГНПП «Цирконий», а центробежным и литьем с наложением электромагнитных воздействий на расплав — во ФТИМС НАН Украины. При ВДП расходную заготовку изготавливали с использованием всех трех компонентов шихты, а переплав проводили дважды, как это принято в практике ВДП, с формированием на втором переплаве слитка сплава $Zr1Nb$ диаметром 200 мм. Из этого слитка также изготавливали ТРЕХ-трубы и трубы-оболочки ТВЭЛ. Слитки ВДП получали в ННЦ «ХФТИ» НАН Украины.

Сравнительные анализы проводили по химическому составу сплава $Zr1Nb$, получаемого при ЭЛПП и ВДП (после двойного переплава), по механическим свойствам литых заготовок и слитка ВДП, горячепрессованных ТРЕХ-труб из литых заготовок и из слитка ВДП, труб-оболочек ТВЭЛ.

В табл. 1 приведены результаты химического анализа сплава $Zr1Nb$, полученного в пяти плавках способом ЭЛПП и слитка ВДП после двойного переплава.

Из таблицы видно, что сплавы отвечают требованиям технических условий Украины, хотя и не вполне соответствуют техническим условиям России, что объясняется отмеченным выше повышенным содержанием кислорода в цирконии кальцийтермического восстановления.

Т а б л и ц а 1. Химический состав сплава Zr1Nb из тройной шихты, мас. %^{1,2}

Плавка	Nb	Fe	Cu	Al	Si	N	C	O
ЭЛП:								
1	1,1	0,007	0,0003	<0,001	0,011	0,006	0,010	0,10
2	0,9	0,008	0,0004	0,002	0,009	0,005	0,011	0,06
3	0,9	<0,001	0,0003	<0,001	0,003	0,0021	0,012	0,09
4	0,9	0,003	0,0002	<0,001	0,004	0,0025	0,016	0,11
5	0,9	0,004	0,0004	<0,001	0,004	0,003	0,013	0,11
ВДП								
ТУ 001.257–85 ³	0,9...1,1	≤0,05	≤0,005	≤0,008	≤0,02	≤0,006	≤0,02	0,06...0,14
ТУ 95.166–98 ⁴	0,9...1,1	≤0,05	≤0,005	≤0,008	≤0,02	≤0,006	≤0,02	≤0,10

Примечание. 1. Основа сплава — Zr. 2. Во всех плавках в металле присутствуют следы Mg, W, Ta, Cr, Ni, Cu, Ti, V, Co. 3. ТУ 001.257–85 на украинский сплав КТЦ110. 4. ТУ 95.166–98 на российский сплав Э110.

Полученные результаты свидетельствуют о возможности использования отечественного циркония для решения задачи создания ЯТЦ за счет введения в шихту йодидного циркония, но указывают на необходимость дальнейшего совершенствования технологии получения циркония способом кальцийтермического восстановления, т.е. на необходимость продолжения работ в этом направлении.

Механические свойства литых заготовок и слитка ВДП сплава Zr1Nb приведены в табл. 2. Следует отметить, что поскольку в практике создания топлива для АЭС литые заготовки из циркониевых сплавов никогда не применялись, то данные для сравнительного анализа отсутствуют.

Из анализа данных табл. 2 можно заключить, что свойства металла литых заготовок не уступают свойствам деформированного металла ВДП и в этом смысле все предлагаемые технологии литья заготовок могут рассматриваться как перспективные для решения задачи создания отечественного ЯТЦ. Отметим, что факт возможности получения механических свойств литого сплава циркония, не уступающих свойствам деформированного металла, зафиксирован впервые в практике выплавки сплавов циркония.

При рассмотрении механических свойств сплава для TREX-труб и труб-оболочек ТВЭЛ

следует учитывать, что в условиях ГП «НИТИ им. Я. Е. Осады» TREX-трубы были изготовлены с внешним диаметром 48 мм, толщиной стенки 8,5 мм, длиной 800 мм, а трубы-оболочки ТВЭЛ — 9,13 мм, 0,7 мм, 4,5 мм соответственно.

Механические свойства металла горячепрессованных TREX-труб изучали на образцах, изготовленных из заготовок, полученных всеми указанными выше способами, т.е. литьем в кокиль, центробежным литьем и литьем с наложением ЭМП на расплав в форме. Результаты исследований свойств (в поперечном разрезе) приведены в табл. 3.

Особого рассмотрения требует установленная возможность проведения прессования заготовок, полученных с наложением электромагнитных полей на расплав в форме, при температуре на 50° ниже, чем заготовки из металла ВДП. Причина этого пока непонятна, но важность этого явления для практики состоит в том, что проведение прессования при более низкой температуре обеспечивает улучшение качества поверхности трубных заготовок при одновременном увеличении выхода годного.

Важно также отметить, что хотя металл литых заготовок не уступает металлу ВДП, пластические характеристики сплава в изделиях из центробежной заготовки уступают как сплаву ВДП, так и требованиям ТУ. Причина этого также пока непонятна, но может быть связана с некоторой не-

Т а б л и ц а 2. Механические свойства заготовок из сплава Zr1Nb в поперечном разрезе

Способ получения заготовок	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Литье в кокиль	<u>467,35</u>	<u>418,5</u>	<u>14,65</u>	<u>34,2</u>
	180,97	163,99	19,47	65,30
Центробежное литье	<u>528,80</u>	<u>502,25</u>	<u>15,15</u>	<u>65,00</u>
	168,89	145,37	24,67	56,00
Литье с ЭМП в форме	<u>463,30</u>	<u>390,00</u>	<u>12,75</u>	<u>47,75</u>
	171,70	135,00	23,30	73,20
ВДП	<u>445,00</u>	<u>390,00</u>	<u>14,50</u>	<u>49,75</u>
	162,50	127,50	16,00	74,75

Примечание. Над чертой приведены показатели при температуре испытаний 293 К, под чертой — 653 К.

Таблица 3. Механические свойства горячепрессованных TREX-труб

Способ получения заготовок	Температура прессования, К	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Литье в кокиль	1370...1380	490,00	420,00	21,00	65,50
Центробежное литье	1370...1380	599,00	562,00	18,30	66,50
Литье с ЭМП в форме	1320...1330	568,00	505,00	23,00	—
ВДП	1370...1380	577,50	495,00	21,50	—

Таблица 4. Механические свойства труб-оболочек ТВЭЛ из сплава Zr1Nb

Завод-изготовитель	Продольное направление			Поперечное направление		
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
ОЗ ГП «НИТИ»	<u>580...590</u>	<u>415...425</u>	<u>34...36</u>	<u>550...600</u>	<u>500...533</u>	<u>16,1...16,7</u>
	—	—	—	226...235	222...226	27...30
ОАО ЮТЗ*	<u>615...650</u>	<u>480...495</u>	<u>30...33</u>	<u>605...650</u>	<u>560...595</u>	<u>13...13,3</u>
	235...265	135...153	—	225...240	190...200	27...36
ВДП	—	—	—	<u>294</u>	<u>210</u>	<u>29</u>
				225	195	47
ТУ 95-105-89 (не менее)	<u>410</u>	<u>240</u>	<u>20</u>	—	—	<u>12</u>
	—	80	—	148	130	33

Примечание. Над чертой приведены показатели при температуре испытаний 293 К, под чертой — 653 К. *Бывший цех по производству труб для атомной энергетики Никопольского ЮТЗ в настоящее время переформирован в завод ПО ОСКАР.

однородностью структуры металла центробежнолитой заготовки. Установление причины этой неоднородности и ее влияния на свойства важно потому, что получение центробежнолитых заготовок перспективно в связи с сокращением операций их механической обработки, поскольку центробежнолитые заготовки могут формироваться с отверстиями, т. е. в технологической цепочке исключается сверление отверстий.

Механические свойства сплава Zr1Nb для труб-оболочек ТВЭЛ изучали на образцах труб, изготовленных из заготовок, полученных литьем в кокиль, в продольном и поперечном разрезах. Трубы-оболочки были получены в условиях опытного завода ГП «НИТИ» и промышленного производства на Никопольском ЮТЗ. Результаты исследований приведены в табл. 4.

Исследования механических свойств труб при испытаниях на растяжение в продольном и поперечном направлениях показали, что при температурах 293 и 653 К металл труб обладает хорошей пластичностью при высоком уровне прочностных характеристик, значительно превышающих как требования ТУ России, так и стандартов ASTM.

В целом результаты выполненного анализа дают основание заключить, что проблема получения изделий из сплавов на основе циркония кальцийтермического восстановления в рамках создания отечественного ЯТЦ может быть успешно решена. Причем это относится как к производству

труб-оболочек ТВЭЛ, так и к комплектующим изделиям тепловыделяющих сборок (ТВС). Что же касается комплексной оценки качества получаемых твэльных труб, то необходимо проведение дальнейших исследований по их коррозионной стойкости, малоциклической усталости, ползучести и радиационной стойкости, причем эти исследования должны быть проведены в условиях эксплуатации труб-оболочек ТВЭЛ в действующих реакторах.

Список литературы

- Чернов А. П., Семенов Г. Р., Лапшин В. И. и др. (2000) Исследования и разработки по развитию производства циркониевых сплавов и изделий в Украине. *Тр. 14-й Международной конф. по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению, 12–17 июня 2000 г., Алушта, Крым. Харьков, ННЦ ХФТИ*, сс. 98–100.
- Займовский А. С., Никулина А. В., Решетников Н. Г. (1994) *Циркониевые сплавы в ядерной энергетике*. Москва, Энергоиздат.
- (1997) *Отчет о НИР «Разработка технологии и изготовление опытно-промышленной партии труб из сплава КТЦ-110 для ТВЭЛ»*. Днепропетровск, ГП НИТИ, ГР № 01979002254.
- (2002) *Звіт про НДР «Розробка технології одержання зливків цирконію з застосуванням електромагнітного перемішування розплаву у кристалізаторі»*. Київ, ФТІМС НАН України, ДР № 01024005464.
- (2002) *Звіт про НДР «Розробка технології та устаткування для отримання складнолегованих сплавів на основі цирконію у гарнісажних печах з електромагнітним перемішуванням розплаву»*. Київ, ФТІМС НАН України, ДР № 01024005465.

6. (2004) *Звіт про НДР «Виробництво промислової партії зливків сплаву Zr1Nb з вітчизняної сировини для виготовлення твельних труб, стрічок та інших виробів для реакторів ВВЕР-1000»*. Харків, ННЦ ХФТИ НАН України, ДР № 0104U004885.
7. (2004) *Звіт про НДР «Виробництво партії зливків сплаву Zr1Nb на основі сплаву КТЦ110 та йодидного цирконію способом електронно-променевої плавки з електромагнітним перемішуванням»*. Київ, ФТИМС НАН України, ДР № 0104U004885.
8. (2005) *Звіт про НДР «Дослідження властивостей матеріалів і комплектуючих ТВЗ зі сплаву Zr1Nb українського виробництва на основі кальційтермічного цирконію»*. Харків, ННЦ ХФТИ НАН України, ДР № 01004U0006582.
9. (2007) *Звіт про НДР «Розробка технологічних процесів одержання в електронно-променевих установках литих виробів та зливків з використанням зовнішніх впливів на розплав, що кристалізується»*. Київ, ФТИМС НАН України, ДР № 0104 U007753.
10. (2008) *Звіт про НДР «Видача вихідних даних для одержання TREN-труби із сплаву Zr1Nb, виплавляемого в умовах ДНВП «Цирконій»*. Дніпропетровськ, ДП НДПІ, робота виконувалась за договором № 39-2008.
11. Коровин Ю. Ф., Чупринко В. К., Ліндт К. А. и др. (1994) Производство циркония и гафния на ПО ПХЗ для удовлетворения потребностей атомной энергетики Украины. *Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационного материаловедения*, **2**, 114–124.
12. Ажажа В. М., Вахрушева В. С., Дергач Т. А. и др. (1999) *Технология изготовления изделий из циркониевых сплавов для атомной энергетики и некоторые свойства сплавов циркония*. Харьков, ННЦ ХФТИ.
13. Ажажа В. М., Болков А. Ф., Борц Б. В. (2005) Вакуумно-дуговой способ получения трубной заготовки из сплава Zr1%Nb. *Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационного материаловедения*, **5**, 110–114.
14. Вахрушева В. С. (2003) *Формування структури та властивостей сталі і сплавів при виготовленні труб для ядерних енергетичних установок*: автореф. дис. ... докт. техн. наук. Дніпропетровськ.
15. Буряк Т. М. (2005) *Структурутворювання і формування властивостей трубної заготовки і труб для атомної енергетики з використанням нових способів виробництва*: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Дніпропетровськ.
16. Ажажа В. М., Борц Б. В., Бутенко І. М. та ін. (2006) Виробництво партії трубних заготовок трекс-труб та виготовлення дослідно-промислової партії твельних труб зі сплаву Zr1Nb із вітчизняної сировини. *Наука та інновації*, **6**, 18–30.
17. (2007) *Електронно-лучевая плавка в литейном производстве*. Ладохин С. В. (ред.). Киев, Изд-во «Сталь».
18. Ладохин С. В., Вахрушева В. С. (2008) Перспективы применения электронно-лучевой плавки для получения сплавов циркония в Украине. *Современная электрометаллургия*, **4**, 22–26.
19. Гладков А. С. (2009) *Особенности электронно-промеевой гарнисажной плавки сплаву Zr1Nb і розробка технології виготовлення трубних заготовок*: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Київ.
20. Вахрушева В. С. (2014) Проблемы создания производства циркониевого проката в Украине. *Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационного материаловедения*, **2**, 62–68.
21. (2018) *Звіт про діяльність Національної академії наук України у 20017 р.* НАН України. Київ, Академперіодика.

References

1. Chernov, A.P., Semenov, G.R., Lapshin, V.I. et al. (2000) Investigations and developments on manufacture of zirconium alloys and products in Ukraine. In: *Proc. of 14th Int. Conf. on Physics Radiation Effects and Radiation Materials Science* (Alushta, Crimea, June 12–17, 2000). Kharkov, NSC KIPT, 98–100 [in Russian].
2. Zajmovsky, A.S., Nikulina, A.V., Reshetnikov, N.G. (1994) *Zirconium alloys in nuclear power engineering*. Moscow, Energoizdat [in Russian].
3. (1997) *Report on research: Development of technology and manufacture of pilot batch of tubes from KTTs110 alloy for fuel elements*. Dnepropetrovsk, SE NITI [in Russian].
4. (2002) *Report on research: Development of technology for zirconium ingots production with the use of electromagnetic stirring of melt in mould*. Kyiv, PTIMA [in Ukrainian].
5. (2002) *Report on research: Development of technology and equipment for complexly alloyed zirconium alloy production in skull furnaces with electromagnetic stirring of melt*. Kyiv, PTIMA [in Ukrainian].
6. (2004) *Report on research: Production of industrial lot of Zr1Nb alloy ingots with the use of domestic raw materials for manufacture of fuel element tubes, strips and other items for WWER-1000 reactor*. Kharkiv, NSC KIPT [in Ukrainian].
7. (2004) *Report on research: Production of lot of Zr1Nb alloy ingots based on KTTs110 alloy and iodide zirconium by electron beam melting with electromagnetic stirring*. Kyiv, PTIMA [in Ukrainian].
8. (2005) *Report on research: Investigation of materials properties and component parts for fuel elements from Zr1Nb alloy of Ukrainian production on the basis of calcium zirconium*. Kharkiv, NSC KIPT [in Ukrainian].
9. (2007) *Report on research: Development of technological processes for production in electron beam installations of cast items and ingots under the external effects on the melt being solidified*. Kyiv, PTIMA [in Ukrainian].
10. (2008) *Report on research: Initial data issued for TREN-tubes production from Zr1Nb alloy melted at SSPE Zirconium*. SE DTI [in Ukrainian].
11. Korovin, Yu.F., Chuprinco, V.K., Lindt, K.A. et al. (1994) Zirconium and hafnium production at PKhZ for satisfaction of Ukrainian nuclear power engineering demand. *Voprosy Atomnoj Nauki i Tekhniki. Series: Physics of Radiation Damage and Radiation Materials Science*, **2**, 114–124 [in Russian].
12. Azhazha, V.M., Vakhrusheva, V.S., Dergach, T.A. et al. (1999) *Technology of items production from zirconium alloys for nuclear power engineering and some zirconium alloy properties*. Kharkov, NSC KIPT [in Russian].
13. Azhazha, V. M., Bolkov, A.F., Borts, B.V. et al. (2005) Vacuum arc method of tubular billet production from Zr1Nb alloy. *Voprosy Atomnoj Nauki i Tekhniki. Series: Physics of Radiation Damage and Radiation Materials Science*, **5**, 110–114 [in Russian].
14. Vakhrusheva V.S. (2003) *Formation of structure and properties of steel and alloys in tubes production for nuclear power units*: Syn. of Thesis for Dr. of Techn. Sci. Degree. Dnipropetrovsk [in Ukrainian].
15. Buryak, T.M. (2005) *Structure and properties forming of tubular billet and tubes for nuclear power engineering using new methods of production*: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Dnipropetrovsk [in Ukrainian].

16. Azhazha, V.M., Borts, B.V., Butenko, I.M. et al. (2006) Production of TREX-tubular billets lot for manufacture of pilot batch of fuel tubes from Zr1Nb alloy of domestic raw materials. *Nauka ta Innovatsii*, **6**, 18–30 [in Ukrainian].
17. (2007) *Electron beam melting in foundry*. Ed. by S.V. Ladokhin. Kiev, Stal [in Russian].
18. Ladokhin, S.V., Vakhrusheva, V.S. (2008) Perspectives of electron beam melting using in zirconium alloy production in Ukraine. *Sovrem. Elektrometall.*, **4**, 22–26 [in Russian].
19. Gladkov, A.S. (2009) *Peculiarities of electron beam skull melting of Zr1Nb alloy and development of the technology of tubular billet production*: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Kyiv [in Ukrainian].
20. Vakhrusheva, V.S. (2014) Problems of creation of zirconium rolled production in Ukraine. *Voprosy Atomnoj Nauki i Tekhniki. Series: Physics of Radiation Damage and Radiation Materials Science*, **2**, 62–68 [in Russian].
21. (2018) *Report on activities of National Academy of Sciences of Ukraine in 2017*. Kyiv, Academperiodika [in Ukrainian].

**ВИКОРИСТАННЯ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ
ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ СПЛАВІВ ЦИРКОНІУ В УКРАЇНІ**

С. В. Ладокін¹, В. С. Вахрушева²

¹Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України.
03142, м. Київ, бульв. Академіка Вернадського, 34/1. E-mail: e_luch@ptima.kiev.ua

²Придніпрівська державна академія будівництва і архітектури.
49005, м. Дніпро, вул. Чернишевського, 24, а. E-mail: Vs062@ukr.net

Наведено обґрунтування доцільності використання в Україні технологій кальційтермічного відновлення цирконію із тетрафториду цирконію і послідуючого рафінування цього металу способом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю з подальшою виплавою з нього сплавів цирконію електронно-променевою гарнісажною плавою з одержанням вилитих трубних заготовок для виготовлення труб-оболонки тепловиділяючих елементів АЕС. Бібліогр. 21, табл. 4.

Ключові слова: цирконій; сплави; електронно-променева плавка; вакуумно-дуговий переплав; литі заготовки; вилівок; хімічний склад; механічні властивості

APPLICATION OF ELECTRON BEAM MELTING FOR PRODUCING ZIRCONIUM ALLOYS IN UKRAINE

S. V. LADOKHIN¹, V. S. VAKHRUSHEVA²

¹Physical-and-Technological Institute of Metals and Alloys.
34/1 Academician Vernadsky Blvd, 03142, Kyiv. E-mail: e_luch@ptima.kiev.ua

²Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture.
24 a Chernyshevsky Str., 49005, Dnipro. E-mail: Vs062@ukr.net

The expediency of application of technologies of calcium thermal recovery of zirconium from zirconium tetrafluoride and next refining of this metal by the method of electron beam cold hearth melting with a further melting of zirconium alloys from it by the electron beam skull melting with producing cast tubular billets for manufacture of tubes-shells of heat-generating elements of NPP in Ukraine was grounded. Ref. 21, Tabl. 4.

Key words: zirconium; alloys; electron beam melting; vacuum-arc remelting; cast billets; ingot; chemical composition; mechanical properties

Поступила 03.07.2018

СТРУКТУРА КРУПНЫХ ПРОФИЛИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВОЛЬФРАМА, ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМ ПЛАЗМЕННО-ИНДУКЦИОННЫМ НАПЛАВЛЕНИЕМ

**Б. Е. Патон, Г. М. Григоренко, Л. И. Маркашова, В. А. Шаповалов,
Е. Н. Бердникова, Е. В. Половецкий, В. В. Якуша, А. Н. Гниздыло**

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Изучена структура крупного профилированного монокристаллического вольфрамового слитка, полученного способом аддитивного плазменно-индукционного послойного выращивания на монокристаллическую затравку при различных скоростях процесса (17...70 мм/мин). Исследования (микротвердости, размеров субзеренной структуры, углов разориентировки субзерен, характера распределения дислокаций и др.) проводили на всех структурных уровнях с применением комплекса экспериментальных методов современного физического материаловедения, включая световую, растровую и просвечивающую микродифракционную электронную микроскопию. Показано, что слиток представляет собой монокристаллическое тело с кристаллографической ориентацией, заданной затравочным кристаллом. Увеличение скорости выращивания до 70 мм/мин приводит к незначительному уменьшению микротвердости, измельчению субструктуры при равномерном распределении плотности дислокаций, что позволяет получать монокристаллы вольфрама с совершенной монокристаллической структурой (с малоугловыми границами) при углах разориентировки не превышающих 3°. Библиогр. 12, табл. 3, ил. 7.

***Ключевые слова:** вольфрам; плазменно-индукционное выращивание; монокристаллический слиток; структура; разориентировка субзерен; плотность дислокаций*

В современной промышленности (космической, ядерной энергетике, авиастроении, рентгенотехнике и др.), используют изделия из монокристаллического вольфрама. Это зеркала промышленных лазеров, аноды для мощных рентгеновских трубок, специальные изделия, отличающиеся высокой устойчивостью в парах цезия и т. д. Актуальной задачей является повышение долговечности таких изделий, эксплуатационные характеристики которых определяются качеством и комплексом свойств выращиваемых монокристаллов вольфрама.

Одним из наиболее перспективных способов получения крупных профилированных монокристаллов вольфрама является аддитивное плазменно-индукционное наплавление [1–3]. Для реализации этого способа в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины разработаны технология и оборудование для наплавления монокристаллов тугоплавких металлов, которые позволяют получать крупные высококачественные профилированные монокристаллические слитки [4]. К особенностям данной технологии следует отнести наличие двух независимых источников тепловой энергии, что позволяет управлять температурным полем монокристалла в процессе его наплавления. Однако в дан-

ный момент нет информации о влиянии скорости плазменно-индукционного выращивания на структуру полученных таким способом монокристаллов и, соответственно, на эксплуатационные свойства получаемых слитков.


Целью данной работы является оценка влияния скорости плазменно-индукционного выращивания на структурное совершенство монокристаллических слитков вольфрама и роли структурных факторов на эксплуатационные свойства исследуемых монокристаллов.

Материалы и методика исследований. В качестве объекта исследований выбран плоский слиток вольфрама, полученный плазменно-индукционным способом. Выращивание осуществляли на монокристаллическом затравочном кристалле, ориентированном в плоскости (110) с использованием капельного режима плавления расходуемых прутков диаметром 8 мм. Мощность плазменной дуги составляла 19...20 кВт, дополнительного высокочастотного нагрева — 90...95 кВт. Образец получен в соответствии с режимами наплавления, приведенными в табл. 1 (рис. 1, а, б). При каждом режиме наращивали по пять слоев (рис. 1, г), кро-

ме режима *F* (максимальная скорость выращивания — 70 мм/мин), который содержал три слоя (рис. 1, *в*).

Исследования структуры (микротвердости, размеров субзеренной структуры, углов разориентировки субзерен, характера распределения дислокаций и др.) проводили на всех структурных уровнях с применением комплекса экспериментальных методов современного физического металловедения, включая: оптическую металлографию (Neophot-32 и Versamet-2, Япония; Leco-M400, США), аналитическую растровую электронную микроскопию (РЭМ) (Philips SEM-515, Нидерланды), а также просвечивающую микродифракционную электронную микроскопию (JEM-200СХ фирмы JEOL с ускоряющим напряжением 200 кВ, Япония).

Предварительная подготовка образцов (получение фольг) для исследований методом просвечивающей электронной микроскопии проводили в несколько этапов. Электроэрозионной резкой выполняли порезку образца на пластины толщиной 0,4...0,5 мм, из которых были получены шайбы диаметром 3 мм. После механического утонения шайб до толщины 100...120 мкм на шлифовальных бумагах проводили электролитическое утонение шайб (электрополировку) на приборе для получения тонких металлических фольг (ПТФ), затем — окончательное утонение ионизированны-

Направление выращивания	Режим	Скорость выращивания, мм/мин	Количество слоев, шт.
 Верх Низ	F	70 (max)	3
	E	57	5
	D	46	5
	C	36	5
	B	26	5
	A	17(min)	5

ми потоками аргона в установке ВУП-5 (вакуумный универсальный пост).

Таким образом, тонкие фольги для просвечивающей микроскопии готовили двухступенчатым способом — предварительной электрополировкой с последующим многократным ионным утонением ионизированными потоками аргона [5]. Последнее позволило значительно расширить поле для исследований, т. е. увеличить статистику получаемых результатов.

В процессе проведенной работы получены экспериментальные данные о полном комплексе структурных параметров монокристаллических вольфрамовых слитков.

Результаты исследований. Металлографическими исследованиями структуры поперечного сече-

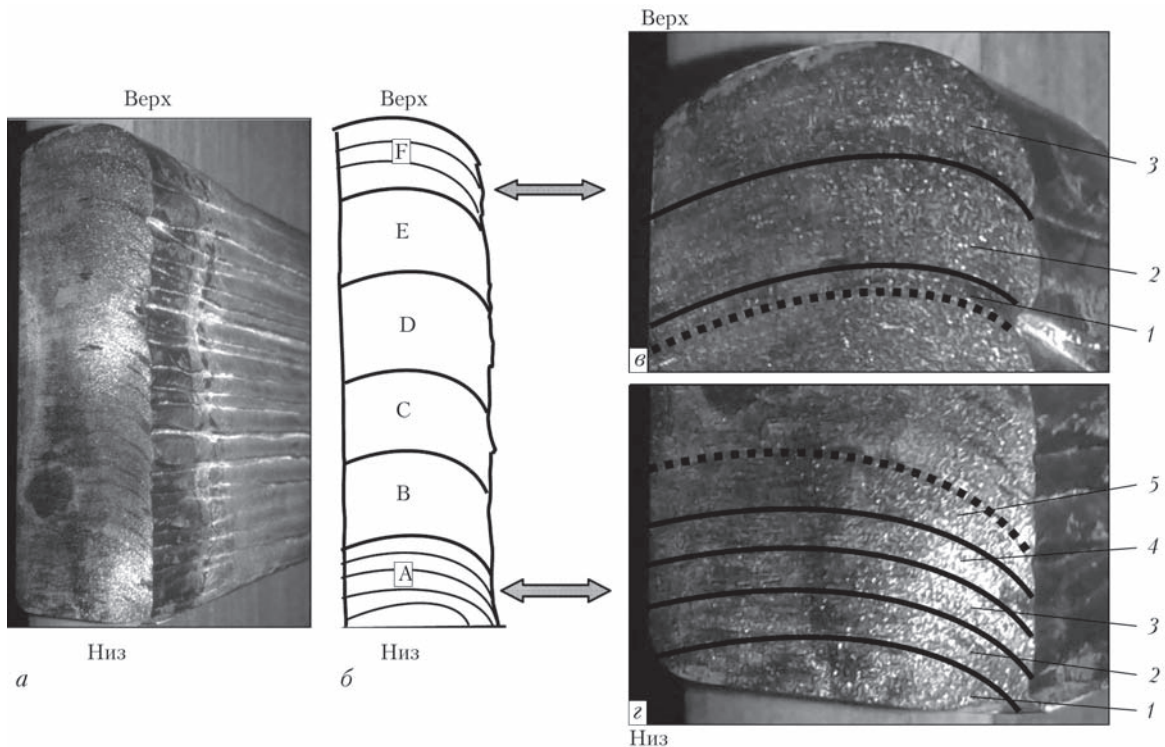


Рис. 1. Общий вид монокристаллического вольфрамового слитка (*а*), его схематическое изображение в поперечном сечении с указанием режимов (А–F) выращивания (*б*) и макроструктура слитка при различных скоростях, мм/мин: *в* — 17; *г* — 70; 1–5 — слои

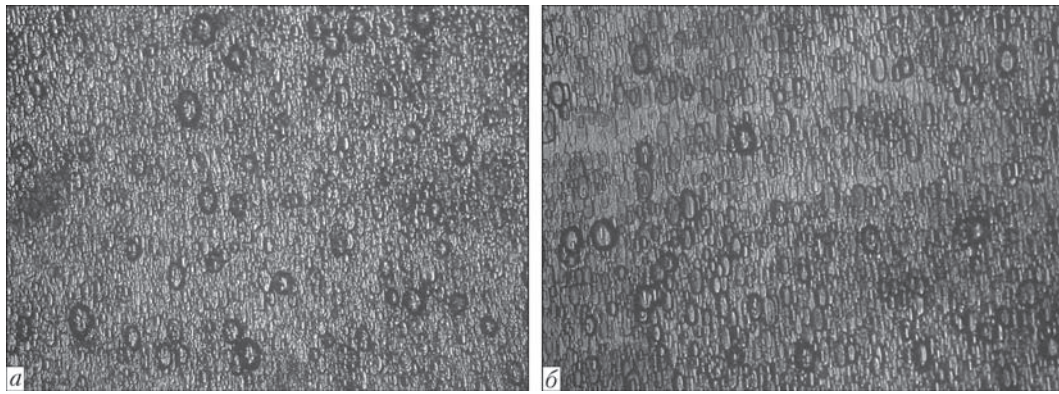


Рис. 2. Микроструктура ($\times 100$) поперечного сечения монокристаллического слитка вольфрама, полученного при различных скоростях плазменно-индукционного выращивания, мм/мин: а — 17; б — 70

ния монокристалла вольфрама, ориентированного по плоскости (110) установлено, что толщина выращиваемых слоев (на грань 20 мм) составляет 2...3 мм. Структура слоев однородная, дефектов и пор не наблюдается. Ямки травления, образующиеся на поверхности, имеют одинаковую огранку по всей высоте монокристаллического слитка, что свидетельствует об идентичности кристаллографической ориентации (рис. 2). При переходе от минимальной скорости выращивания ($V_{\min} = 17$ мм/мин) к средней ($V_{\text{cp}} = 46$ мм/мин) и максимальной ($V_{\max} = 70$ мм/мин) незначительно уменьшается (в среднем на 4...6 %) микротвердость ($HV_{0,5}$) металла от 4290...4400 до 4110...4220 и 4010...4200 МПа соответственно.

В результате ионного травления монокристалла вольфрама (поперечное сечение) достаточно хорошо проявляется субструктура в исследуемых слоях (рис. 3). При переходе от минимальной скорости выращивания к максимальной субструктура незначительно измельчается (в среднем в 1,3 раза), размер субзерен составляет, мкм: $d_c = 20...32$ (V_{\min} , рис. 3, а, б); $d_c = 18...25$ (V_{cp} , рис. 3, в, г); $d_c = 15...25$ (V_{\max} , рис. 3, д, е).

С целью более глубокого и детального анализа особенностей структуры (характера распределения дефектов кристаллической решетки, формирования дислокационных неоднородностей, углов разориентации формирующейся субструктуры) для оценки степени совершенства монокристаллического слитка, полученного при изменении скорости выращивания от 17 до 70 мм/мин, проведены исследования на просвет тонкой структуры поперечного сечения монокристалла вольфрама.

Измерение скалярной плотности дислокаций проводили при помощи способа секущих [6], который используется при достаточно равномерном распределении дислокаций. Секущие линии образовывали прямоугольную сетку. Плотность дисло-

каций на микрофотографиях определяли с использованием следующей зависимости [7]:

$$\rho = \frac{M}{t} \left(\frac{n_1}{L_1} + \frac{n_2}{L_2} \right), \quad (1)$$

где M — увеличение на микрофотографии; t — толщина фольг; n_1, n_2 — число пересечений с горизонтальными и вертикальными линиями, соответственно; L_1, L_2 — суммарная длина горизонтальных и вертикальных линий.

Измерения для расчета плотности дислокаций (ρ) проводили с увеличением не ниже $\times 25000$. Такое увеличение достаточное, чтобы наблюдать отдельные дислокации.

Исследованиями тонкой структуры на просвет показано, что при V_{\min} распределение дислокаций в объеме монокристалла в основном равномерное (рис. 4, а). Плотность дислокаций (ρ) составляет $(4...6) \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. Однако зафиксированы зоны с минимальным распределением дислокационной плотности при $(2...4) \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$ и максимальным до $(2...3) \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ (табл. 2). Характер дислокационной структуры также различен. На фоне полос скольжения (ПС) дислокаций и дислокационных петель, характерных для внутреннего объема металла прослеживаются нерегулярные дислокационные скопления (рис. 4, б). Субграницы имеют также неоднородности в виде дислокационных сплетений при увеличении плотности дислокаций от $\rho = (2...4) \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ до $\rho = 10^9 \text{ см}^{-2}$ (табл. 2, рис. 4, в, г). При этом наблюдаются градиенты по плотности дислокаций ($\Delta\rho$) между внутренними объемами субзерен ($\rho = (2...4) \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$) и их границами ($\rho = 10^9 \text{ см}^{-2}$).

При переходе к V_{cp} (рис. 5, а, б) и V_{\max} (рис. 6, а, б) скоростям выращивания плотность дислокаций при ее равномерном распределении по всему объему металла (без резких градиентов) составляет $(1...2) \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ и $(2...3) \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ соответственно. Характер дислокационной структуры одно-

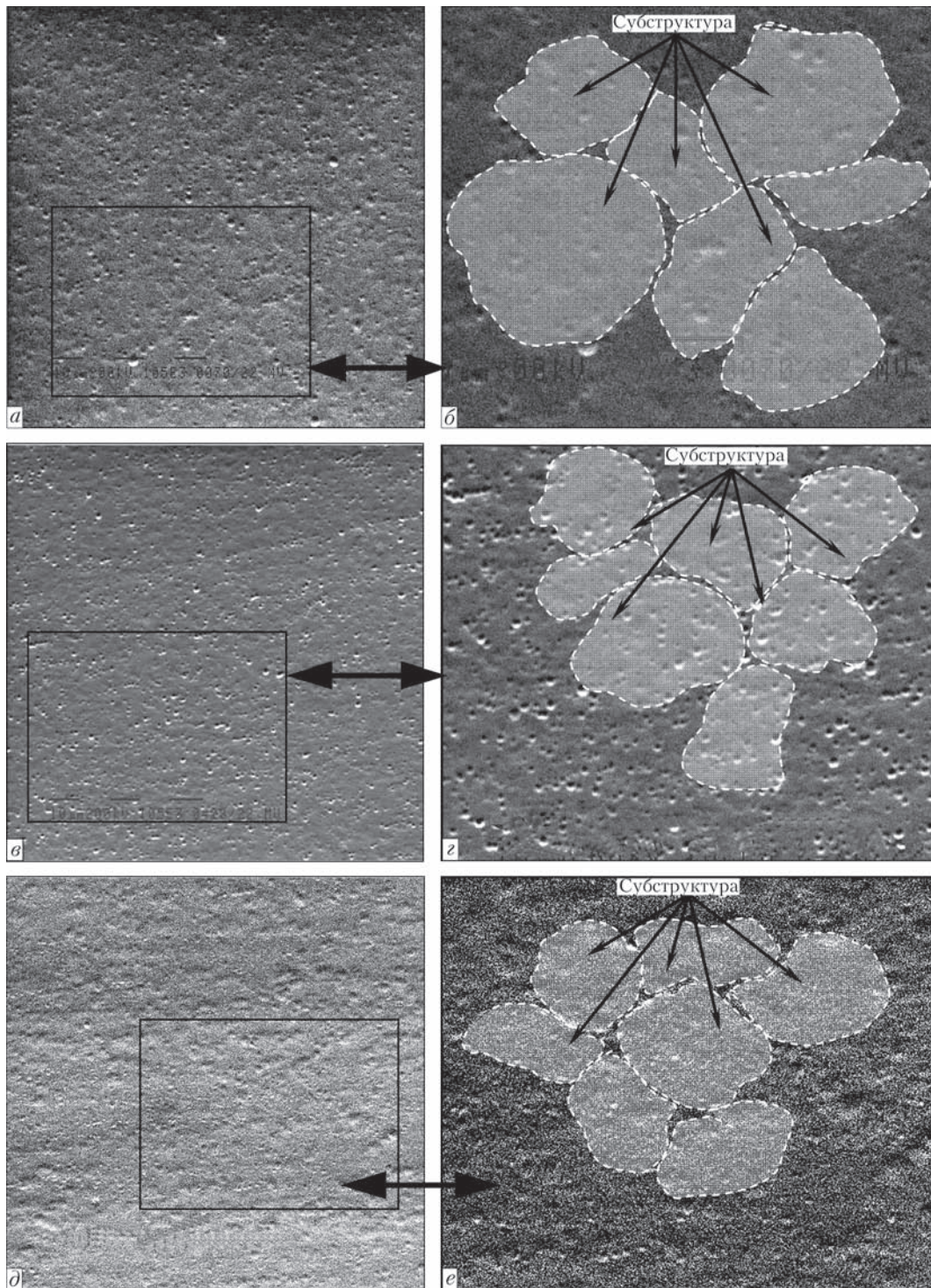


Рис. 3. Микроструктура (РЭМ) поперечного сечения монокристаллического слитка вольфрама, полученного при различных скоростях плазменно-индукционного выращивания, мм/мин: *а, б* — 17; *в, з* — 46; *д, е* — 70. Пунктирными линиями (*б, з, е*) схематически обозначены границы субзерен (*а, в, д* — $\times 1050$; *б, з, е* — $\times 2$ раза)

родный: дислокационные петли имеют четкий рельеф, хорошо просматриваются дислокации разного знака, движущиеся в противоположных направлениях, что свидетельствует об их аннигиляции. Субструктура имеет четкие субграницы с однородной дислокационной структурой, без градиентов по плотности дислокаций, а также их отсутствие между внутренним объемом зерен и межзеренными границами (табл. 2, рис. 5, в,

рис. 6, в, з). Линии скольжения дислокаций, движущихся в другой плоскости, пересекают субграницы, что, соответственно, не приводит к их скоплениям (рис. 5, в). Формирование структур подобного типа способствует увеличению возможностей пластической релаксации внутренних напряжений в металле исследуемого образца.

Для оценки структурного совершенства монокристаллического слитка, полученного на различ-

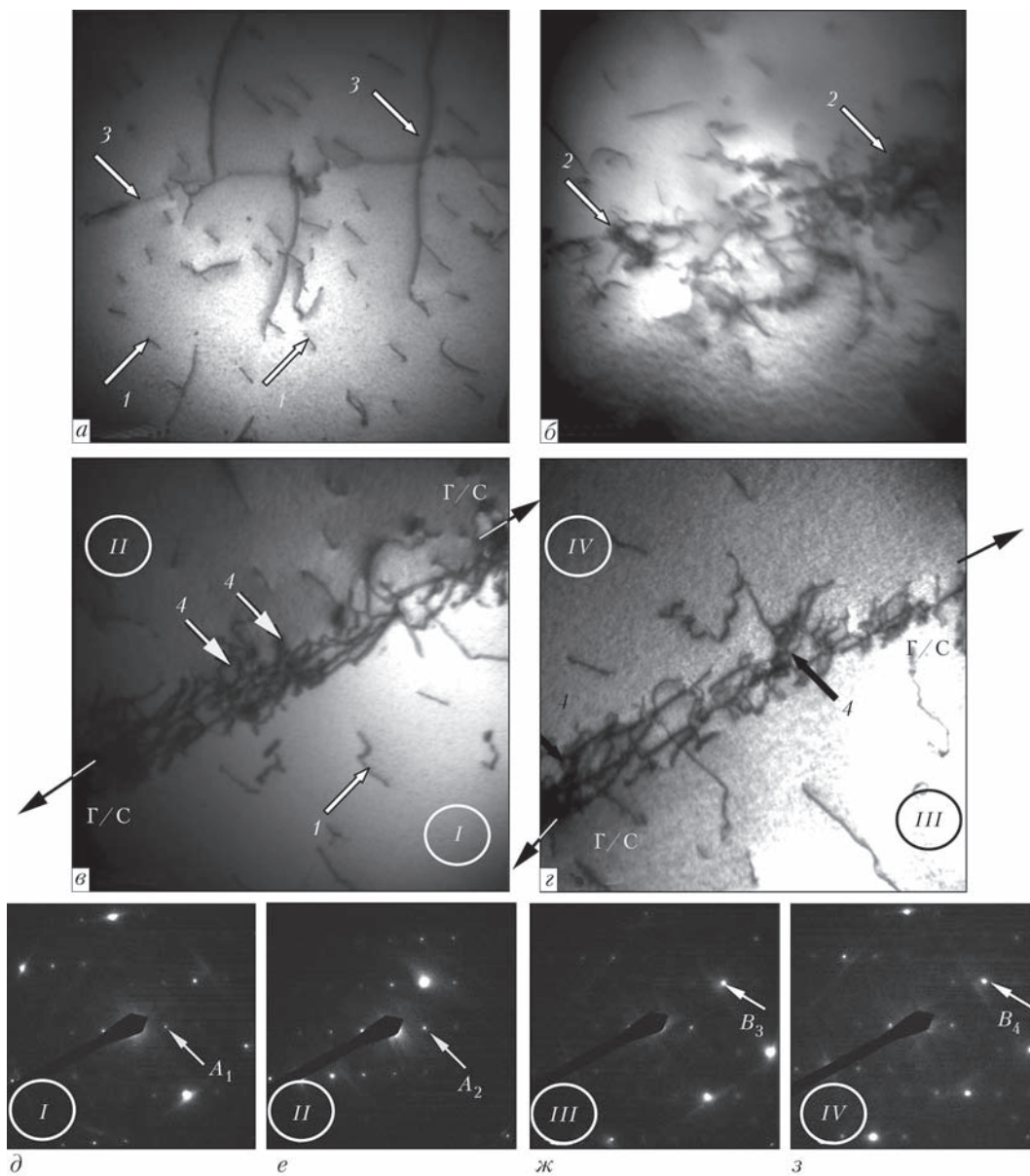


Рис. 4. Тонкая структура монокристаллического слитка вольфрама (ГЭМ), полученного при минимальной скорости плазменно-индукционного выращивания (17 мм/мин): *a, б* — дислокационная структура в объеме металла ($\times 25000$); *в, з* — границы субзерен (Г/С, $\times 25000$); *д-з* — микроэлектронграммы с соседних субзерен *I, II, III, IV* соответственно. Стрелками обозначены детали тонкой структуры: *1* — дислокационные петли; *2* — нерегулярные скопления дислокаций; *3* — линии скольжения дислокаций; *4* — дислокационные сплетения; *A₁, A₂ и B₃, B₄* — рефлексы одной системы на соответствующих электронogramмах

ных режимах выращивания использован наиболее значимый критерий оценки, т. е. выполнен расчет углов разориентировки субзерен (θ) (табл. 2).

Наиболее точным методом определения углов разориентировки субзерен (особенно для малоугловых границ) является способ просвечивающей дифракционной микроскопии с последую-

Т а б л и ц а 2. Параметры тонкой структуры монокристалла вольфрама при различных режимах выращивания				
Скорость выращивания, мм/мин	Структурная зона	$\rho_{\min}, \text{см}^{-2}$	$\rho_{\max}, \text{см}^{-2}$	θ , град.
17	Объем металла	$(2...4) \cdot 10^6$	$(2...3) \cdot 10^8$	—
	Границы субзерен	$(2...4) \cdot 10^8$	10^9	0,294...0,920
46	Объем металла	$(1...2) \cdot 10^8$	$(1...2) \cdot 10^8$	—
	Границы субзерен	$(3...5) \cdot 10^8$	$(5...7) \cdot 10^8$	0,211...0,855
70	Объем металла	$(2...3) \cdot 10^8$	$(2...3) \cdot 10^8$	—
	Границы субзерен	$(4...6) \cdot 10^8$	$(6...8) \cdot 10^8$	0,495...1,923

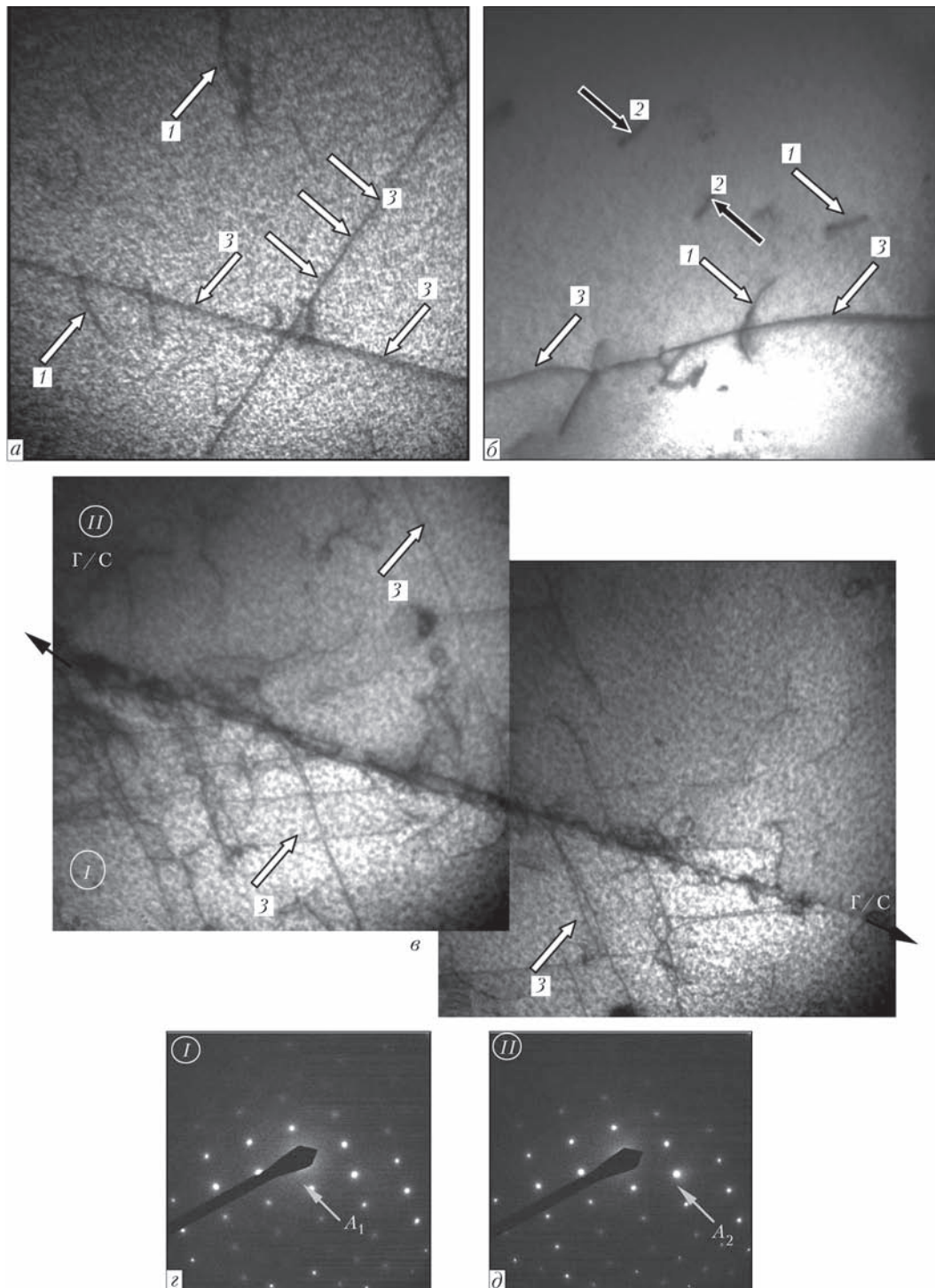


Рис. 5. Тонкая структура монокристаллического слитка вольфрама при средней скорости плазменно-индукционного выращивания: (46 мм/мин): *a, б* — дислокационная структура в объеме металла ($\times 25000$); *в, д* — микроэлектронограммы с соседних субзерен *I* и *II* соответственно. Стрелками обозначены детали тонкой структуры: *1* — дислокационные петли; *2* — дислокации противоположных знаков; *3* — линии скольжения дислокаций; *A₁, A₂* — рефлексы одной системы на соответствующих электронограммах

ющим расчетом полученных дифракционных картин (микроэлектронограмм) от соседних субзерен (рис. 4, *в-з*; рис. 5, *в-д*; рис. 6, *в-з*). По методике [7] полная разориентировка субзерен включает азимутальную ($\Delta\vec{\alpha}$) и горизонтальную ($\vec{\omega}_r$) составляющие:

$$|\vec{\omega}| \approx \sqrt{|\Delta\vec{\alpha}|^2 + |\vec{\omega}_r|^2}. \quad (2)$$

Азимутальная составляющая разориентировки ($\Delta\vec{\alpha}$) измеряется на микроэлектронограммах, если субзерна дают отдельные рефлексы, расстояние между которыми $\Delta\alpha$, т. е. смещение одного и того же рефлекса от субзерна *I* относительно рефлекса от субзерна *II* (рис. 4, *д, е*) и уравнение имеет следующий вид:

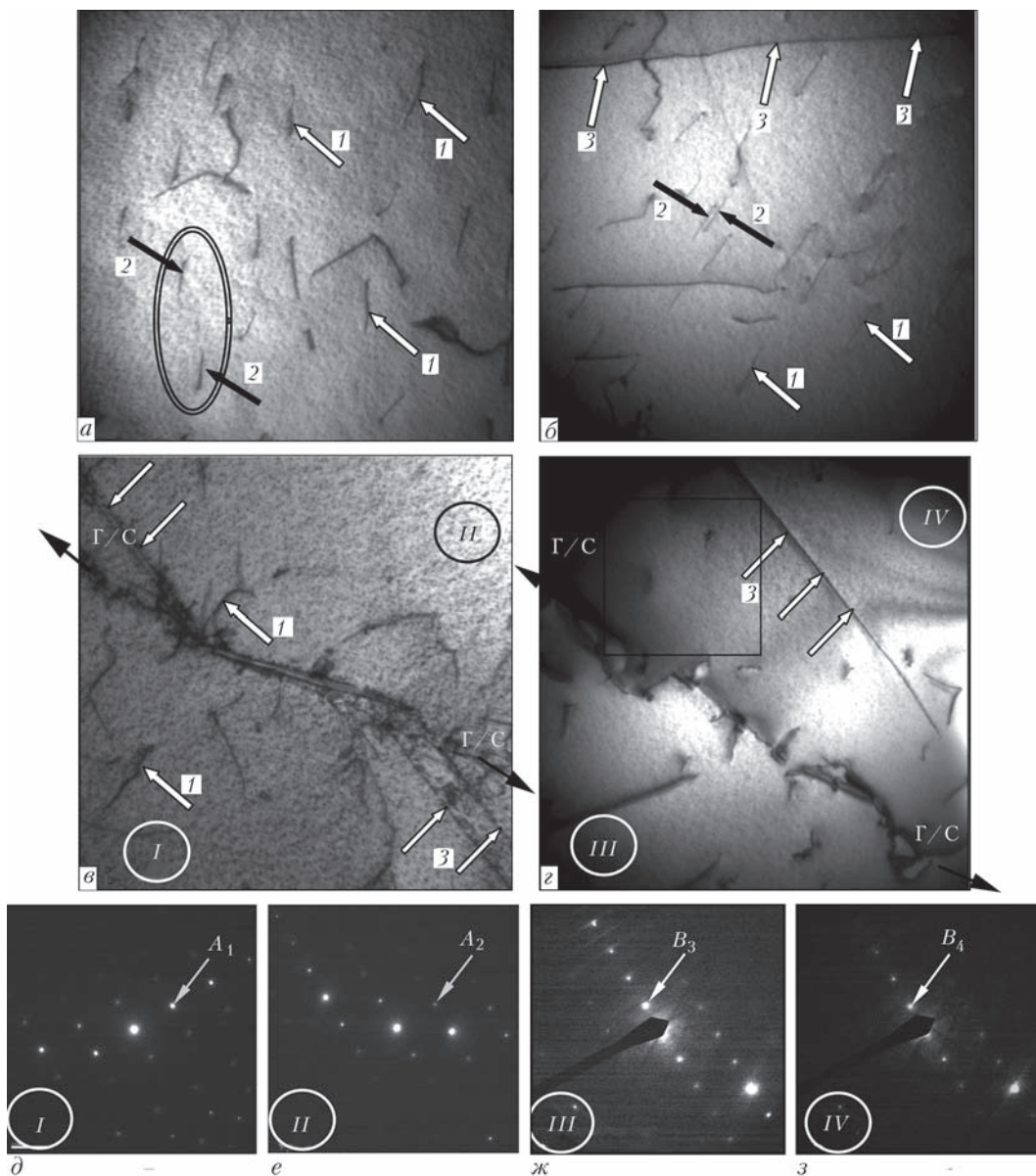


Рис. 6. Тонкая структура монокристаллического слитка вольфрама, полученного при максимальной скорости плазменно-индукционного выращивания (70 мм/мин): а, б — дислокационная структура в объеме металла ($\times 25000$); в, г — границы субзерен (Г/С, $\times 25000$); д-з — микроэлектронграммы с соседних субзерен I, II, III, IV соответственно. Стрелками обозначены детали тонкой структуры: 1 — дислокационные петли; 2 — дислокации противоположных знаков; 3 — линии скольжения дислокаций; A_1, A_2 и B_3, B_4 — рефлексы одной системы на соответствующих электронограммах

$$\Delta\alpha = \frac{\Delta a}{|r_{hkl}|} \text{ рад}, \quad (3)$$

где $\overline{r_{hkl}}$ — радиус-вектор рефлекса, т. е. расстояние от центрального пучка до рефлекса.

Таким образом, с максимальной доступной точностью измеряют расстояния между двумя пятнами (следами первичного пучка) и между двумя положениями рефлексов $h'k'l'$ (обозначен A_1 на рис. 4, д) и $h''k''l''$ (A_2 на рис. 4, е). Разность этих расстояний Δa позволяет вычислить $\Delta\alpha$.

Горизонтальную ($\overline{\omega}_r$) составляющую разориентировки находили по относительному смещению ($\Delta\delta$) узора кикучи-линий, построенных на микроэлектронграммах от соседних субзерен по методике [8].

Скорость выращивания, мм/мин	Структурная зона	$\tau_{л/ви, \text{min}}$, МПа	$\tau_{л/ви, \text{max}}$, МПа	$\Delta\tau_{л/ви}$, МПа
17	Объем металла	0,1...0,2	8...13	40...42
	Границы субзерен	8...17	42	
70	Объем металла	8...13	8...13	17...20
	Границы субзерен	17...25	25...33	

С целью повышения точности обрабатываемых графическим способом дифракционных картин процесс расчета углов разориентировки субзерен был автоматизирован. Специально в математическом пакете «Mathcad» создана программа, которая позволила обрабатывать дифракционные картины с максимально возможной точностью.

Расчет углов разориентировки (θ) по дифракционным картинам с элементов субструктуры показал, что как для V_{\min} (рис. 4, в-з), так и для $V_{\text{ср}}$ (рис. 5, в-з) $\theta < 1^\circ$ (табл. 3). В случае V_{\max} угол разориентировки субзерен увеличивается до $1,923^\circ$, однако эта величина не превышает допустимую, т. е. $\theta < 3^\circ$ [9].

Таким образом, показано, что режимы со средними ($V_{\text{ср}}$) и максимальными (V_{\max}) скоростями выращивания приводят к незначительному уменьшению микротвердости, измельчению в 1,3 раза субструктуры при равномерном распределении плотности дислокаций $(1..2) \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ и $(2..3) \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ соответственно и получению мо-

нокристаллов вольфрама с совершенной монокристаллической структурой (с малоугловыми границами) при углах разориентировки не превышающих 3° . При этом переход от минимальных скоростей V_{\min} к средним $V_{\text{ср}}$ и максимальным скоростям V_{\max} выращивания позволяет значительно сократить время получения слитка.

Аналитическая оценка трещиностойкости монокристаллического слитка вольфрама. Для оценки трещиностойкости монокристаллического слитка вольфрама проведены аналитические оценки уровня локальных внутренних напряжений ($\tau_{\text{л/вн}}$) с учетом распределения плотности дислокаций (ρ) (табл. 3).

Из анализа различных подходов к механизмам зарождения трещин и разрушения материалов была выбрана оценка на базе дислокационной теории кристаллических твердых тел с учетом характера дислокационной структуры и ее распределения (дислокационные скопления

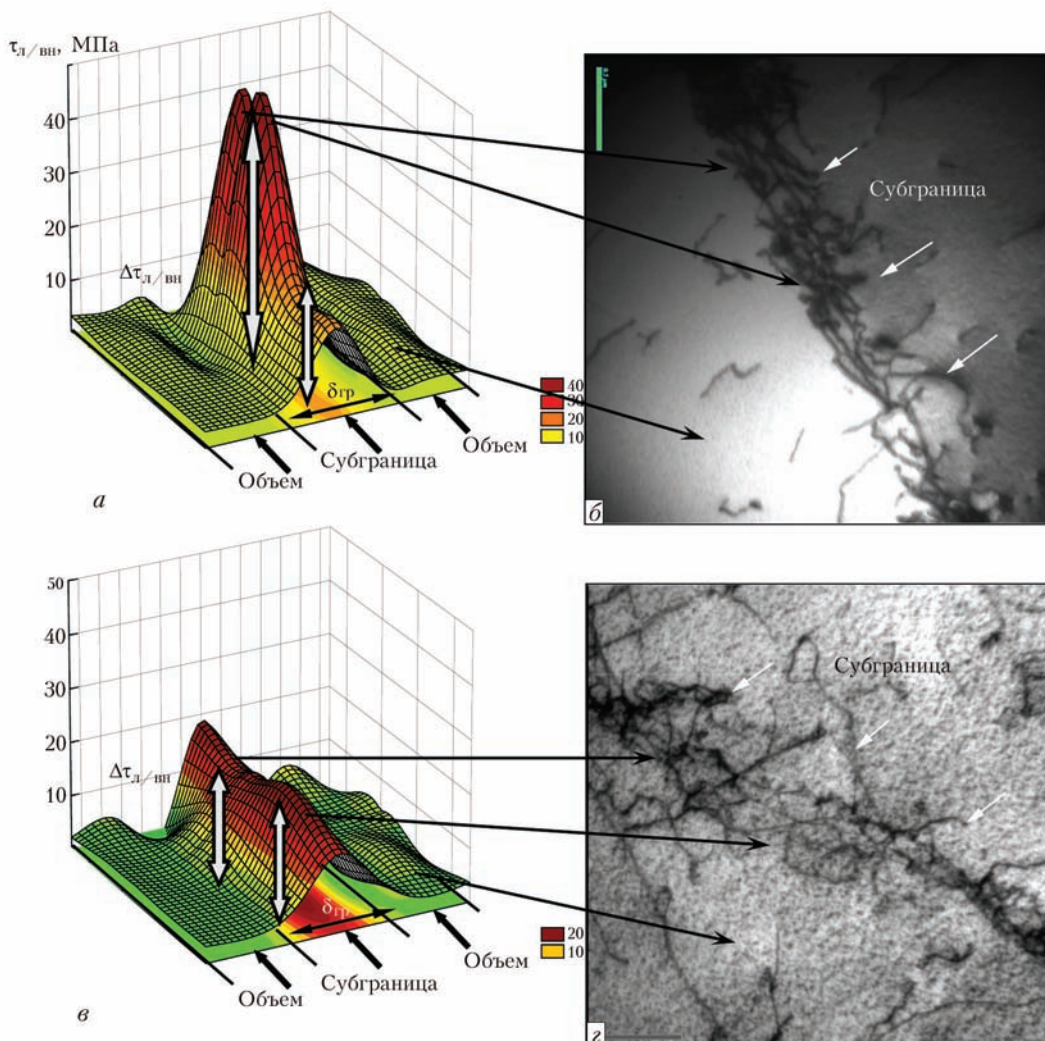


Рис. 7. Распределение (а, в) локальных внутренних напряжений ($\tau_{\text{л/вн}}$) и их градиентов ($\Delta\tau_{\text{л/вн}}$) в субструктуре (б, г, $\times 25000$) монокристаллического слитка вольфрама, полученного при различных скоростях плазменно-индукционного выращивания, мм/мин: а, б — 17; в, г — 70

либо равномерное распределение дислокаций) [10–12]. При этом поле внутренних напряжений, создаваемое дислокационной структурой (плотностью дислокаций) определяется зависимостью [11] $\tau_{л/вн} = Gbh\rho/[\pi(1-\nu)]$, где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги; ν — коэффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций.

В результате выполненных оценок установлено, что зоны с наибольшими значениями локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ (до 42 МПа) формируются в условиях минимальных (V_{\min}) скоростей выращивания вдоль субзеренных границ в местах дислокационных скоплений ($\rho = 10^9 \text{ см}^{-2}$) (рис. 7, а, б). Снижение значений $\tau_{л/вн}$ вдоль субзеренных границ характерно для максимальной (V_{\max}) скорости выращивания ($\tau_{л/вн} = 17...33 \text{ МПа}$, рис. 7, в), чему способствует равномерное распределение плотности дислокаций (рис. 7, з).

Выводы

1. Изучена структура крупного профилированного вольфрамового слитка, полученного способом аддитивного плазменно-индукционного послойного выращивания на монокристаллическую затравку при различных скоростях процесса, и показано, что слиток представляет собой монокристаллическое тело с кристаллографической ориентацией, заданной затравочным кристаллом.

2. Установлено, что при переходе от минимальных скоростей ($V_{\min} = 17 \text{ мм/мин}$) к средним ($V_{\text{ср}} = 46 \text{ мм/мин}$) и максимальным скоростям ($V_{\max} = 70 \text{ мм/мин}$) выращивания, структура по всей высоте слитка однородная с сохранением кристаллографической ориентации.

3. Показано, что увеличение скорости выращивания до 70 мм/мин приводит к незначительному уменьшению микротвердости, измельчению субструктуры при равномерном (безградиентном) распределении плотности дислокаций ($\rho = (2...3) \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$), что позволяет получать монокристаллы вольфрама с совершенной монокристаллической структурой (с малоугловыми границами) при углах разориентировки не превышающих 3° .

4. Установлено равномерное распределение дислокаций в различных сечениях профилированного вольфрамового слитка и отсутствие протяженных дислокационных скоплений — потенциальных концентраторов внутренних напряжений (зон зарождения и распространения трещин), что способствует увеличению трещиностойкости материала в эксплуатационных условиях.

Список литературы

1. Шаповалов В. А., Коваленко А. А., Латаш Ю. В. и др. (1993) Исследование процесса выращивания плоских монокристаллов вольфрама и молибдена. *Проблемы специальной электротехнологии*, **1**, 79–82.
2. Шаповалов В. А., Якуша В. В., Гнзидыло А. Н., Никитенко Ю. А. (2016) Применение аддитивных технологий для выращивания крупных профилированных монокристаллов вольфрама и молибдена. *Автоматическая сварка*, **5–6**, 145–147.
3. Shapovalov V., Yakusha V., Manulyk A. (2015) Large refractory metals single crystals grown by plasma-induction zone melting. *XXIV International Materials Research Congress 2015, Cancun, Mexico August 16–20, 2015. Sociedad Mexicana de Materiales A. C. S6B-O007*. <http://mrs-mexico.Org.mx/imrc2015>.
4. Патон Б. Е., Шаповалов В. А., Григоренко Г. М. и др. (2016) *Плазменно-индукционное выращивание профилированных монокристаллов тугоплавких металлов*. Киев, Наукова думка.
5. Даровский Ю. Ф., Маркашова Л. И., Абрамов Н. П. и др. (1985) Метод препарирования для электронно-микроскопических исследований. *Автоматическая сварка*, **12**, 60.
6. Томас Г. (1963) *Электронная микроскопия металлов*. Москва, Изд. Иностран. лит.
7. Утевский Л. М. (1973) *Дифракционная электронная микроскопия в металловедении*. Москва, Металлургия.
8. Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. (1968) *Электронная микроскопия тонких кристаллов*. Москва, Мир.
9. Лякишев Н. П., Бурханов Г. С. (2002) *Металлические монокристаллы*. Москва, ЭЛИЗ.
10. Stroh A. N. (1954) The formation of cracks as a recoil of plastic flow. *Proc. of the Roy. Soc. A*, **223**, **1154**, 404–415.
11. Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняева Ю. В. (1985) *Структурные уровни деформации твердых тел*. Сибирское отделение, Наука.
12. Conrad H. (1963) Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel. *Acta Metallurgica*, **11**, 75–77.

References

1. Shapovalov, V.A., Kovalenko, A.A., Latash, Yu.V. et al. (1993) Investigation of growing process of tungsten and molybdenum single crystals. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **1**, 79–82 [in Russian].
2. Shapovalov, V.A., Yakusha, V.V., Gnizdylo, A.N., Nikitenko, Yu.A. (2016) Application of additive technologies for growing large profiled single crystals of tungsten and molybdenum. *The Paton Welding J.*, **5–6**, 134–136.
3. Shapovalov, V., Yakusha, V., Manulyk, A. (2015) Large refractory metals single crystals grown by plasma-induction zone melting. In: *Proc. of 24th Int. Materials Research Congress 2015 (Cancun, Mexico, August 16–20, 2015)*. Sociedad Mexicana de Materiales A.C. S6B-O007. <http://mrs-mexico.Org.mx/imrc2015>
4. Paton, B.E., Shapovalov, V.A., Grigorenko, G.M. et al. (2016) *Plasma-induction growing of profiled single crystals of refractory metals*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
5. Darovsky, Yu.F., Markashova, L.I., Abramov, N.P. et al. (1985) Preparation method for electron microscopic examinations. *Avtomaticheskaya Svarka*, **12**, 60 [in Russian].
6. Tomas, G. (1963) *Electron microscopy of metals*. Moscow, Inostrannaya Literatura [in Russian].
7. Utevsky, L.M. (1973) *Diffraction electron microscopy in physical metallurgy*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

8. Hirsh, P., Khovi, A., Nikolson, R. et al. (1968) *Electron microscopy of thin crystals*. Moscow, Mir [in Russian].
9. Lyakishev, N.P., Burkhanov, G.S. (2002) *Metallic single crystals*. Moscow, ELIZ [in Russian].
10. Stroh, A.N. (1954) The formation of cracks as a recoil plastic flow. *Proc. of the Roy. Soc. A*, 223(1154), 404–415.
11. Panin, V.E., Likhachev, V.A., Grinyaeva, Yu.V. (1985) *Structural levels of deformation of solid bodies*. Sibirskoe Otdelenie, Nauka [in Russian].
12. Conrad, H. (1963) Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel. *Acta Metallurgica*, 11, 75–77.

**СТРУКТУРА КРУПНИХ ПРОФІЛЬОВАНИХ МОНОКРИСТАЛІВ ВОЛЬФРАМУ,
ОТРИМАНИХ АДТИВНИМ ПЛАЗМОВО-ІНДУКЦІЙНИМ НАПЛАВЛЕННЯМ
Б. Є. Патон, Г. М. Григоренко, Л. І. Маркашова, В. О. Шаповалов, О. М. Берднікова,
Є. В. Половецький, В. В. Якуша, А. Н. Гніздило**

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

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

Вивчено структуру крупного профільованого монокристалічного вольфрамового зливку, отриманого способом адитивного плазмово-індукційного пошарового вирощування на монокристалічну затравку при різних швидкостях процесу (17...70 мм/хв). Дослідження (мікротвердості, розмірів субзеренної структури, кутів розорієнтування субзерен, характеру розподілу дислокацій та ін.) проводили на всіх структурних рівнях зі застосуванням комплексу експериментальних методів сучасного фізичного матеріалознавства, включаючи світлову, растрову та просвічуючу мікродіфракційну електронну мікроскопію. Показано, що злинок є монокристалічним тілом з кристаліграфічною орієнтацією, яка була задана затравочним кристалом. Збільшення швидкості вирощування до 70 мм/хв призводить до незначного зменшення мікротвердості, подрібнення субструктури при рівномірному розподілі щільності дислокацій, що дозволяє отримувати монокристали вольфраму з досконалою монокристалічною структурою (з малокутовими границями) при кутах розорієнтації що не перевищують 3°. Бібліогр. 12, табл. 3, іл. 7.

Ключові слова: вольфрам; плазмово-індукційне вирощування; монокристалічний злинок; структура; розорієнтація субзерен; щільність дислокацій

**STRUCTURE OF LARGE PROFILED SINGLE CRYSTALS OF TUNGSTEN,
PRODUCED BY ADDITIVE PLASMA-INDUCTION SURFACING
B. E. Paton, G. M. Grigorenko, L. I. Markashova, V. A. Shapovalov,
E. N. Berdnikova, E. V. Polovetsky, V. V., Yakusha, A.N. Gnizdylo**

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

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

Studied was the structure of large tungsten billet, produced by the method of additive plasma-induction layer-by-layer growing on monocrystalline primer at different speeds of the process (17...70 mm/min) The investigations (of microhardness, sizes of subgrained structure, angles of subgrains disorientation, nature of distribution of dislocations, etc.) were carried out at all the structural levels by using a complex of experimental methods of modern physical materials science, including light, scanning and transmission microdiffraction electron microscopy. It is shown that the ingot represents a monocrystalline body with a crystallographic orientation, preset by the priming crystal, The increase in rate of growing up to 70 mm/min leads to a negligible decrease in microhardness, refining of structure at the uniform distribution of density of dislocations that allows producing tungsten single crystals with a perfect monocrystalline structure (with low-angle boundaries) at angles of disorientation, not exceeding 3°. Ref. 12, Tabl. 3, Fig. 7.

Key words: tungsten; plasma-induction growing; single-crystal ingot; structure; disorientation of subgrains; density of dislocations

Поступила 30.08.2018

МОДЕЛИРОВАНИЕ АДДИТИВНОГО ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ТОНКОСТЕННЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК

В. А. Костин, Г. М. Григоренко

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.
03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе представлены результаты моделирования температурных полей, напряжений и деформаций при формировании аддитивной многослойной конструкции из алюминиевого сплава 1561, низколегируемой конструкционной стали марки 09Г2С и титанового сплава марки Grade 2. На основании экспериментальных результатов, полученных в ИЭС им. Е. О. Патона, при аддитивных наплавках данных материалов проведено компьютерное моделирование с целью улучшения технологии проведения процесса. В ходе расчетов проанализировано влияние алгоритма последовательности нанесения аддитивных слоев (наплавление цилиндрической оболочки по кольцу или по спирали) на распределение температур при наплавке и ее устойчивость к внешним нагрузкам. Установлено, что при формировании цилиндрических оболочек аддитивным способом целесообразно использовать технологию наплавления по спирали и применять менее теплопроводные конструкционные материалы (конструкционные стали, титановые сплавы). Библиогр. 21, табл. 1, ил. 10.

Ключевые слова: аддитивное производство; моделирование; наплавление по спирали; цилиндрические оболочки; устойчивость; остаточные напряжения

В современном строительстве, авиационной и космической технике, а также в ряде других областей промышленного производства большое значение приобретает использование тонкостенных цилиндрических оболочек, выполненных из различных материалов [1–3].

Такие оболочки могут использоваться для корпусов ракетных двигателей твердого топлива, строительных куполообразных сооружений, резервуаров для хранения активных и криогенных жидкостей, т. е. как конструкции, работающие при высоких внутренних давлениях при осесимметричной внешней нагрузке.

В качестве исходных материалов для их производства часто используются различные конструкционные (низколегируемые высокопрочные, нержавеющие, коррозионностойкие) стали, титановые и алюминиевые сплавы, композиционные материалы на основе титана, алюминия и керамики [4–7].

Без таких материалов невозможно развитие современной авиационной и ракетно-космической техники, создание совершенных пространственных конструкций, удовлетворяющих определенному сочетанию эксплуатационных свойств, устойчивых к самым сложным механическим и тепловым нагрузкам.

Использование тонкостенных оболочек позволяет значительно уменьшить вес конструкции при сохранении максимального объема, обеспечить

необходимую прочность и жесткость, позволяет использовать большое разнообразие сложных форм при проектировании конструкций различного вида.

Традиционно такие оболочки получают различными методами штамповки: инструментальной, магнито-импульсной, электрогидравлической, взрывом, а также способом ротационной вытяжки, изгиба тонколистового проката и последующего соединения его краев сваркой [8, 9].

В случае использования оболочек переменной толщины возникает проблема удаления лишнего материала. Это достигается путем механического фрезерования или химического травления, что значительно увеличивает длительность процесса ее изготовления и заметно повышает себестоимость производства. Возникающие в процессе этих операций механические дефекты на поверхности оболочки делают ее не пригодной к восстановлению в случае ремонта.

Возобновление интереса к исследованию тонкостенных конструкций в последние годы вызвано не только появлением новых перспективных материалов и сплавов, бурным развитием средств вычислительной техники, но и возможностью использования новых способов их получения — аддитивных технологий [10–12].

Аддитивные технологии — это новый высокоэффективный способ создания деталей и конструкций, основанный на добавлении небольших порций материала в отличие от традиционных

технологий, где создание детали происходит путем удаления «лишнего» материала.

Изделия создаются за счет расплавления концентрированными источниками энергии металлического порошка [11], проволоки сплошного сечения или порошковой [13].

Использование в аддитивном процессе металлической проволоки вместо порошка позволяет повысить производительность металлургических процессов, обеспечить более высокую энергоэффективность, поднять коэффициент использования материала, понизить остаточные напряжения и деформации, обеспечить требуемый комплекс эксплуатационных свойств.

Применение аддитивного метода в процессе ремонта тонкостенных оболочек может позволить восстановить их структурную целостность и несущую способность.

Вместе с тем создание работающей тонкостенной конструкции требует проведения предварительного лабораторного исследования и компьютерного моделирования с учетом масштабного фактора.

Цель представленной работы — улучшение технологии процесса формирования тонкостенной оболочки, полученной аддитивным методом, на основе моделирования температурных полей, напряжений и деформаций, формирующихся в оболочке, и сравнение параметров устойчивости оболочек, полученных при различной последовательности нанесения аддитивных слоев, с параметрами устойчивости оболочки, полученной существующими способами.

Материалы и методика исследований. Исходя из того, что технология аддитивного производства позволяет послойно создавать изделия размер которых в одном из направлений значительно меньше, чем в других (до 2 мм), было целесообразно исследовать ее возможности для создания тонкостенных конструкций.

В свете того, что тонкостенные конструкции широко используются в аэрокосмической технике, судостроении и промышленном строительстве, для исследований были отобраны два типа конструкционных материалов — титановый сплав марки Grade 2 и конструкционная низколегированная сталь марки 09Г2С.

В связи с особенностями формирования конструкций из титановых сплавов (высокие мощность источника нагрева и вакуум в камере нанесения) использовали специализированную систему аддитивного наплавления xBeam 3D Metal Printing. Данная система разработана и ре-

ализована в полнофункциональном оборудовании ЧАО «НВО «Червона Хвиля» [14]. Система основана на применении полого конического электронного луча (ЭЛ) в качестве источника нагрева и использовании проволоки как расходного материала. Это создает благоприятные условия для расплавления расходного материала и его послойного контролируемого наплавления.

Для формирования изделий из конструкционной стали использовали электродугую (ЭД) систему создания аддитивных конструкций с помощью сварочного робота «ABB IRB-1600». Данная система разработана в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. Разработано программное обеспечение для создания 3D модели, основанное на сканировании аддитивной наплавки, планировании траектории перемещения сварочной горелки с учетом коррекции данных от лазерно-телевизионного и видеопирометрического сенсоров [15].

На рис. 1 представлены тонкостенные изделия из исследуемых материалов, полученные аддитивным способом. В качестве исходного материала для аддитивного наплавления 3D изделий использовали сварочные проволоки соответствующего состава и толщины.

С целью улучшения технологии процесса создания тонкостенной оболочки аддитивным способом, сокращения времени и материальных ресурсов, необходимых на его проведение, применили компьютерное моделирование.

При моделировании использовали титановый сплав марки Grade 2 (BT1-0), содержащий 0,03 % N, 0,1 % C, 0,25 % O, 0,3 % Fe. Предел текучести сплава составлял 275 МПа, предел прочности — 345 МПа.

В расчетах использовали низколегированную сталь марки 09Г2С, применяемую для сварных кон-

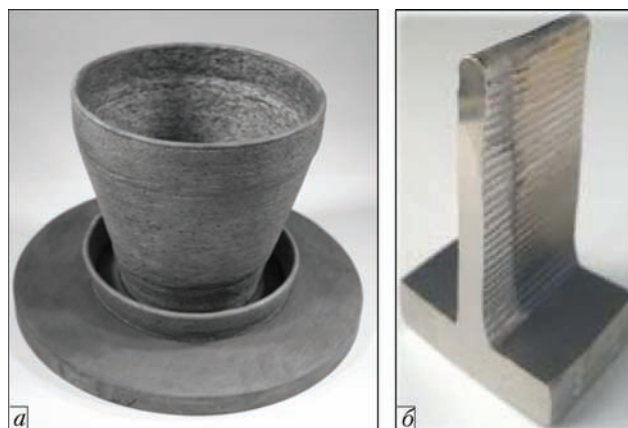


Рис. 1. Внешний вид изделий, полученных аддитивной наплавкой из низколегированной стали марки 09Г2С (диаметр проволоки 1,8 мм) (а) и титанового сплава марки Grade 2 (диаметр проволоки 1,2 мм) (б)

Влияние температуры нагрева на теплофизические свойства сталей и сплавов						
Температура, °С	Плотность, кг/м ³	Коэффициенты				Модуль упругости, ГПа
		теплопроводности, Вт/м·К	теплоемкости, Дж/кг·К	термического расширения, 10 ⁻⁶ /К	Пуассона	
Титановый сплав Grade 2						
25	4,51	21,62	—	—	0,312	116,99
100	4,5	19,36	567,30	9,08	0,315	112,60
200	4,49	17,93	591,93	9,28	0,318	106,73
300	4,48	17,44	613,61	9,48	0,322	100,86
400	4,46	17,49	633,71	9,67	0,326	94,99
500	4,45	17,87	652,16	9,86	0,330	89,11
600	4,44	18,46	679,62	10,04	0,334	83,23
700	4,42	19,21	716,48	10,22	0,338	77,12
800	4,41	20,08	1024,52	10,37	0,343	70,51
900	4,40	21,22	1152,47	10,21	0,355	56,03
1000	4,39	22,79	640,46	9,44	0,375	40,68
Сталь 09Г2С						
25	7,91	23,61	451,30	—	0,29	201,27
100	7,87	24,72	478,03	19,33	0,30	196,25
200	7,83	25,94	509,11	19,53	0,30	188,83
300	7,78	26,84	540,92	19,73	0,31	180,36
400	7,73	27,40	576,87	19,93	0,31	170,85
500	7,69	27,68	620,39	20,13	0,32	160,42
600	7,64	27,76	677,87	20,34	0,32	149,21
700	7,59	27,77	765,51	20,54	0,32	137,37
800	7,54	27,88	905,33	20,75	0,33	125,06
900	7,53	27,23	611,08	18,88	0,35	114,37
1000	7,48	28,40	626,65	19,59	0,35	104,47
Алюминиевый сплав 1561						
25	2,64	107,83	960,36	22,62	0,331	69,28
100	2,62	118,59	965,47	23,41	0,334	66,72
200	2,60	129,12	1008,35	24,44	0,339	62,91
300	2,58	137,04	1050,27	25,49	0,344	58,65
400	2,5	143,16	1085,28	26,55	0,350	53,94
500	2,54	147,78	2469,84	27,62	0,357	48,77
600	2,45	118,05	6388,35	43,33	0,419	5,19
700	2,33	86,83	—	65,97	0,500	0,00

струкций, содержащую 0,12 % С, 0,6 % Si, 1,5 % Mn, 0,3 % Cu, 0,04 % S, 0,003 % P. Предел текучести стали составлял 345 МПа, предел прочности — 490 МПа, относительное удлинение — 21 %.

В связи с тем, что в практике создания цилиндрических оболочек для аэро- и ракетно-космической техники широко распространено использование высокопрочных алюминиевых сплавов, было целесообразно применить разработанные подходы к анализу создания аддитивных оболочек для данных сплавов. В связи с ограничением доступа к экспериментальным результатам в этой отрасли в качестве прогнозируемого варианта проведено моделирование электродуговой наплавки проволокой тонкостенного изделия из деформируемого алюминиевого сплава марки 1561 (АМг61) в защитной среде аргона. Сплав марки 1561 содержит 6,1 % Mg, 0,9 % Mn, 0,4 % Si, 0,4 % Fe, 0,003 % Be,

0,12 % Zr. Данный сплав широко применяется при производстве тонкостенных элементов аэрокосмической техники. Алюминиевый сплав имеет предел текучести не менее 250 МПа, а предел прочности — не менее 360 МПа.

Для проведения компьютерного моделирования формирования тонкостенной цилиндрической оболочки аддитивным способом использовали пакет междисциплинарных исследований COMSOL Multiphysics и математическую модель аддитивного процесса, представленные в работах [17, 18], а необходимые физико-механические свойства материалов рассчитывали с использованием метода CALPHAD [16]. Расчетная зависимость физико-механических свойств материалов от температуры приведена в таблице.

Для удобства расчета в данной работе использовали цилиндрическую систему координат. Пре-

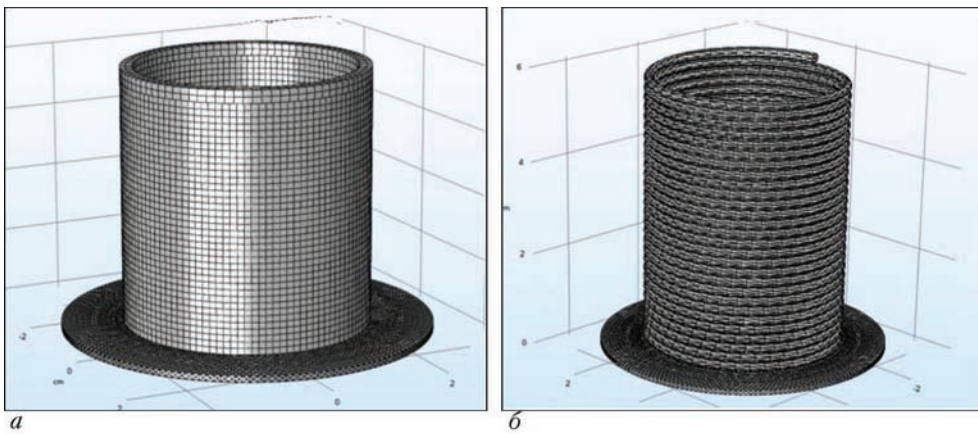


Рис. 2. Последовательность нанесения аддитивных слоев по кольцу (а); спирали (б)

образование декартовой системы координат в цилиндрическую выполняли согласно уравнениям

$$x = R \cos wt, \quad y = R \sin wt, \quad z = ht,$$

где R — радиус оболочки; w — угловая скорость наплавления; h — толщина слоя; t — время.

Геометрия расчетной цилиндрической оболочки представляет собой последовательно наносимые на подложку по окружности радиусом 20 мм слои материала шириной и толщиной по 2 мм. Количество наносимых слоев должно удовлетворять условию «тонкостенности», т. е. оболочка считается тонкой, если $h/R \leq 1/10 \dots 1/20$. Исходя из выбранных параметров это условие выполнялось при количестве слоев больше 10.

Технологические параметры аддитивного наплавления

Мощность источника нагрева (Al/Fe/Ti), кВт	0,6/1,0/5,0
Толщина пластины, мм	5
Толщина наплаваемого слоя, мм	2
Ширина наплавки, мм	2
Радиус наплавки, мм	20
Высота наплавки, мм	40
Количество слоев, шт.	20
Скорость перемещения дуги, об/с	0,1; 0,2; 1,0
Количество наплаваемых слоев, шт.	20...30

Выбор мощности дугового источника нагрева определялся характерными режимами сварок для данного типа материала: электронно-лучевой титановых сплавов — 5 кВт, дуговой в среде защитных газов низколегированных сталей — 1 кВт и дуговой алюминиевого сплава плавящимся электродом — 0,6 кВт.

Исследовали два способа нанесения аддитивных слоев — по кольцу и спирали (рис. 2). Угловую скорость наплавления одного слоя определяли исходя из технологических возможностей установок и она составила 0,1, 0,5 и 1,0 об/с.

Исходя из результатов эксперимента принято, что в начальный момент времени наносимый материал находится в температурном интервале твердожидкого состояния. Этому состоянию со-

ответствует часть температурного интервала кристаллизации, ограниченная сверху температурой ликвидуса, при которой начинает формироваться жесткий каркас из твердой фазы, а снизу — температурой солидуса, при которой жидкая фаза полностью исчезает. Такой подход позволяет не учитывать в расчетах жидкую фазу при формировании слоев.

В расчетах применяли модель упруго-пластического материала. Напряжения и деформации в модели возникают в результате развития усадочных явлений уменьшения объема материала при охлаждении.

Решение дифференциальных уравнений проводили методом конечных элементов (МКЭ), путем построения неоднородной адаптивной сетки и задания в каждой ячейке сетки интерполяционного многочлена Лагранжа второго порядка. Так как геометрия наплавки имеет симметричный вид, то для сокращения ресурсов вычислительной техники расчет проводили на половине изделия.

Полученные результаты и их обсуждение. В ходе расчетов проанализировано влияние различных параметров наплавления (скорости, типа материала, толщины наплавки) на характер изменения средней и минимальной температур цилиндрической наплавки. Анализ данных параметров необходим для того, чтобы оценить возможное влияние структурных превращений, которые могут проходить в этих материалах при нагреве, на конечную микроструктуру, величину напряжений и деформаций, вызванных фазовыми превращениями. рассчитано поле температур, напряжений, деформаций и перемещений при формировании цилиндрической оболочки аддитивным способом.

Результаты моделирования температурных полей при последовательном наплавлении 20-ти слоев тонкостенной оболочки приведены на рис. 3. Анализ полученных результатов показывает почти

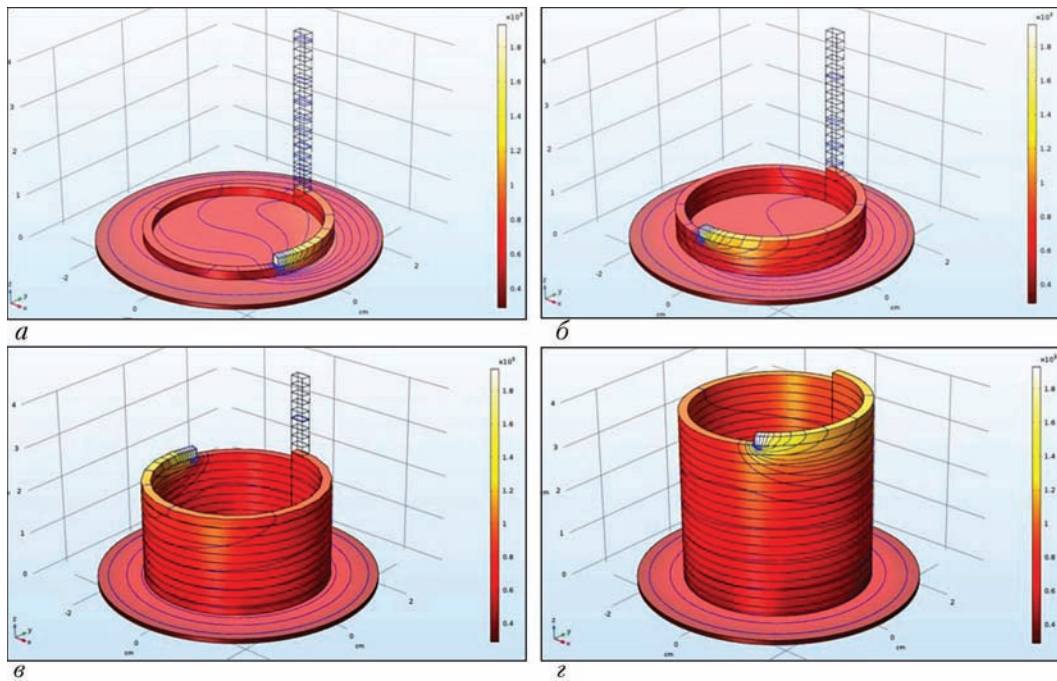


Рис. 3. Распределение температуры (K) в цилиндрической оболочке из титанового сплава Grade 2, полученной со скоростью 0,1 об/с по времени, с: а — 13; б — 35; в — 108; з — 194

однородное распределение температуры по толщине наплавляемого слоя.

Характер распределения температуры оболочки из стали 09Г2С по высоте приведен на рис. 4. Анализ распределения температуры по высоте оболочки показывает, что при нанесении на подложку 9...10-ти слоев температура подложки практически не изменяется и не превышает 500 К (200...230 °С) и, следовательно, ее структурно-фазовое состояние дальше не изменяется.

В работе для исследуемых материалов рассчитаны термические циклы нагрева и охлаждения цилиндрической оболочки, полученной аддитивным способом. На рис. 5 представлены термические циклы, полученные при скорости нанесения 0,2 об/с. Время наплавления одного слоя составляло 5 с.

Расчеты показывают, что самая быстрая стабилизация температуры оболочки наблюдается при

наплавлении проволокой из стали 09Г2С и после 35...40 с температура оболочки в нижней части не меняется (рис. 5, кривая 2). Для алюминиевого сплава 1561 это время составляет 65...70 с (рис. 5, кривая 3). Для титанового сплава Grade 2 стабилизации не происходит (рис. 5, кривая 1).

Расчеты показывают, что в зависимости от состава используемой проволоки максимальная температура наплавки превышала температуру плавления данного материала на 50...75 °С (для алюминиевого сплава 1561), 100...150 °С (для стали 09Г2С) и 200 °С (для титанового сплава Grade 2).

Помимо однородности температурного поля и структурного состояния металла вдоль стенки оболочки необходимо поддерживать стационарным температурный режим наплавки по высоте.

Для оценки однородности температурного поля по высоте оболочки была определена ее средняя и

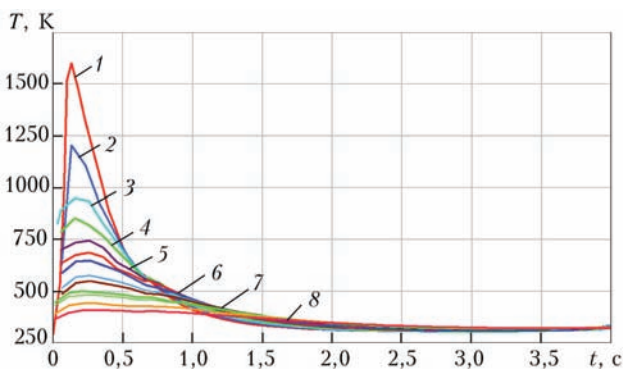


Рис. 4. Распределение температуры по высоте оболочки из стали 09Г2С при нанесении 40-ка слоев, мм: 1 — 40; 2 — 35; 3 — 30; 4 — 25; 5 — 22; 6 — 20; 7 — 15; 8 — 10

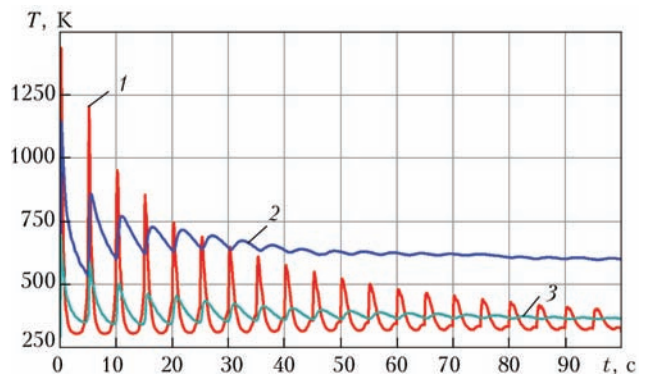


Рис. 5. Термические циклы наплавления цилиндрической тонкостенной оболочки: 1 — титановый сплав Grade 2; 2 — сталь 09Г2С; 3 — алюминиевый сплав 1561

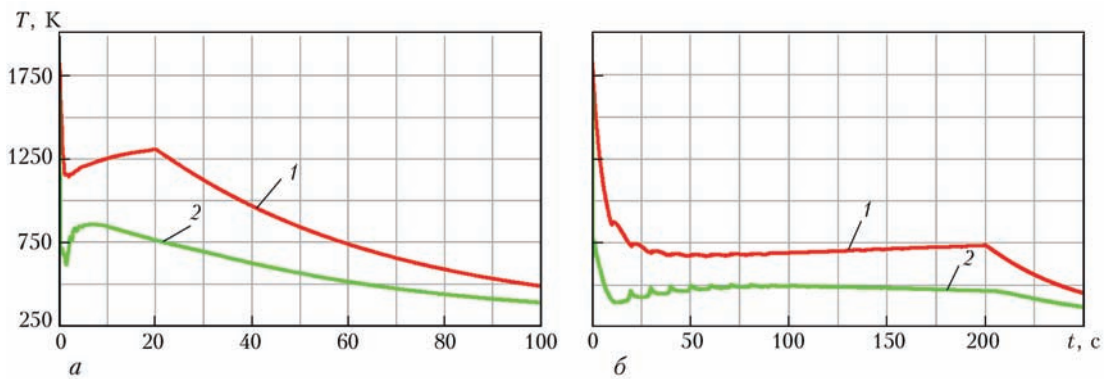


Рис. 6. Влияние скорости наплавки на среднюю (1) и минимальную (2) температуры цилиндрической наплавки титанового сплава Grade 2: а — 1; б — 0,1 об/с

минимальная температуры (усредненные по площади наплавки) в процессе наплавки (рис. 6).

Результаты расчетов показали, что средняя температура наплавки постепенно возрастает, однако с уменьшением скорости наплавки эта тенденция снижается. Так, при наплавлении титанового сплава Grade 2 средняя температура наплавки возрастает примерно с 1100 до 1280 К (приблизительно 1000 °С) при скорости наплавки 1 об/с, и приблизительно с 700 до 770 К (около 500 °С) при скорости наплавки 0,1 об/с. Минимальная температура наплавки постепенно возрастает при наплавлении первых 3...4-х слоев, а затем стабилизируется. Снижение этих параметров после 20 с (рис. 6, а) и 200 с (рис. 6, б) связано с окончанием наплавки и постепенным остыванием наплавки. Остывание наплавки при высокой скорости наплавки происходит значительно медленнее, чем при низкой.

Анализ распределения температур по высоте наплавки показывает, что в зависимости от типа используемого материала влияние расплавленной проволоки на уже нанесенные слои наплавки различно (рис. 7). Так, наибольший отпуск в результате воздействия предыдущих слоев достигается при наплавке алюминиевого сплава 1561, которое распространяется на нижележащие 8...10 слоев (рис. 7, а). При нанесении расплавленной проволоки из стали 09Г2С или титанового сплава Grade 2 это влияние существенно ниже. Для стали оно составляет 3...4 слоя, для титанового сплава — 1...2 (рис. 7, б, в). Полученные результаты объясняются заметно более высокой теплопроводностью алюминиевого сплава (100...150 Вт/м·К, таблица) по сравнению со сталью (23...28 Вт/м·К) или титановым сплавом (17...25 Вт/м·К).

Цилиндрическая конструкция из алюминиевого сплава 1561 остывает заметно медленнее и повторный разогрев достигает более глубоких слоев, что приводит к росту размера зерна и заметному

разупрочнению изделий из этих сплавов. Использование в аддитивном процессе стали 09Г2С и титанового сплава Grade 2 приводит к формированию более однородной структуры наплавки и снижает остаточные напряжения, образующиеся при формировании цилиндрической оболочки.

В ходе расчетов проанализировано влияние алгоритма нанесения аддитивной цилиндрической наплавки (наплавление по кольцу или спирали) на

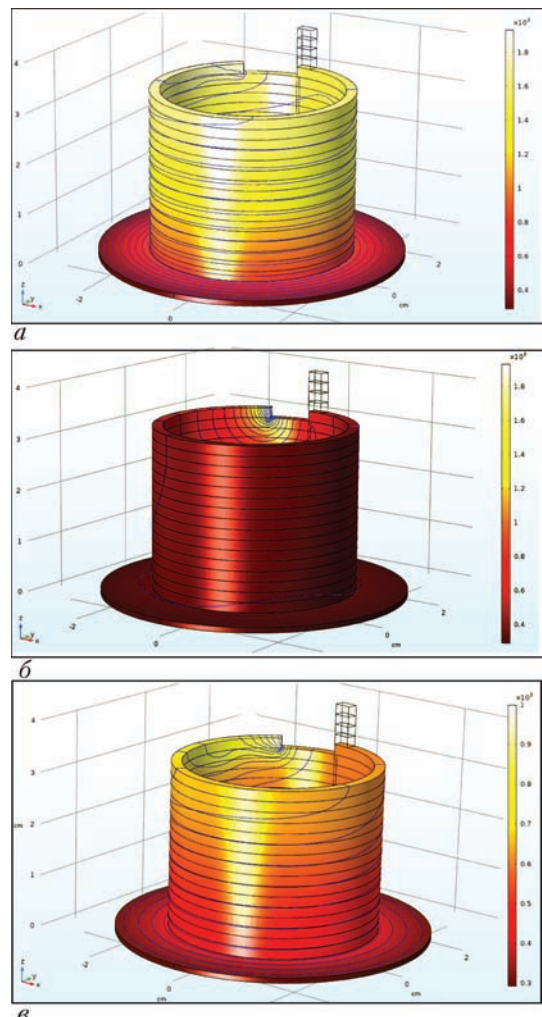


Рис. 7. Влияние материала наплавки на температурное поле в ней: а — сплав 1561; б — сталь 09Г2С; в — сплав Grade 2

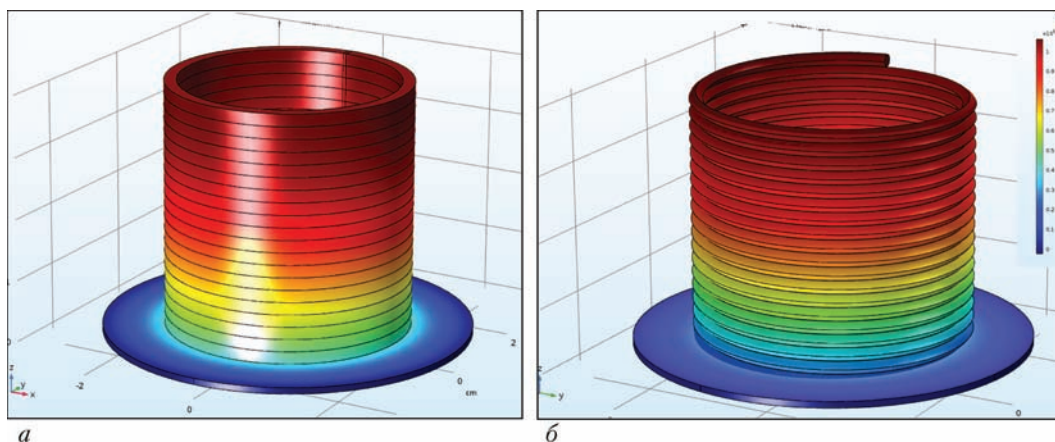


Рис. 8. Влияние последовательности нанесения аддитивных слоев титанового сплава Grade 2 на температурное поле в ней: *а* — по кольцу; *б* — по спирали

температуру наплавки и параметры устойчивости аддитивной оболочки к внешним нагрузкам (рис. 8).

Анализ полученных результатов показал, что спиралевидная наплавка нагревается до более высоких температур по сравнению с кольцевой. По-видимому это связано с пониженной передачей тепла между слоями. При этом наплавка быстрее остывает, что определяется большей площадью охлаждаемой поверхности.

Параметры охлаждения цилиндрической наплавки менее теплопроводного титанового сплава Grade 2 по сравнению с наплавкой из стали 09Г2С обеспечивают более высокие уровни температур и, как следствие, возможно повышение перегрева жидкой ванны и выход из диапазона температур твердожидкого состояния для данного сплава (T_{sol}/T_{liq}). Тем самым повышается риск протекания жидкого расплава по боковой поверхности цилиндрической наплавки.

В работе проанализировано различие механической устойчивости цилиндрических аддитивных оболочек, полученных различными способами.

Первые теоретические решения задачи по определению критической нагрузки для сжатой в осевом направлении тонкостенной цилиндрической оболочки были даны Р. Лоренцом и С. Тимошенко в начале прошлого века [19, 20]. Они определяли наименьшую нагрузку, при которой наряду с начальным безмоментным состоянием появлялись смежные изгибные состояния равновесия оболочки. Такую постановку задачи устойчивости оболочек называют классической.

В настоящее время существует большое разнообразие критериев устойчивости оболочек.

Например, критической нагрузкой можно считать нагрузку, при которой происходит переход от одной формы равновесия к другой (часто используется при исследовании устойчивости линейно-упругих оболочек). Можно принять за крити-

ческую нагрузку таковую, при которой происходит бесконечное возрастание прогибов (используется при исследовании ползучести оболочек). Можно использовать критерий, согласно которому при критической нагрузке скорость прогиба стремится к бесконечности (используется при исследовании динамических нагрузок). Существует и ряд других критериев [21].

При анализе устойчивости цилиндрических оболочек, полученных аддитивным способом, необходимо принимать во внимание наличие остаточных напряжений, которые формируются на границе нанесенных слоев. В случае нанесения слоев по кольцу остаточные напряжения на границах составляют 40...50 МПа, в то время, как при нанесении слоев по спирали, остаточные напряжения оказываются несколько ниже и составляют 10...30 МПа. При этом, как показали предыдущие исследования [18], наибольший уровень напряжений наблюдается на границе аддитивных слоев и подложки. В этом случае уровень напряжений составляет 100...150 МПа.

Характер распределения напряжений в цилиндрических оболочках, полученных различными способами, под действием внешней нагрузки 50 МПа вдоль оси оболочки, приведен на рис. 9.

Как видно из приведенных результатов, наличие дополнительных малых напряжений (10...20 МПа), которые формируются на границе нанесенных аддитивных слоев, изменяет в целом характер распределения напряжений в оболочках под действием осевой нагрузки.

Для оболочки, полученной традиционным способом из сплошного листа (рис. 9, *а*), максимальные напряжения наблюдаются в верхней части ее и составляют 60...65 МПа. Для оболочки, полученной из последовательно нанесенных по кольцу слоев, максимальные напряжения формируются в нижней ее части (рис. 9, *б*) и состав-

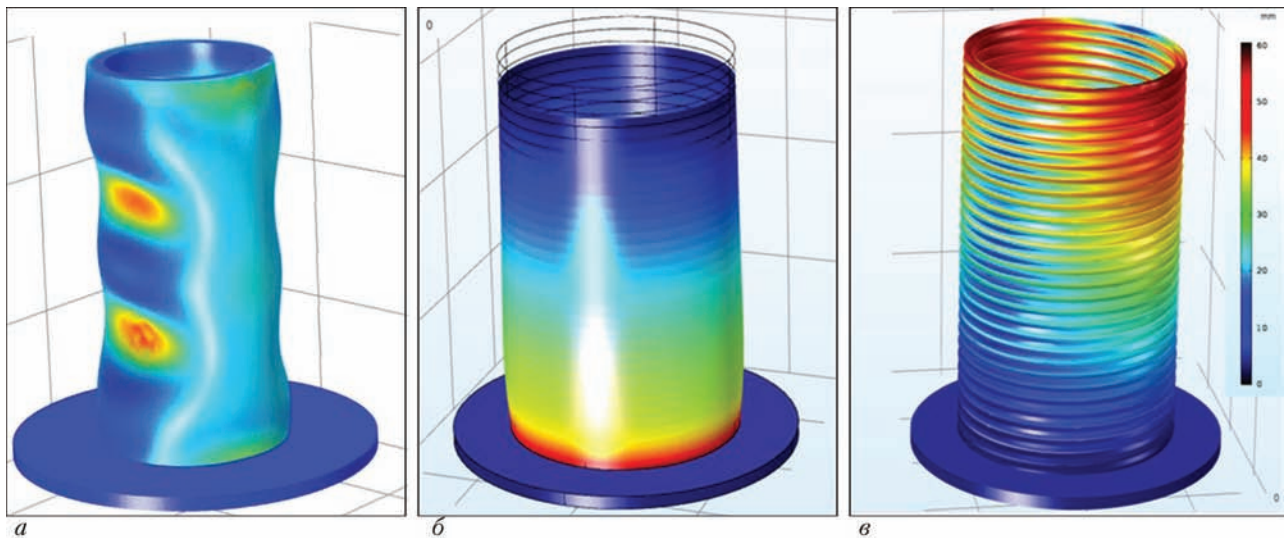


Рис. 9. Распределение напряжений в цилиндрической оболочке из титанового сплава Grade 2 под действием осевой внешней нагрузки 50 МПа, полученной различными способами: *а* — традиционным из листа; *б* — многослойной наплавкой по кольцу; *в* — многослойной наплавкой по спирали

ляют 120...150 МПа. Для оболочки, полученной аддитивным нанесением слоев по спирали, максимальные напряжения формируются по всей оболочке более равномерно (рис. 9, *в*) и составляют 50...70 МПа.

Результаты анализа устойчивости оболочек, полученных различными способами, к действию внешней осевой нагрузки представлены на рис. 10. Исследования цилиндрических оболочек показали, что при многослойной наплавке по спирали достигается наибольший уровень критических напряжений (180...200 МПа), при которых она теряет устойчивость по сравнению с оболочками, полученными из сплошного листа (150...165 МПа), и многослойной наплавкой по кольцу (145...150 МПа).

Повышенная устойчивость цилиндрических оболочек, полученных многослойной наплавкой по спирали, связана с наличием малых остаточных напряжений (10...20 МПа), которые образуются на границе аддитивных слоев вследствие усадочных явлений. Возникновение дополнительных касательных напряжений вдоль спиральной направляющей приводит к возникновению небольшого вращающего момента у цилиндрической оболочки, что увеличивает уровень напряжений на границе оболочки и подложки и повышает риск ее отрыва от подложки.

Таким образом, на основании проведенной работы можно заключить, что при формировании цилиндрических оболочек аддитивным способом целесообразно использовать технологию наплавки по спирали и применять менее теплопроводные конструкционные материалы (стали и титановые сплавы).

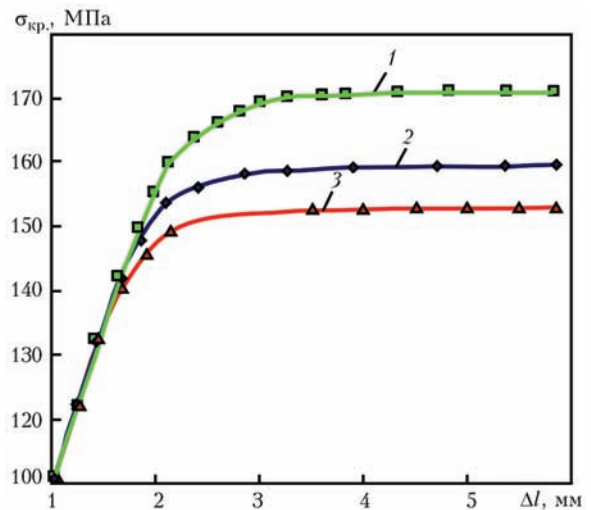


Рис. 10. Устойчивость цилиндрических оболочек, полученных различными способами: *1* — многослойной наплавкой по спирали; *2* — традиционным из листа; *3* — многослойной наплавкой по кольцу

Выводы

1. Показано, что использование деформируемых алюминиевых сплавов в аддитивном процессе создания цилиндрических оболочек не целесообразно в связи с тем, что цилиндрическая конструкция остывает заметно медленнее и повторный разогрев достигает более глубоких слоев, что приводит к росту размера зерна и заметному разупрочнению конструкций из этих сплавов.

2. Для улучшения технологии создания тонкостенной цилиндрической оболочки аддитивным способом целесообразно использовать алгоритм последовательного нанесения аддитивных слоев по спирали и применять менее теплопроводные конструкционные материалы (стали и титановые сплавы).

3. Повышенная устойчивость цилиндрических оболочек, полученных многослойной наплавкой по спирали, к осевой нагрузке связана с наличием малых остаточных напряжений (10...20 МПа), которые образуются на границе аддитивных слоев вследствие усадочных явлений.

Список литературы

1. Кривошапко С. Н. (2013) О возможностях оболочечных сооружений в современной архитектуре и строительстве. *Строительная механика инженерных конструкций и сооружений*, **1**, 51–56.
2. Буланов И. М., Воробей В. В. (1998) *Технология ракетных и аэрокосмических конструкций из композиционных материалов*: учеб. для вузов. Москва, Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана.
3. (2017) *ВМС США напечатали готовый к погружению подводный аппарат*. <https://hi-news.ru/technology/vms-ssha-napechatali-gotovuj-k-pogruzheniyu-podvodnyj-apparat.html>
4. Ночовная Н. А., Анташев В. Г. (2007) Титан спускается на Землю. *Мир транспорта*, **4**. <http://www.viam.ru/public>.
5. (2016) Титан — материал XXI века. *Судостроение. Металлургия. Машиностроение. Энергетика*. <http://www.crisp-prometey.ru/about/activities/titanovyue-splavy-60.pdf>
6. Каблов Е. Н. (2007) Основные итоги и направления развития материалов для перспективной авиационной техники. *В сб. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007*. Москва, ВИАМ, 20–26.
7. Дубинчик Е. В., Пастушков В. Г., Янковский Л. В. (2013) Особенности применения композитных материалов в строительстве. *Модернизация и научные исследования в транспортном комплексе*, **3**, 175–181.
8. Голеньков В. А., Дмитриев А. М., Кухарь В. Д. и др. (2004) *Специальные технологические процессы и оборудование обработки давлением*. Москва, Машиностроение.
9. Барвинок В. А., Кирилин А. Н., Комаров А. Д. (2002) *Высокоэффективные технологические процессы изготовления элементов трубопроводных и топливных систем летательных аппаратов*. Москва, Наука и технологии.
10. Григоренко Г. М., Шаповалов В. А., Жуков В. В. (2016) Аддитивное производство металлических изделий (Обзор). *Автоматическая сварка*, **5–6**, 148–153.
11. Wong K. V., Hernandez A. (2012) A review of additive manufacturing. *International scholarly research network — mechanical engineering*, **2012**, Article ID 208760, doi:10.5402/2012/208760.
12. Махненко О. В., Миленин А. С., Великоиваненко Е. А. и др. (2017) Моделирование температурных полей для различных типов трехмерных образцов при их послыном формировании на оборудовании электронно-лучевой наплавки xBEAM 3D Metal Printer. *Сб. докл. восьмой между. конф. «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов»*. Киев, Международная Ассоциация «Сварка». <http://patonpublishinghouse.com/proceedings/ltwmp2017.pdf>.
13. Jandric Z., Labudovic M., Kovacevic R. (2004) Effect of heat sink on microstructure of three-dimensional parts built by welding-based deposition. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, **44(7–8)**, 785–796.
14. Ковальчук Д. В., Мельник В. И., Мельник И. В., Тугай Б. А. (2017) Новые возможности аддитивного производства с технологией xBeam 3D Metal Printing (Обзор). *Автоматическая сварка*, **12**, 26–33.

15. Шаповалов Е. В., Долиненко В. В., Коляда В. А. и др. (2016) Применение роботизированной и механизированной сварки в условиях возмущающих факторов. *Там же*, **7**, 46–51.
16. Lukas H. L., Fries S. G., Sundman B. (2007) *Computational Thermodynamics: The Calphad Method*. Cambridge, U.K., Cambridge University Press.
17. Костин В. А., Григоренко Г. М. (2017) Особенности формирования структуры 3D изделия из стали S460M в аддитивной металлургической технологии. *Современная электрометаллургия*, **3**, 33–42.
18. Григоренко Г. М., Костин В. А., Жуков В. В. (2017) Моделирование металлургического аддитивного процесса создания конструкций из стали 09Г2С. *Там же*, **2**, 35–44.
19. Lorenz R. (1911) Die nicht assensymmetrische. *Knickung dunnnwandiger Hohlzylinder Zeitschrift*, **7**, 241–260.
20. Тимошенко С. П. (1914) К вопросу о деформации и устойчивости цилиндрической оболочки. *Вестн. о-ва технол.*, **21**, 785–792.
21. Карпов В. (2010) *Прочность и устойчивость подкрепленных оболочек вращения*. В 2-х ч. Ч. 1. Модели и алгоритмы исследования прочности и устойчивости подкрепленных оболочек вращения. Москва, ФИЗМАТЛИТ.

References

1. Krivoshapko, S.N. (2013) On possibilities of shell constructions in modern architecture and building industry. *Stroit. Mekhanika Inzh. Konstrukts. i Sooruzhenij*, **1**, 51–56 [in Russian].
2. Bulanov, I.M., Vorobej, V.V. (1998) Technology of rocket and aerospace structures from composite materials. In: *Manual for institutes of higher education*. Moscow, MGTU im. N.E. Bauman [in Russian].
3. (2017) *3D printed NAVY US vessel ready to immersion*. <https://hi-news.ru/technology/vms-ssha-napechatali-gotovuj-k-pogruzheniyu-podvodnyj-apparat.html>
4. Nochovnaya, N.A., Antashev, V.G. (2007) Titanium goes down to Earth. *Mir Transporta*, **4**. <http://www.viam.ru/public> [in Russian].
5. (2016) Titanium is the material of 21st Century. *Sudostroenie. Metallurgiya. Mashinostroenie. Energetika*. <http://www.crisp-prometey.ru/about/activities/titanovyue-splavy-60.pdf> [in Russian].
6. Kablov, E.N. (2007) Main results and directions of development of materials for prospective aeronautical engineering. In: *75 years. Aircraft materials: Transact. of VIAM 1932–2007*. Moscow, VIAM, 20–26 [in Russian].
7. Dubinchik, E.V., Pastushkov, V.G., Yankovsky, L.V. (2013) Peculiarities of application of composite materials in building industry. *Modernizatsiya i Nauchn. Issledov. v Transportnom Komplekse*, **3**, 175–181 [in Russian].
8. Golenkov, V.A., Dmitriev, A.M., Kukhar, V.D. et al. (2004) *Special technological processes and equipment of pressure treatment*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
9. Barvinok, V.A., Kirilin, A.N., Komarov, A.D. (2002) *High-efficient technological processes for manufacture of components of piping and fuel systems of flying vehicles*. Moscow, Nauka i Tekhnologii [in Russian].
10. Zhukov, V.V., Grigorenko, G.M., Shapovalov, V.A. (2016) Additive manufacturing of metal products (Review). *The Paton Welding J.*, **5–6**, 148–153.
11. Wong, K.V., Hernandez, A. (2012) A review of additive manufacturing. *International scholarly research network — mechanical engineering*, **2012**, Article ID 208760, doi:10.5402/2012/208760.

12. Makhnenko, O.V., Milenin, A.S., Velikoivanenko, E.A. et al. (2017) Modeling of temperature field for different types of 3D samples at their layer-by-layer forming on installation using electron beam surfacing equipment xBeam 3D Metal Printer. In: *Proc. of 8th Int. Conf. on Beam Technologies and Materials Processing*. Kiev, IAW. <http://patonpublishinghouse.com/proceedings/ltwmp2017.pdf> [in Russian].
13. Jandric, Z., Labudovic, M., Kovacevic, R. (2004) Effect of heat sink on microstructure of three-dimensional parts built by welding-based deposition. *Int. J. of Machine Tools and Manufacture*, 44(7–8), 785–796.
14. Kovalchuk, D.V., Melnik, V.I., Melnik, I.V., Tugaj, B.A. (2017) New possibilities of additive manufacturing using xBeam 3D Metal Printing technology (Review). *The Paton Welding J.*, 12, 16–22.
15. Shapovalov, E.V., Dolinenko, V.V., Kolyada, V.A. et al. (2016) Application of robotic and mechanized welding under disturbing factor conditions. *Ibid.*, 7, 42–46.
16. Lukas, H.L., Fries, S.G., Sundman, B. (2007) *Computational Thermodynamics: The Calphad Method*. Cambridge, U.K., Cambridge University Press.
17. Kostin, V.A., Grigorenko, G.M. (2017) Peculiarities of formation of 3D structure of S460M steel product in additive metallurgical technology. *Sovrem. Elektrometall.*, 3, 33–42 [in Russian].
18. Grigorenko, G.M., Kostin, V.A., Zhukov, V.V. (2017) Modeling of metallurgical additive process of manufacture of 09G2S steel structures. *Ibid.*, 2, 35–44 [in Russian].
19. Lorenz, R. (1911) Die nicht assensymmetrische. *Knickung dunnwandiger Hohlzylinder Zeitschrift*, 7, 241–260 [in German].
20. Timoshenko, S.P. (1914) To problem of deformation and stability of cylindrical shell. *Vest. O-va Tekhnol.*, 21, 785–792 [in Russian].
21. Karpov, V. (2010) Strength and stability of reinforced rotation shells. In: 2. Pts. Pt 1: *Models and algorithms of strength and stability*. Moscow, FIZMATLIT [in Russian].

МОДЕЛЮВАННЯ АДИТИВНОГО ПРОЦЕСУ ФОРМУВАННЯ ТОНКОСТІННИХ ЦИЛІНДРИЧНИХ ОБОЛОНОК

В. А. Костін, Г. М. Григоренко

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

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

В роботі представлені результати моделювання температурних полів, напружень і деформацій при формуванні адитивної багат шарової конструкції з алюмінієвого сплаву 1561, низьколегованої конструкційної сталі марки 09Г2С і титанового сплаву марки Grade 2. На підставі експериментальних результатів, отриманих в ІЕЗ ім. Є. О. Патона, при наплавленні адитивних шарів з даних матеріалів проведено комп'ютерне моделювання з метою підвищення продуктивності адитивного процесу. В ході розрахунків проаналізовано алгоритм послідовності нанесення адитивних шарів (наплавлення циліндричної оболонки по кільцю або по спіралі) на розподіл температур в оболонці та параметри її стійкості до зовнішніх навантажень. Встановлено, що при формуванні циліндричних оболонок адитивним способом доцільно використовувати технологію наплавлення по спіралі і застосовувати менш теплопровідні матеріали (конструкційні сталі, титанові сплави). Бібліогр. 21, табл. 1, іл. 10.

Ключові слова: адитивне виробництво; моделювання; наплавлення по спіралі; циліндричні оболонки; стійкість; остаточної напруження

MODELING OF ADDITIVE PROCESS OF FORMATION OF THIN-WALLED CYLINDRICAL SHELLS

V. A. Kostin, G. M. Grigorenko

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

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

The work presents the results of modeling the temperature fields, stresses and deformations during formation of the additive multi-layer structure of aluminium alloy 1561, low-alloy structural steel of 09G2s grade and titanium alloy Grade 2. On the basis of experimental results, obtained at the E.O. Paton Electric Institute, the computer modeling was carried out during the additive surfacing of these materials to improve the technique of the process conducting. In the course of calculations the effect of algorithm of successive deposition of additive layers (surfacing of cylindrical shell around the circumference or in spiral) on distribution of temperatures during surfacing and its resistance to external loads was analyzed. It was established that during the formation of cylindrical shells by an additive method it is rational to apply the technology of surfacing in spiral and to use the less heat-conducting structural materials (structural steels, titanium alloys). Ref. 21, Table 1, Fig. 10.

Key words: additive production; modeling; surfacing in spiral; cylindrical shells; resistance; residual stresses

Поступила 22.05.2018

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ НА ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ 3D ПРИНТЕРЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОВОЛОКИ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА

Д. В. Ковальчук, Г. М. Григоренко, А. Ю. Туник,
Л. И. Адеева, С. Г. Григоренко, С. Н. Степанюк

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.
03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлены результаты исследований особенностей формирования структуры металла изделий, полученных способом аддитивной технологии на электронно-лучевом 3D принтере с использованием титановой проволоки. В качестве исходного материала для наплавки использовали титановую проволоку диаметром 2 или 3 мм из сплава ВТ6. Подложкой служила пластина того же сплава толщиной 12,5 мм. Рассмотрены общие закономерности формирования структуры образцов, полученных за один, два и три параллельных прохода. Показано, что первичная структура изделия литого типа с преобладанием равноосных зерен. Вторичная структура зерен игольчатого типа представлена двумя фазами: α — низкотемпературная мартенситная (ГЦК составляет приблизительно 99,0 мас. %) и β — высокотемпературная (ОЦК — 1,0 мас. %). Установлено, что во время процесса осаждения проволоки потеря алюминия незначительна. Термообработка изделий приводит структуру в более равновесное состояние. Механические испытания образцов показали хороший уровень основных механических свойств как вдоль, так и поперек наплавленных слоев. Представленные в работе результаты демонстрируют перспективность аддитивной технологии «xBeam 3D Metal Printing» для получения 3D изделий из титановых сплавов. Библиогр. 8, табл. 1, ил. 9.

Ключевые слова: аддитивные технологии; электронный луч; 3D печать; титановые сплавы; наплавленные слои; структура; механические свойства

Аддитивные технологии — новый высокоэффективный металлургический способ изготовления изделий в современном промышленном производстве [1, 2]. Аддитивные технологии или технологии послойного нанесения материала путем наплавления, напыления или синтеза сегодня являются наиболее динамично развивающимся направлением «цифрового» производства. Они позволяют значительно ускорить научно-исследовательские и опытно-конструкторские разработки и обеспечить быстрое создание готовой продукции. Существует множество технологий, которые условно можно назвать аддитивными. Все эти технологии объединяет процесс формирования детали путем добавления «нового» материала в отличие от традиционных технологий, где создание детали происходит путем удаления «лишнего» металла.

В производстве титановых конструкционных элементов со сложной геометрией аддитивные технологии являются альтернативой традиционному изготовлению их, в первую очередь, для аэрокосмической промышленности. Это обусловлено тем фактом, что стоимость механической об-

работки и переплава отходов из титановых сплавов, образующихся при изготовлении средних и крупных деталей традиционными способами, зачастую выше, чем затраты при послойном формировании такого типа объектов [3].

Цель данной работы — изучение особенностей формирования структуры металла изделий, получаемых на электронно-лучевом 3D принтере типа xBeam [4] с использованием титановой проволоки. Схемы установки для реализации технологии «xBeam 3D Metal Printing» и процесса осаждения приведены на рис. 1. Характерной особенностью этой технологии является использование в качестве источника нагрева профильного электронного луча в виде полого перевернутого конуса, что дает возможность коаксиальной подачи расходуемой проволоки в зону осаждения. В качестве исходного материала для наплавки использовали титановую проволоку диаметром 2 или 3 мм из сплава Ti–6Al–4V (ВТ6, аналог Grade 5). Подложкой служила пластина того же сплава толщиной 12,5 мм. Сплав ВТ6 отличается сочетанием высоких механических и технологических свойств. Алюминий (основной легирующий элемент) повышает проч-

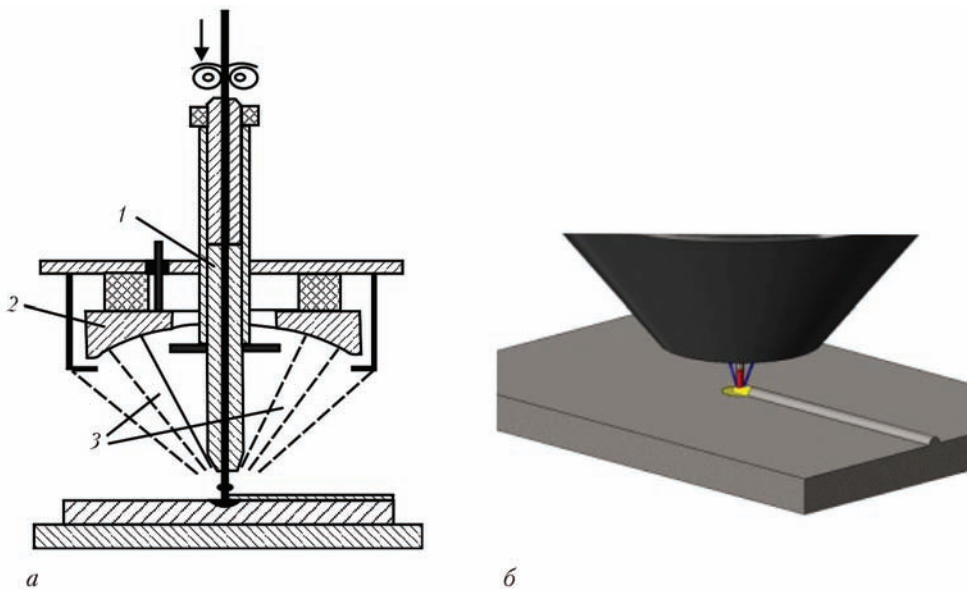


Рис. 1. Схема установки для реализации технологии «xBeam 3D Metal Printing» (а) и процесса наплавки (б): 1 — направляющее устройство; 2 — катод; 3 — электронный луч

ность, ванадий — пластичность титана. Сплав ВТ6 имеет двухфазную ($\alpha + \beta$)-структуру с преобладанием α -фазы. Для него рекомендован отжиг при $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ или упрочняющая термическая обработка (ТО) — закалка в воде (от $T = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$), а затем старение при $450 \dots 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 2-х часов. Механические свойства проката этого сплава после упрочняющей ТО следующие: $\sigma_{\text{т}} = 900$, $\sigma_{\text{в}} = 1000$ МПа, $\delta = 10\%$, $\psi = 30\%$, а литого металла сварных швов — $\sigma_{\text{т}} = 750$, $\sigma_{\text{в}} = 850$ МПа, $\delta = 14\%$, $\psi = 30\%$. Данный сплав имеет хорошую циклическую прочность [5].

Для изготовления исследуемых образцов применяли следующие технологические режимы процесса: мощность — 5,5 кВт, ускоряющее напряжение — 16 кВ, толщина слоя $\Delta Z = 1,6$ мм, скорость подачи проволоки — 16,5 мм/с, скорость передвижения подложки — 17 мм/с.

Для получения изделия с толстыми стенками, толщина которых превышает предельную ширину

одного наплавочного прохода, применяли принцип наплавки нескольких параллельных наплавочных валиков с небольшим перекрытием между соседними. На рис. 2 показаны изделия различной толщины, сформированные из титановой проволоки диаметром 2 мм (производительность — 1,1 кг/ч): 1 и 3 — за один проход, толщина 3,1...3,3 мм; 2 — за три прохода, толщина 10,0...10,3 мм; 4 — за два прохода, толщина 6,0...6,2 мм. Количество наплавляемых слоев — 40 шт., высота стенок примерно 70 мм.

При проведении исследований применяли комплексную методику, включающую металлографию, дюрOMETрический анализ, рентгеноструктурный фазовый (РСФА) и микрорентгеноспектральный анализы (РСМА). В работе использовали следующие приборы: оптический микроскоп «Неофот-32» с приставкой для цифрового фотографирования; твердомер М-400 фирмы «LECO» с нагрузкой 1,0 Н; дифрактометр ДРОН-УМ-1 при монохро-

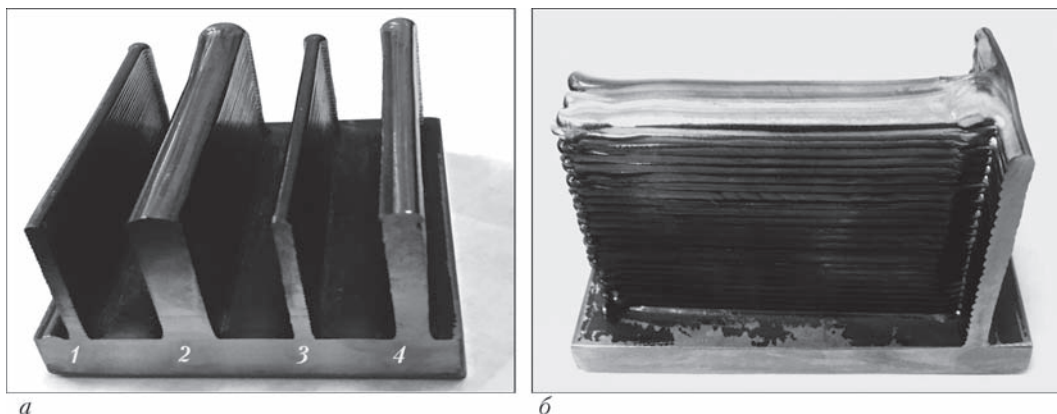


Рис. 2. Образцы, полученные по технологии «xBeam 3D Metal Printing» из титанового сплава ВТ6 с различной толщиной стенки: а — поперечное сечение (1–4 см. в тексте); б — формирование изделия из двух взаимно перпендикулярных стенок

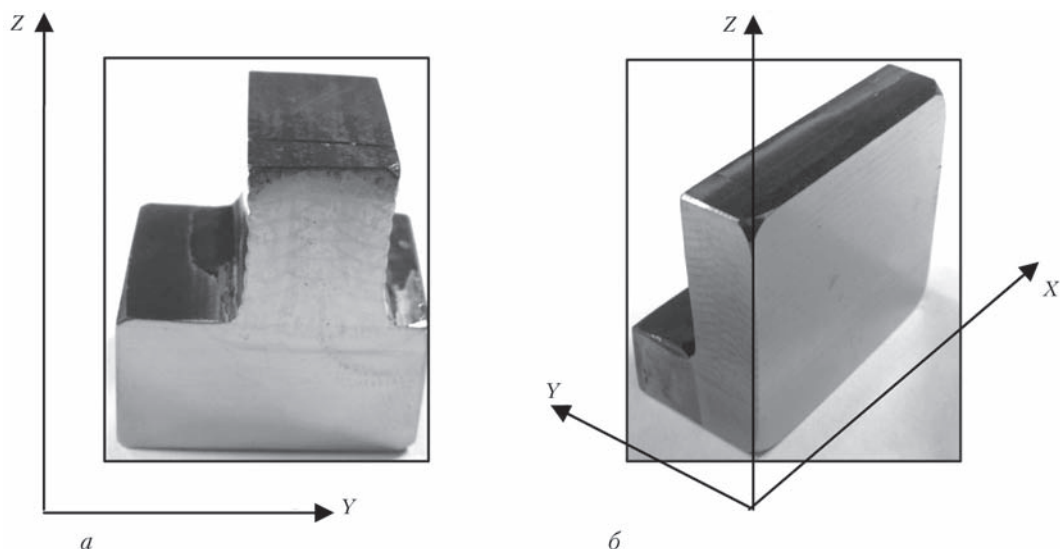


Рис. 3. Внешний вид изделия, сформированного за три параллельных прохода: *a* — поперечное ($Z-Y$); *б* — продольное ($Z-X$) сечения

матизированном $CuK\alpha$ -излучении; сканирующий электронный микроскоп (СЕМ) JSM-35 CF фирмы JEOL (Япония).

Для выявления структуры исследуемых изделий использовали химические реактивы, применяемые для титановых сплавов [6].

Общие закономерности формирования структуры металла изделия были изучены на образце, сформированном за три параллельных прохода (валика). Внешний вид приведен на рис. 3. Макро- и микроструктура шлифов, полученных в плоскостях сечения ($Z-Y$) и ($Z-X$) приведены на рис. 4 и 5. Установлено, что изделия качественные. Короблений, расслоений или других визуальных дефектов не обнаружено.

На шлифах в продольном и поперечном сечениях четко просматривается макроструктура литого типа, состоящая из отдельных валиков (рис. 4, *a*, 5, *a*), нанесенных за три параллельных прохода. Толщина валиков составляет 1,6...2,0 мм.

В поперечном сечении изделие состоит из следующих зон: центральной шириной приблизительно 2,5 мм; двух боковых, расположенных у краев стенки (около 2,0 мм); промежуточных, расположенных между вышеупомянутыми зонами с зернами, имеющими вертикальную направленность кристаллизации; зоны термического влияния (ЗТВ) наплавленного металла на подложку. Четко просматривается макроструктура литого типа, с преобладанием равноосных зерен (первич-

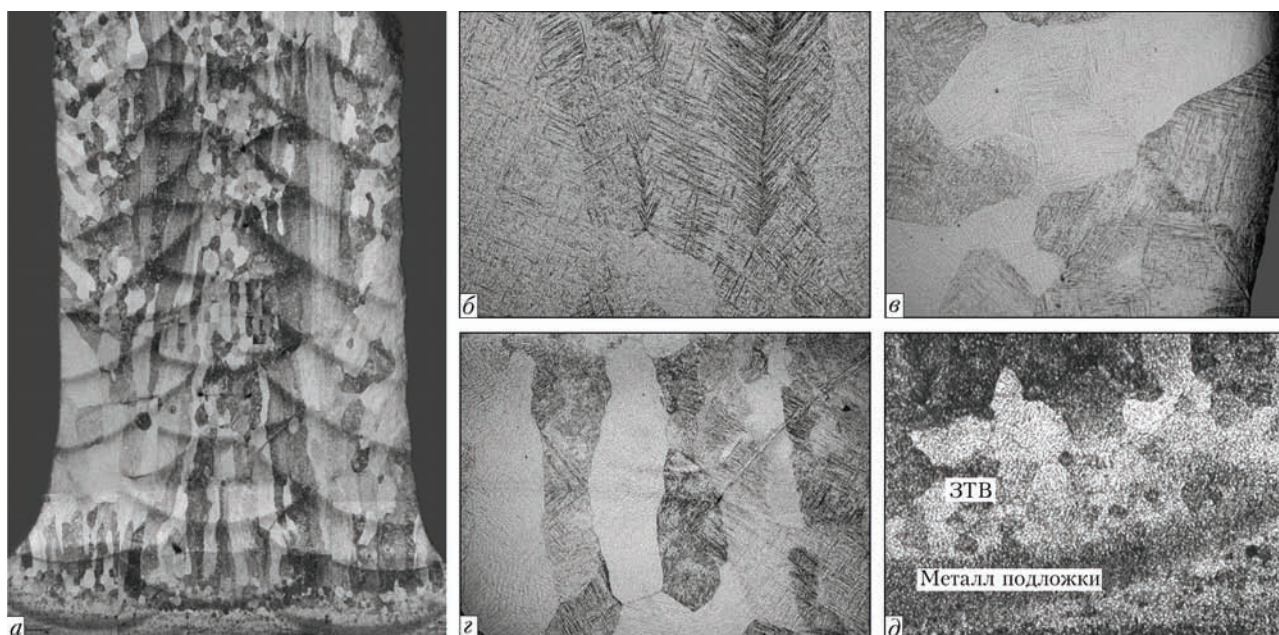


Рис. 4. Макроструктура (*a*, $\times 15$) и микроструктуры (*б-д*, $\times 100$) поперечного ($Y-Z$) сечения образца: *б* — центральная часть; *в* — край стенки; *г* — столбчатые кристаллы; *д* — ЗТВ

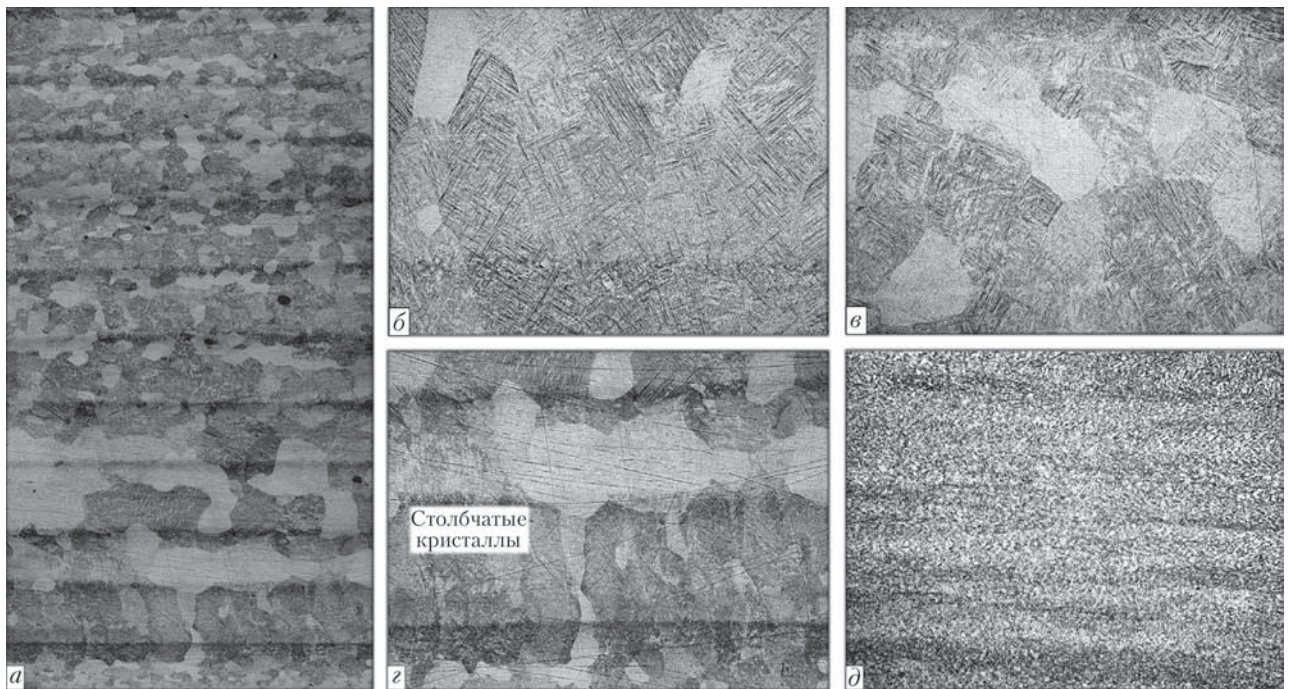


Рис. 5. Макроструктура (а, $\times 15$) и микроструктуры (б–д, $\times 100$) продольного (Z–X) сечения образца: нижнего (б) и верхнего (в) участков стенки; з — первого валика; д — ОМ

ная структура), состоящая из валиков трех параллельных проходов (рис. 4, а).

Центральная зона слитка, сформированная валиками второго прохода, шириной 2,5 мм состоит из крупных зерен, прорастающих через границу соседних наплавленных слоев. Наиболее крупные зерна (260 \times 400, 320 \times 1600 мкм), имеющие вертикальную направленность роста, регистрируются в нижних валиках (рис. 4, а, б). В последующих слоях зерна более мелкие и равноосные размером 200...600 мкм. Аналогичная картина наблюдается при исследовании структуры продольного сечения изделия (рис. 5, б, в). При измерении микротвердости в поперечном направлении на высоте 4,0 и 10,0 мм от подложки (рис. 6, кривая 1 и 2, соответственно) зафиксировано незначительное уменьшение микротвердости с увеличением величины зерна в нижних слоях. Разброс по микротвердости в продольном сечении последующих слоев незначителен и составляет 3300...3900 МПа.

В боковой зоне у краев слитка наблюдается участок, сформированный крупным зерном, кристаллизующимся от края к центру под углом 45...50° (рис. 4, в). По мере удаления от края зерна становятся равноосными. Наиболее крупные зерна регистрируются в нижних валиках (от второго по четвертый), их максимальный размер достигает 800...1300 мкм. В верхних валиках зерна становятся более мелкими (80...400 мкм) и более равноосными.

В промежуточной зоне регистрируется направленная кристаллизация практически в вертикаль-

ном направлении зерен длиной до 4 мм и шириной 280...500 мкм (рис. 4, а, з).

Характерно, что первый наплавленный слой имеет вертикальную направленность роста зерен и эти зерна более мелкие 50...250 мкм, чем в последующих слоях, что фиксируется как в продольном, так и поперечном сечении стенки (рис. 4, д, 5, з). Микротвердость данного участка наибольшая (около 4000...4400 МПа). Это связано с тем, что мощный отвод тепла идет вниз через металл подложки, а также, возможно, с повышенным содержанием кислорода в окисленном слое на поверхности плиты, из которой изготовлена подложка. В процессе наплавки каждый последующий слой имеет термическое воздействие на предыдущий. С увеличением количества таких слоев влияние нагрева уменьшается, так как отвод тепла осуществляется через боковые поверхности стенки. В металле подложки регистрируется ЗТВ до 800 мкм (рис. 4, д). В этой зоне наблюдается перекристаллизация металла с образованием равноосных зерен примерно 200 мкм с переходом в более мелкое зерно приблизительно 40 мкм, а за-

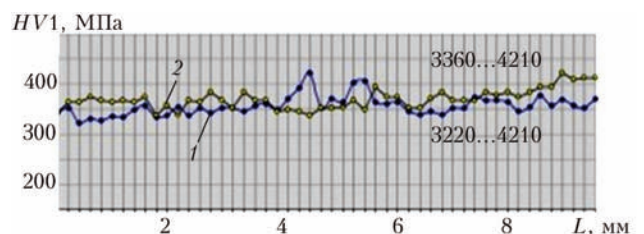


Рис. 6. Результаты измерения микротвердости в поперечном направлении на высоте 4 и 10 мм от подложки

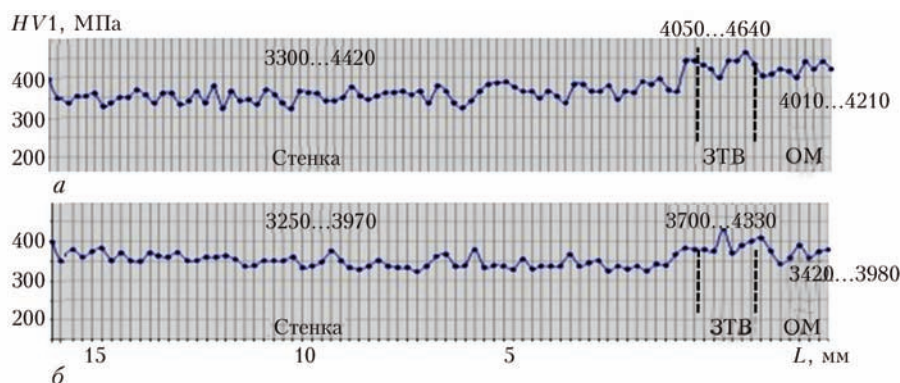


Рис. 7. Результаты измерения микротвердости в продольном направлении по центру изделия: *а* — до ТО; *б* — после ТО

тем в зону неполной перекристаллизации и отпуска (травится интенсивнее) и, наконец, переходит в структуру металла подложки.

Металл подложки представляет собой двухфазный ($\alpha + \beta$)-сплав с очень мелким (до 30 мкм) равноосным зерном и следами прокатки (рис. 5, *д*). Микротвердость металла подложки составляет 4010...4410 МПа.

В результате проведения рентгеноспектрального микроанализа установлено, что химический состав образца от основы до верхнего края стенки изменяется незначительно, мас. %: Ti — 89,76...90,43; Al — 5,45...6,10; V — 4,12...3,58 и соответствует химическому составу сплава ВТ6. Потеря легирующих элементов в результате испарения не наблюдается.

Вторичная структура зерен игольчатого типа (по данным РСФА) представлена двумя фазами: низкотемпературной (α') мартенситной с ГЦК решеткой (около 99,0 мас. %) и высокотемпературной (β) с ОЦК решеткой (приблизительно 1,0 мас. %). Небольшое количество β -фазы расположено в виде тонких прослоек по границам иголок α' -фазы. Слои каждого валика отделены друг от друга тонкой светлой прослойкой толщиной до 10 мкм. По-видимому, это пограничная зона обогащена ванадием и состоит из мелких кристалликов α' -фазы. Очевидно кристаллизация этих участков прошла позже, чем матрицы, так

как ванадий является β -стабилизатором и понижает температуру мартенситного превращения [7, 8]. Эти прослойки имеют повышенную твердость (4050...4330 МПа), по сравнению с телом зерна (3220...3920 МПа). Однако прослойки очень тонкие и не должны существенно влиять на механические свойства изделий. Изредка аналогичные слабо травящиеся прослойки наблюдаются по границам первичного зерна.

Для снятия внутренних напряжений и перевода структуры в более равновесное состояние все изделия были подвергнуты ТО (отжигу при 850 °С в течение 2-х ч в вакуумной камере). Микротвердость всех зон изделия после ТО уменьшается на 6...9 % (рис. 7).

Механические испытания на растяжение проводили в Институте металлфизики им. Г. В. Курдюмова НАНУ под руководством академика О. М. Ивасишина и д.т.н. Д. Г. Саввакина. Для испытаний использовали стандартные образцы диаметром нагруженной части 4 мм в соответствии со стандартом ASTM E8-M (ГОСТ 1497-84). Схема вырезки представлена на рис. 8.

Образцы вырезали от каждой из двух однопроходных стенок (1 и 3) по три образца в поперечном (с индексом *Z*) и продольном (с индексом *X*) направлениях (рис. 8). Перед механическими испытаниями образцы подвергали отжигу (850 °С, 2 ч в вакуумной камере) с охлаждением в печи до комнатной температуры.

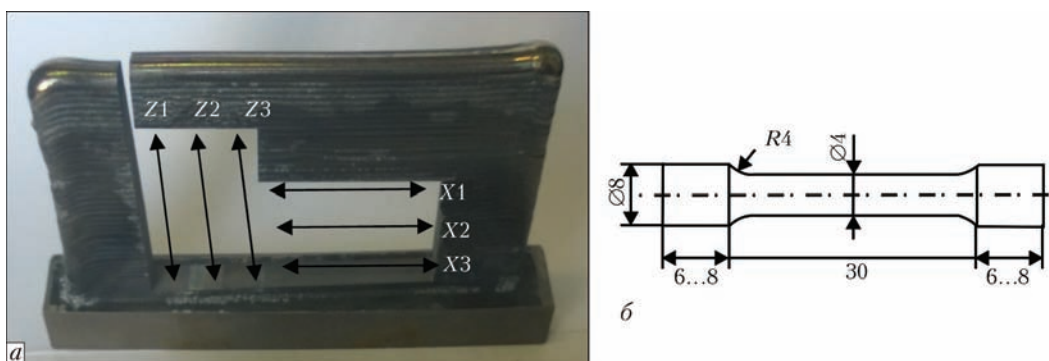


Рис. 8. Схема вырезки образцов для механических испытаний (*а*), чертеж образца (*б*)

Результаты механических испытаний				
Вырезка по слоям	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
$Z = \frac{\min \dots \max}{\text{среднее}}$	$\frac{913 \dots 926}{920 \pm 3,9}$	$\frac{829 \dots 838}{836 \pm 3,7}$	$\frac{12 \dots 17}{14 \pm 1,8}$	$\frac{41 \dots 49}{45 \pm 2,5}$
$X = \frac{\min \dots \max}{\text{среднее}}$	$\frac{940 \dots 948}{945 \pm 3,8}$	$\frac{913 \dots 926}{826 \pm 8,1}$	$\frac{11 \dots 17}{14 \pm 2,0}$	$\frac{34 \dots 46}{39 \pm 4,3}$

Примечание. Вырезка образцов: Z — поперечная, X — продольная.

Результаты механических испытаний образцов после термообработки приведены в таблице.

Все исследуемые образцы показали хорошую однородность свойств как вдоль, так и поперек наплавленных слоев. По прочностным свойствам

они приближаются, а по пластическим превосходят прокатанный и отожженный сплав ВТ6. Для дальнейших исследований выбрали образец X3, вырезанный продольно осажденным слоям. Его характеристики после испытаний на разрыв сле-

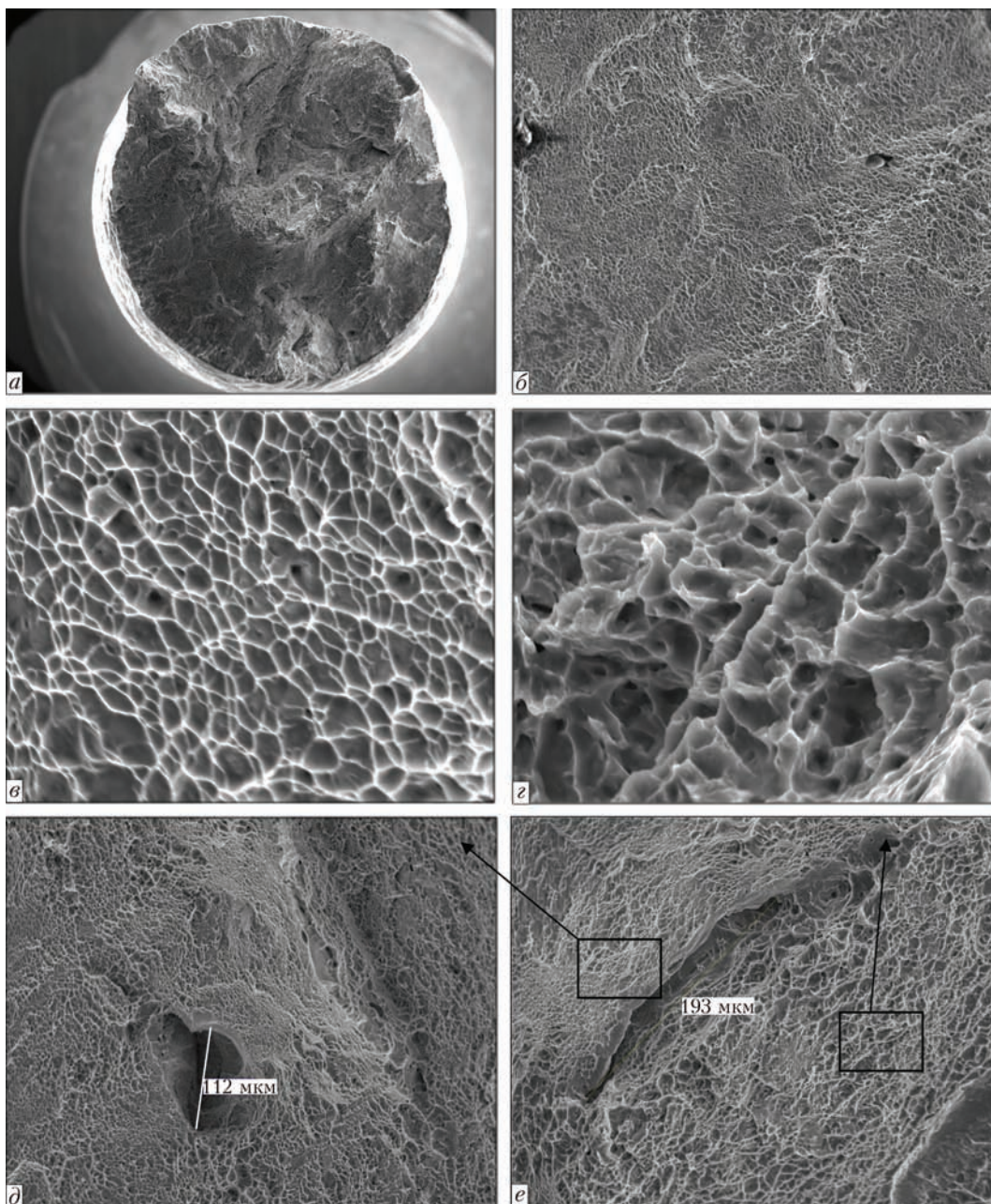


Рис. 9. Структура поверхности излома образца после испытания на разрыв: общий вид (а, $\times 30$), центральная зона (б, $\times 200$); зона мелких ямок (в, $\times 2000$); зона крупных ямок (г, $\times 200$); пора (д, $\times 200$); расслоение под валиком (е, $\times 200$)

дующие: $\sigma_b = 947$ МПа, $\sigma_{0,2} = 864$ МПа, $\delta = 17$ %, $\psi = 36$ %. Участки структуры поверхности излома данного образца приведены на рис. 9.

Установлено, что излом имеет вязкий характер, хрупких сколов не обнаружено. Участки вязкого излома с мелкими равноосными ямками разной величины (1...10 мкм) регистрируются по всей площади фасетки (рис. 9, в, з). Пóра размером примерно 110 мкм, вскрытая разрушением (рис. 9, д), не образует трещин или сколов, идущих от нее. Также обнаружено расслоение металла протяженностью около 190 мкм (рис. 9, е), которое проходит по границе валика и связано, очевидно, с химической неоднородностью по ванадию, обнаруженной по границе валика.

Выводы

1. Методом аддитивной технологии «xBeam 3D Metal Printing» с использованием проволоки из титанового сплава ВТ6 получены качественные изделия, сформированные в процессе наплавки за 1...3 параллельных прохода.

2. Первичная структура изделия литого типа с преобладанием равноосных зерен. Вторичная структура зерен игольчатого типа представлена двумя фазами: низкотемпературной мартенситной (α') (ГЦК составляет приблизительно 99,0 мас. %) и высокотемпературной (β) (ОЦК около 1,0 мас. %).

3. Установлено, что во время процесса осаждения проволоки ВТ6 по технологии «xBeam 3D Metal Printing» потеря алюминия незначительна.

4. Термообработка изделий приводит к снижению внутренних напряжений и уменьшению микротвердости всех участков изделия на 6...9 %. Структура металла переходит в более равновесное состояние.

5. Результаты испытаний образцов на растяжение показали однородность механических свойств (предел прочности, предел текучести, относительные удлинение и сужение) вдоль и поперек осажденных слоев.

6. Представленные результаты демонстрируют перспективность аддитивной технологии

«xBeam 3D Metal Printing» для получения 3D изделий из титановых сплавов.

Список литературы

1. Ковальчук Д. В., Мельник В. И., Мельник И. В., Тугай Б. А. (2017) Новые возможности аддитивного производства с технологией xBeam 3D Metal Printing (Обзор). *Автоматическая сварка*, **12**, 26–33.
2. Григоренко Г. М., Шаповалов В. А., Жуков В. В. (2016) Аддитивное производство металлических изделий (Обзор). *Там же*, **5–6**, 148–53.
3. Rizwan Ali P. M., Hara Theja C. R., Syed Mahammad Syed Saheb, Yuvaraj C. (2015) Review on Diverse Materials Applied For Additive Manufacturing. *International Journal for Research in Applied Science & Engineering Technology*, **3**, Issue VII, July 2015, pp. 16–20.
4. (2016) *Спосіб виготовлення тривимірних об'єктів та пристрій для його реалізації*, Україна, Пат. 112682 С2.
5. Грабин В. Ф. (1975) *Основы металловедения и термической обработки сварных соединений из титановых сплавов*. Киев, Наукова думка.
6. Баранова Л. В., Демина Э. Л. (1986) *Металлографическое травление металлов и сплавов*. Москва, Металлургия.
7. Тур А. А. (2003) *Металлургия титана*. Киев, Металагротрейд.
8. Ильин А. А., Колачёв Б. А., Полькин И. С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Справочник. Москва, ВИЛС-МАТИ.

References

1. Kovalchuk, D.V., Melnik, V.I., Melnik, I.V., Tugaj, B.A. (2017) New possibilities of additive manufacturing using xBeam 3D Metal Printing technology (Review). *The Paton Welding J.*, **12**, 16-22.
2. Zhukov, V.V., Grigorenko, G.M., Shapovalov, V.A. (2016) Additive manufacturing of metal products (Review). *Ibid.*, **5–6**, 137–142.
3. Rizwan Ali, P.M., Hara Theja, C.R., Syed Mahammad Syed Saheb, Yuvaraj, C. (2015) Review on diverse materials applied for additive manufacturing. *Int. J. for Research in Applied Sci. and Engin. Technol.*, **3**, Issue 7, July, 16–20.
4. (2016) *Method of manufacturing of 3D objects and device for its realization*. Pat. 112682 C2, Ukraine [in Ukrainian].
5. Grabin, V.F. (1975) *Fundamentals of materials science and heat treatment of welded joints of titanium alloys*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
6. Baranova, L.V., Demina, E.L. (1986) *Metallographic etching of metals and alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
7. Tur, A.A. (2003) *Metallurgy of titanium*. Kiev, Metalagrotreid [in Russian].
8. Iliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties: Refer. Book*. Moscow, VILS-MATI [in Russian].

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ВИРОБІВ, ОТРИМАНИХ НА ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОМУ 3D ПРИНТЕРІ З ВИКОРИСТАННЯМ ДРОТУ З ТИТАНОВОГО СПЛАВУ

Д. В. Ковальчук, Г. М. Григоренко, А. Ю. Тунік, Л. І. Адєсва, С. Г. Григоренко, С. М. Степанюк

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

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

Надано результати досліджень особливостей формування структури металу виробів, отриманих способом адитивної технології на електронно-променевому 3D принтері з використанням титанового дроту. В якості вихідного матеріалу для наплавлення використовували титановий дріт діаметром 2 або 3 мм зі сплаву ВТ6. Підкладкою слугувала пластина того ж сплаву товщиною 12,5 мм. Розглянуті загальні закономірності форму-

вання структури зразків, які зроблено за один, два та три паралельних проходи. Первинна структура виробу є литого типу переважно з рівновісними зернами. Вторинна структура зерен голчастого типу представлена двома фазами: α — низькотемпературна мартенситна (ГЦК дорівнює приблизно 99,0 мас. %) та β — високотемпературна (ОЦК — 1,0 мас. %). Встановлено, що під час процесу осадження дроту втрата алюмінію незначна. Термообробка виробів призводить структуру в більш рівноважний стан. Механічні випробування зразків показали хороший рівень основних механічних властивостей як уздовж, так і поперек наплавлених шарів. Представлені в роботі результати демонструють перспективність адитивної технології «xBeam.3D Metal Printing» для отримання 3D виробів із титанових сплавів. Бібліогр. 8, табл. 1, іл. 9.

Ключові слова: адитивні технології; електронний промінь; 3D друк; титановий дріт; наплавлений шар; структура; механічні властивості

**PECULIARITIES OF STRUCTURE FORMATION OF PRODUCTS, OBTAINED
IN ELECTRON BEAM 3D PRINTER, AT APPLYING THE TITANIUM ALLOY WIRE**
D. V. Kovalchuk, G. M. Grigorenko, A. Yu. Tunik, L. I. Adeeva, S. G. Grigorenko, S. N. Stepanyuk
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Presented are the results of investigations of peculiar features of formation of metal structure of products, produced by the method of additive technology in the electron beam 3D printer with applying the titanium wire. As an initial material for surfacing, the titanium wire of 2 or 3 mm diameter of alloy VT6 was used. The substrate was a plate of 12.5 mm thickness of the same alloy. The general regularities of structure formation of specimens, produced for one, two and three parallel passes were considered. It is shown that in the primary structure of product of a cast type the equiaxial grains are dominated. The secondary structure of grains of an acicular type is presented by two phases: α — low-temperature martensitic (FCC is approximately 99.0 wt.%) and β — high-temperature (BCC is 1.0 wt.%). It was found that during the process of wire deposition the aluminium losses are minimum. The heat treatment of products leads to more equilibrium state of the structure. The mechanical tests of specimens showed a good level of main mechanical properties both along and also across the deposited layers. The results, given in the work, demonstrate the future prospects of the additive technology «xBeam 3D Metal Printing» for producing 3D products of titanium alloys. Ref. 8, Tabl. 1, Fig. 9.

Key words: additive technologies; electron beam; 3D printing; titanium alloys; deposited layers; structure; mechanical properties

Поступила 03.10.2018

НОВАЯ КНИГА



Титан 2018. Производство и применение в Украине: Сб. докл. межд. конф. Под ред. проф. С.В. Ахонина. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2018. — 168 с.

В сборнике представлены доклады международной конференции «Титан 2018. Производство и применение в Украине» (11–13 июня 2018, г. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины), в которых отражены научные достижения и практические результаты в области производства, сварки, обработки и применения титана и его сплавов. Авторами докладов являются известные ученые и специалисты из Австралии, Польши и Украины. Для научных и инженерно-технических работников, занятых в области индустрии титана и его сплавов.

*Заказы на сборник просьба направлять
в редакцию журнала «Современная электрометаллургия»*

ИННОВАЦИОННАЯ ГИДРОВАКУУМНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ГРАНУЛЯЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ

Г. В. Джандиери¹, И. Ф. Горбенко³, Д. В. Сахвадзе^{2,3}, Т. И. Цирекидзе³

¹Metallurgical Engineering and Consulting LTD, Тбилиси, Грузия.

E-mail: Gigo.jandieri@yahoo.com

²ЮЛПП «Государственный научно-технический центр «Дельта», Грузия.

³G-Metall LLC, Грузия.

Рассмотрена эффективность грануляции жидких передельных ферросплавов в условиях полупромышленной апробации нового способа и установки для гидровакуумного диспергирования расплавов. Новизной представленной разработки является то, что рабочая жидкость (техническая вода высокого давления), которая течет в закрытых каналах по замкнутому контуру в торцевой головке установки в зоне сопряжения основного канала и специальной насадки, погруженной в жидкий сплав. Из-за резкого изменения формы и диаметра основного канала создается торoidalный вихрь, который на входе насадки образует разрежение, под воздействием которого осуществляется вакуумное всасывание расплава. Вертикальный поток расплава, проходя через торoidalный вихрь, подвергается растягивающим воздействиям, в результате чего он многократно расширяется и разрывается на мелкие гранулы (хлопья). Полученная дробь, смешанная с водой, уносится этой же водой к пульпоприемному отстойнику. Приведена схема и внешний вид рабочей установки, а также основные экспериментальные данные процесса в условиях грануляции высококремнистого передельного силикомарганца FeMnSi28. Представлены графические зависимости дисперсности гранул, производительности процесса и расхода циркулируемой воды от начальной температуры расплава и диаметра вакуумного канала всасывающей насадки, морфология поверхностей и структура полученных гранул (примерно 2,5 мм). Показана принципиальная возможность получения сферических мелкодисперсных (примерно 50 мкм) порошков, пригодных как для прецизионной выпечной обработки металлических расплавов, так и для аддитивного производства. Библиогр. 12, ил. 5.

Ключевые слова: жидкие ферросплавы; грануляция; гидровакуум; гидродинамическое диспергирование; гранулы; порошки

Известно, что гранулированию в основном подвергают передельные ферросплавы. Чаще всего в жидком состоянии гранулируют высококремнистый ферросиликомарганец, высокоуглеродистый феррохром и ферросиликохром. Также диспергируют некоторые марки ферроникеля и ферросилиция.

Существующая технология грануляции жидких расплавов, которая берет начало с 1930-х годов [1], предусматривает распыление жидкого сплава водяной струей с последующим охлаждением гранул в камере (бане) с проточной водой. Сплав после слива в копильник, стекая по направляющему желобу, в зоне воздействия водяных форсунок дробится до гранул 0,5...5,0 мм, которые попадают в корзину, установленную на дне бака с охлаждающей водой. После завершения процесса корзину поднимают и гранулы пересыпают в короба с отверстиями в днищах, которые поступают на склад товарной продукции или передаются в цех для дальнейшей переработки. Гранулы имеют чрезвычайно мелкозернистую структуру, где практически отсутствует ликвация. При этом жидкофазной грануляцией достигается более полное очищение сплава от частичек шлака и вредных включений карбидов SiC [2].

К существенным недостаткам ныне применяемой технологии можно отнести: низкую надежность и безопасность функционирования (строгое выполнение норм безопасности) [3]; необходимость фильтрации повторно используемой воды (без очистки от механических примесей высока вероятность засорения и интенсивного изнашивания сопел высокого давления); отсутствие возможности регулирования дисперсности гранул; поверхностное окисление гранул из-за свободного контакта капель жидкого металла с атмосферным кислородом; высокий удельный расход воды, интенсивное выделение пара и газов.

В последние годы в некоторых ферросплавных производствах часто начали внедрять технологию грануляции «GRANSHOT process» [4]. Расплавленный металл направляют из разливочного устройства на разбрызгивающую роторную головку (огнеупорный диск). Металл ударяется о диск, дробится и распределяется в радиальном направлении по находящемуся под ним резервуару с охлаждающей водой. После охлаждения гранулы подают на сушку. Размеры полученных гранул находятся в диапазоне 5...25 мм [5]. Главным достоинством этого процесса считается стабильный и высокий выход желаемой фракции, недостат-

ком — дискретность (периодичность) и связанная с ним пониженная производительность процесса. Также недостатком можно считать то, что при использовании этой технологии практически невозможно получить мелкодисперсные порошкообразные фракции разного назначения.

В отличие от существующих технологий, предложенная предусматривает грануляцию жидкого металла в закрытом высокоскоростном водяном потоке за счет растягивающих напряжений, создаваемых вакуумным всасыванием и внутренним гидродинамическим трением между водой и расплавом. В предлагаемой технологии, аналогично способу, описанному в работе [1], основой процесса является циркулирующая техническая вода, однако отличие заключается в том, что вода перемещается в закрытых каналах по замкнутому контуру, вследствие чего, проходя через участок резкого расширения канала и падения давления, создается разрежение (гидравлический вакуум), сила которого начинает воздействовать на расплав, всасывая его через специальную насадку и подавая в гидродинамическую тороидальную головку на диспергирование. Диспергированный расплав с водой образует пульпу и подается в приемный бак-отстойник. Так как к образованным в процессе гидровакуумного диспергирования металлическим гранулам ограничен доступ атмосферного (свободного) кислорода, предотвращается образование оксидов, также не происходит перегрев и испарение воды, а сама вода не нуждается в фильтрации, поскольку грануляция осуществляется без применения специальных сопел.

В основу предлагаемой технологии заложены разработки украинского исследователя Е. В. Годецкого [6]. Путем дальнейших исследований и многократного совершенствования создана принципиально новая технологическая схема и соответствующая экспериментальная установка грануляции расплавов, новизна которой защищена патентом Грузии [7]. Функциональная схема технологического процесса гидровакуумной грануля-

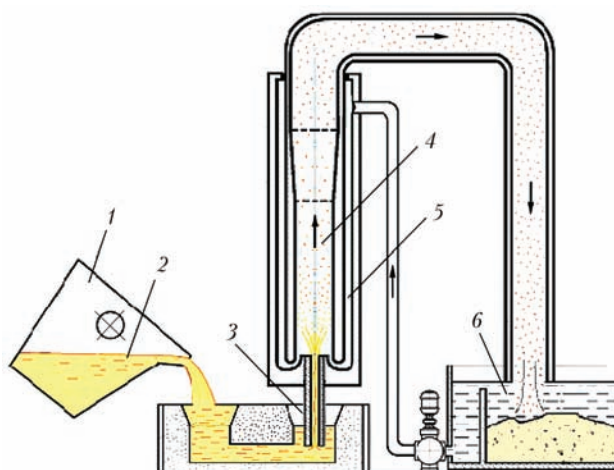


Рис. 1. Упрощенная функциональная схема технологического процесса грануляции: 1 — ковш; 2 — расплав; 3 — всасывающая насадка; 4 — пульпа; 5 — вода высокого давления; 6 — накопитель порошка

ции расплавов приведена на рис. 1. На рис. 2 представлена экспериментальная полупромышленная установка для осуществления данного технологического процесса.

Экспериментальные исследования показали, что механизм предложенного способа и установки гидровакуумной грануляции жидких сплавов принципиально отличается от механизма распыления водой. При вакуумном всасывании с момента поступления жидкого сплава в приемную камеру торцевой головки она окружается спирально-структурированным турбулентным потоком воды, создаваемым тороидальным вихрем (рис. 3). Это гидродинамическое силовое воздействие формирует вертикально направленную конусную струю с тангенциальными и радиальными растягивающими напряжениями, вследствие чего струя резко расширяется и измельчается. На поверхностях раздробленного и переохлажденного металла мгновенно образуются пузырьки водяного пара, которые попутно с образованными дисперсными частицами удаляются из рабочей зоны. Пузырьки из-за быстрого конденсирования содер-

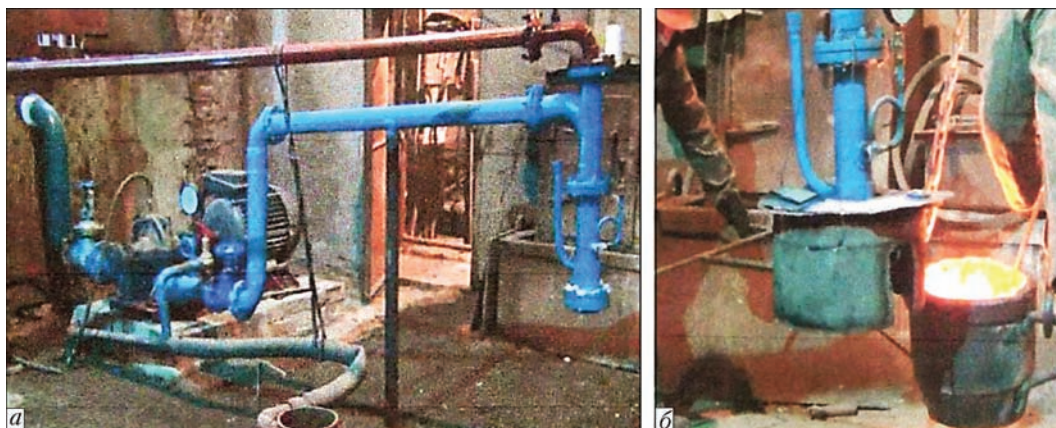


Рис. 2. Общий вид экспериментальной полупромышленной установки (а) и рабочий процесс гидровакуумной грануляции(б)

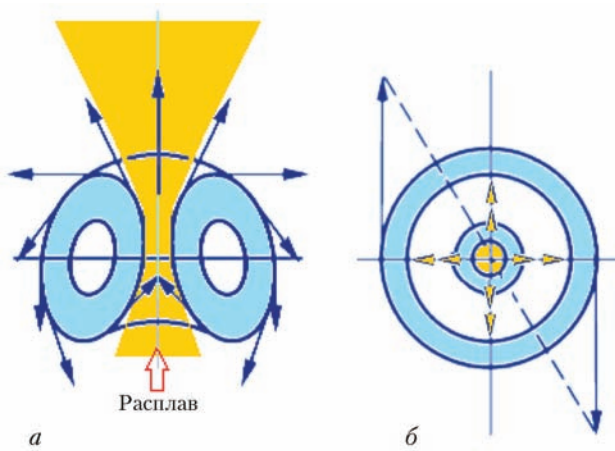


Рис. 3. Гидродинамическая структура образованного торoidalного вихря: *a, б* — продольный и поперечный разрез соответственно

жащегося в них водяного пара и резкого падения внутреннего давления захлопываются (смыкаются) и образуют гидравлические микроудары, что, в свою очередь, обуславливает вторичное разрушение поверхностно затвердевших металлических частиц. В итоге на выходе получаем механически упрочненные (механоактивированные) закаленные гранулы со сложной формой и с повышенной удельной поверхностью.

Исследования проводили в экспериментальном участке литейного цеха ООО «Грузинская сталь» (Русставский металлургический комбинат). В качестве гранулируемого сплава применяли жидкий передельный силикомарганец марки FeMnSi28 (25...30 % Si, 60...65 % Mn, 0,5 % C, 0,03 % P). В гидравлической системе давление воды составляло в среднем 120 МПа, а величина вакуума у входа всасывающей насадки патрубка в среднем достигала 9 МПа. Основные результаты проведенных экспериментальных работ приведены на рис. 4 (диаграммы графических зависимостей дисперсности (*D*), производительности (*Q*) и расхода воды (*V*) от температуры и внутреннего диаметра насадки (*d*)). Из отмеченных графических

зависимостей видно, что основные технико-технологические показатели процесса грануляции — производительность, дисперсность гранул и условный расход циркулируемой технической воды можно регулировать, меняя температуру жидкого ферросплава и рабочий диаметр вакуумной насадки (рис. 4, *a*). В частности, при всасывании передельного силикомарганца 25-миллиметровой насадкой, повышением температуры на 100 °С (от 1200 до 1300 °С), из-за существенного повышения жидкотекучести сплава, производительность процесса грануляции растет от 6 до 30 т/ч, фракционность гранул уменьшается от 2 до 0,9 мм, а условный расход циркулируемой воды растет от 200 до 350 м³/ч. В свою очередь, при установленной рациональной температуре сплава 1260 °С уменьшение диаметра всасывающего канала от 25 до 5 мм обуславливает снижение дисперсности гранул до 50 мкм и ниже (рис. 4, *б*). Можно сказать, что в данном случае на выходе получен мелкодисперсный порошок, пригодный как для прокатки, так и производства порошковой проволоки для прецизионной внепечной обработки жидкого чугуна и стали. Морфология и микроструктура полученных гранул приведены на рис. 5. С точки зрения сохранения высокой производительности процесса при получении гранул мелких фракций (≤ 50 мкм), как это видно из диаграмм, гранулирование целесообразно осуществлять при высоких перегревах расплава.

Аналогичные работы по исследованию эффективности процесса гидровакуумной грануляции уже были проведены авторами статьи для расплавов алюминия, бронзы, серого чугуна и конструкционной стали. Изложенное выше инновационное решение задачи грануляции металлических сплавов хорошо себя зарекомендовало по всем направлениям. Основные результаты отмеченных работ приведены в публикациях [8–10].

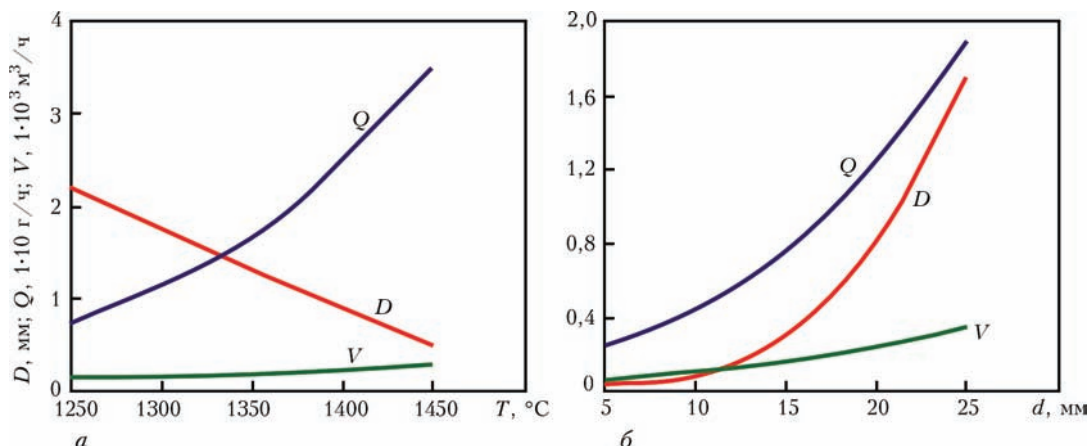


Рис. 4. Влияние температуры жидкого сплава (*a*) и диаметра всасывающей насадки (*б*) на основные технические характеристики процесса грануляции передельного силикомарганца FeMnSi28 (обозначения см. в тексте)

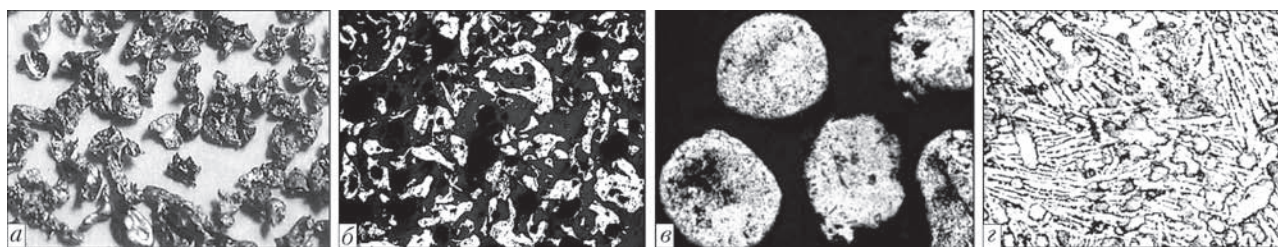


Рис. 5. Морфология поверхности и структура гранул передельного силикомарганца: а — гранулы размерами 0,5...2,5 мм; б — гранулы в шлифе; в — гранулы 50 мкм; г — структура гранул ($\times 10^3$)

Системный анализ функциональных особенностей и технологических возможностей представленной технологии показывает, что гидровакуумную технологию грануляции жидких металлических сплавов также успешно можно применять для грануляции высокожаропрочных никелевых сплавов нового поколения [11], что особенно важно с точки зрения получения быстрозакаленных гранул для их последующей консолидации (горячим прессованием) с достижением плотной, беспористой структуры изделий, работающих в критических условиях. Также перспективой является возможность получения металлических сферических микропорошков [12], пригодных для аддитивного производства — 3D печати металлических изделий.

В заключение можно отметить, что данная технология имеет следующие технические преимущества:

высокую надежность и безопасность функционирования в непрерывном режиме работы;

небольшие размеры и малую стоимость оборудования;

возможность монтажа оборудования в функционирующих цехах без простоя и существенной реконструкции;

возможность регулирования технологических режимов дисперсности, производительности и управления процессом в широком диапазоне;

исключение необходимости восстановительно-го обжига порошков;

высокую экологичность (в рабочую зону и окружающую среду не производится выброс пара, пыли и газов);

высокую производственную эргономичность, низкий уровень шума.

Список литературы

1. Ervin J.F. (1939) *Method of disintegrating metal into shottling*. US, Pat. 2159433. <https://patents.google.com/patent/US2159433>
2. (2000) *Энциклопедический словарь по металлургии*. Н. П. Лякишев (ред.). Москва, Интернет Инжиниринг. <https://metallurgicheskii.academic.ru/2421>
3. (2017) *НПА ОП 27.35-1.01-09*: Правила охраны труда в ферросплавном производстве. Глава 11, Грануляция ферросплавов. <http://ohranatruda.in.ua/pages/481/>

4. Vesterberg P., Beskow K., C.-J. Rick (2013) Granulation of ferroalloys — results from industrial operations and comparative study on fines generation. *Infacon XIII. Proceedings of the Thirteenth International Ferroalloys Congress. Almaty, Kazakhstan*, pp. 140–141.
5. Uvan Holding AB. (2015) *Granulation of molten material*. Pat. WO 2015/034425 A1, B22F 9/10, B22F 9/08.
6. Годецкий Е. В. (1974) *Способ скачивания шлака*, А. с. СССР 433214, C21C 5/52.
7. Sakhvadze D., Jandieri G., Tsirekidze T., Gorbenco I. (2015) *Device for producing metallic powder from melt*. Pat. GE P20156384 (B), B22F9/08.
8. Sakhvadze D., Jandieri G., Gorbenco I. et al. (2015) Device of molten granulation for obtaining the powder materials for SHS. *XIII International Symposium on SHS, Antalya, Turkey*, pp. 140–141.
9. Sakhvadze D., Gorbenco I., Jandieri G., Tsirekidze T. (2015) Obtaining metal powders in hydrovacuum melt suction plant. *Международная научно-техническая конференция «Инновационные технологии в металлургии и материаловедении»*, Грузия, Тбилиси, сс. 38–44.
10. Sakhvadze D., Jandieri G., Bolqvadze A. et al. (2017) Morphological and metallographic analysis of metallic powders produced by the method of hydro-vacuum dispersion of melts. *XIV International Symposium on SHS, Tbilisi, Georgia*. pp. 218–221.
11. Каблов Е. Н., Оспенникова О. Г., Бакрадзе М. М., Востриков А. В., Волков А. М., Иноземцев А. А., Гришечкин А. И., Перевозов А. С. (2017) *Гранулируемый высокожаропрочный никелевый сплав и изделие, изготовленное из него*, Россия, Пат. 2623540C1, №217.015.D91F.
12. (2017) *Микропорошки для АМ-технологий*. (SRI TP) Научно-исследовательский институт технологического прогресса. <http://progress.institute/am-texnologij/>

References

1. Ervin, J.F. (1939) *Method of disintegrating metal into shottling*. Pat. 2159433, US <https://patents.google.com/patent/US2159433>.
2. (2000) *Encyclopaedia on metallurgy*. Ed. by N.P. Lyakishev. Moscow, Internet Engineering. <https://metallurgicheskii.academic.ru/2421> [in Russian].
3. (2017) *НПА ОП 27.35-1.01-09*: Regulations of occupational safety in ferroalloy production. Pt 11: Granulation of ferroalloys. <http://ohranatruda.in.ua/pages/481/> [in Russian].
4. Vesterberg, P., Beskow, K., Rick, C.-J. (2013) Granulation of ferroalloys — results from industrial operations and comparative study on fines generation. In: *Proc. of the 13th Int. Ferroalloys Congress Infacon XIII* (Almaty, Kazakhstan) 140–141.
5. Uvan Holding AB (2015) *Granulation of molten material*. Pat. WO 2015/034425 A1, Int. Cl. B22F 9/10, B22F 9/08.
6. Godetsky, E.V. (1974) *Method of slag removal*. USSR author's cert. 433214, C21C 5/52 [in Russian].

7. Sakhvadze, D., Jandieri, G., Tsirekidze, T., Gorbenko, I. (2015) *Device for producing metallic powder from melt*. Pat. GE P20156384 (B), Int. Cl. B22F9/08.
8. Sakhvadze, D., Jandieri, G., Gorbenko, I. et al. (2015) Device of molten granulation for obtaining the powder materials for SHS. In: *Proc. of 13th Int. Symp. on SHS* (Antalya, Turkey), 140–141.
9. Sakhvadze, D., Gorbenko, I., Jandieri, G., Tsirekidze, T. (2015) Obtaining metal powders in hydrovacuum melt suction plant. In: *Proc. of Int. Sci.-Techn. Conf. on Innovative Technologies in Metallurgy and Materials Science* (Georgia, Tbilisi), 38–44.
10. Sakhvadze, D., Jandieri, G., Bolqvadze, A. et al. (2017) Morphological and metallographic analysis of metallic powders produced by the method of hydro-vacuum dispersion of melts. In: *Proc. of 14th Int. Symp. on SHS* (Tbilisi, Georgia), 218–221.
11. Kablov, E.N., Ospennikova, O.G., Bakradze, M.M., Vostrikov, A.V. et al. (2017) *Granulated super high-temperature nickel alloy and product manufactured from it*. Pat. 2623540C1, Russia, 217.015.D91F [in Russian].
12. (2017) *Micropowders for AM-technologies*. SRI TP. <http://progress.institute/am-technologij/> [in Russian].

ІНОВАЦІЙНА ГІДРОВАКУУМНА ТЕХНОЛОГІЯ ГРАНУЛЯЦІЇ МЕТАЛІЧНИХ РОЗПЛАВІВ

Г. В. Джандієрі¹, І. Ф. Горбенко³, Д. В. Сахвадзе^{2,3}, Т. І. Цирекідзе³

¹Metallurgical Engineering and Consulting LTD, Тбілісі, Грузія.

E-mail: Gigo.jandieri@yahoo.com

²ЮЛПП «Державний науково-технічний центр «Дельта», Грузія.

³G-Metall LLC, Грузія.

Розглянуто ефективність грануляції рідких передільних феросплавів в умовах напівпромислової апробації нового способу і установки для гідровакуумного диспергування розплавів. Новизною представленої розробки є те, що робоча рідина (технічна вода високого тиску), яка тече в закритих каналах по замкнутому контуру в торцевій голівці установки в зоні сполучення основного каналу і спеціальної насадки, зануреної в рідкий метал. Через різку зміну форми і діаметра основного каналу створюється тороїдний вихор, який на вході насадки утворює розрідження, впливом якого здійснюється вакуумне всмоктування розплаву. Вертикальний потік розплаву, проходячи через тороїдний вихор, піддається розтяжному впливу, в результаті чого він багаторазово розширюється і розривається на дрібні гранули (пластівці). Отримана дріб, змішана з водою, яка несеться цією ж водою до пульпоприймального відстійника. Наведено схему і зовнішній вигляд робочої установки, а також основні експериментальні дані процесу в умовах грануляції висококремнистого передільного силікомарганцю FeMnSi28. Представлені графічні залежності дисперсності гранул, продуктивності процесу і витрати циркулюючої води від початкової температури розплаву і діаметра вакуумного каналу всмоктуючої насадки, морфологія поверхонь і структура отриманих гранул (приблизно 2,5 мм). Показано принципову можливість отримання сферичних дрібнодисперсних (приблизно 50 мкм) порошоків, придатних як для прецизійної позапічної обробки металевих розплавів, так і для адитивного виробництва. Бібліогр. 12, іл. 5.

Ключові слова: рідкі феросплави; грануляція; гідровакуум; гідродинамічне диспергування; гранули; порошки

INNOVATIVE HYDROVACUUM TECHNOLOGY OF GRANULATION OF METAL MELTS

G. V. Janndieri¹, I. F. Gorbenko³, D. V. Sakhvadze^{2,3}, T. I. Tsirekidze³

¹Metallurgical Engineering and Consulting LTD, Tbilisi, Georgia.

E-mail: Gigo.jandieri@yahoo.com

²State Scientific-Technical Center: «Delta» Georgia.

³G-Metall LLC, Georgia.

The efficiency of granulation of molten processed ferroalloys under conditions of semi-industrial testing of new method and equipment for hydrovacuum dispersion of melts was considered. The novelty of the presented development is the fact that the working fluid (high-pressure technical water) is running in closed channels around the closed contour in end head of the installation in the zone of mating the main channel and a special tip, immersed into a molten alloy. Due to a sharp change in shape and diameter of the main channel a toroidal vortex is created which forms rarefaction at the tip outlet, thus suctioning the melt by vacuum. The vertical melt flow is subjected during passing through the toroidal vortex to tensile effects, as a result of which it is widened many times and separated into fine granules (flakes). The produced shots, mixed with water, are removed by the same water to the pulp sewage tank Presented are the scheme and appearance of the working installation, as well as main experimental data of the process under the conditions of granulation of high-silicon processed silicomanganese FeMnSi28. The graphical dependence of granules dispersion, process efficiency and consumption of circulating water on initial temperature of melt and diameter of vacuum channel of a suction tip, morphology of surfaces and structure of produced granules (approximately 2.5 mm) are given. A principal feasibility of producing spherical fine-dispersed (approximately 50 μm) powders suitable both for the precision ladle treatment of metal melts, and for the additive production is shown. Ref. 12, Fig. 5.

Key words: molten ferroalloys; granules; hydrovacuum; hydrodynamic dispersion; granules; powders

Поступила 06.06.2018

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

Журналы
Труды конференций
Сборники
Книги

ЖУРНАЛЫ



Журнал «Автоматическая сварка», 12 выпусков в год, издается с 1948 г. Тематика: сварка, термическая резка, наплавка, пайка, нанесение защитных покрытий и другие родственные процессы. Подписной индекс 70031, <https://doi.org/10.15407/as>. 12 выпусков в год.



Журнал «The Paton Welding Journal», 12 выпусков в год, издается с 2000 г. (полный перевод журнала «Автоматическая сварка» на английский язык). Подписной индекс 21974, <https://doi.org/10.15407/prwj>. 12 выпусков в год.



Журнал «Техническая диагностика и неразрушающий контроль», 4 выпуска в год, издается с 1989 г. Тематика: методы и разработки в области технической диагностики и неразрушающего контроля. Подписной индекс 74475, <https://doi.org/10.15407/tdnk>. 4 выпуска в год.



Журнал «Современная электрометаллургия», 4 выпуска в год, издается с 1985 г. Тематика: специальные процессы переплава – ЭШТ, ЭЛП, ПДТ, ВДТ, ВИП. Подписной индекс 70693, <https://doi.org/10.15407/sem>. 4 выпуска в год.

Подписку на журналы можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств: Каталог видань України, «Прессцентр», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина); каталог «Газеты. Журналы» агентства «Роспечать», Объединенный каталог «Пресса России» (Россия); каталог АО «Казпочта» Издания Украины (Казахстан); каталог зарубежных изданий «Белпочта» (Беларусь).

СБОРНИКИ, КНИГИ



ФИЗИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ. ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ, МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ, ВЫЧИСЛИТЕЛЬНЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТ: Сб. статей и докладов под ред. акад. И.В. Кривцуна. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2018. — 642 с.



Петров С. В., Катырджюглу Т. Я. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПАРОВОДЯНОЙ ПЛАЗМЫ — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2018. — 528 с.



НАПЛАВКА. ТЕХНОЛОГИИ, МАТЕРИАЛЫ, ОБОРУДОВАНИЕ / Составители: И.А. Рябцев, И.А. Кондратьев, Е.Ф. Переплетчиков, Ю.М. Кусков. — Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 2015. — 402 с.



СВАРКА И НАПЛАВКА МЕДИ И СПЛАВОВ НА ЕЕ ОСНОВЕ / Составители: В.М. Илюшенко, Е.П. Лукьянченко. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2013. — 396 с.



МЕТАЛЛУРГИЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ И СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ / Составители: И.К. Походня, А.С. Котельчук. — Киев: Академперіодика, 2012. — 526 с.

ТРУДЫ КОНФЕРЕНЦИЙ



ТИТАН-2018. ПРОИЗВОДСТВО И ПРИМЕНЕНИЕ В УКРАИНЕ. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2018. — 168 с. Под ред. проф. С.В. Ахонина.



I–IX Международные конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» (2002–2018 гг.). (Девять выпусков). Под ред. акад. И.В. Кривцуна



Труды Международной конференции «Роботизация и автоматизация сварочных процессов», 12–14 июня 2017, Киев, ИЭС им. Е. О. Патона; журнал «Автоматическая сварка», № 5-6, 2017. — 120 с.



I–VII Международные конференции «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов» (2003–2017 гг.). (Восемь выпусков). Под ред. акад. И.В. Кривцуна



Труды Международной конференции «Современные технологии сварки», 13–15 июня 2016, Киев, ИЭС им. Е. О. Патона; журнал «Автоматическая сварка», № 5-6, 2016. — 184 с.



Труды Международной конференции «Наплавка. – Наука. Производство. Перспективы», 15–17 июня 2015, Киев, ИЭС им. Е. О. Патона; журнал «Автоматическая сварка», № 5-6, 2015. — 160 с.



Труды Международной конференции «Сварочные материалы», 16–18 июня 2014, Киев, ИЭС им. Е. О. Патона; журнал «Автоматическая сварка», № 6-7, 2014. — 204 с.

Издательский Дом «Патон»,

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича 11, офис 1606.

E-mail: journal@paton.kiev.ua; тел./факс: +38(044) 200-82-77, 200-81-45

ПОДПИСКА–2019 на журнал «Современная электрометаллургия»

Украина		Зарубежные страны	
на полугодие	на год	на полугодие	на год
330	660	30 евро	60 евро
В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.			

Подписку на журнал «Современная электрометаллургия» можно оформить непосредственно через редакцию (в т. ч. на электронную версию) или по каталогам подписных агентств «Пресса», «ПресЦентр», «АС-Медиа», «Информнаука», «Меркурий».



Электронная версия журнала на сайте: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem

Правила для авторов: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/rules
 Лицензионное соглашение: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/license
 В 2019 г. в открытом доступе архивы статей журнала за 2008–2017 гг.

РЕКЛАМА в журнале «Современная электрометаллургия»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм)
- Вторая, третья и четвертая страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм)
- Вклейка А4 (200×290 мм)
- Разворот А3 (400×290 мм)

Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77;
 205-22-07; 200-54-84
 E-mail: journal@paton.kiev.ua

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрезки 200×290 мм
- В рекламных макетах для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации

Все файлы в формате IBM PC

- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

- Цена договорная
- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию
- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- Публикуется только профильная реклама
- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Подписано к печати 15.11.2018. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
 Усл. печ. л. 7,9. Усл. кр.-отг. 8,2. Уч.-изд. л. 9,3
 Печать ООО «ДИА», 03022, г. Киев-22, ул. Васильковская, 45.