

**РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ**

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

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

*Ученые университетов Украины*  
**М. И. Гасик**, НМетАУ, Днепр  
**О. М. Ивасишин**, Ин-т металлофизики, Киев  
**П. И. Лобода**, НТУУ «КПИ им. И. Сикорского», Киев  
**А. В. Овчинников**, ЗНТУ, Запорожье  
**А. А. Троянский**, ДонНТУ, Днепр

*Зарубежные ученые*

**К. В. Григорович**  
МИСиС, Москва, РФ  
**М. Зинниград**  
Ун-т Ариэля, Израиль  
**А. А. Ильин**  
МАТИ-РГТУ, Москва, РФ  
**Г. Младенов**  
Ин-т электроники, София, Болгария  
**А. Митчелл**  
Ун-т Британской Колумбии, Канада  
**Г. Ф. Тавадзе**  
Ин-т металлург. и материаловед.  
им. Ф. Тавадзе, Тбилиси, Грузия  
**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, 03680, г. Киев-150,  
ул. Казимира Малевича, 11  
Тел./факс: (38044) 200 82 77, 200 54 84  
Тел.: (38044) 205 22 07  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
www.patonpublishinghouse.com

**Редакторы**

**К. Г. Григоренко, Н. А. Притула, Т. В. Юштина**  
Электронная верстка  
**Л. Н. Герасименко, Т. Ю. Снегирева**

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

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

Цена договорная

**СОДЕРЖАНИЕ**

Украинско-китайское научно-техническое сотрудничество ..... 3

**ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ**

**Медовар Л. Б., Педченко Е. А., Сибирь А. В., Волченков Е. А., Коломиец Д. В.** К вопросу выбора материалов для водоохлаждаемых кристаллизаторов ЭШП и МНЛЗ ..... 5

**Протокивиллов И. В., Петров Д. А.** Структура и свойства высокопрочного титанового сплава Ti-10-2-3 электрошлаковой выплавки ..... 9

**ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ**

**Ахонин С. В., Пикулин А. Н., Березос В. А., Северин А. Ю., Ерохин А. Г.** Электронно-лучевая плавка нового высокопрочного титанового сплава Ti20 ..... 15

**Дидикин Г. Г., Андрусихина И. Н., Литвин С. Е., Крушинская Л. А., Грабин В. В.** Электронно-лучевая технология получения конденсатов Ag-NaCl и физико-химические свойства коллоидной системы на их основе ..... 22

**ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА**

**Калашник Д. А., Шаповалов В. А., Никитенко Ю. А., Кожемякин В. Г.** Поверхностное окисление расплавленного металла в процессе диспергирования при ИПСК ..... 29

**ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ**

**Хохлов М. А., Хохлова Ю. А., Синюк В. С., Никитенко Ю. А.** Упрочнение магниевого сплава МЛ4 при легировании галлием ..... 35

**Биктагиров Ф. К., Шаповалов В. А., Гнатушенко А. В., Игнатов А. П., Скорина Н. В., Веретильник А. В.** Выплавка титанового шлака для использования в сварочном производстве ..... 39

**Гайдук С. В., Кононов В. В., Куренкова В. В.** Применение комплексной расчетно-аналитической методики для многокритериальной оптимизации составов литейных жаропрочных никелевых сплавов ..... 44

**ИНФОРМАЦИЯ**

К 100-летию со дня рождения Г. Г. Ефименко ..... 53

Юбилей Людмилы Ивановны Маркашовой ..... 56

4-я Международная конференция «Нанотехнологии» (Nano-2016) ..... 57

IV Международная научно-практическая конференция «Титан-2016: производство и применение в авиастроении» ..... 59

**РАЗРАБОТКИ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА**

Разработка технологических основ формообразования больших монокристаллов вольфрама в виде тел вращения ..... 60

Электронно-лучевые технология получения твердо- и жидкофазных медицинских субстанций с наноразмерной структурой ..... 61

Новое поколение флюсов для современных электрошлаковых технологий производства конструкционных материалов ..... 63

**ЗМІСТ**

**CONTENTS**

Українсько-китайське науково-технічне співробітництво ..... 3

Ukrainian-Chinese scientific and technical cooperation ..... 3

**ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ**

**ELECTROSLAG TECHNOLOGY**

Медовар Л. Б., Педченко Є. О., Сибір А. В., Волченков С. О., Коломієць Д. В. До питання вибору матеріалів для водоохолоджуваних кристалізаторів ЕШП та МБЛЗ ..... 5

Medovar L.B., Pedchenko E.A., Sibir A.V., Volchenkov Ye.A., Kolomiets D.V. On the problem of selection of materials for water-cooled moulds of ESR and MCCB ..... 5

Протоковілов І. В., Петров Д. А. Структура і властивості високоміцного титанового сплаву Ti-10-2-3 електрошлакового переплаву ..... 9

Protokovilov I.V., Petrov D.A. Structure and properties of high-strength titanium alloy Ti-10-2-3 of electroslag remelting ..... 9

**ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ**

**ELECTRON BEAM PROCESSES**

Ахонін С. В., Пікулін О. М., Березос В. О., Северин А. Ю., Єрохін О. Г. Електронно-променева плавка нового високоміцного титанового сплаву T120 ..... 15

Akhonin S.V., Pikulin A.N. Berezos V.A., Severin A.Yu., Erokhin A.G. Electron beam melting of new high-strength titanium alloy T120 ..... 15

Дідікін Г. Г., Андрусишина І. М., Литвин С. С., Крушинська Л. А., Грабін В. В. Електронно-променева технологія одержання конденсатів Ag-NaCl і фізико-хімічні особливості коллоїдної системи на їх основі ..... 22

Didikin G.G., Andrusishina I.N., Litvin S.E., Krushinskaya L.A., Grabin V.V. Electron beam technology of producing condensates Ag-NaCl and physical-chemical properties of colloid system on their base ..... 22

**ВАКУУМНО-ІНДУКЦІЙНА ПЛАВКА**

**VACUUM-INDUCTION MELTING**

Калашиник Д. О., Шаповалов В. О., Никитенко Ю. О., Кожемякін В. Г. Поверхнєве окислення розплавленого металу в процесі диспергування при ПІСК ..... 29

Kalashnik D.A., Shapovalov V.A., Nikitenko Yu.A., Kozhemyakin V.G. Surface oxidation of molten metal in the process of dispersing in IMSM ..... 29

**ЗАГАЛЬНІ ПИТАННЯ МЕТАЛУРГІЇ**

**GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY**

Хохлов М. А., Хохлова Ю. А., Синюк В. С., Никитенко Ю. О. Зміцнення магнієвого сплаву МЛ4 при легуванні галієм ..... 35

Khokhlov M.A., Khokhlova Yu.A., Sinyuk V.S., Nikitenko Yu.A. Hardening of magnesium alloy ML4 in alloying with gallium ..... 35

Біктагіров Ф. К., Шаповалов В. О., Гнатушенко О. В., Ієнатов А. П., Скорина М. В., Веретільник О. В. Виплавка титанового шлаку для використання у зварювальному виробництві ..... 39

Baktigirov F.K., Shapovalov V.A., Gnatushenko O.V., Ignatov A.P., Skorina N.V., Veretilnik A.V. Melting of titanium slag for use in welding production ..... 39

Гайдук С. В., Кононов В. В., Курєнкова В. В. Застосування комплексної розрахунково-аналітичної методики для багатокритерійної оптимізації складів ливарних жароміцних нікелевих сплавів ..... 44

Gaiduk S.V., Kononov V.V., Kurenkova V.V. Application of integrated calculation-analytic method for multi-criterion optimizing of compositions of casting heat-resistant nickel alloys ..... 44

**ІНФОРМАЦІЯ**

**INFORMATION**

До 100-річчя від дня народження Г. Г. Єфіменка ..... 53

Towards the 100th birthday anniversary of G.G. Efimenko ..... 53

Ювілей Людмили Іванівни Маркашової ..... 56

Jubilee of Markashova L.I. .... 56

4-а Міжнародна конференція «Нанотехнології» (Nano-2016) ..... 57

The Fourth International Conference «Nanotechnologies» (Nano-2016) ..... 57

IV Міжнародна науково-практична конференція «Титан-2016: виробництво та застосування в авіабудуванні» ..... 59

IV International Scientific-Practical Conference «Titan-2016: production and application in aircraft construction» ..... 59

Розробки ІЕЗ ім. С. О. ПАТОНА

DEVELOPMENTS OF THE E.O. PATON ELECTRIC WELDING INSTITUTE

Розробка технологічних основ формотворення великих монокристалів вольфраму у вигляді тіл обертання ..... 60

Development of technological fundamentals of shaping the large tungsten single crystals in the form of bodies of rotation ..... 60

Електронно-променеві технології отримання твердо- і рідкофазних медичних субстанцій з нанорозмірною структурою ..... 61

Electron beam technologies of producing solid- and liquid-phase medical substances with nanodimensional structure ..... 61

Нове покоління флюсів для сучасних електрошлакових технологій виробництва конструкційних матеріалів ..... 63

New generation of fluxes for advanced electroslag technologies of producing structural materials ..... 63

**Адреса редакції журналу**

«Сучасна електрометалургія»  
Інститут електрозварювання ім. С. О. Патона НАН України  
Україна, 03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11  
Тел./факс: (38044) 200 82 77, 200 54 84; тел.: 205 22 07  
E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com  
Свідоцтво про державну реєстрацію KB 6185 от 31.05.2002  
ISSN 2415-8445

**Editorial Address**

of Journal «Electrometallurgy Today»  
The E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU  
11, Kazimir Malevich Str., 03680, Kyiv, Ukraine  
Tel./Fax: (38044) 200 82 77, 200 54 84; 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

## УКРАИНСКО-КИТАЙСКОЕ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ СОТРУДНИЧЕСТВО

*В начале января этого года исполнилось 25 лет со дня установления дипломатических отношений между Украиной и Китайской Народной Республикой. Одним из приоритетных направлений двусторонних отношений является сотрудничество в области науки и техники. Пример этому — давние и плодотворные связи украинских сварщиков с китайскими коллегами.*



Во время встречи в ИЭС 16 февраля 2017 г. (слева направо: академик Б. Е. Патон, г-н Чжан Вэй, д-р техн. наук В. Н. Коржик)

«За 25 лет, прошедшие со дня установления дипломатических отношений между Украиной и Китайской Народной Республикой, были достигнуты значительные результаты в области научного и научно-технического сотрудничества между нашими странами, а сотрудничество в области электросварки и материаловедения вообще можно рассматривать как яркий пример взаимовыгодной двусторонней научной кооперации», — отметил президент Национальной академии наук Украины академик Борис Евгеньевич Патон во время визита первого секретаря Посольства КНР в Украине господина Чжан Вэй в Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Репортаж об этой встрече и интервью с директором Института академиком Б. Е. Патоном были опубликованы в одной из центральных китайских газет «Жэньминь жибао».

Сотрудничество Украины с Китаем в сфере электросварочных технологий имеет давнюю историю (например, в Харбине уже почти полвека действует «патоновская» установка для электрошлаковой сварки), но с подписанием в 2011 г. межправительственного соглашения и создания Комиссии по сотрудничеству между Правительством Украины и Правительством Китайской Народной Республики спектр направлений сотрудничества в значительной мере был расширен. В том же 2011 г. по инициативе Национальной академии наук Украины, Министерства науки и технологий КНР и Государственного управления по делам иностранных специалистов КНР в провинции Гуандун был официально открыт Китайско-украинский институт сварки им. Е. О. Патона.

Как отметил Б. Е. Патон, за годы существования совместного Китайско-украинского института сварки им. Е. О. Патона, созданного на основе научно-технической платформы — новой инновационной формы международного взаимодействия в сфере высоких технологий, обе страны получили уникальный и очень полезный опыт. Достигнутые за пять лет результаты он назвал достаточно успешными и «соответствующими не только интересам провинции Гуандун и Национальной академии наук Украины, но и Китая, и Украины в целом».

Реализация этого китайско-украинского проекта эффективно соединила технологические возможности Украины с рыночным спросом китайской стороны, а также активно способствовала воплощению в жизнь стремлений Китая к технологическим прорывам во многих ключевых отраслях экономики. В Китайско-украинском институте сварки им. Е. О. Патона не только удалось сконцентрировать самые прогрессивные знания и оборудование в области электросварки и материаловедения, но и сосредоточить усилия на создании инноваций в интересах нескольких различных отраслей. Это технологии и оборудование для контактной сварки трубопроводов и арматуры, которые открывают новые возможности в строительстве железобетонных мостов, путепроводов и автомагистралей. Это также способы соединения алюминиевых сплавов, используемых при строительстве судов специального назначения, в авиации и космонавтике. Кроме того, это технологии восстановления деталей с применением скоростного плазменного напыления для текстильной промышленности, полиграфии и др. Весомые результаты были достигнуты и при выполнении крупных научных проектов в сфере океанографического инжиниринга, а также при изготовлении оборудования для атомных электростанций и применения сварочных технологий в медицине. Вследствие эффективного сотрудничества сварочные технологии, используемые в Китае, в значительной мере были улучшены и оптимизированы до передового международного уровня.

Содиректор Китайско-украинского института сварки им. Е. О. Патона с украинской стороны доктор технических наук Владимир Коржик, который работает в этом проекте с самого начала, сообщил, что в Институте за эти годы выполнялось более 30 научно-исследовательских программ государственного и регионального уровня, услуги по распространению и технической поддержке технологий были предоставлены более 100 предприятиям. По результатам проведенных работ опубликовано более 300 научных статей и монографий, получено 56 патентов.

В последнее время активно развивается сотрудничество с такими мощными китайскими промышленными концернами, как Китайская корпорация аэрокосмической науки и техники (China Aerospace Science and Technology Corporation — CASC), Корпорация авиационной промышленности Китая (Aviation Industry Corporation of China — AVIC), Китайская государственная судостроительная корпорация (China State Shipbuilding Corporation — CSSC), металлургическая компания Anshan Iron and Steel Group, корпорация Dongfang Electric Machinery.

Кроме того, на протяжении всех лет своей деятельности Китайско-украинский институт сварки им. Е. О. Патона много внимания уделял развитию фундаментальных научных исследований, всячески поддерживал академический обмен между нашими странами. Среди организованных Институтом научных мероприятий можно назвать семинар по сварочным технологиям в океанографической инженерии, семинар по ключевым технологиям полярного судостроения и др.

Деятельность Института была отмечена 15 наградами провинции Гуандун, премиями профильных министерств и ведомств. За значительный вклад в процесс модернизации Китая и развитие научно-технического сотрудничества между Китаем и Украиной в 2012 г. академик Б. Е. Патон, а в 2014 г. Владимир Коржик были удостоены высшей и самой авторитетной правительственной награды для иностранных специалистов — ордена Дружбы Китайской Народной Республики.

В завершение встречи академик Б. Е. Патон отметил, что украинские ученые высоко оценивают разработанную китайским правительством стратегию «Китайское производство – 2025». По его мнению, эта стратегия будет способствовать скорейшему превращению Китая в глобальное промышленно развитое государство, а развитие сварочных технологий как основы для производства специализированного оборудования получит новый мощный импульс для дальнейшего развития. В частности, он выразил надежду на углубление сотрудничества в области сварки живых тканей в интересах клинической медицины.

По материалам русскоязычной версии  
газеты «Жэньминь жибао»

# К ВОПРОСУ ВЫБОРА МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ВОДООХЛАЖДАЕМЫХ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ ЭШП И МНЛЗ

Л. Б. Медовар<sup>1</sup>, Е. А. Педченко<sup>1</sup>, А. В. Сибирь<sup>2</sup>, Е. А. Волченков<sup>1</sup>, Д. В. Коломиец<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Национальная металлургическая академия Украины.

49600, г. Днепр, пр. Гагарина, 4. E-mail: nmetau@nmetau.edu.ua

Обсуждено влияние теплопроводности материалов водоохлаждаемых кристаллизаторов ЭШП и МНЛЗ на процесс затвердевания металла. Рассчитаны температурные поля жидкой металлической ванны слитков из высокоуглеродистой стали в кристаллизаторах диаметром 400 мм из меди и жаропрочной бронзы. Показано, что эффект снижения теплопроводности при замене меди на бронзу незначительно влияет на затвердевание слитка ЭШП и непрерывнолитой заготовки. Библиогр. 8, табл. 1, ил. 2.

**Ключевые слова:** кристаллизатор; электрошлаковый переплав; непрерывная разливка; теплопроводность; износостойкость

**Введение.** Водоохлаждаемые кристаллизаторы для электрошлакового переплава (ЭШП) практически повсеместно изготавливают из чистой меди, как правило М1. Изредка используют и жаропрочную бронзу БрХ. В то же время водоохлаждаемые кристаллизаторы машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) изготавливают не только из чистой меди, но и из сплавов меди. Металлурги широко применяют водоохлаждаемые кристаллизаторы уже более 60 лет [1]. Однако и сегодня часто встречаются ситуации, когда на одних и тех же агрегатах используют водоохлаждаемые кристаллизаторы одинаковой конструкции, изготовленные из разных материалов. С учетом того, что толщина рабочей стенки водоохлаждаемых кристаллизаторов обычно достигает 30...35 мм, теплопроводность материала кристаллизатора должна играть существенную роль в теплопередаче от жидкого металла к охлаждающей воде, а значит и скорости затвердевания металла в кристаллизаторе. В совокупности со способностью кристаллизатора отвести от затвердевающего металла теплоту немаловажную роль играет и стойкость кристаллизатора, уровень прочности, твердости, износостойкости и т. д. Процессы, протекающие в кристаллизаторах ЭШП при превращении жидкого металла в твердый, во многом сходны с таковыми в кристаллизаторах МНЛЗ. В статье сделана попытка сравнить материалы, применяемые для кристаллизаторов этих установок, и оценить обоснованность их выбора для рабочих стенок. Влияние теплопроводности материала рабочих стенок кристаллизатора на

процесс затвердевания можно оценить расчетным путем. В то же время, оценить износ кристаллизатора расчетным путем пока не удастся. Поэтому в данной работе сделаны лишь некоторые оценки.

**Материалы для кристаллизаторов ЭШП и МНЛЗ.** Для рабочих стенок кристаллизаторов традиционно используют сплавы меди. Выбор меди в качестве основы сплава обусловлен ее высокой теплопроводностью. Теплопроводность основных материалов для кристаллизаторов ЭШП составляет порядка 390 для М1 и 315 Вт/(м·К) для жаропрочной бронзы БрХ. При этом жаропрочная бронза обладает большей твердостью (110...115 НВ) по сравнению с медью (90...95 НВ). Для ЭШП промышленная практика применения жаропрочной бронзы БрХ вместо М1 подтверждает уменьшение износа стенок кристаллизаторов. Спектр сплавов меди, применяемых для кристаллизаторов МНЛЗ значительно шире. Сегодня к традиционным сплавам меди с серебром добавились сплавы меди с различными сочетаниями хрома, никеля, циркония и некоторых других элементов [2–4]. Теплопроводность этих сплавов лежит в диапазоне теплопроводности меди и жаропрочной бронзы. В то же время механические свойства этих сплавов дифференцированы для изготовления рабочих стенок кристаллизаторов различных типов. Отметим также, что практически все современные кристаллизаторы МНЛЗ изготавливают с применением многослойных износостойких покрытий на рабочих стенках. Эти покрытия имеют неболь-

шую толщину и поэтому не оказывают существенного влияния на общую теплопроводность стенки кристаллизатора и ее тепловое сопротивление, однако существенно повышают износостойкость кристаллизаторов. Таким образом, при прочих равных условиях существенное значение при выборе материала кристаллизатора должна играть теплопроводность материала.

**Анализ тепловых процессов при работе кристаллизаторов.** Кристаллизаторы в установках ЭШП и МНЛЗ — это теплонапряженный элемент. Удельный тепловой поток через стенку кристаллизатора составляет порядка 1...3 МВт/м<sup>2</sup> [5]. Достаточно высокой является температура жидкого металла в кристаллизаторе, особенно в установках ЭШП. Процесс передачи теплоты от жидкого металла к охлаждающей кристаллизатор воде сложен и включает в себя все способы передачи теплоты: теплопроводность, конвекцию и излучение.

Различия в механизме передачи теплоты наблюдаются и по высоте кристаллизатора. Принято выделять две зоны теплообмена. Первая — это зона плотного контакта между стенкой кристаллизатора и затвердевающим металлом слитка ЭШП или непрерывнолитой заготовки, вторая — зона с газовым зазором между стенкой и затвердевшим усаживающимся металлом. Процесс передачи теплоты в первой зоне состоит из нескольких этапов: конвекцией от жидкого металла к затвердевшей корочке; теплопроводностью через корочку металла (и корку шлака при ЭШП) к поверхности кристаллизатора. Через стенку кристаллизатора теплота передается также теплопроводностью, а к охлаждающей воде — конвекцией. Необходимо отметить, что в этой системе существует два контактных сопротивления: твердая корочка металла–шлаковый гарнисаж и шлаковый гарнисаж–поверхность кристаллизатора. Обычно для этой зоны теплообмена условия контакта принимают идеальными.

Во второй зоне теплообмена кристаллизатора физический процесс передачи теплоты такой же, как и в первой, но между стенкой кристаллизатора и шлаковым гарнисажем образуется газовый зазор. Его термическое сопротивление может быть значительным. Теплопередача в этом зазоре осуществляется двумя способами — излучением между поверхностями и теплопроводностью газа. Для кристаллизаторов МНЛЗ дополнительным способом передачи теплоты в этом зазоре является периодический плотный контакт при качании кристаллизатора.

Величина теплового потока от поверхности слитка к охлаждаемой воде определяется следующим уравнением [6]:

$$q = \frac{T_m - T_w}{\sum R_i}, \quad (1)$$

где  $T_m$  — температура металла, К;  $T_w$  — температура охлаждающей воды, К;  $\sum R_i$  — сумма тепловых сопротивлений теплопередачи от металла к воде, (м<sup>2</sup>·К)/Вт.

В упрощенной схеме можно выделить три основных тепловых сопротивления:

конвективной теплоотдачи от воды к стенке кристаллизатора  $R_1$ . Зависит от скорости движения жидкости и ее свойств. Может быть рассчитана по критериальным уравнениям в зависимости от формы канала, свойств жидкости и скорости движения [6]. На практике величина коэффициента конвективной теплоотдачи  $\alpha_w$  имеет значение порядка 35000 Вт/(м<sup>2</sup>·К) [7]. Тогда значение  $R_1 = 1/\alpha_w = 2,86 \cdot 10^{-5}$  (м<sup>2</sup>·К)/Вт;

теплопроводности стенки кристаллизатора  $R_2$  толщиной  $\ell$  и с коэффициентом теплопроводности  $\lambda$ . Для различных материалов может быть определено по формуле  $R_2 = \ell/\lambda$ . На практике толщина стенки  $\ell$  составляет 20...30 мм. Тогда для среднего значения толщины стенки из чистой меди при  $\lambda_{M1} = 390$  Вт/(м·К)  $R_2 = \ell/\lambda = 25 \cdot 10^{-3}/390 = 6,41 \cdot 10^{-5}$  (м<sup>2</sup>·К)/Вт;

теплоотдачи от кристаллизатора к поверхности слитка. Очень сложный процесс. Если упростить, то максимальное значение  $\alpha_k$  редко достигает 3000 Вт/(м·К) для зоны плотного контакта, а для зоны с газовым зазором среднее значение составляет порядка 1000 Вт/(м<sup>2</sup>·К) [8]. Тогда для первой зоны  $R_3 = 1/\alpha_k = 33,33 \cdot 10^{-5}$ , а для второй  $R_3 = 1/\alpha_k = 100 \cdot 10^{-5}$  (м<sup>2</sup>·К)/Вт.

Суммарное тепловое сопротивление (медный кристаллизатор) в первой зоне составляет  $\sum R_i = 42,6 \cdot 10^{-5}$ , во второй  $\sum R_i = 109,3 \cdot 10^{-5}$  (м<sup>2</sup>·К)/Вт.

Для случая с материалом кристаллизатора из жаропрочной бронзы изменяется только тепловое сопротивление  $R_2$  и составляет  $R_2 = \ell/\lambda = 25 \cdot 10^{-3}/315 = 7,94 \cdot 10^{-5}$  (м<sup>2</sup>·К)/Вт.

Результаты расчетов приведены в таблице. Очевидно, что изменение теплопроводности материала рабочей стенки кристаллизатора примерно на 19 % изменит ее тепловое сопротивление  $R_2$  всего на 3,5 %. Приблизительно на эту же величину изменится толщина корочки затвердевшей стали для МНЛЗ. Для кристаллизаторов ЭШП доля теплового сопротивления стенки в общем сопротивлении теплопередачи меньше, т. к. толщина слоя шлаковой корочки больше.

Значения тепловых сопротивлений между водой и жидким металлом				
Параметр	Кристаллизатор			
	из меди М1		из жаропрочной бронзы БрХ	
	Значение параметра $R_i \cdot 10^5$ , (м <sup>2</sup> ·К)/Вт	Доля от общего теплового сопротивления*, %	Значение параметра $R_i \cdot 10^5$ , (м <sup>2</sup> ·К)/Вт	Доля от общего теплового сопротивления*, %
$R_1$	2,86	6,7	2,86	6,5
$R_2$	6,41	15,0	7,94	18,0
$R_3$	33,33	78,3	33,33	75,5

\* Полное тепловое сопротивление равно сумме тепловых сопротивлений  $R_1 + R_2 + R_3$ .

Для определения влияния материала стенки кристаллизатора с учетом изменения динамики процесса затвердевания и теплового потока проведены сравнительные результаты расчета для кристаллизаторов МНЛЗ и ЭШП. Рассматривали кристаллизаторы для получения круглого слитка диаметром 400 мм.

Для расчета влияния материала на работу кристаллизаторов ЭШП приняты следующие исходные данные: переплаву подвергали высокоуглеродистую сталь с теплопроводностью 45 Вт/(м·К) и теплоемкостью 490 Дж/(кг·К). Производительность ЭШП под шлаком АНФ-28 составила 400 кг/ч. Длина кристаллизатора — 450 мм, а диаметр — 400 мм.

Результаты расчета представлены на рис. 1.

Из рисунка видно, что глубина ванны жидкого металла меньше в случае применения кристаллизатора с рабочей стенкой из меди марки М1. Изменение глубины ванны в целом незначительное (порядка 15 мм). Динамика процесса затвердевания показывает схожий характер и мало отличается друг от друга. Это означает, что для кристаллизаторов ЭШП целесообразно использовать жаропрочную бронзу вместо меди М1, что мало скажется на качестве металла ЭШП, но должно повысить износостойкость кристаллизаторов.

При расчете затвердевания металла в кристаллизаторе МНЛЗ приняты такие исходные данные: высокоуглеродистая сталь (аналогично расчету для ЭШП), кристаллизатор диаметром 400 мм, длина кристаллизатора 1000 мм, скорость вытягивания заготовки 0,5 м/мин. Результаты расчетов представлены на рис. 2.

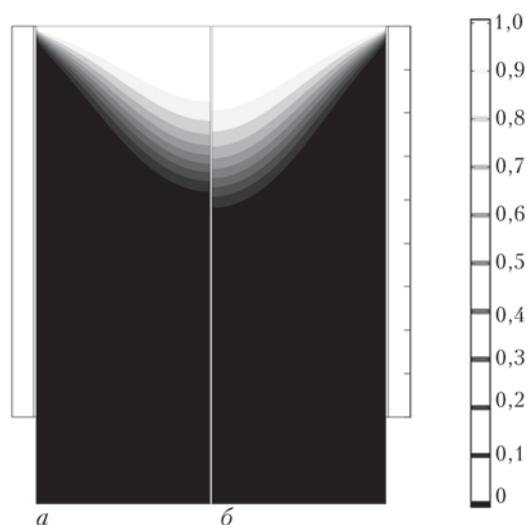


Рис. 1. Форма и глубина жидкой ванны при использовании медного М1 (а) и бронзового БрХ (б) кристаллизаторов ЭШП\*

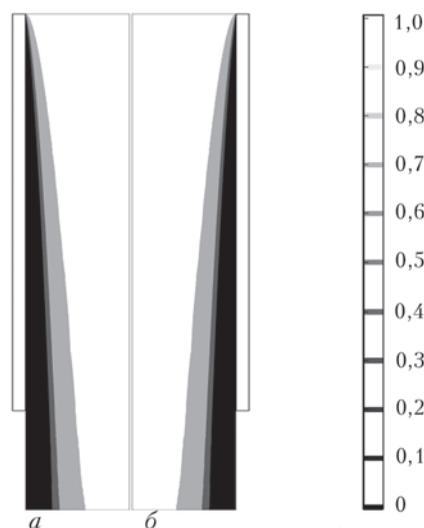


Рис. 2. Форма жидкой металлической ванны и толщина затвердевшей корочки по высоте заготовки в кристаллизаторах МНЛЗ из М1 (а) и БрХ (б)\*

Толщина корочки непрерывнолитой заготовки в случае применения кристаллизатора с рабочей стенкой из меди М1 незначительно больше, чем в кристаллизаторе из жаропрочной бронзы (разница порядка 1 мм). С учетом приведенных данных можно также сделать вывод о том, что для кристаллизаторов МНЛЗ применение меди М1 не является обязательным.

**Выводы**

Анализ работы кристаллизаторов ЭШП и МНЛЗ показал, что теплопроводность не оказывает заметного влияния на затвердевание металла. При выборе материала рабочей стенки кристаллизатора должны учитываться другие технологические

\*Изменение цвета на шкале от белого к черному определяет количество жидкой фазы: белый — 100 % жидкости (расплав), черный — 0 % жидкости (полностью твердый металл).

аспекты, такие как износостойкость, ремонтпригодность и др. Поэтому можно рекомендовать замену меди М1 в кристаллизаторах ЭШП на бронзу БрХ.1.

**Список литературы**

1. Жиганов Н. К., Вольнов И. Н., Фомина Е. Е. Моделирование процессов непрерывного литья цветных металлов и их сплавов: монография, [1-е изд.]. — Тверь: ТГТУ, 2007. — 224 с.
2. Oehler Ch., Korbel H. Design and manufacturing technologies of copper crucible assemblies for remelting, skull melting and cold hearth furnaces // Proceedings of the 2nd Medovar Memorial Symposium (MMS100), 07–10.06.2016, Kyiv (Ukraine). — P. 167–173. [ISBN 978-617-7015-33-7].
3. EM Moulds [электронный ресурс]. — Режим доступа: [http://www.coppermoulds.com/ser-down\\_eng.html](http://www.coppermoulds.com/ser-down_eng.html).
4. KME: Engineering Copper Solutions [электронный ресурс]. — Режим доступа: [http://www.kme.com/en/steel\\_casting\\_moulds](http://www.kme.com/en/steel_casting_moulds).
5. Assessment of heat extraction through slab caster mould / A. Paul et al. // Scandinavian Journal of Metallurgy. — 2000. — Vol. 29. — P. 139–145.
6. Исаченко В. П., Осипова В. А., Сукомел А. С. Теплопередача: [учебник для вузов]. — М.: Энергия, 1975. — 483 с.
7. Analysis of metal mould heat transfer / V. K. de Barcellos et al. // Ironmaking and Steelmaking. — 2010. — Vol. 37, № 1. — P. 47–56.
8. Chen R., Shen H. F., Liu B. C. Numerical simulation of fluid flow and solidification in continuous slab casting mould

based on inverse heat transfer calculation // Ironmaking and Steelmaking. — 2011. — Vol. 38, № 7. — P. 546–552.

**References**

1. Zhiganov N. K., Volnov I. N., Fomina Ye. Ye. Modelirovaniye protsessov nepreryvnogo litya tsvetnykh metallov i ikh splavov: monografiya, [1-e izd.]. — Tver: TGTU, 2007. — 224 s.
2. Oehler Ch., Korbel H. Design and manufacturing technologies of copper crucible assemblies for remelting, skull melting and cold hearth furnaces // Proceedings of the 2nd Medovar Memorial Symposium (MMS100), 07–10.06.2016, Kyiv (Ukraine). — P. 167–173. [ISBN 978-617-7015-33-7].
3. EM Moulds [elektronny resurs]. — Rezhim dostupa: [http://www.coppermoulds.com/ser-down\\_eng.html](http://www.coppermoulds.com/ser-down_eng.html).
4. KME: Engineering Copper Solutions [elektronny resurs]. — Rezhim dostupa: [http://www.kme.com/en/steel\\_casting\\_moulds](http://www.kme.com/en/steel_casting_moulds).
5. Assessment of heat extraction through slab caster mould / A. Paul et al. // Scandinavian Journal of Metallurgy. — 2000. — Vol. 29. — P. 139–145.
6. Isachenko V. P., Osipova V. A., Sukomel A. S. Teploperedacha: [uchebnik dlya vuzov]. — M.: Energiya, 1975. — 483 s.
7. Analysis of metal mould heat transfer / V. K. de Barcellos et al. // Ironmaking and Steelmaking. — 2010. — Vol. 37, № 1. — P. 47–56.
8. Chen R., Shen H. F., Liu B. C. Numerical simulation of fluid flow and solidification in continuous slab casting mould based on inverse heat transfer calculation // Ironmaking and Steelmaking. — 2011. — Vol. 38, № 7. — P. 546–552.

**ДО ПИТАННЯ ВИБОРУ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ВОДООХОЛОДЖУВАНИХ КРИСТАЛІЗАТОРІВ ЕШП ТА МБЛЗ**

Л. Б. Медовар<sup>1</sup>, Є. О. Педченко<sup>1</sup>, А. В. Сибір<sup>2</sup>, Є. О. Волченко<sup>1</sup>, Д. В. Коломієць<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

<sup>2</sup>Національна металургійна академія України.

49600, м. Дніпро, пр. Гагаріна, 4. E-mail: [nmetau@nmetau.edu.ua](mailto:nmetau@nmetau.edu.ua)

Обговорено вплив теплопровідності матеріалів водоохолоджуваних кристалізаторів ЕШП та МБЛЗ на процес тверднення металу. На прикладі високовуглецевої сталі розраховані профілі температурних полів в кристалізаторах діаметром 400 мм з міді і жароміцної бронзи. Показано, що ефект зниження теплопровідності при заміні міді на бронзу незначно впливає на тверднення злитка ЕШП і безперервнолітої заготовки. Бібліогр. 8, табл. 1, іл. 2.

**Ключові слова:** кристалізатор; електрошлаковий переплав; безперервна розливка; теплопровідність; зносостійкість

**ON THE PROBLEM OF SELECTION OF MATERIALS FOR WATER-COOLED MOULDS OF ESR AND MCCB**

L.B. Medovar, E.A. Pedchenko, A.V. Sibir, Ye.A. Volchenko, D.V. Kolomiets

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

<sup>2</sup>The National Metallurgical Academy of Ukraine.

4 Gagarin Ave., 49600, Dnegr, Ukraine. E-mail: [nmetau@nmetau.edu.ua](mailto:nmetau@nmetau.edu.ua)

Effect of heat conductivity of materials of water-cooled moulds of ESR and MCCB on the process of metal solidification is discussed. Temperature fields of molten metal pool of ingots of high-carbon steel in 400 mm diameter moulds of copper and heat-resistant bronze are calculated. It is shown that the effect of heat conductivity reduction in replacement of copper by bronze has a negligible influence on the solidification of ESR ingot and continuously cast billet. Ref. 8, Table 1, Figures 2.

**Key words:** mould; electroslag remelting; continuous casting; heat conductivity; wear resistance

Поступила 27.02.2017

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-10-2-3 ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВА\*

И. В. Протокилов, Д. А. Петров

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.  
03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведены результаты исследований химического состава, структуры и механических свойств высокопрочного титанового сплава Ti-10-2-3 в литом состоянии и после термомеханической обработки. Слитки получены путем переплава расходных электродов в электрошлаковой печи камерного типа с применением электромагнитного воздействия на металлургическую ванну. Литой металл подвергали термомеханической обработке с последующей закалкой и старением. Анализ структуры металла не выявил внутренних макро- и микродефектов. Размер зерен литого металла в среднем составлял 1...6, а деформированного и термообработанного — 0,2...0,6 мкм. В литом состоянии прочность сплава составляла 936...1012 МПа при пластичности 1,7...12,5 %, а в термообработанном 1190...1210 МПа и 11,7...14,0 % соответственно. Исследования поверхности разрушения образцов после испытаний на растяжение выявили преобладающий характер вязкого разрушения. Показано, что по структуре, химическому составу и механическим свойствам титановый сплав Ti-10-2-3 электрошлакового переплава соответствует техническим условиям на данный материал. Библиогр. 6, табл. 2, ил. 8.

**Ключевые слова:** электрошлаковый переплав; электромагнитное воздействие; титановый сплав Ti-10-2-3; слиток; термомеханическая обработка; структура; механические свойства

Высокопрочный титановый сплав Ti-10-2-3 имеет табличный состав, мас. %: Ti — основа; V — 9,0...11,0; Fe — 1,6...2,2; Al — 2,6...3,4 [1]. Сплав относится к группе псевдо  $\beta$ -сплавов, его молибденовый и алюминиевый эквиваленты равны 12,1 и 4,0 % соответственно, температура полиморфного превращения составляет 790...805 °C [2].

Сплав обладает значительным эффектом термомеханического упрочнения и его механические свойства можно изменять в широких пределах методами термомеханической обработки. Минимальная гарантированная прочность  $\sigma_B$  в отожженном состоянии составляет 965, а после закалки и старения может достигать 1310 МПа [1–3].

Сплав хорошо прокаливается в сечениях до 125 мм, обладает высокой технологичностью при горячей обработке давлением и способностью к формообразованию. Широко используется в авиакосмической промышленности для работы при температурах до 315 °C.

При выплавке сплава Ti-10-2-3 традиционным методом многократного вакуумно-дугового переплава (ВДП) имеют место трудности, связанные с повышенной склонностью сплава к ликвации. Высокое содержание в сплаве железа приводит к

неоднородному распределению его в литой структуре металла слитка: пониженному содержанию по осям дендритов и повышенному — в межосевых объемах. В свою очередь это приводит к различной температуре полиморфного превращения разных зон, неоднородному их упрочнению и неоднородности механических свойств сплава [4].

В связи с этим актуальной задачей является изучение возможностей получения сплава Ti-10-2-3 альтернативными методами и исследование свойств полученного металла.

Один из эффективных методов выплавки сложнотитановых сплавов — процесс магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП). Отличительным признаком процесса МЭП является электромагнитное воздействие на металлургическую ванну, обеспечивающее интенсивное перемешивание жидкого металла, повышение химической и структурной однородности слитка [5, 6]. Указанные особенности определяют перспективность применения данного процесса для получения высокопрочного титанового сплава Ti-10-2-3.

Цель настоящей работы заключалась в исследовании структуры и механических свойств ти-

\*Металлофизические исследования проводили в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, Институте проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ, Институте проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАНУ.



Рис. 1. Внешний вид расходуемых электродов и выплавленных слитков сплава Ti-10-2-3 диаметром 215 мм

танового сплава Ti-10-2-3, полученного методом МЭП в литом состоянии и после термомеханической обработки.

Исходным материалом для плавки были электроды диаметром 165 мм сплава Ti-10-2-3, полученные методом ВДП прессованной заготовки. Электроды переплавляли методом МЭП в слитки диаметром 215 и длиной 600 мм (рис. 1). Использовали смешанный флюс на основе фторидов и хлоридов щелочноземельных металлов.

Полученные слитки разрезали и часть металла подвергли деформации и термообработке по схеме, рекомендованной разработчиком сплава компанией Timet [1]. Горячую деформацию проводили по следующей схеме: нагрев до 1150 °С, проковка слитка по образующей до сечения 120×120 мм, охлаждение на воздухе; нагрев до 790 °С, проковка до диаметра 100 мм, охлаждение на воздухе; рекристаллизационный отжиг при 900 °С 4 ч, проковка до диаметра 90 мм, охлаждение в воду; нагрев до 790 °С, проковка до диаметра 70 мм, охлаждение на воздухе; порезка на заготовки высотой 100 мм; нагрев до 840 °С, осадка со 100 до 50 мм, охлаждение в воду; нагрев до 760 °С, осадка с 50 до 32 мм, охлаждение на воздухе.



Рис. 2. Деформированные заготовки сплава Ti-10-2-3

В результате проведенной деформации получены заготовки диаметром приблизительно 125 и толщиной 32 мм (рис. 2), которые подвергли термообработке по следующему режиму: нагрев до 760 °С, выдержка 2 ч, охлаждение в воду; нагрев до 500 °С, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе.

Результаты химического анализа образцов, отобранных из разных частей слитка, приведены в табл. 1. Полученные данные свидетельствуют, что по химическому составу сплав Ti-10-2-3 технологии МЭП соответствует требованиям стандарта. По основным компонентам состав слитка выдержан в пределах от 0,1 до 0,6 мас. %. По сечению слитка легирующие элементы распределены равномерно, без признаков зональной ликвации. По элементам внедрения, важным для механических свойств β-сплавов (прежде всего для их пластичности), материал слитка достаточно чистый (содержание [O], [N], [H] до 0,078; 0,016 и 0,0047 % соответственно).

На рис. 3 приведены зависимости твердости *HV* от температуры для металла в литом состоянии и после деформации и термообработки.

По сравнению с литым состоянием деформированный и термообработанный металл во всем интервале вплоть до рекристаллизации (600...650 °С) показывает более высокую твердость (рис. 3). При комнатной температуре уровень твердости деформированных и термообработанных образцов составляет 3400...3500 МПа, что превышает твердость литого сплава в среднем на 500 МПа.

На рис. 4 приведена макроструктура продольного сечения центральной части слитка. По результатам оптических исследований шлифов в различных плоскостях построена схема литой структуры сплава (рис. 5). Схема привязана к

Таблица 1. Химический состав сплава Ti-10-2-3 технологии МЭП, мас. %

Номер образца	Ti	V	Fe	Al	Si	O	H	N
1	84,8	9,8	1,79	3,40	0,03	0,066	0,0037	0,016
2	84,4	9,8	1,80	3,30	0,03	0,078	0,0047	0,015
3	84,2	10,1	1,82	3,37	0,08	0,072	0,0045	0,013
Среднее значение	84,47	9,9	1,80	3,38	0,05	0,072	0,0043	0,015
Требования стандарта	Основа	9,0...11,0	1,6...2,2	2,6...3,4	–	≤ 0,13	≤ 0,015	–

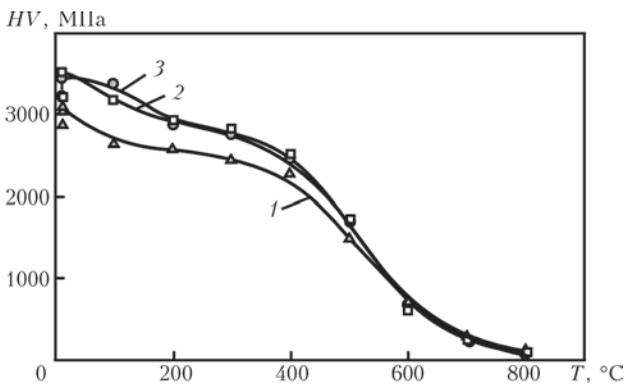


Рис. 3. Температурная зависимость твердости *HV* сплава Ti-10-2-3 в литом состоянии (1) и после термомеханической обработки (2, 3)

исходному слитку и наглядно иллюстрирует его объемную структуру. Графически показаны характерные зоны и величина зерна в отдельных местах слитка.

Анализ структуры металла не выявил внутренних макро- и микродефектов. Наблюдаются незначительные отличия в макроструктуре отдельных частей слитка. В донной части и возле боковых стенок слитка зерна вытянуты в направлении теплоотвода, в центральной части — однородны по размеру. В среднем размер зерен литого металла составляет от 1 до 6 мм.

Оптическая микроскопия деформированного металла выявила однородную мелкозернистую структуру, обусловленную значительной степенью его деформации (рис. 6). Зерна имеют размер от 0,2...0,3 до 0,5...0,6 мм. Наблюдается небольшая вытянутость зерен, связанная со схемой деформации металла, но это не портит картину однородной дисперсной структуры.

Микроструктура литого и деформированного металла, выявленная при использовании трансмиссионной электронной микроскопии представлена на рис. 7.

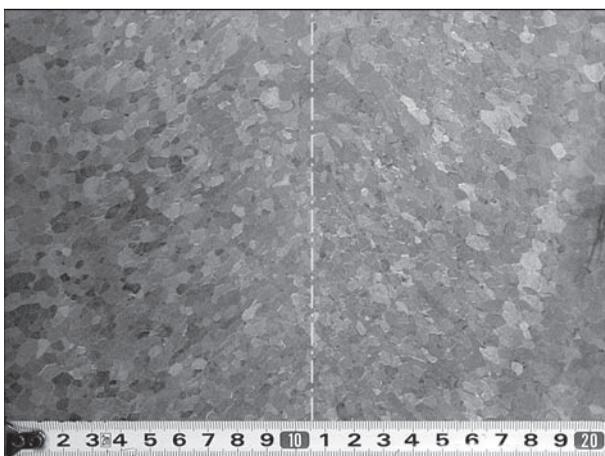


Рис. 4. Макроструктура продольного сечения слитка сплава Ti-10-2-3

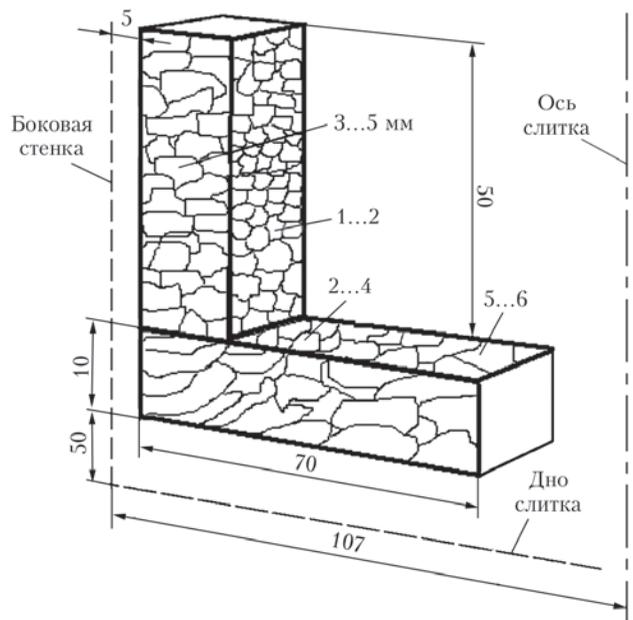


Рис. 5. Схема литой структуры слитка сплава Ti-10-2-3

В исходном состоянии литой сплав имеет двухфазную ( $\alpha + \beta$ )-пластинчатую структуру. Размер отдельных частиц  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз зависит от конкретного места в зерне и в слитке и колеблется в пределах от 0,2...0,5 до 1,2...1,8 мкм. В целом структура сплава неоднородна и образует как бы конгломераты из участков с различными типами структур: двухфазная полосчатая с набором кристаллов фаз различной величины, двухфазная мартенситная и однофазная  $\beta$ -структура с вкраплениями  $\alpha$ -фазы (рис. 7, а-в).

Структура деформированного и термообработанного металла представляет собой смесь дисперсных  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, образованных при распаде мартенситной структуры закалки (рис. 7, г-е). Эти фазы имеют в поперечном сечении размер около 0,1 мкм, а в продольном в 10...20 раз больше. Иногда встречаются крупные частицы первичной  $\alpha$ -фазы размером до 1...2 мкм (рис. 7, д). Эти  $\alpha$ -частицы не растворились при нагреве под



Рис. 6. Макроструктура ( $\times 50$ ) сплава Ti-10-2-3 после термомеханической обработки

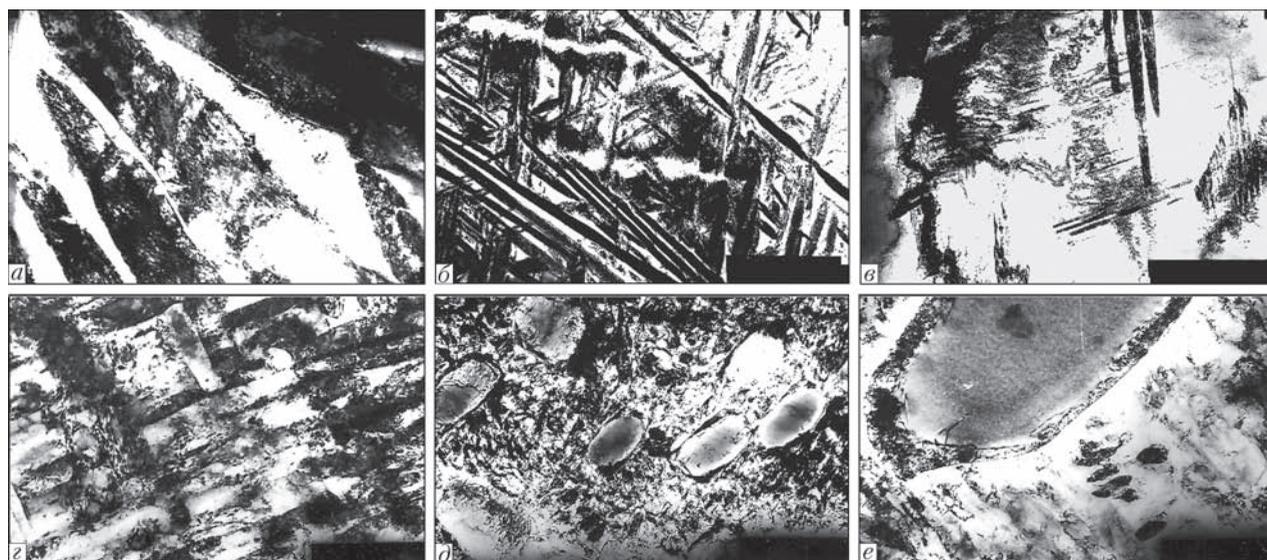


Рис. 7. Микроструктура сплава Ti-10-2-3 в литом состоянии: *a* —  $\times 29000$ ; *b* —  $\times 8000$ ; *в* —  $\times 15000$ ; после термомеханической обработки: *г* —  $\times 48000$ ; *д* —  $\times 10000$ ; *е* —  $\times 36000$

закалку, потому что закалка проводилась от температуры несколько ниже фазового превращения (т. е. в  $(\alpha + \beta)$ -области), иначе, могла возникнуть опасность пережога металла пока он находился в  $\beta$ -области.

На границах частиц первичной  $\alpha$ -фазы часто наблюдали как бы окантовку (рис. 7, *e*) из  $\alpha$ -фазы несколько измененного состава, которая образовалась при остывании от высоких температур или во время отпуска. В целом, объемная доля частиц  $\alpha$ -фазы не превышает 5 %.

Механические свойства сплава изучали при испытаниях на растяжение и ударную вязкость. Для испытаний на растяжение применяли круглые образцы с диаметром рабочей части 5 мм и с рабочей длиной 25...30 мм. Испытания на ударный изгиб проводили с использованием образцов

с U-образным надрезом. Образцы литого металла вырезали в направлении вдоль и поперек оси слитка, деформированного — поперек. Полученные результаты приведены в табл. 2.

В литом состоянии образцы показали достаточно высокую прочность на уровне 936...1012 МПа и невысокую пластичность  $\delta = 1,7...12,5$  %. При этом имел место большой разброс механических свойств. Так, пределы прочности некоторых образцов отличались на 76 МПа. Это связано с тем, что образцы для испытаний на растяжение изготавливали с рабочим диаметром 5 мм, а размер зерна литого металла изменялся в отдельных местах слитка от 1 до 6 мм, что исключало усреднение механических свойств и приводило к разбросу данных при испытаниях.

Все образцы деформированного и термообработанного металла показали высокую прочность (1190...1210 МПа) и сравнительно высокую пластичность ( $\delta = 11,7...14,0$  %), при этом все разрушались с образованием шейки. Разброс значений предела прочности не превышал 20 МПа (1,7 %), что свидетельствует о хорошей однородности металла.

Исследование поверхности разрушения образцов после растяжения выполняли в широком интервале увеличений с применением оптической и электронной микроскопии. Полученные фрактogramмы приведены на рис. 8. В большинстве случаев как для литого, так и для термообработанного металла электронная микроскопия фиксирует на поверхности образцов вязкое ямочное разрушение (рис. 8, *a–в, e*). Часто наблюдается многоуровневая схема формирования ямок: самые мелкие ямки образуют при слиянии более крупные, а те, в свою очередь, еще более крупные и т. д. (рис. 8, *б*).

Таблица 2. Механические свойства сплава Ti-10-2-3 технологии МЭП в литом состоянии и после деформации и термообработки					
Номер образца	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCU, Дж/см <sup>2</sup>
Литое состояние					
1	936	884,7	2,7	6,0	–
2	968	916	12,4	17,3	–
3	1012	916	1,7	15,5	–
4	988	956	1,7	7,9	–
Среднее значение	976	918,2	4,6	11,7	–
После деформации и термообработки					
1	1198,2	1123,6	11,7	29,2	5,5
2	1192,5	1113,0	13,6	41,2	4,5
3	1189,6	1116,0	14,0	39,2	5,0
4	1209,5	1132,2	13,0	35,5	5,1
Среднее значение	1197,5	1121,2	13,1	36,3	5,0

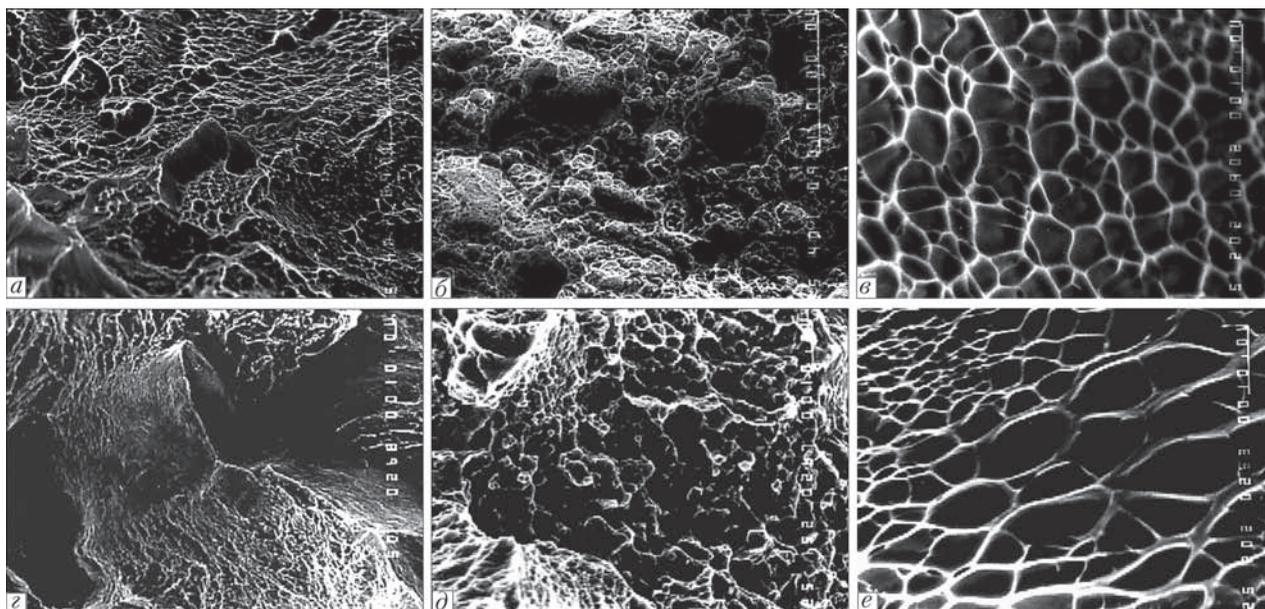


Рис. 8. Фрактограммы разрывных образцов сплава Ti-10-2-3 в литом состоянии: а —  $\times 200$ ; б —  $\times 400$ ; в —  $\times 2000$ ; после деформации и термообработки: г —  $\times 500$ ; д —  $\times 1500$ ; е —  $\times 5000$

Глубина ямок небольшая, т. е. вязкое межзеренное разрушение происходит в минимально узком слое металла, прилегающем к границе (рис. 8, в). Иногда встречаются участки хрупкого разрушения, но в целом преобладает вязкий характер разрушения, когда даже скол плавно переходит в ямочное разрушение (рис. 8, г). На всех образцах микропор или твердых включений, которые были бы причиной возникновения разрушения, не обнаружено.

Таким образом, проведенные исследования показали, что по химическому составу, структуре и механическим свойствам титановый сплав Ti-10-2-3 электрошлакового переплава соответствует техническим условиям и табличным данным, характерным для этого материала. Полученные результаты свидетельствуют о возможности изготовления качественных слитков высокопрочного титанового сплава Ti-10-2-3 методом МЭП.

**Выводы**

1. Отработаны режимы магнитоуправляемой электрошлаковой плавки и последующей термомеханической обработки слитков высокопрочного титанового сплава Ti-10-2-3.
2. Установлено, что по химическому составу сплав Ti-10-2-3, полученный с применением МЭП, соответствует требованиям стандарта.
3. Анализ структуры литого и деформированного металла не выявил внутренних макро- и микродефектов. Размер зерен литого металла в среднем составил 1...6 мм, а деформированного и термообработанного — 0,2...0,6 мм.
4. Прочность сплава в литом состоянии равна 936...1012 МПа при пластичности 1,7...12,5 %, а

термообработанного металла — 1190...1210 МПа и 11,7...14,0 % соответственно.

5. Исследования поверхности образцов после испытаний на растяжение выявили преобладающий характер вязкого ямочного разрушения.

**Список литературы**

1. *TIMETAL 10-2-3*. Электронный ресурс. Режим доступа [http://www.timet.com/images/document/ingot/TIMETAL\\_10-2-3.pdf](http://www.timet.com/images/document/ingot/TIMETAL_10-2-3.pdf)
2. Ильин А. А., Колачев Б. А., Польшкин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. — М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. — 520 с.
3. Ишункина Т. В. Бета-титановые сплавы // Технология легких сплавов. — 1990. — № 10. — С. 56–70.
4. Хорев А. И. Теория и практика создания современных титановых сплавов для перспективных конструкций // Технология машиностроения. — 2007. — № 12 (66). — С. 5–12.
5. Компан Я. Ю., Протоковиков И. В., Назарчук А. Т. Мелкозернистые слитки многокомпонентных титановых сплавов // Теория и практика металлургии. — 2008. — № 2. — С. 35–40.
6. Протоковиков И. В., Петров Д. А., Порохонько В. Б. Электрошлаковая выплавка и термомеханическая обработка высокопрочного титанового псевдо  $\beta$ -сплава TC6 // Современная электрометаллургия. — 2016. — № 3. — С. 16–20.

**References**

1. *TIMETAL 10-2-3*. Elektronnyy resurs. Rezhim dostupa [http://www.timet.com/images/document/ingot/TIMETAL\\_10-2-3.pdf](http://www.timet.com/images/document/ingot/TIMETAL_10-2-3.pdf)
2. Ilyin A. A., Kolachev B. A., Polkin I. S. Titanovye splavy. Sostav, struktura, svoystva. Spravochnik. — M.: VILS-MATI, 2009. — 520 s.
3. Ishunkina T. V. Beta-titanovye splavy // Tekhnologiya legkikh splavov. — 1990. — № 10. — S. 56–70.
4. Khorov A. I. Teoriya i ppaktika sozdaniya sovpemennykh titanovykh splavov dlya perspektivnykh konstpuktsy // Tekhnologiya mashinostroyeniya. — 2007. — № 12 (66). — S. 5–12.

5. Kompan Ya. Yu., Protokovilov I. V., Nazarchuk A. T. Melkozernistyye slitki mnogokomponentnykh titanovykh spлавov // Teoriya i praktika metallurgii. — 2008. — № 2. — S. 35–40.
6. Protokovilov I. V., Petrov D. A., Porokhonko V. B. Elektroshlakovaya vyplavka i termomekhanicheskaya obrabotka vysokoprochnogo titanovogo psevdо β-splava TS6 // Sovremennaya elektrometallurgiya. — 2016. — № 3. — S. 16–20.

**СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti-10-2-3  
ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ**

**І. В. Протоковілов, Д. А. Петров**

Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Наведені результати досліджень хімічного складу, структури і механічних властивостей високоміцного титанового сплаву Ti-10-2-3 в литому стані та після термомеханічної обробки. Зливки отримані шляхом переплаву витратних електродів в електрошлаковій печі камерного типу із застосуванням електромагнітного впливу на металургійну ванну. Литий метал піддавали термодформаційній обробці з подальшим гартуванням і старінням. Аналіз структури металу не виявив внутрішніх макро- і мікродефектів. Розмір зерен литого металу в середньому становив 1...6, а деформованого і термообробленого — 0,2...0,6 мм. В литому стані міцність сплаву становила 936...1012 МПа при пластичності 1,7...12,5 %, а в термообробленому — 1190...1210 МПа та 11,7...14,0 % відповідно. Дослідження поверхні руйнування зразків після випробувань на розтягування виявили переважаючий характер в'язкого руйнування. Показано, що за структурою, хімічним складом та механічними властивостями титановий сплав Ti-10-2-3 електрошлакового переплаву відповідає технічним умовам на даний матеріал. Бібліогр. 6, табл. 2, іл. 8.

**Ключові слова:** електрошлаковий переплав; електромагнітний вплив; титановий сплав Ti-10-2-3; зливка; термомеханічна обробка; структура; механічні властивості

**STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH TITANIUM ALLOY TI-10-2-3  
OF ELECTROSLAG REMELTING**

**I.V. Protokovilov, D.A. Petrov**

E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.  
11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Results of investigations of chemical composition, structure and mechanical properties of high-strength titanium alloy Ti-10-2-3 in as-cast state and after thermomechanical treatment are given. Ingots were produced by remelting of consumable electrodes in a chamber-type electroslag furnace using the electromagnetic effect on the metallurgical pool. The cast metal was subjected to the thermal deformational treatment with a subsequent hardening and ageing. Analysis of metal structure did not reveal internal macro-and microdefects. Grain size of cast metal was on average 1...6, while that of deformed and heat-treated ones was 0.2...0.5 mm. In cast state the alloy strength was 936...1012 MPa at ductility of 1.7...12.5 %, while in heat-treated state it was 1190...1210 MPa and 11.7...14.9 %, respectively. The investigations of fracture surface of specimens after tensile tests revealed the dominating nature of a tough fracture. It is shown that as to the structure, chemical composition and mechanical properties the titanium alloy Ti-10-2-3 of the electroslag remelting meets the technical specifications for the given material. Ref. 6, Tables 2, Figures 8.

**Key words:** electroslag remelting; electromagnetic effect; titanium alloy Ti-10-2-3; ingot; thermomechanical treatment; structure; mechanical properties

Поступила 25.01.2017



**XV Всеукраїнська науково-практична конференція  
«СПЕЦІАЛЬНА МЕТАЛУРГІЯ: ВЧЕРА, СЕГОДНЯ, ЗАВТРА»**

Посвящена 100-літтю со дня рождження чл.-кор. НАНУ, д. т. н., професора Г. Г. Ефименко і 90-літтю со дня рождження чл.-кор. НАНУ, д. т. н., професора Д. Ф. Чернеги

Київ, НТУУ «КПІ імені Ігоря Сикорського», 11 квітня 2017 г.

Тел.: (093) 478-19-61, (067) 918-64-76

E-mail: admin@fhotm.kpi.ua

# ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ ПЛАВКА НОВОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Т120

С. В. Ахонин<sup>1</sup>, А. Н. Пикулин<sup>1</sup>, В. А. Березос<sup>1</sup>, А. Ю. Северин<sup>1</sup>, А. Г. Ерохин<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

03028, г. Киев, ул. Ракетная, 26. E-mail: titan.paton@gmail.com

Проведены комплексные исследовательские работы по получению слитков нового высокопрочного сплава титана Т120 диаметром 150 мм способом электронно-лучевой плавки. Определены технологические параметры плавки слитков в электронно-лучевой установке УЭ208. Показано, что металл слитков нового высокопрочного титанового сплава Т120, полученного способом электронно-лучевой плавки, характеризуется химической однородностью, отсутствием включений низкой и высокой плотности. Изучение макроструктуры полученных слитков показало, что она имеет однородный характер, с отсутствием различно травящихся зон по сечению слитка, существенной разницы в структурах центральной и периферийной зон слитка не наблюдается, дефекты в виде пор, раковин, трещин и неметаллических включений отсутствуют. Библиогр. 9, табл. 1. ил. 10.

**Ключевые слова:** *сложнолегированный титановый сплав; слиток; электронно-лучевая плавка; промежуточная емкость; технологические режимы; химический состав; ультразвуковой контроль; структура*

В настоящее время во всем мире наблюдается устойчивая тенденция увеличения доли высокопрочных материалов, которые обеспечивают высокий комплекс механических и эксплуатационных свойств. Сплавы на основе титана являются конструкционным материалом, который сочетает ряд уникальных свойств, среди которых, в данном случае, можно прежде всего выделить высокие значения удельной прочности. Сплавы титана при нагреве до 500...550 °С сохраняют достаточно высокую прочность, тогда как другие легкие сплавы (алюминиевые и магниевые) могут работать в качестве конструкционных материалов при более низких температурах (150...250 °С). Сравнительно невысокий модуль упругости титана и его сплавов в некоторых случаях является значительным преимуществом, поскольку позволяет снизить напряжения, возникающие при знакопеременных нагрузках, а также термические напряжения при нагреве конструкции. Эти свойства, а также высокая коррозионная стойкость в ряде сред открывают титановым сплавам пути для самого широкого применения в различных областях техники в энергетическом и химическом машиностроении, в авиакосмическом комплексе, а также для производства защитных элементов, прежде всего бронезащиты. Развитие авиационной и ракетной техники требует существенного повышения эксплуатационных характеристик титановых сплавов. С целью решения этой задачи проводятся интенсивные работы по созданию новых и

усовершенствованию существующих титановых сплавов [1–3].

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины) разработан высокопрочный титановый сплав Т120 с пределом прочности не менее 1200 МПа в отожженном состоянии, особенностью которого является высокая удельная прочность, и по этому показателю он не уступает известному высокопрочному титановому сплаву ВТ22 [4].

Одним из наиболее важных требований при получении слитков высокопрочных титановых сплавов является их высокая однородность по химическому составу. Высокая реакционная способность титана, его склонность к активному химическому взаимодействию с кислородом, азотом, углеродом и другими элементами не позволяют выплавлять титан и его сплавы в обычных металлургических печах. Плавка титана должна производиться в условиях, предохраняющих жидкий металл от насыщения газами и другими вредными примесями. Данные условия обеспечиваются наличием в печном пространстве вакуума либо защитной атмосферы.

Электронно-лучевая плавка (ЭЛП) является наиболее эффективным способом вакуумной металлургии и нашла применение в исследовательской практике и промышленности для получения сплавов, в том числе тугоплавких и высокорекрационных, со сверхнизким содержанием газов, летучих примесей и неметаллических включений [5]. При ЭЛП возможно регулирование скорости

плавления слитка в широких пределах, благодаря независимому источнику нагрева, что, в свою очередь, позволяет регулировать продолжительность пребывания металла в жидком перегретом состоянии. ЭЛП является наиболее эффективной технологией, позволяющей практически полностью обеспечить удаление включений высокой и низкой плотности [6].

Процесс ЭЛП осуществляется в вакууме 0,1...0,01 Па, что практически исключает дополнительное загрязнение титана газовыми примесями и позволяет использовать в качестве исходной шихты до 100 % лома и губчатого титана сниженных качеств без его предварительного прессования в расходуюемый электрод. Технология ЭЛП позволяет также выплавлять слитки титановых сплавов как круглого, так и квадратного сечения, а также слитки-слябы [7].

Однако в ряде случаев при выплавке слитков сложнолегированных титановых сплавов способом ЭЛП возникает проблема обеспечения заданного химического состава металла. Это вызвано тем, что при ЭЛП легирующие элементы с упругостью пара, превышающей упругость пара титана, испаряются более интенсивно. К таким элементам относятся алюминий, хром и др. Значительное влияние на распределение в слитке легкоплавких легирующих компонентов оказывает нагрев шихты в процессе плавки. При нагреве шихты до температуры плавления легкоплавкого компонента последний начинает вытекать из ее еще неплавящихся участков. Для равномерного распределения тугоплавких легирующих компонентов их можно вводить в составе лигатур, использовать тугоплавкие компоненты в виде тонкой стружки или обрэзи.

На производственных мощностях ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработана тех-

нология получения слитков нового высокопрочного титанового сплава Т120.

Для проведения опытных плавки использовалась лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208 (рис. 1), оснащенная промежуточной емкостью [8].

С целью отработки технологических режимов и создания технологии ЭЛП нового высокопрочного сплава титана Т120 проведены опытные плавки по получению слитков диаметром 150 мм.

Слитки получали путем переплава шихты, состоящей из титана марки Grade2, технически чистого ниобия, молибдена, железа и хрома, а также ванадий-алюминиевой лигатуры. Титан марки Grade2 представлял собой мерный компактный кусок слитка-сляба, полученный из переплава первичной шихты в виде титановой губки марки ТГ-120. Тугоплавкие элементы в состав шихты вводили в виде тонкой проволоки и стружки. Элементы с высокой упругостью пара алюминий и хром шихтовали с учетом потерь на испарение. Исходную шихту взвешивали на электронных весах СВП 50-5 и формировали из нее расходуюмую заготовку, которую укладывали в нерасходуемую короба, изготовленные из листового нелегированного титана толщиной 2...3 мм.

Для получения слитков перед проведением опытных плавки осуществляли подготовку оборудования, которая заключалась в чистке камеры плавки, плиты пушек, промежуточной емкости и кристаллизатора, поддона и лучеводов электронных пушек от конденсата, пыли и остатков металла предыдущих плавки. В обязательном порядке проводилась замена катодов электронно-лучевых пушек.

Во время проведения экспериментальных плавки осуществляли контроль технологических параметров таких, как производительность процесса плавки, токи лучей, величина ускоряющего напряжения. Численные значения ускоряющего напряжения и тока луча измерялись и регулировались оператором с помощью предназначенных для этого приборов. Производительность процесса плавки регулировалась скоростью подачи расходуюмой заготовки в зону плавки, скоростью вытягивания слитка, величиной одновременно заливаемой порции расплава в кристаллизатор.

После загрузки расходуюмой заготовки установку герметизировали и вакуумировали. При достижении рабочего давления в камере плавки  $1,33 \cdot 10^{-2} \dots 6,66 \cdot 10^{-3}$  Па определяли натекание в рабочий объем камеры, после чего начинали процесс плавки. Допустимое значение натекания не более 30 мкм·л/с.



Рис. 1. Внешний вид лабораторной электронно-лучевой установки УЭ-208

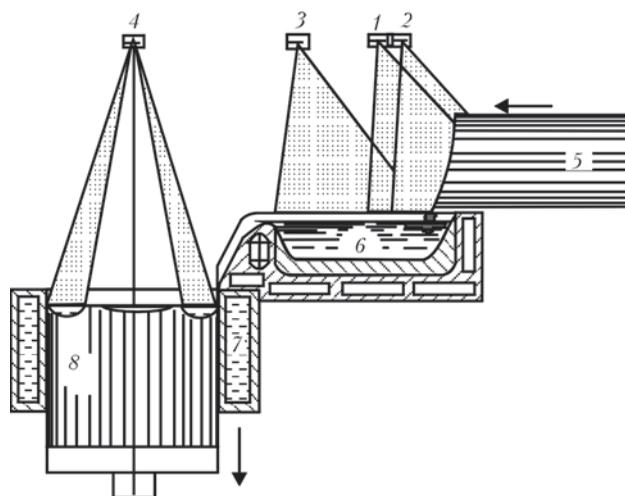


Рис. 2. Схема ЭЛП с промежуточной емкостью: 1–4 — электронно-лучевые пушки; 5 — расходная заготовка; 6 — промежуточная емкость; 7 — кристаллизатор; 8 — слиток

Сущность процесса (рис. 2) заключалась в горизонтальной подаче расходной заготовки 5 с заданной скоростью в зону плавки, ее плавлении электронными лучами над промежуточной емкостью 6. По мере наполнения промежуточной емкости жидкий металл сливался в кристаллизатор 7, где происходило формирование слитка 8 необходимой длины.

В процессе плавки поверхность жидкого металла в промежуточной емкости и кристаллизаторе обогревали электронными лучами пушек 1–4 (рис. 3):

пушками 1 и 2 осуществляли плавление расходной заготовки и обогрев поверхности металла в промежуточной емкости;

пушкой 3 нагревали металл на сливном носке промежуточной емкости, слив расплава в кристаллизатор, чистку сливного носка промежуточной емкости от застывшего металла перед вытягиванием слитка, нагрев металла в периферийной зоне кристаллизатора;

пушка 4 обогревала свободную поверхность металла в кристаллизаторе.

Плавку начинали плавным повышением токов лучей на пушках 1–4 до значений 0,5 А и устанавливали лучи в рабочее положение на переплавляемой заготовке, промежуточной емкости и кристаллизаторе. Прогревали заготовку в течение 10...15 мин пушками 1 и 2. Устанавливали рабочие значения токов лучей и начинали плавление расходной заготовки в промежуточную емкость. После заполнения промежуточной емкости выставляли рабочий ток пушки 3 и сливали жидкий металл в кристаллизатор. В момент поступления металла в кристаллизатор на пушке 4 выставляли ток формирования затравки. Затравка слитка

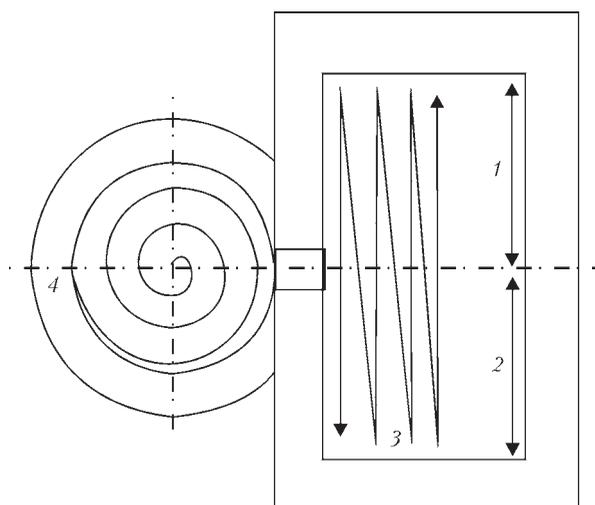


Рис. 3. Схема расположения и разверток лучей для плавки слитков диаметром 150 мм

формировалась за 3...5 сливов жидкого металла. После формирования затравки устанавливали рабочие токи лучей на пушках 3 и 4. Включали рабочую скорость подачи заготовки. Чистку сливного носка промежуточной емкости и вытягивание слитка проводили после каждого слива порции жидкого металла в кристаллизатор. По мере наплавки слиток опускали вниз механизмом вытягивания по полунепрерывному режиму: после повышения уровня жидкого металла в кристаллизаторе на необходимую величину слиток опускали до тех пор, пока ванна не опустится до прежнего уровня.

В процессе плавки исходная шихта непрерывно подавалась в рабочую область над промежуточной емкостью, где под действием электронно-лучевого нагрева происходила ее плавка (рис. 4).

В конце плавки производился вывод усадочной раковины путем постепенного снижения мощности обогрева верхнего торца слитка в кристаллизаторе с последующим контрольным проплавлением его центральной части (рис. 5).



Рис. 4. Процесс плавки слитка высокопрочного сплава титана Т120 диаметром 150 мм

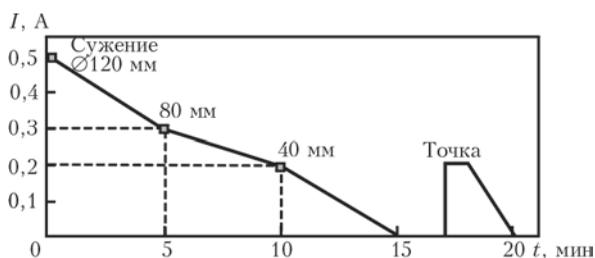


Рис. 5. Режим вывода усадочной раковины для слитков титанового сплава диаметром 150 мм

После плавки слитки остывали в камере в условиях вакуума в течение двух часов. После остывания слитка установку развакуумировали, выгружали слиток и маркировали его. Внешний вид полученных слитков приведен на рис. 6.

Значения оптимальных технологических параметров плавки для слитков диаметром 150 мм следующие:

скорость плавки, кг/ч	80
высота одновременно заливаемых порций металла в кристаллизатор, мм	5
мощность в кристаллизаторе, кВт	30
мощность в промежуточной емкости, кВт	120.

Для исследования химического состава слитков и оценки их гомогенности на станке отбирались пробы в виде стружки для химического анализа по схеме, представленной на рис. 7.

Из верхней и нижней частей слитка пробы отбирались на расстоянии 30...50 мм от его торцов для исключения влияния нестационарных режимов плавки, таких как формирование затравочной части в начале плавки и выведение усадочной ра-

ковины в конце плавки. Вес каждой пробы составлял не менее 20...30 г.

Отбор проб производился с боковой поверхности слитка при его механической обработке следующим образом: производилась предварительная проточка или строжка на глубину 2...3 мм, стружка при этом отбрасывалась. Частная проба отбиралась при последующей проточке или строжке на глубину 7...10 мм. Перегрев стружки и применение смазочно-охлаждающих жидкостей при отборе проб не допускались. Отобранные пробы укладывались в пакеты из бумаги с указанием номера плавки и места отбора пробы.

Для определения содержания кислорода, азота, водорода изготавливались образцы цилиндрической формы диаметром 3 и длиной 3 мм. Образцы изготавливались из колец при снятии фаски с торцов слитка. Содержание легирующих элементов сплава определяли методом масс-спектрометрии с индуктивно связанной плазмой (ICP-OES) на ICP-спектрометре ICAP 6500 DUO.

Исследование химического состава полученных слитков показало, что по всему сечению состав соответствует заданному (таблица). Распределение легирующих элементов как по длине, так и по поперечному сечению слитков равномерное. Повышенного содержания газов как в донной, так и в головной частях слитков не обнаружено.

Анализ полученных результатов показал, что металл слитков нового высокопрочного титанового сплава Т120, полученных способом ЭЛП, характеризуется химической однородностью и соответствует техническому заданию.



Рис. 6. Внешний вид слитков сплава Т120 диаметром 150 мм

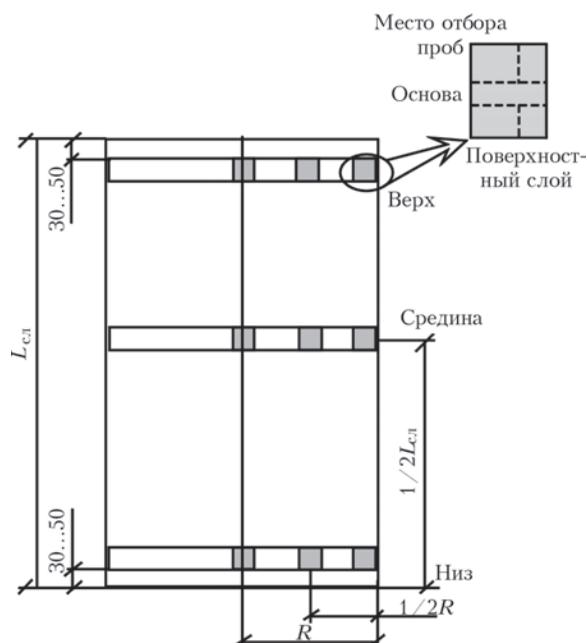


Рис. 7. Схема отбора проб для химического и металлографического анализа на слитке круглого сечения

Химический состав слитка сплава титана Т120 диаметром 150 мм, полученного способом ЭЛП												
Место отбора проб		Содержание химических элементов, мас. %										
		Al	V	Mo	Nb	Zr	Fe	Cr	O	N	Ti	
Верх слитка	центр	4,8	2,2	2,9	4,3	2,4	0,9	1,3	–	–	Основа	
	край	5,0	2,3	2,8	4,2	2,6	0,8	1,0	0,11	0,010	Основа	
Середина слитка	центр	5,3	2,3	2,8	4,2	2,6	1,0	1,1	–	–	Основа	
	край	5,4	2,5	2,9	4,1	2,7	1,1	1,2	–	–	Основа	
Низ слитка	центр	5,1	2,7	2,7	4,0	2,7	1,0	1,3	–	–	Основа	
	край	5,0	2,6	2,7	4,1	2,6	1,2	1,3	0,13	0,014	Основа	
Техническое задание		4,5...5,5	1,5...2,5	2,5...3,0	3,5...4,5	2,3...3,0	0,7...1,2	1,0...1,5	0,2	0,05	Основа	

Определение глубины залегания и конфигурации усадочной раковины и других неоднородностей в металле проводилось методом неразрушающего ультразвукового контроля (УЗК) с использованием дефектоскопа УД4-76 (рис. 8). Ультразвуковые колебания накладывались контактным способом с применением промежуточной среды (глицерина) для улучшения акустического контакта. Исследование проводилось путем последовательного ручного сканирования боковой поверхности по радиусу вдоль продольной оси слитков. Ось излучения была направлена вдоль радиуса цилиндра. Расстояние между участками сканирования равнялось 10...20 мм. Ось излучения соответствовала радиусу цилиндра. Сканированию подвергалась половина длины окружности цилиндра, что обеспечивало охват всего объема слитка. Для обеспечения охвата всего объема слитка сканированию подвергалась вся боковая поверхность слитка (рис. 9).

Макроструктура слитков изучалась на поперечных темплетях, вырезанных на расстоянии 50 мм от верха и низа слитков, а также из их середины. Выявление структуры проводилось травлением темплетов в 15 %-ном растворе фтористой кислоты с добавлением 3 %-ной азотной кислоты при комнатной температуре [9].

Структура металла слитков титанового сплава Т120 (рис. 10) плотная, однородная, с отсутствием различно травящихся зон по сечению слитка.



Рис. 8. Дефектоскоп ультразвуковой УД4-76

Существенной разницы в структурах центральной и периферийной зон слитка не наблюдается. Дефекты в виде пор, раковин, трещин и неметаллических включений не обнаружены. Кристаллическое строение металла одинаковое по всей длине слитков и характеризуется кристаллами, по форме близкими к равноосным.

Таким образом, проведенные исследования показали, что в металле слитков нового высокопрочного титанового сплава Т120, полученных

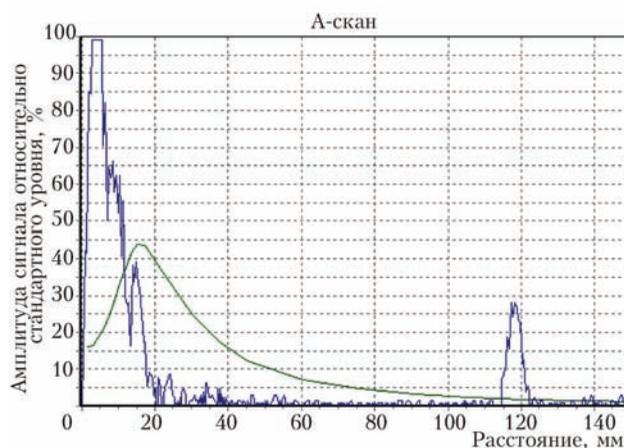


Рис. 9. Скан центральной части слитка диаметром 150 мм

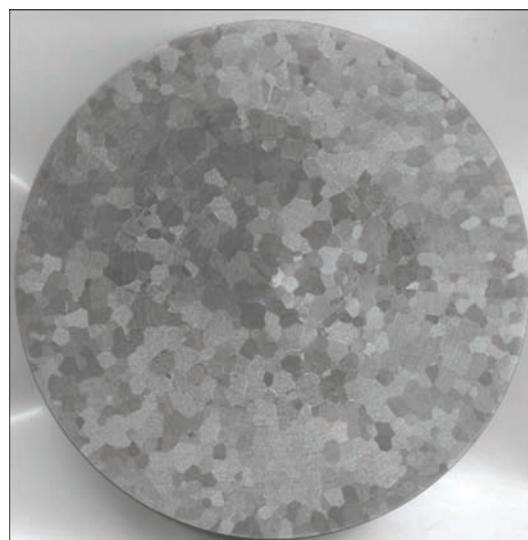


Рис. 10. Макроструктура поперечного сечения слитка высокопрочного титанового сплава Т120 диаметром 150 мм

способом ЭЛП, отсутствуют несплошности, неметаллические включения размером более 1 мм, а также плотные скопления более мелких включений. Структура металла плотная, кристаллическая неоднородность и зональное строение в слитках не выявлено. Распределение легирующих элементов как по длине, так и по поперечному сечению слитков равномерное.

### Выводы

1. Проведенный комплекс работ позволил определить технологические параметры электронно-лучевой плавки слитков нового высокопрочного титанового сплава Т120: производительность процесса ЭЛП должна составлять 80 кг/ч, мощность электронно-лучевого нагрева в кристаллизаторе 30 кВт.

2. Металл слитков нового высокопрочного титанового сплава Т120, полученных способом ЭЛП, характеризуется химической однородностью, отсутствием включений низкой и высокой плотности, соответствует техническому заданию.

3. Показано, что структура металла слитков сплава Т120 плотная, однородная, с отсутствием различно травящихся зон по сечению слитка, существенной разницы в структурах центральной и периферийной зон слитка не наблюдается, дефекты в виде пор, раковин, трещин и неметаллических включений отсутствуют.

### Список литературы

1. Глазунов С. Г., Ясинский К. К. Титановые сплавы для авиационной техники и других отраслей промышленности // Технология легких сплавов. — 1993. — № 7–8. — С. 2–14.
2. Хореев А. И., Хореев М. А. Титановые сплавы, их применение и перспективы развития // Материаловедение. — 2005. — № 7. — С. 25–34.
3. Титановые сплавы для авиационной промышленности Украины / С. Л. Антонюк и др. // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 1. — С. 5–10.

4. Разработка нового высокопрочного титанового сплава / С. В. Ахонин и др. // Современная электрометаллургия. — 2016. — № 4. — С. 22–27.
5. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекреационных металлов. — К.: Наукова думка, 2008. — 311 с.
6. Электронно-лучевая плавка титана / Б. Е. Патон и др. — К.: Наукова думка, 2006. — 250 с.
7. Электронно-лучевой переплав титановой губки — новый способ получения титановых слитков и слябов / А. Л. Тихоновский и др. // Проблемы специальной электрометаллургии. — 1993. — № 1. — С. 66–70.
8. Электронно-лучевая установка УЭ-208 / А. Л. Тихоновский и др. // Там же. — 1992. — № 1. — С. 71–74.
9. Структура и коррозия металлов и сплавов: Атлас / И. Я. Сокол и др. — М.: Металлургия, 1989. — 400 с.

### References

1. Glazunov S. G., Yasinsky K. K. Titanovye splavy dlya aviatsionnoy tekhniki i drugikh otrasley promyshlennosti // Tekhnologiya legkikh splavov. — 1993. — № 7–8. — S. 2–14.
2. Khoreyev A. I., Khoreyev M. A. Titanovye splavy, ikh primeneniye i perspektivy razvitiya // Materialovedeniye. — 2005. — № 7. — S. 25–34.
3. Titanovye splavy dlya aviatsionnoy promyshlennosti Ukrainy / S. L. Antonyuk i dr. // Sovremennaya elektrometallurgiya. — 2003. — № 1. — S. 5–10.
4. Razrabotka novogo vysokoprochnogo titanovogo splava / S. V. Akhonin i dr. // Sovremennaya elektrometallurgiya. — 2016. — № 4. — S. 22–27.
5. Paton B. E., Trigub N. P., Akhonin S. V. Elektronno-luchevaya plavka tugoplavkikh i vysokoreaktsionnykh metallov. — K.: Naukova dumka, 2008. — 311 s.
6. Elektronno-luchevaya plavka titana / B. E. Paton i dr. — K.: Naukova dumka, 2006. — 250 s.
7. Elektronno-luchevoy pereplav titanovoy gubki — novy sposob polucheniya titanovykh slitkov i slyabov / A. L. Tikhonovskiy i dr. // Problemy spetsialnoy elektrometallurgii. — 1993. — № 1. — S. 66–70.
8. Elektronno-luchevaya ustanovka UE-208 / A. L. Tikhonovskiy i dr. // Problemy spetsialnoy elektrometallurgii. — 1992. — № 1. — S. 71–74.
9. Struktura i korroziya metallov i splavov: Atlas / I. Ya. Sokol i dr. — M.: Metallurgiya, 1989. — 400 s.

### ЭЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА ПЛАВКА НОВОГО ВИСОКОМІЦНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Т120

С. В. Ахонін<sup>1</sup>, О. М. Пікулін<sup>1</sup>, В. О. Березос<sup>1</sup>, А. Ю. Северин<sup>1</sup>, О. Г. Єрохін<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>ДП «НПЦ «Титан» ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України».

03028, м. Київ, вул. Ракетна, 26. E-mail: titan.paton@gmail.com

Проведено комплексні дослідницькі роботи з отримання зливків нового високоміцного сплаву титану Т120 діаметром 150 мм способом електронно-променевої плавки. Визначено технологічні параметри плавки зливків в електронно-променевої установці УЕ-208. Показано, що метал зливків нового високоміцного титанового сплаву Т120, отриманого способом ЕЛП, характеризується хімічною однорідністю, відсутністю включень низької та високої щільності. Вивчення макроструктури отриманих зливків показало, що вона має однорідний характер з відсутністю зон, що по-різному травляться по перетину зливка, суттєвої різниці в структурах центральної та периферійної зон зливка не спостерігається, дефекти у вигляді пор, раковин, тріщин та включень відсутні. Бібліогр. 9, табл. 1, іл. 10.

**Ключові слова:** складнолегований титановий сплав; зливок; електронно-променева плавка; проміжна ємність; технологічні режими; хімічний склад; ультразвуковий контроль; структура

## ELECTRON BEAM MELTING OF NEW HIGH-STRENGTH TITANIUM ALLOY T120

S.V. Akhonin<sup>1</sup>, A.N. Pikulin<sup>1</sup>, V.A. Berezos<sup>1</sup>, A.Yu. Severin<sup>1</sup>, A.G. Erokhin<sup>2</sup><sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>SE «RPC «Titan» of the E.O. Electric Welding Institute of NASU».

26 Raketnaya Str., 03028, Kiev, Ukraine. E-mail: titan.paton@gmail.com

Integrated research works were carried out for producing 150 mm diameter ingots of new high-strength titanium alloy T120 by the method of electron beam melting. Technological parameters of ingots melting in electron beam installation UE208 were determined. It is shown that the metal of ingots of the new high-strength titanium alloy T120, produced by the method of electron beam melting, is characterized by a chemical homogeneity, absence of inclusions of low and high density. Study of the macrostructure of produced ingots showed that it has a homogeneous nature, having no different etching zones in ingot section, noticeable difference in structures of central and periphery zones of ingots is not observed, there are no defects in the form of pores, cavities, cracks and nonmetallic inclusions. Ref. 9, Table 1, Figures 10.

**Key words:** complexly-alloyed titanium alloy; ingot; electron beam melting; cold hearth; technological conditions; chemical composition; ultrasonic testing; structure

Поступила 27.12.2016

## Календарь выставок и конференций в 2017 г.

Дата	Место проведения	Название
4–7 апреля	Беларусь, Минск	Специализированные выставки «Сварка и резка 2017» и «Порошковая металлургия 2017»
11 апреля	Украина, Киев	XV Всеукраинская научно-практическая конференция «Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра»
май	Украина, Киев, ИЭС им. Е. О. Патона	Сессия научного совета по новым материалам МААН
23–25 мая	Украина, Запорожье	25-я Международная специализированная выставка «Машиностроение. Металлургия – 2017»
23–26 мая	Украина, Киев, ИЭС им. Е. О. Патона	9-я Международная конференция молодых ученых «Сварка и родственные технологии»
12–14 июня	Украина, Киев, ИЭС им. Е. О. Патона	Международная конференция «Роботизация и автоматизация сварочных процессов» <a href="http://www.pwi-scientists.com/rus/robotweld_2017">www.pwi-scientists.com/rus/robotweld_2017</a>
13–16 июня	Китай, Шанхай	Международная выставка металлургической и металлообрабатывающей промышленности «METAL + METALLURGY CHINA 2017»
21–24 июня	Италия, Верона	11-я Международная выставка алюминиевой промышленности «METEF 2017»
11–15 сентября	Украина, Одесса	Восьмая международная конференция «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов» <a href="http://pwiscientists.com/rus/ltwmp2017">http://pwiscientists.com/rus/ltwmp2017</a>
19–21 сентября	Германия, Штутгарт	Европейская выставка и форум по композиционным материалам, технологиям их производства и применения «Composites Europe 2017»
25–29 сентября	Германия, Дюссельдорф	Эссенская выставка «Сварка и резка» <a href="http://www.schweissen-schneiden.com">www.schweissen-schneiden.com</a>
25–27 октября	Украина, Киев	Специализированные выставки «Машпром, ЛитЭкс-2017»
21–24 ноября	Украина, Киев	Международный промышленный форум-2017

# ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОНДЕНСАТОВ Ag–NaCl И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОЛЛОИДНОЙ СИСТЕМЫ НА ИХ ОСНОВЕ

Г. Г. Дидикин<sup>1</sup>, И. Н. Андрусишина<sup>2</sup>, С. Е. Литвин<sup>1</sup>, Л. А. Крушинская<sup>1</sup>, В. В. Грабин<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>ГУ «Институт медицины труда НАМН Украины».

01033, г. Киев, ул. Сакаганского, 75, Украина. E-mail: yik@nanu.kiev.ua

На основе пористых конденсатов композиции NaCl–Ag, синтезированных электронно-лучевым испарением и конденсацией в вакууме, получены стабильные водные коллоидные системы с наночастицами серебра. Стабилизация наночастиц в водных коллоидах производилась с помощью сывороточного альбумина человека. При внесении серебра в виде измельченного конденсата NaCl–Ag в количестве 100 мг/л в водный (0,1...1,0 %) раствор альбумина, в полученной гетерогенной системе доля наночастиц серебра, переходящих в коллоид, определяется концентрацией альбумина в растворе и кислотностью раствора (рН). Стабильное значение среднего размера частиц (6...10 нм) во времени и максимальная их доля достигаются в водном коллоидном растворе, содержащем 110 мг/л альбумина при его кислотности в диапазоне значений рН = 7,1...7,7. При повышении рН среды доля наночастиц серебра в коллоиде понижалась до 2 мг/л и оставалась неизменной вплоть до рН = 10. Библиогр. 23, ил. 7.

**Ключевые слова:** EB PVD; конденсаты; наночастицы; серебро; альбумин; коллоид; кислотность

**Введение.** Интерес к изучению наноразмерных частиц (НЧ) связан с тем, что у них обнаружены особые механические, оптические, электрические и магнитные свойства, отличные от свойств обычных макрочастиц [1–8]. Исследования, проводимые в течение последних десяти лет, показали высокую эффективность применения наноразмерных частиц биологически активных металлов в медицине, биологии, ветеринарии и сельском хозяйстве [2–4, 6–10].

В числе наноматериалов, которые производятся отечественной промышленностью, особое внимание привлекают препараты наночастиц биоцидных металлов как альтернатива традиционным антимикробным, противогрибковым и дезинфицирующим средствам. Наночастицы металлов уже используются как маркеры в диагностике и лечении различных (в том числе онкологических) заболеваний, в иммунохимических методах, при создании искусственных костных имплантов, для повышения эффективности и уменьшения побочных эффектов в радиотерапии опухолей, в генной инженерии, в качестве сорбентов, стимуляторов роста растений, входят в состав минеральных удобрений [2, 6, 9, 11].

При этом актуален поиск органических коллоидных дисперсий, стабилизированных поверхностно-активными веществами, пригодных для

применения в медицине, и обеспечение их химической и агрегативной стабильности в процессе синтеза и последующем использовании, а также стандартизация методик экспериментов *in vitro* и *in vivo*, разработка критериев безопасности и допустимых порогов токсичности наночастиц металлов.

В настоящее время разработан ряд методов получения наночастиц. С точки зрения возможностей промышленного производства наноматериалов в Украине сегодня наиболее развиты нанотехнологии, базирующиеся на физических методах их получения. Одним из перспективных направлений в технологии получения металлических порошков, наночастиц металлов, их оксидов являются процессы электронно-лучевого испарения металлов в вакууме и конденсации их паров на подложке (EB PVD) с образованием частиц требуемой дисперсности в материале носителя (нанокомпозита) [12].

Целью настоящего исследования является получение и исследование физико-химических свойств коллоидной системы H<sub>2</sub>O–альбумин–Ag–NaCl с использованием наночастиц серебра, синтезируемых методом EB PVD.

**Экспериментальная часть.** Конденсаты с наночастицами серебра получали осаждением смешанных молекулярных потоков Ag и соли NaCl в вакуумной электронно-лучевой установке ИЭС

им. Е. О. Патона НАН Украины [13] на охлаждаемую медную подложку. Температура конденсации составляла 25...45 °С [10].

Интегральный состав полученных конденсатов определяли с помощью рентгеновского флуоресцентного спектрометра X'Unique II фирмы Филипс (Голландия). Структуру полученного конденсата и порошка, полученного измельчением конденсата в агатовой ступке, исследовали с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) на CamScan 4D (Великобритания) в режиме вторичной эмиссии упруго-отраженных электронов, а тонкую структуру – с помощью трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ) на приборе Н-800 фирмы Hitachi (Япония) при ускоряющем напряжении 100 кВ.

Исследуемые коллоидные растворы с наночастицами серебра готовили на основе сывороточного альбумина человека (далее альбумин) с молекулярной массой 66000 Да, дистиллированной воды и порошковой субстанции NaCl–Ag. Размер наночастиц Ag в коллоидных системах H<sub>2</sub>O–альбумин–Ag–NaCl определяли методом фотонной корреляционной спектроскопии на лазерном корреляционном спектрометре Zeta Sizer-3 фирмы Malvern (Великобритания) [14, 15]. Концентрацию серебра в исследуемых коллоидах определяли методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой (АЭС-ИСП) на приборе Optima 2100 DV фирмы Perkin Elmer (США) в соответствии с методами [16, 17].

**Результаты и обсуждение.** После отделения от медной водоохлаждаемой подложки конденсаты NaCl–Ag имели вид пластин размером 1...2 мм, толщиной 80...120 мкм (рис. 1, а) и поперечный излом, характерный для 1-ой структурной зоны [18] (рис. 1, б). Гранулометрический состав полученного порошка приведен на рис. 2. Усредненный состав исследуемого конденсата NaCl–Ag следующий, мас. %, ат. %: Ag — 22 ± 3, 6,5 ± 0,5; О — 3,0 ± 0,5, 5 ± 1; NaCl — 75 ± 4, 88,5 ± 4 соответственно.

С помощью ТЭМ изучена тонкая структура (рис. 1, в) субстанции NaCl–Ag, которая подтвердила наличие в ней частиц серебра наноразмерной величины. Для лучшего растворения в системе альбумин–H<sub>2</sub>O конденсат измельчали в агатовой ступке до порошкообразного состояния (рис. 2).

Важным моментом в процессе исследований был выбор дисперсной системы. Требовалось получить коллоидные системы, которые имели бы стабильные характеристики размеров и концентрации во времени, что является определяющим

для использования наночастиц металлов в биологии и медицине. В качестве модельной дисперсионной среды использовали растворы альбумина, используемые в медицине как гемодинамические и детоксикационные средства [19–23].

В ходе предварительной разработки коллоидной системы (использовали ПВП, глицерин и др.)

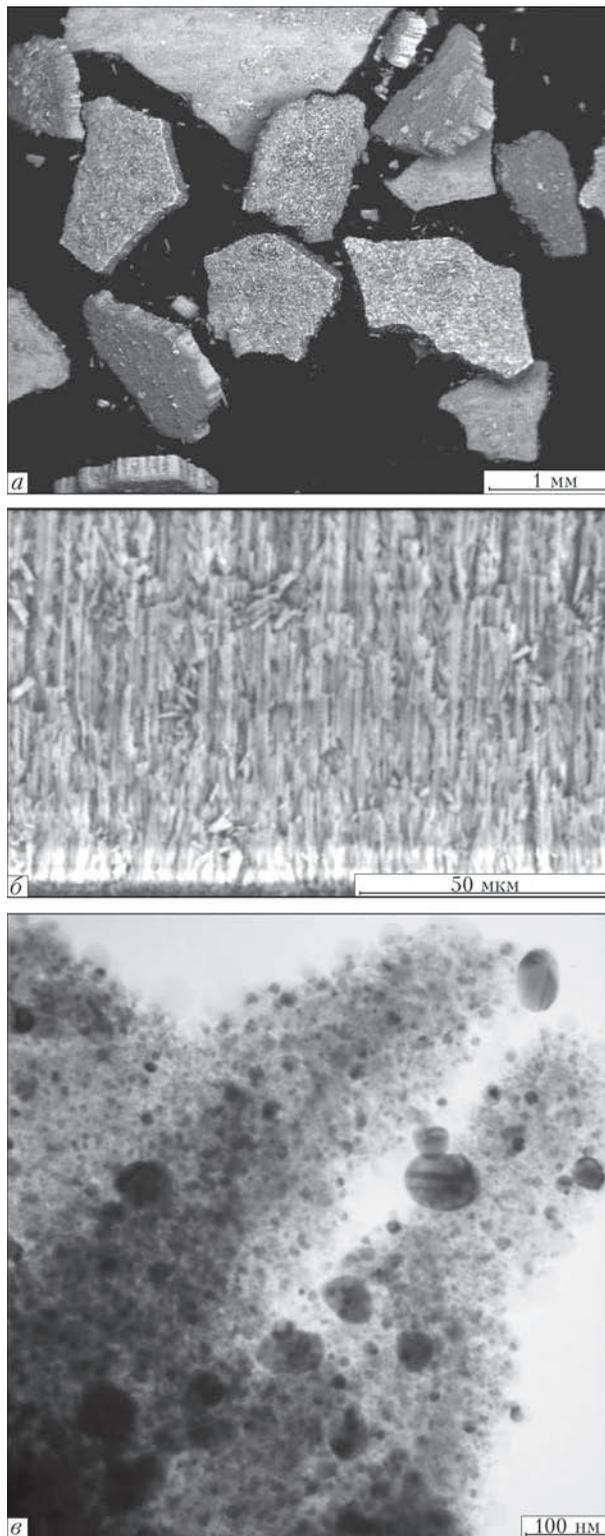
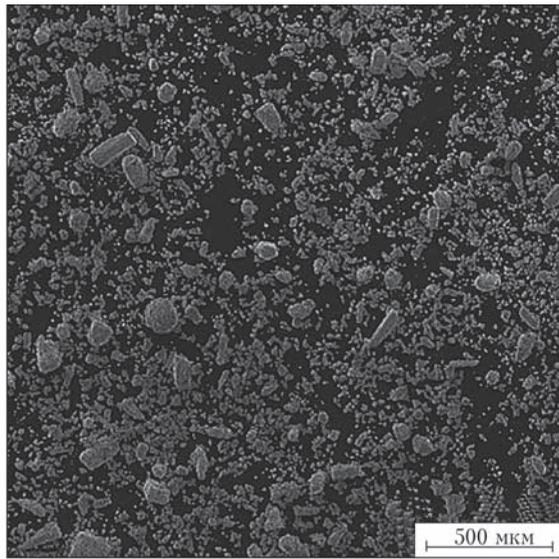


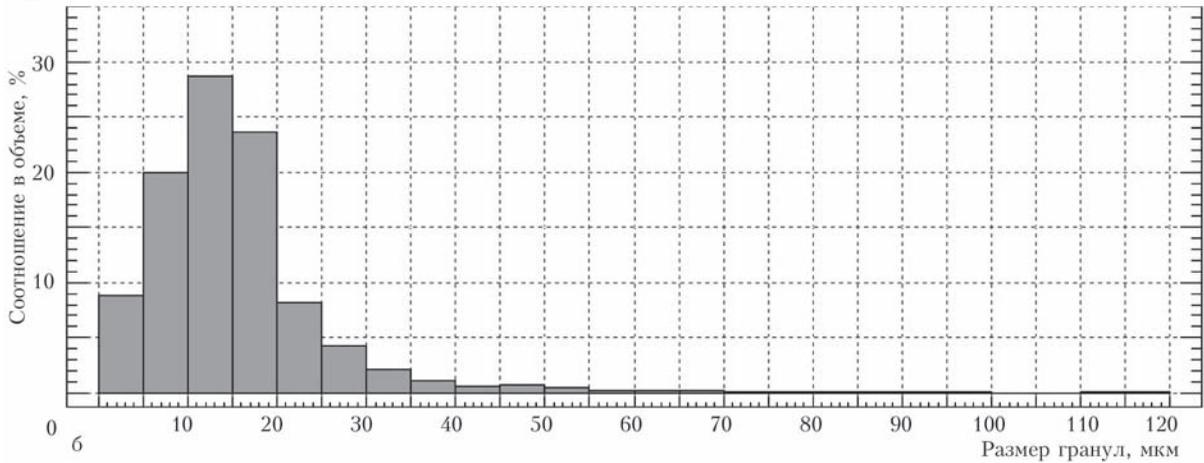
Рис. 1. Структура конденсатов NaCl–22 мас. % Ag: а — после отделения от подложки; б — в изломе; в — на просвет (видны двойники кристаллической структуры серебра)



Число гранул*	5 428 шт.
Средний размер**	15,4 мкм
Стандартное отклонение	10,8 мкм
Вариация (разброс)	70,4 %
Минимум	2,8 мкм
Максимум	116,7 мкм
Разброс	113,9 мкм
Асимметрия	95,5922
Ширина	258,213

\* Площадь измерения 4 мм<sup>2</sup>  
 \*\* 95%-ный доверительный интервал для среднего значения гранул 15,41 ± 0,29 мкм

*a*



*б*

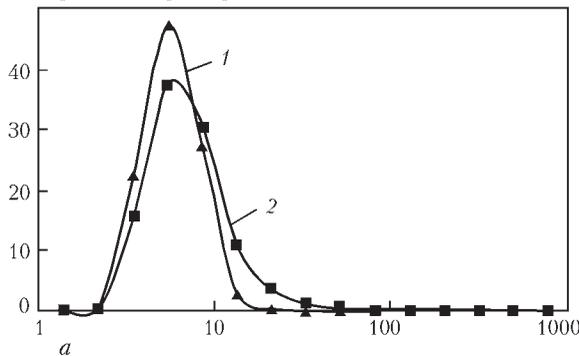
Рис. 2. Гранулометрический состав порошка конденсата NaCl–22 мас. % Ag: *a* — структура после измельчения; *б* — гистограмма распределения частиц

с наночастицами серебра наиболее стабильные характеристики размеров и концентрации во времени получены в системе H<sub>2</sub>O–альбумин–Ag–NaCl. Как известно, раствор альбумина представляет комфортную модель для изучения молекулярных взаимодействий наночастиц [19–23].

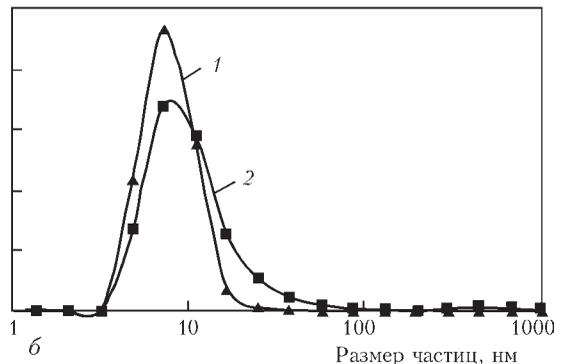
Контроль кислотности (pH) растворов является одним из самых важных рабочих показателей,

который в значительной мере определяет характер химических и биологических процессов. В зависимости от величины pH может меняться скорость протекания химических реакций и токсичность растворов [6]. Кислотность является определяющим показателем комплексобразования, солубилизации или мицеллообразования коллоидов на основе Ag.

Распределение размера, %



*a*



*б*

Рис. 3. Распределение размера частиц по количеству (1) и объему (2) в 0,1%-ном (*a*) и 1,0%-ном (*б*) водных коллоидах альбумина при внесенном количестве Ag 100 мг/л

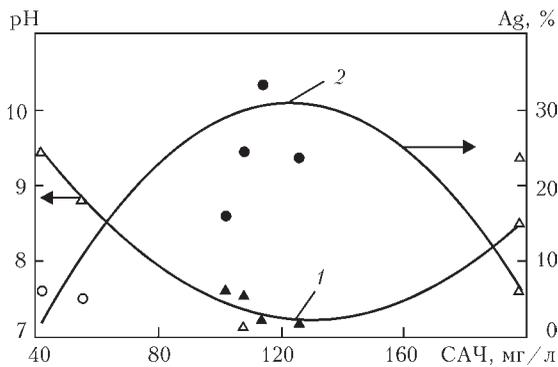


Рис. 4. Зависимость кислотности раствора (1) и относительной доли серебра (2), перешедшего в водный раствор альбумина от содержания альбумина в растворе: ●, ▲ — приготовленные 1,0%-ные; Δ — 0,1%-ные растворы альбумина соответственно

На рис. 3 приведены результаты распределения размера частиц по объему и количеству в коллоидных композитах с наночастицами Ag в количестве 100 мг/л, приготовленных на основе водных растворов с 0,1 и 1,0 % альбумина. Важно отметить внешнее сходство кривых распределения (рис. 3, а, б), близкие значения рН (7,6 и 7,2) и содержания альбумина (198 и 108 мг/л). Однако интенсивность рассеяния лазерного луча в 1%-ном коллоидном растворе альбумина более чем в 5 раз выше (87 и 450 КСрs) при превышающей в 12 раз концентрации Ag в коллоиде (3,8 и 46,1 мг/л).

Таким образом, увеличение концентрации альбумина в растворе сопровождается ростом содержания в нем наночастиц серебра. При этом их размер в коллоидном растворе составил 5 и 7 нм.

Кислотность растворов зависит от содержания в них альбумина. На рис. 4 (кривая 1) приведена зависимость рН от содержания альбумина в коллоидном растворе с наночастицами Ag. При содержании альбумина 140 мг/л зависимость рН имеет минимум, равный 7,1, что соответствует нейтральной кислотности раствора. На графике зависимости количества серебра, перешедшего в коллоидный раствор, от измеренного содержания альбумина имеем выраженный максимум при рН равной 7,1 (рис. 4, кривая 2). Следовательно, в коллоидных растворах с рН от 7,1 до 7,7 наблюдается оптимальная стабилизация НЧ серебра.

На рис. 5 приведена зависимость доли серебра, перешедшего в коллоидный раствор альбумина из порошка NaCl–22 мас. % Ag, от рН раствора. Как видно, с увеличением рН раствора наблюдается тенденция к понижению количества серебра в системе, т. е. снижается ее стабилизирующая способность (по отношению к наночастицам серебра) и часть серебра выпадает в осадок. Растворы, содержащие 0,1 % альбумина, обладают понижен-

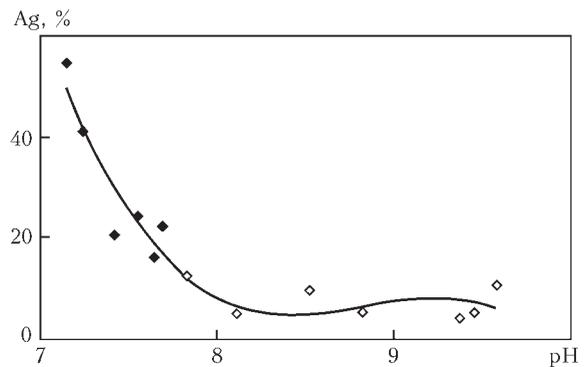


Рис. 5. Относительная доля серебра, перешедшая в водный раствор альбумина при растворении измельченного композита NaCl–22 мас. % Ag, в зависимости от рН раствора: ◆ — 1,0%-ный; ◇ — 0,1%-ный раствор альбумина

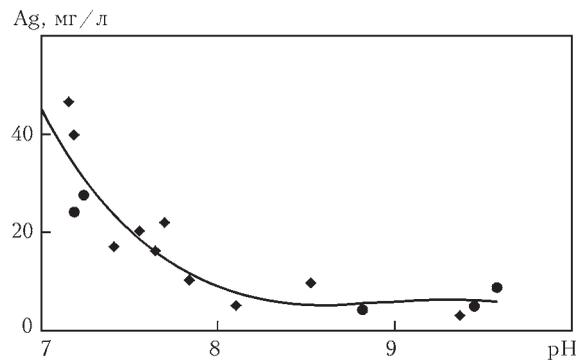


Рис. 6. Количество серебра, перешедшего в водный раствор альбумина при растворении измельченного конденсата NaCl–22 мас. % Ag, в зависимости от рН раствора: ◆ — через 6 суток; ● — через 21 сутки после приготовления

ными (по сравнению с 1%-ным раствором) характеристиками стабильности в отношении НЧ Ag.

На рис. 6 показана зависимость измеренного количества серебра, перешедшего в водный раствор альбумина при растворении измельченного конденсата, от рН раствора для 0,1%-ного и 1,0%-ного раствора альбумина (количество вводимого серебра 100 мг/л). При этом следует отметить стабильность коллоидной системы во времени: через 6 и 21 сутки концентрация Ag и рН оставались практически неизменными.

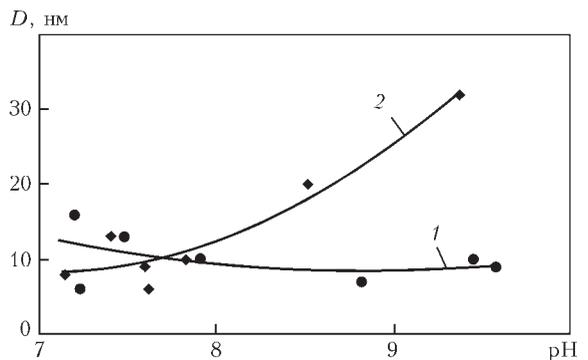


Рис. 7. Средний размер  $D$  частиц серебра в водном растворе альбумина композита NaCl–22 мас. % Ag в зависимости от рН раствора: 1 — 1,0 %-ный; 2 — 0,1%-ный раствор альбумина

Установлено, что средний измеренный размер наночастиц серебра зависит от величины pH. В частности, приведенная на рис. 7 зависимость свидетельствует об увеличении среднего размера частиц с увеличением pH для 0,1%-ного раствора альбумина.

Таким образом, подбором коллоидной системы и растворением композита системы NaCl–Ag с НЧ серебра в жидкой среде, содержащей высокомолекулярные вещества, модифицирующие поверхность НЧ, можно изменять гидродинамический размер наночастиц и повышать их концентрацию до уровня, обеспечивающего биологическую активность.

### Выводы

1. С помощью технологии электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме получены композиты системы NaCl–Ag, содержащие наночастицы серебра.

2. При их растворении в водных коллоидных растворах альбумина концентрация серебра в полученной гетерогенной системе определяется двумя факторами: концентрацией альбумина в растворе и pH раствора.

3. Стабильные значения во времени среднего измеренного размера наночастиц серебра, равные 6...10 нм, и максимальная их доля, перешедшая в раствор, достигаются в водном коллоидном растворе, содержащем 100...120 мг/л альбумина при его кислотности в диапазоне значений 7,1...7,7. С повышением pH среды до значений  $\text{pH} \leq 10$  доля наночастиц серебра, перешедших в коллоидный раствор, резко понижается и остается неизменной.

4. Стабильной во времени является гетерогенная система, полученная растворением измельченного конденсата композиции NaCl–Ag в 1%-ном водном растворе альбумина.

5. Подбором состава коллоидной системы и растворением в ней конденсатов, содержащих НЧ серебра, можно управлять гидродинамическим размером НЧ серебра и повышать их концентрацию до уровня, обеспечивающего биологическую активность системы.

### Список литературы

1. Сергеев Г. Б. Нанохимия металлов // Успехи химии. — 2001. — Т. 70, № 10. — С. 915–933.
2. Ульберг З., Грузина Т., Карпов О. Нанотехнології в медицині: роль колоїдно-хімічних процесів // Вісник НАН України. — 2008. — № 8. — С. 28–41.
3. Губин С. П., Юрков Г. Ю., Катаева Н. А. Наночастицы благородных металлов и материалы на их основе. — Москва: ИОНХ РАН, 2006. — 155 с.

4. *Наносеребро*: технологии получения, фармакологические свойства, показания к применению / И. С. Чекман и др. // Препарати і технології. — 2008. — № 3. — С. 32–34.
5. Еришов Б. Г. Наночастицы металлов в водных растворах: электронные, оптические и каталитические свойства // Российский химический журнал. — 2001. — Т. 14, № 3. — С. 20–30.
6. *Nanoparticles*: structure, properties, preparation and behavior in environmental media / P. Christian et al. // *Ecotoxicology*. — 2008. — V. 17. — P. 326–343.
7. *Nanoparticles* and characterization methodologies in environmental risk assessment of engineering nanoparticles / M. Haselov et al. // *Ibid.* — 2008. — № 14. — P. 344–361.
8. Chen J. Ch., Wiley B. J., Xia Yu. One-dimensional nanostructures of metals: large-scale synthesis and some potential applications // *Langmir*. — 2007. — № 23. — P. 4120–4129.
9. *Получение и применение наночастиц, содержащих медь и серебро* / К. Г. Лопатько и др. // Тр. Института проблем материаловедения. — 2010. — № 1. — С. 232–243.
10. *An investigation of the interaction between polyvinylpyrrolidone and metal cations* / L. Manhong et al. // *React. Funct. Polym.* — 2000. — V. 44, № 1. — P. 55–64.
11. *Negligible particle-specific antibacterial activity of silver* / Zong-ming Xiu et al. // *Nano Lett.* — 2012. — V. 40, № 30. — P. 301–305.
12. Пат. 75670 Україна, МПК В82В 3/00, С23С 14/24, В01J 13/00. Спосіб одержання колоїдного розчину срібла / Б. О. Мовчан та ін. — Опубл. 10.12.12. Бюл. № 23.
13. Спосіб одержання наночастинок системи метал–кисень із заданим складом електронно-променевим випаровуванням і конденсацією у вакуумі // Патент України на винахід № 92556, бюлетень № 21 від 10.11.2010.
14. *Лазерная корреляционная спектроскопия в биологии* / А. Д. Лебедев и др. — Киев: Наукова думка, 1987. — 256 с.
15. *Henk G. Merkus. Particle Size Measurements. Fundamentals, Practice, Quality.* — Springer, 2009. — 533 p.
16. *Методические указания 4.1.1482–03 «Определение химических элементов в биологических средах и препаратах методами атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой и массспектрометрии с индуктивно-связанной плазмой».* — Москва: Минздрав России, 2003. — 16 с.
17. *Томсон М., Уолли Д. Н. Руководство по спектрометрическому анализу с индуктивно-связанной плазмой.* — Москва: Недра, 1988. — 287 с.
18. *Мовчан Б. А. Электронно-лучевая гибридная нанотехнология осаждения неорганических материалов в вакууме* // Актуальные проблемы современного материаловедения. — Київ: Видавничий Дім «Академперіодика», 2008. — С. 227–247.
19. *Стабилизация частично-окисленных наночастиц серебра сывороточным альбумином человека* / А. И. Степура и др. // Матер. межд. конф. «Лекарственные средства и биологически активные соединения», Гродно, 2007. — С. 159–161.
20. *The formation and properties of dextran-albumine nanostructure on the glass surface* / Y. Stetychyn et al. // *Ukrainian-German Symposium on physics and chemistry of nanostructures and on nanobiotechnology: Book abstract.* — Crimea, 2010. — P. 31.
21. *Silver nanoparticles: synthesis, dissolution and toxicity* / J. Diendorf et al. // *Ibid.* — P. 20.
22. *An investigation of the interaction between polyvinylpyrrolidone and metal cations* / L. Manhong et al. // *Reactive and functional polymers.* — 2000. — V. 44 (1). — P. 55–56.

23. *Minchenko D., Bozhko I., Zinchenko T.* Expression of SNF1/AMPactivated protein kinase in the brain, liver, lungs, kidney and heart is a sensitive marker of silver nanoparticles action / Materials of Ukrainian-German Symposium on Physics and Chemistry of nanostructures and on nanobiotechnology (Bergove, 6–10 sept, 2010). — Crimea, Ukraine, 2010. — P. 204.

References

1. *Sergeyev G. B.* Nanokhimiya metallov // Uspekhi khimii. — 2001. — T. 70, № 10. — S. 915–933.
2. *Ulberh Z., Hruzina T., Karpov O.* Nanotekhnologii v medytsyni: rol koloidno-khimichnykh protsesiv // Visnyk NAN Ukrainy. — 2008. — № 8. — S. 28–41.
3. *Gubin S. P., Yurkov G. Yu., Katayeva N. A.* Nanochastitsy blagorodnykh metallov i materialy na ikh osnove. — Moskva: IONKh RAN, 2006. — 155 s.
4. *Nanoserebro: tekhnologii polucheniya, farmakologicheskoye svoystva, pokazaniya k primeneniyu / I. S. Chekman i dr. // Preparaty i tekhnologii. — 2008. — № 3. — S. 32–34.*
5. *Yershov B. G.* Nanochastitsy metallov v vodnykh rastvorakh: elektronnye, opticheskiye i kataliticheskiye svoystva // Rossysky khimicheskyy zhurnal. — 2001. — T. 14, № 3. — S. 20–30.
6. *Nanoparticles: structure, properties, preparation and behavior in environmental media / P. Christian et al. // Ecotoxicology. — 2008. — V. 17. — P. 326–343.*
7. *Nanoparticles and characterization methodologies in environmental risk assessment of engineering nanoparticles / M. Haselov et al. // Ibid. — 2008. — № 14. — P. 344–361.*
8. *Chen J. Ch., Wiley B. J., Xia Yu.* One-dimensional nanostructures of metals: large-scale synthesis and some potential applications // Langmir. — 2007. — № 23. — P. 4120–4129.
9. *Polucheniyе i primeneniye nanochastits, sodержashchikh med i serebro / K. G. Lopatko i dr. // Tr. Instituta problem materialovedeniya. — 2010. — № 1. — S. 232–243.*
10. *An investigation of the interaction between polyvinilpyrrolidone and metal cations / L. Manhong et al. // React. Funct. Polym. — 2000. — V. 44, № 1. — P. 55–64.*
11. *Negligible particle-specific antibacterial activity of silver / Zong-ming Xiu et al. // Nano Lett. — 2012. — V. 40, № 30. — P. 301–305.*
12. *Pat. 75670 Ukraina, MPK B82B 3/00, C23C 14/24, V01J 13/00. Sposib oderzhannia koloidnoho rozchynu sribla / B. O. Movchan ta in. — Opubl. 10.12.12. Biul. № 23.*

13. *Sposib oderzhannia nanochastynok systemy metal–kysen iz zadanyim skladom elektronno-promenevym vyparovuvanniam i kondensatsiieiu u vakuumi // Patent Ukrainy na vynakhid № 92556, biuletен № 21 vid 10.11.2010.*
14. *Lazernaya korrelyatsionnaya spektroskopiya v biologii / A. D. Lebedev i dr. — Kiev: Naukova dumka, 1987. — 256 s.*
15. *Henk G. Merkus.* Particle Size Measurements. Fundamentals, Practice, Quality. — Springer, 2009. — 533 p.
16. *Metodicheskiye ukazaniya 4.1.1482–03 «Opredeleniye khimicheskikh elementov v biologicheskikh sredakh i preparatakh metodami atomno-emissionnoy spektrometrii s induktivno-svyazannoy plazmoy i masspektrometrii s induktivno-svyazannoy plazmoy». — Moskva: Minzdrav Rossii, 2003. — 16 s.*
17. *Tomson M., Uolsh D. N.* Rukovodstvo po spektrometricheskomu analizu s induktivno-svyazannoy plazmoy. — Moskva: Nedra, 1988. — 287 s.
18. *Movchan B. A.* Elektronno-luchevaya gibridnaya nanotekhnologiya osazhdeniya neorganicheskikh materialov v vakuume // Aktualnye problemy sovremennogo materialovedeniya. — Kyiv: Vydavnychi Dim «Akadempriodyka», 2008. — S. 227–247.
19. *Stabilizatsiya chastichno-okislennykh nanochastits serebra syvorotochnym albuminom cheloveka / A. I. Stepuro i dr. // Mater. mezhd. konf. «Lekarstvennye sredstva i biologicheskii aktivnye soyedineniya», Grodno, 2007. — S. 159–161.*
20. *The formation and properties of dextran-albumine nanostructure on the glass surface / Y. Stetychyn et al. // Ukrainian-German Symposium on physics and chemistry of nanostructures and on nanobiotechnology: Book abstract. — Crimea, 2010. — P. 31.*
21. *Silver nanoparticles: synthesis, dissolution and toxicity / J. Diendorf et al. // Ibid. — P. 20.*
22. *An investigation of the interaction between polyvinilpyrrolidone and metal cations / L. Manhong et al. // Reactive and functional polymers. — 2000. — V. 44 (1). — P. 55–56.*
23. *Minchenko D., Bozhko I., Zinchenko T.* Expression of SNF1/AMPactivated protein kinase in the brain, liver, lungs, kidney and heart is a sensitive marker of silver nanoparticles action / Materials of Ukrainian-German Symposium on Physics and Chemistry of nanostructures and on nanobiotechnology (Bergove, 6–10 sept, 2010). — Crimea, Ukraine, 2010. — P. 204.

**ЭЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА ТЕХНОЛОГИЯ ОДЕРЖАННЯ КОНДЕНСАТІВ Ag–NaCl І ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ КОЛЛОЇДНОЇ СИСТЕМИ НА ЇХ ОСНОВІ**

**Г. Г. Дідікін<sup>1</sup>, І. М. Андрусичина<sup>2</sup>, С. Є. Литвин<sup>1</sup>, Л. А. Крушинська<sup>1</sup>, В. В. Грабін<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>ДУ «Інститут медицини праці НАМН України».

01033, м. Київ, вул. Саксаганського, 75. E-mail: yik@nanu.kiev.ua

На основі пористих конденсатів композиції NaCl–Ag, синтезованих електронно-променевим випаровуванням і конденсацією у вакуумі, отримані стабільні водні колоїдні системи з наночастинками срібла. Стабілізація наночастинок у водних колоїдах проводилася за допомогою сироваткового альбуміну людини. При внесенні срібла у вигляді подрібненого конденсату NaCl–Ag в кількості 100 мг/л у водний (0,1...1,0 %) розчин альбуміну, в отриманій гетерогенній системі частка наночастинок срібла, які переходять в колоїд, визначається концентрацією альбуміну в розчині і кислотністю розчину (рН). Стабільне значення середнього розміру часток (6...10 нм) з часом і максимальна їх частка досягаються у водному колоїдному розчині, що містить 110 мг/л альбуміну при його кислотності в діапазоні значень рН = 7,1...7,7. При підвищенні рН середовища частка наночастинок срібла в колоїді знижувалася до 2 мг/л і залишалася незмінною аж до рН = 10. Бібліогр. 23, іл. 7.

**Ключові слова:** EB PVD; конденсати; наночастинки; срібло; альбумін; колоїд; кислотність

ELECTRON BEAM TECHNOLOGY OF PRODUCING CONDENSATES Ag–NaCl AND PHYSICAL-CHEMICAL PROPERTIES OF COLLOID SYSTEM ON THEIR BASE

G.G. Didikin<sup>1</sup>, I.N. Andrusishina<sup>2</sup>, S.E. Litvin<sup>1</sup>, L.A. Krushinskaya<sup>1</sup>, V.V. Grabin<sup>1</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>State Institution of Medicine Labour of NAMS of Ukraine.

75 Saksagansky Str., 01033, Kiev, Ukraine. E-mail: yik@nanu.kiev.ua

On the base of porous condensates of NaCl–Ag composition, synthesized by the electron beam evaporation and condensation in vacuum, the stable water colloid systems with silver nanoparticles were produced. Stabilization of nanoparticles in water colloids was made by using the human serum albumine. With adding of silver in the form of refined condensate NaCl–Ag in the amount of 100 mg/l into water (0.1...1.0 %) solution of albumine the fraction of nanoparticles of silver, transferred into colloid in the obtained heterogeneous system is determined by the concentration of albumine in the solution and solution acidity (pH). Stable value of average size of particles (6...10 nm) in time and their maximum fraction are attained in water colloid solution, containing 110 mg/l of albumine at its acidity in the range of pH = 7.1...7.7. With increase in pH of medium the fraction of silver nanoparticles in colloid was decreased to 2 mg/l and remained unchanged up to pH = 10. Ref. 23, Figures 7.

**Key words:** EB PVD; condensates; nanoparticles; silver; albumine; colloid; acidity

Поступила 02.03.2017

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПУШКИ «ПАТОН-300»



<http://stc-paton.com/rus/centers/spctitan>

Технические характеристики  
электронно-лучевой пушки «Патон-300»

Номинальная мощность, кВт .....	300
Ускоряющее напряжение, кВ .....	30
Максимальный ток, А .....	10
Угол отклонения пучка от оси электронно-лучевой пушки, град. ....	0...35
Габаритные размеры, мм:	
высота .....	1217
диаметр .....	340
по фланцу вакуумной системы .....	410
Масса, кг .....	170

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработаны аксиальные электронно-лучевые пушки «Патон-300» номинальной мощностью 300 кВт.

Электронно-лучевые пушки «Патон-300» представляют собой электронно-лучевые нагреватели аксиального типа с вольфрамовым катодом. Каждая пушка оснащена индивидуальной системой откачки, которая позволяет стабилизировать ее работу в условиях интенсивного выделения газов в процессе выплавки слитков из первичных шихтовых материалов. Используются в установках электронно-лучевой плавки.

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

<http://patonpublishinghouse.com/rus/proceedings/mmw>

Сборник трудов Восьмой международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2016. — 130 с. Мягкий переплет, 200x290 мм.

В сборнике представлены доклады Восьмой международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» (19–23 сентября 2016 г., Одесса, Украина), в которых отражены достижения за последние годы в области математического моделирования физических явлений, протекающих при сварке, наплавке и других родственных процессах. Авторами докладов являются известные ученые и специалисты из разных стран. Для научных и инженерно-технических работников, занятых в области сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов.

Сборники предыдущих семи конференций ММТWRP за 2002, 2004, 2006, 2008, 2010, 2012 и 2014 гг. находятся в открытом доступе на сайте Издательского Дома «Патон».

Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала



# ПОВЕРХНОСТНОЕ ОКИСЛЕНИЕ РАСПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ ПРИ ИПСК

Д. А. Калашник, В. А. Шаповалов, Ю. А. Никитенко, В. Г. Кожемякин

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

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Благодаря своим уникальным свойствам (механическим, электрическим, магнитным и др.) быстрозакаленные материалы находят применение во многих областях промышленности. Одним из перспективных методов получения таких материалов — это диспергирование из расплава при индукционной плавке в секционном кристаллизаторе. Одной из особенностей данного метода является образование на поверхности расплавленного металла оксидной пленки, которая может препятствовать нормальному ведению процесса. Исследована проблема возникновения оксидных пленок на поверхности металлической ванны при индукционной плавке в секционном кристаллизаторе. Особенно часто тугоплавкие пленки образуются при диспергировании сплавов, содержащих высокоактивные металлы. В работе проанализированы методы устранения оксидных пленок: водородное восстановление, восстановление при помощи более активных металлов, растворение пленки в легкоплавком шлаке и др. Выбор метода осуществлен на примере магнитотвердого сплава ЮНД 8, в состав которого входят активные компоненты. Для нивелирования негативного влияния оксидных пленок на поверхности сплава ЮНД 8 предложено использовать шлак. В качестве дальнейшего применения рекомендованы солевые шлаки, которые не имеют в своем составе кислорода. Проанализирован процесс растворения оксидных пленок при использовании литий–калий–фтористого шлака. Библиогр. 11, табл. 4, ил. 2.

**Ключевые слова:** диспергирование из расплава; магнитные сплавы; шлак; чешуйки; индукционная плавка в секционном кристаллизаторе; быстрозакаленные металлы

**Введение.** Интерес к быстрозакаленным материалам обуславливается специфическим строением их кристаллической решетки, которая придает этим сплавам уникальные свойства (механические, электрические, магнитные и др.). В таких отраслях, как авиация, космонавтика, моторостроение, особое внимание уделяется быстрозакаленным магнитотвердым материалам. Магнитные сплавы, полученные традиционными технологиями, не способны обеспечить необходимые характеристики с точки зрения предъявляемых технических параметров, в то время как быстрозакаленные сплавы после термообработки увеличивают коэрцитивную силу примерно в 2,5 раза [1–3].

Для получения быстрозакаленных металлических сплавов широкое применение получили методы спиннингования и диспергирования (экстракция из расплава) благодаря высокой скорости закалки ( $10^5 \dots 10^6$  К/с) и относительно высокой производительности. Одним из перспективных способов получения быстрозакаленных материалов является диспергирование с применением индукционной плавки в секционном кристаллизаторе (ИПСК). Преимуществом этого способа является возможность получения сверхчистых сплавов. Это реализуется, во-первых, за счет отсутствия контакта расплавленного металла со стенками тигля, что

не приводит к загрязнению расплава. Во-вторых, за счет использования индукционного источника нагрева расплавленный металл интенсивно перемешивается. Более того, ИПСК дает возможность вести переплав как в условиях вакуума, так и в инертной атмосфере, что позволяет защищать переплавляемые металлы от окисления.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины создана лабораторная установка для получения быстрозакаленных материалов способом диспергирования с использованием технологии плавки в секционном кристаллизаторе (рис. 1).

## Технические характеристики установки

Диаметр секционного кристаллизатора, мм . . . . .	60
Максимальная длина переплавляемой заготовки, мм . . . . .	300
Высота формирующей гильзы секционного кристаллизатора, мм . . . . .	115; 130
Количество секций в кристаллизаторе, шт. . . . .	10; 16
Скорость подачи заготовки, мм/мин . . . . .	0...50
Мощность преобразователя частоты, кВт . . . . .	100
Ламповый преобразователь частоты . . . . .	ЛЗ-107
Напряжение на выходе преобразователя, В . . . . .	800
Частота тока на индукторе, кГц . . . . .	66
Скорость вращения закалочного диска, об/мин . . . . .	0...5000

Под действием электромагнитного поля расплавленный металл отжимается от стенок тигля, а ванна приобретает форму купола. Подбором электрической мощности, подводимой к индуктору, выпуклый мениск расплава приподнимают



Рис. 1. Установка для диспергирования расплава при ИПСК над верхним срезом кристаллизатора и стабильно удерживают в этом положении. Вращающийся диск-кристаллизатор опускают до касания поверхности мениска расплава и осуществляют диспергирование жидкого расплава. Плавку и диспергирование металла производят в атмосфере инертного газа, что обеспечивает более высокую скорость кристаллизации металла, чем в вакууме. Кроме того, в вакууме затрудняется отделение замороженного металла от рабочей дорожки диска и создаются условия, способствующие неконтролируемому намерзанию расплава на закалочном диске [4].

Однако, несмотря на предварительное вакуумирование рабочей камеры печи с последующим заполнением инертным газом, полное удаление кислорода из камеры затруднительно. Это обусловлено как частичной адсорбцией кислорода на стенках камеры, так и наличием кислородных примесей в составе аргона, который применяется в качестве инертной атмосферы. Активные металлы такие, как титан, алюминий, неодим, могут вступать в химическое взаимодействие с остаточным кислородом, в результате чего образуется тугоплавкая оксидная пленка на поверхности ванны. Как правило, оксидные пленки имеют более высокую температуру плавления и вязкость, чем основной металл.

Магнитотвердый сплав ЮНД 8 содержит, мас. %: никель (28...30), алюминий (10...12), медь (8...10) и железо (остальное). В процессе плавки сплава в секционном кристаллизаторе на поверхности ванны металла образовывается оксидная

пленка. Она имеет высокое поверхностное натяжение, что не позволяет диску-кристаллизатору вести процесс диспергирования.

Для решения проблемы можно применить различные технологические приемы: использование глубокого вакуума ( $10^{-4}$ ... $10^{-6}$  мм. рт. ст.), хлорирование, фторирование, восстановление при помощи водорода, раскисление углеродом, использование флюса.

Применение глубокого вакуума способствует очистке камеры от кислорода, однако низкое давление негативно сказывается на процессе диспергирования. Во время экстракции из расплава в условиях вакуума затрудняется отделение замороженного металла от рабочей дорожки диска, что приводит к неконтролируемому налипанию металла на диск.

Хлорирование широко используют в технологии получения редких металлов для перевода рудных концентратов и некоторых промежуточных продуктов в хлориды, удобные для последующего разделения и очистки. Несмотря на высокую реакционную способность хлора, оксиды металлов реагируют с ним и обеспечивают практически приемлемый выход только в присутствии восстановителя, как правило, углерода. С термодинамической точки зрения роль углерода ясна, так как реакция углерода с кислородом характеризуется большим отрицательным изменением энергии Гиббса. Раскисление металла углеродом при атмосферном давлении мало эффективно и составляет 1...2 % от количества продуктов раскислительной реакции. С понижением давления раскислительная способность углерода возрастает [5], однако как указывалось выше, вакуум негативно влияет на процесс диспергирования. Более того, введение углерода в сплав ЮНД 8 может существенно отразиться на кристаллической структуре получаемых чешуек ввиду большого сродства углерода к железу.

Традиционно фторирование элементарным фтором и безводным фтористым водородом применяется для переработки некоторых видов рудных концентратов и представляется достаточно перспективным. Благодаря высокой реакционной способности фтора, процесс фторирования осуществляется практически полностью в сторону образования продуктов реакции и степень перевода исходных материалов во фториды колеблется между 98...100 % [6]. При нормальных условиях фтор находится в газообразном состоянии, поэтому в металлургии широко используются фториды кальция и натрия.

**Таблица 1. Состав экспериментальных шлаков и температура их плавления**

Шлак	Состав, мас. %	Температура полного расплавления, °С
№ 1	60NaCl–15Na <sub>3</sub> AlF <sub>6</sub> –25KCl	973 [9, 11]
№ 2	80LiF–20CaF <sub>2</sub>	769 [10]
№ 3	100Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub>	743 [8]

Использование водорода как раскислителя применяется при плазменно-водородном раскислении металлов [7]. Энергии молекулы водорода, попавшей на поверхность металла и встретившей адсорбированный кислород, достаточно для того, чтобы преодолеть активационный барьер и образовать молекулу воды, которая в тот же момент переходит в газовую фазу.

Проблему оксидных пленок активно исследовали в процессе пайки металлов [8]. Одним из простых и доступных способов защиты металла от коррозии является пайка под флюсом. Флюс наносят на паяемую деталь, расплавленный флюс растекается по поверхности, смачивает ее и вступает во взаимодействие, в результате которого удаляется оксидная пленка.

Основная задача данной работы — определение эффективного способа очистки поверхности расплавленного металла от тугоплавких оксидных соединений.

**Методика проведения эксперимента.** Предварительным критерием выбора шлака для плавки и диспергирования сплава ЮНД 8 является температура плавления (ниже 1400 °С), при которой шлак находится в расплавленном состоянии. Данный критерий не позволяет использовать шлаки с температурой плавления выше, чем у сплава ЮНД 8. Состав и температуры плавления выбранных для эксперимента шлаков приведены в табл. 1 [9–11].

Дозирование шлака осуществляли через трубку как в процессе расплавления исходной заготовки, так и во время диспергирования. Шлак поступал в расплав порциями средним весом 4...5 г. Процесс наведения ванны на торце заготовки проходил при выделяемой мощности индуктора 30 кВт, а время расплавления заготовки составило 5 мин.

**Обсуждение результатов.** Способность металла к окислению можно оценить по ряду активности металлов. Основным критерий, на базе которого происходит ранжирование элементов в ряду активности, — это стандартный электрохимический

**Таблица 2. Ряд активности металлов**

Металл	Al	Fe	Ni	Cu
Стандартный электрохимический потенциал, В	-1,7	-0,441	-0,234	0,522

потенциал. Металлы, характеризующиеся высоким отрицательным значением потенциала, являются более активными по сравнению с элементами, имеющими положительный потенциал. На основании данных, приведенных в табл. 2, можно сделать вывод, что в первую очередь в расплавленном сплаве ЮНД 8 окисляется алюминий. Однако при высоких температурах возможна окислительная реакция, которой при нормальных условиях не происходит, например окисление меди. Ввиду выше сказанного можно сделать предположение, что при плавке ЮНД 8 в секционном кристаллизаторе на поверхности куполообразной поверхности образуются оксиды всех металлов, входящих в состав сплава.

Физико-химические свойства оксидов, которые образуются при плавлении ЮНД 8, приведены в табл. 3. Оксиды меди и никеля не являются стойкими и при высоких температурах (1100...1200 °С) распадаются. Существенное влияние на процесс диспергирования оказывает Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> из-за высокой температуры плавления которого невозможно расплавить оксидную пленку на поверхности ванны при перегреве расплава в условиях ИПСК. Поэтому оксид алюминия покрывает поверхность расплава и не позволяет вести процесс диспергирования.

Одним из способов решения трудностей, связанных с оксидом алюминия, является водородное восстановление. Однако энергия Гиббса такой системы составляет 659,626 кДж. На основании этого можно сделать вывод, что химического сродства между исходными веществами нет и процесс не протекает при данных условиях. К подобным выводам можно прийти при расчете термодинамической активности при взаимодействии оксида алюминия с углеродом. Энергия Гиббса системы равна 1024,315 кДж, следовательно химического

**Таблица 3. Физико-химические свойства оксидов и переплавляемого сплава**

Оксид/сплав	T <sub>пл</sub> , °С	ρ, г/см <sup>3</sup>
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2044	3,99
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1565	5,24
CuO	1447	6,31
NiO	1682	6,67
ЮНД 8	1450	7,86

Таблица 4. Результаты химического анализа, мас. %

Объект исследования	Ni	Al	Na	K	Cu	Fe	Li	Ca
Чешуйки, полученные с использованием шлака								
№ 1	–	–	0,04	0,0017	–	–	–	–
№ 2	–	–	–	–	–	–	0,31	–
Испарение на стенках камеры	0,0015	0,007	–	–	0,15	0,59	21,00	–
Гарнисаж на слитке	–	0,04	–	–	0,15	1,09	17,61	–
Шлак № 2	–	0,008	–	–	–	0,082	21,27	7,51

сродства между элементами нет. Эффективным способом восстановления алюминия может быть восстановление более активными металлами, например кальцием. Химическое сродство между элементами есть, энергия Гиббса составляет  $-225,147$  кДж. Однако восстановление оксида алюминия кальцием не подходит для процесса диспергирования, так как оксид кальция, получаемый в результате реакции, тугоплавкий ( $T_{пл} = 2570$  °С) и находится в виде пленки на поверхности металла. В связи с этим предложено использовать шлаковый состав на основании более активных металлов.

Тетраборнокислый натрий ( $Na_2B_4O_7$ ) благодаря способности удалять оксидную пленку и защищать основной металл от коррозии применяется при пайке. Образующийся при разложении  $Na_2B_4O_7$  борный ангидрид является активным компонентом флюса. При флюсовании он воздействует на оксидную пленку металла, главным образом связывая химические оксиды в комплексы по реакции  $MeO + B_2O_3 = MeO \cdot B_2O_3$ . Однако в процессе проведения эксперимента плавки сплава ЮНД 8 с добавлением в качестве шлака  $Na_2B_4O_7$  связывание и удаление оксидной пленки на поверхности куполообразной ванны не происходит.

Шлаковый состав № 1 ( $NaCl-Na_3AlF_6-KCl$ ) применяется при сварке алюминия и его сплавов. Такие шлаки легкоплавкие, имеют низкую плотность, обладают способностью растворять или абсорбировать пленку оксида алюминия и характеризуются малой активностью к алюминию

и сплавам на его основе. Благодаря своим физико-химическим свойствам шлак на основе  $NaCl-Na_3AlF_6-KCl$  помогает в растворении оксидной пленки. Также установлено, что данный шлак существенно не загрязняет получаемые чешуйки. Это утверждение получено на основании химического анализа чешуек методом атомной абсорбции (табл. 4).

Наименее химически активны по отношению к расплавленному металлу и наиболее просты по строению — солевые шлаки. В отличие от солеоксидных и оксидных шлаков они не содержат оксидов, окисляющих металл и загрязняющих его неметаллическими включениями. Шлаки № 2 и № 3 относятся к солевым, однако шлак составом  $LiF-CaF_2$  в результате эксперимента оказался более эффективным. Небольшая порция шлака (4...5 г) приводит к образованию соединений с высокой текучестью, благодаря чему данные соединения стекают с поверхности куполообразной ванны к основанию слитка и затвердевают в качестве гарнисажа. Однако было замечено, что применение шлака № 2 привело к испарениям элементов в процессе плавки. На рис. 2 представлена внутренняя поверхность камеры до плавки (а) и после (б), на которой наблюдается тонкий слой осажденных испарений.

Для более детального исследования влияния шлакового состава № 2 на оксидную пленку сплава ЮНД 8 проведен химический анализ гарнисажа на слитке после плавки, испарений, осажденных на внутренней поверхности плавильной камеры,



Рис. 2. Внутренняя поверхность камеры до плавки (а) и после (б)

а также исходного состава шлакового компонента (табл. 4). Таким образом установлено наличие элементов сплава ЮНД 8 как в гарнисаже, так и в осажденных испарениях, на основании чего можно сделать вывод, что шлак, реагируя с оксидной пленкой, образует соединения, которые частично улетучиваются, частично стекают к основанию переплавляемой заготовки. При взаимном действии этих двух процессов, металлическая ванна освобождается от оксидной пленки и появляется возможность вести диспергирование. Однако было обнаружено, что данный шлак приводит к загрязнению чешуек литием (0,31 мас. %). В ходе дальнейших исследований планируется определить влияние частичного загрязнения чешуек сплава ЮНД 8 компонентами шлака на их магнитные характеристики.

### Вывод

Показано, что при диспергировании для освобождения поверхности расплава от тугоплавких оксидных включений целесообразно применение солевых шлаков. Установлено, что шлак  $\text{LiF}-\text{CaF}_2$  эффективно освобождает расплавленный металл от оксидной пленки. При этом расплавленный шлак частично испаряется, а частично стекает к основанию расходуемой заготовки.

### Список литературы

1. *Анализ технологических особенностей получения быстрозакаленных сплавов (Обзор) / Д. А. Калашник и др. // Современная электрометаллургия. — 2015. — № 3. — С. 27–34.*
2. *Форма и геометрические размеры быстрозакаленных материалов, полученных диспергированием из расплава при ИПСК / Д. А. Калашник и др. // Там же. — 2016. — №3. — С. 31–34.*
3. *Шаповалов В. А., Шейко И. В., Никитенко Ю. А. Получение быстрозакаленных сплавов способом диспергирования при ИПСК // Там же. — 2009. — № 3. — С. 32–35.*
4. *Григоренко Г. М., Шейко И. В. Индукционная плавка металлов в холодных тиглях и охлаждаемых секционных кристаллизаторах. — К.: Сталь, 2006. — 320 с.*
5. *Электронно-лучевая плавка / Б. Е. Патон и др. — К.: Наук. думка, 1997. — 267 с.*
6. *Ягодина Г. А., Синегрибова О. А., Чекумарев А. М. Технология редких металлов в атомной технике: учеб. пос. для*

- узлов; под ред. Б. В. Громова. — М.: Атомиздат, 1974. — 344 с.
7. *Лакомский В. И. Взаимодействие диатомных газов с жидкими металлами при высоких температурах. — К.: Наук. думка, 1992. — 232 с.*
8. *Петрунин И. Е., Лоцманов С. Н., Николаев Г. А. Пайка металлов. — К.: Metallurgy, 1973. — 280 с.*
9. *Подгаецкий В. В., Кузменко В. Г. Сварочные шлаки. Справочное пособие. — К.: Наук. думка, 1988. — 251 с.*
10. *Roake W. E. The systems  $\text{CaF}_2-\text{LiF}$  and  $\text{CaF}_2-\text{LiF}-\text{MgF}_2$  / J. of the electrochemical society. — 1957. — № 11. — P. 661–662.*
11. *Диаграммы плавкости солевых систем. Тройные системы; под ред. В. И. Посыпайко, Е. А. Алексеевой. — М.: Химия, 1977. — 328 с.*

### References

1. *Analiz tekhnologicheskikh osobennostey polucheniya bystrozakalennykh splavov (Obzor) / D. A. Kalashnik i dr. // Sovremennaya elektrometallurgiya. — 2015. — № 3. — S. 27–34.*
2. *Forma i geometricheskiye razmery bystrozakalennykh materialov, poluchennykh dispergirovaniyem iz rasplava pri IPSK / D. A. Kalashnik i dr. // Sovremennaya elektrometallurgiya. — 2016. — №3. — S. 31–34.*
3. *Shapovalov V. A., Sheyko I. V., Nikitenko Yu. A. Polucheniye bystrozakalennykh splavov sposobom dispergirovaniya pri IPSK // Sovremennaya elektrometallurgiya. — 2009. — № 3. — S. 32–35.*
4. *Grigorenko G. M., Sheyko I. V. Induktsionnaya plavka metall-ov v kholodnykh tiglyakh i okhlazhdayemykh sektiionnykh kristallizatorakh. — K.: Stal, 2006. — 320 s.*
5. *Elektronno-luchevaya plavka / B. E. Paton i dr. — K.: Nauk. dumka, 1997. — 267 s.*
6. *Yagodin G. A., Sinegribova O. A., Chekmarev A. M. Tekhnologiya redkikh metallov v atomnoy tekhnike: ucheb. pos. dlya vuzov; pod red. B. V. Gromova. — M.: Atomizdat, 1974. — 344 s.*
7. *Lakomsky V. I. Vzaimodeystviye diatomnykh gazov s zhidkimi metallami pri visokikh temperaturakh. — K.: Nauk. dumka, 1992. — 232 s.*
8. *Petrinin I. Ye., Lotsmanov S. N., Nikolayev G. A. Payka metallov. — K.: Metallurgiya, 1973. — 280 s.*
9. *Podgayetsky V. V., Kuzmenko V. G. Svarochnyye shlaki. Spravochnoye posobiye. — K.: Nauk. dumka, 1988. — 251 s.*
10. *Roake W. E. The systems  $\text{CaF}_2-\text{LiF}$  and  $\text{CaF}_2-\text{LiF}-\text{MgF}_2$  / J. of the electrochemical society. — 1957. — № 11. — P. 661–662.*
11. *Diagrammy plavkosti solevykh sistem. Troynye sistemy; pod red. V. I. Posypayko, Ye. A. Alekseyevoy. — M.: Khimiya, 1977. — 328 s.*

### ПОВЕРХНЕВЕ ОКИСЛЕННЯ РОЗПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ В ПРОЦЕСІ ДИСПЕРГУВАННЯ ПРИ ІПСК

Д. О. Калашник, В. О. Шаповалов, Ю. О. Никитенко, В. Г. Кожемякін

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

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Завдяки своїм унікальним властивостям (механічним, електричним, магнітним та ін.) швидкозагартовані матеріали знаходять застосування в багатьох областях промисловості. Одним з перспективних методів отримання таких матеріалів — це диспергування з розплавом при індукційній плавці в секційному кристалізаторі. Однією з особливостей цього методу є виникнення на поверхні розплавленого металу оксидної плівки, яка може перешкоджати нормальному веденню процесу. Досліджена проблема виникнення оксидних плівок на поверхні

металевої ванни при індукційній плавці в секційному кристалізаторі. Достатньо часто тугоплавкі півки виникають при диспергуванні сплавів, які містять високоактивні метали. В роботі проаналізовано методи усунення оксидних плівок: водневе відновлення, відновлення за допомогою більш активних металів, розчинення плівки в легкоплавкому шлаку та ін. Вибір методу був впроваджений на прикладі магнітотвердого сплаву ЮНД 8, в склад якого входять активні компоненти. Для нівелювання негативного впливу оксидних плівок на поверхні сплаву ЮНД 8 запропоновано використовувати шлак. В якості подальшого застосування рекомендовані сольові шлаки, які не мають в своєму складі кисню. Проаналізовані процеси розчинення оксидної плівки при використанні літій–калій–фтористого шлаку. Бібліогр. 11, табл. 4, іл. 2.

**Ключові слова:** диспергування із розплаву; магнітні сплави; шлак; луска; індукційна плавка в секційному кристалізаторі; швидкозагартовані метали

#### SURFACE OXIDATION OF MOLTEN METAL IN THE PROCESS OF DISPERSING IN IMSM

D.A. Kalashnik, V.A. Shapovalov, Yu.A. Nikitenko, V.G. Kozhemyakin

E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Owing to their unique properties (mechanical, electric, magnetic, etc.) the rapidly-hardened materials find application in many branches of industry. One of the promising methods of producing these materials is the dispersion from melt during induction melting in a sectional mould. One of the peculiarities of this method is the formation of an oxide film on the surface of molten metal, which can prevent the normal running of the process. The problem of occurrence of oxide films on the metal pool surface during induction melting in a sectional mould was investigated. The refractory films are especially often used in dispersion of alloys, containing highly-active metals. In the work the methods of elimination of oxide films are analyzed: hydrogen recovery, recovery using more active metals, dissolution of film in the fusible slag, etc. The method was selected on the example of magnetic hard alloy UND 8, which includes the active components. It was suggested to apply the slag for leveling the negative effect of oxide films on the surface of alloy UND 8. For the further application the salt slags were recommended, having no oxygen in their composition. The process of dissolution of oxide films in applying lithium–potassium–fluoric slag was analyzed. Ref. 11, Tables 4, Figures 2.

**Key words:** dispersion from melt; magnetic alloys; slag; flakes; induction melting in a sectional mould; rapidly-hardened metals

Поступила 19.01.2017

### МИРОВОЕ ПРОИЗВОДСТВО СТАЛИ



В январе этого года производство стали мира достигло 136,5 млн т, увеличившись по сравнению с январем прошлого года на 7 %. Китай, Россия, Турция, Украина и Европейский союз повысили выход стали.

По данным Worldsteel в ЕС произвели 13,824 млн т стали, что на 2,4 % выше в годовом исчислении. **Германия** — 3649 млн т, достигнув роста на 1,2 %. **Италия** увеличила производство на 5 тыс. т или на 0,3 % до 1825 млн т. **Россия** произвела 6,183 млн т, увеличив выход стали на 11,6 %. **Украина** увеличила производство на 8,5 % до 2,103 млн т. 200 тыс. т произведено в **Беларуси**, что представляет собой увеличение до 31,6 %. **Турция** с производством 2,93 млн т зафиксировала рост на 12,8 %. В **США** производство увеличилось на 6,5 %, поднявшись до 6,874 млн т. **Бразилия** с производством 2,9 млн т зафиксировала рост на 14,4 %. В **Азии** было отмечено увеличение производства на 7,1 %. Производство в общей сложности в регионе составило 93,413 млн т, из которых 67,2 млн т произвел **Китай** (рост на 7,4 %). 9 млн т произведено в **Японии**, увеличение на 2,7 %. **Индия** выплавил 8,4 млн т, в свою очередь обеспечив 12 % роста. В **Южной Корее** произведено 5,86 млн т, выход увеличился на 3,2 %.

Коэффициент использования производственных мощностей увеличился в годовом исчислении на 3,4 % пункта до 68,5 %. По сравнению с декабрем 2016 г. рост составил 0,9 %.

<http://www.azovpromstal.com/news>

## УПРОЧНЕНИЕ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ4 ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ ГАЛЛИЕМ

**М. А. Хохлов, Ю. А. Хохлова, В. С. Синюк, Ю. А. Никитенко**

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

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе представлены результаты исследования влияния изменения химического и фазового состава на упрочнение магниевого сплава при легировании галлием. Полученный экспериментальный слиток исследован методами рентгенофазового и спектрального анализа. Показано, что в результате легирования магниевого сплава галлием формируется интерметаллидная фаза  $Mg_3Ga_2$ . Механический тест методом микроиндентирования зафиксировал значительное повышение модуля Юнга от 42 до 73...110 ГПа и микротвердости от 1,2 до 2,0...4,5 ГПа. Библиогр. 8, ил. 7.

*Ключевые слова:* индукционный переплав; магний; галлий; легирование; упрочнение; индентирование

При контакте поверхности магниевых сплавов с галлием, который применяется в диффузионной сварке как активатор адгезии соединяемых поверхностей и последующей диффузии, наблюдается значительный эффект упрочнения приконтактной зоны [1–5]. Основываясь на упрощенной схеме анализа такого легирования, рассмотрена бинарная система (рис. 1) химического взаимодействия Mg–Ga. Определение химического состава диффузионной зоны методом растровой электронной микроскопии показало вероятность формирования интерметаллидных фаз  $MgGa$ ,  $Mg_2Ga$ ,  $Mg_3Ga_2$ .

Целью данной работы является исследование физико-химических причин упрочнения магниевого сплава при легировании галлием.

Для эксперимента были выбраны следующие материалы. Магниевый сплав марки МЛ4 применяется для изготовления деталей двигателей и других агрегатов, работающих в условиях высокой коррозионной стойкости, статических и динамических нагрузок. Предельная рабочая температура: 150 °С — длительная, 250 °С — кратковременная. Удельная вибропрочность в 100 раз больше, чем у алюминия. Сплав немагнитен, не искрит при ударе и трении.

Химический состав сплава МЛ-4, мас. %: 88,4...92,85 Mg; 5...7 Al; < 0,06 Fe; < 0,25 Si; 0,15...0,5 Mn; < 0,01 Ni; < 0,1 Cu; < 0,002 Zr; < 0,002 Be; 2,0...3,5 Zn, прочих 0,1 (всего, 5).

Технический галлий (99,9Ga–0,01Zn–0,03Cu, мас. %) — мягкий хрупкий металл. Температура плавления 29 °С и температура кристаллизации 15 °С.

Переплав с введением лигатуры провели методом индукционного нагрева установкой ЛЗ-107 в графитовом тигле, в проточной атмосфере аргона марки ВЧ. Пропорция переплава: магниевый сплав МЛ4 — 140 г; галлий технический — 20 г. Охлаждение расплава вместе с тиглем происходило при комнатной температуре в среде аргона.

### Технические характеристики установки ЛЗ-107

Ламповый преобразователь частоты ..... ЛЗ-107  
 Мощность преобразователя частоты, кВт ..... 100  
 Частота тока на индукторе, кГц ..... 66  
 Напряжение на индукторе, В ..... ~ 70...75.

Фрактографические исследования, определение количественного элементного состава и построение карт распределения элементов верхней поверхности слитка (рис. 2), среза (рис. 3 и 5) и

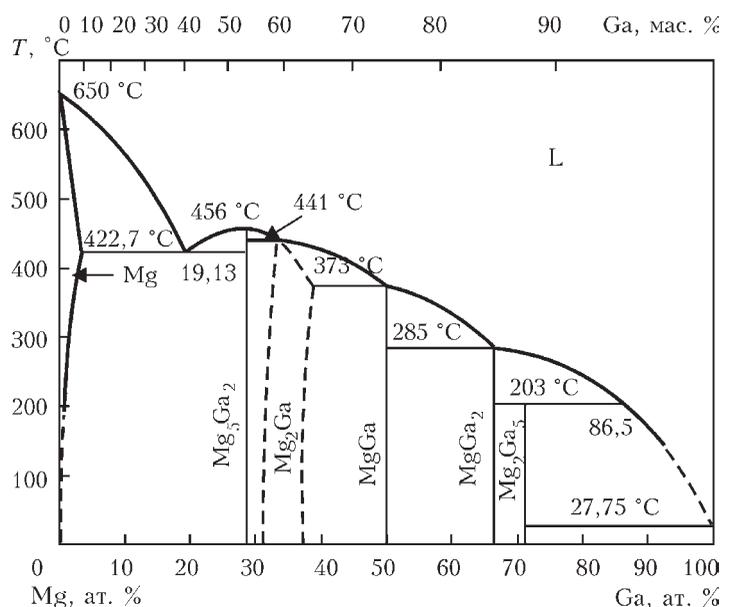
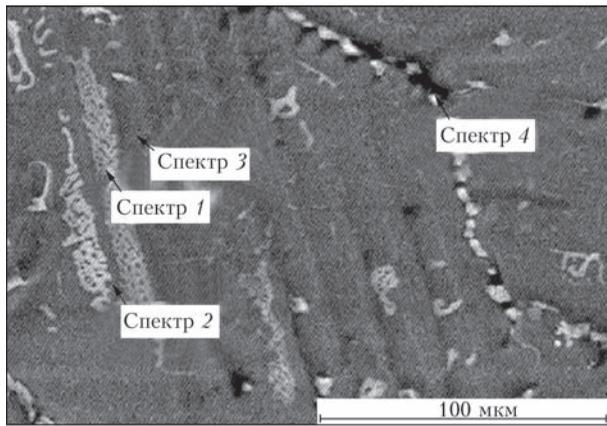


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Ga–Mg

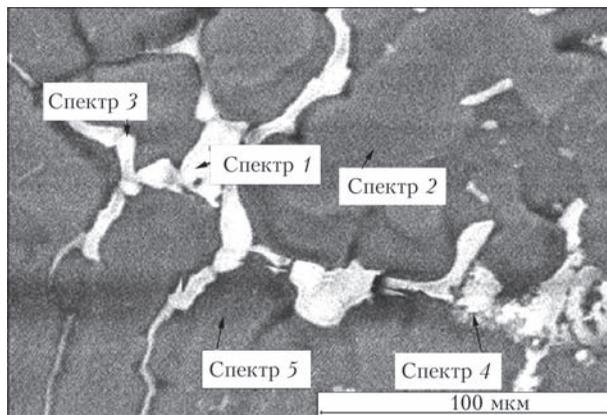


Спектр	Mg	Ga	Фаза
мас. %			
1	51,70	48,30	
2	86,68	13,32	Mg <sub>5</sub> Ga <sub>2</sub>
3	84,32	15,68	
4	86,45	13,55	

Рис. 2. Распределение химических элементов на верхней части слитка (СЭМ)

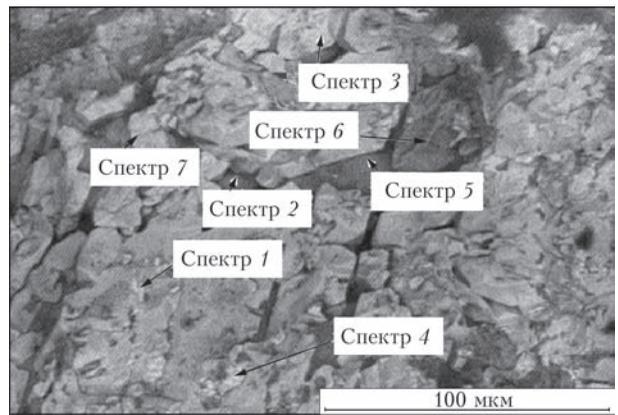
поверхности излома (рис. 4) выполняли методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и микрорентгеноспектрального анализа (РЭМ) на базе аналитического комплекса, состоящего из сканирующего электронного микроскопа JSM-35CF фирмы JEOL (Япония) и спектрометра с дисперсией по энергии рентгеновских квантов INCA Energy-350, фирмы Oxford Instruments (Великобритания). В таблицах рисунков представлены только основные химические элементы сплава — Mg и Ga.

Срез образца показал наличие двух типов структур: глобулярные «темные» зерна первичной структуры (рис. 3, спектры 2 и 5) с температурой кристаллизации 650 °С и межкристаллическая «светлая» эвтектика вторичной структуры с нерегулярной морфологией (рис. 3, спектры 1, 3 и 4) с температурой кристаллизации 450 °С. На рис. 5



Спектр	Mg	Ga	Фаза
мас. %			
1	46,94	50,49	
2	91,92	8,08	Mg <sub>5</sub> Ga <sub>2</sub>
3	45,12	48,97	
4	45,41	39,25	
5	87,15	6,52	

Рис. 3. Распределение химических элементов на срезе слитка (СЭМ)



Спектр	Mg	Ga	Фаза
мас. %			
1	38,03	50,17	Mg <sub>5</sub> Ga <sub>2</sub>
2	83,34	7,73	
3	26,87	62,36	Mg <sub>2</sub> Ga
4	41,72	43,99	
5	44,69	44,13	Mg <sub>5</sub> Ga <sub>2</sub>
6	77,16	16,12	
7	86,61	10,40	

Рис. 4. Распределение химических элементов на изломе слитка (СЭМ)

видно, что «светлые» области микроструктуры соответствуют областям с повышенным содержанием Ga, который преимущественно расположен по границам зерен первичной структуры. Определенный таким образом точный химический состав легированного сплава, согласно бинарной диаграмме системы Mg–Ga, соответствует интерметаллидным фазам Mg<sub>2</sub>Ga и Mg<sub>5</sub>Ga<sub>2</sub>.

Исследование механических свойств магниевого сплава МЛ4 до и после легирования проводили по стандартным методикам [6, 7]

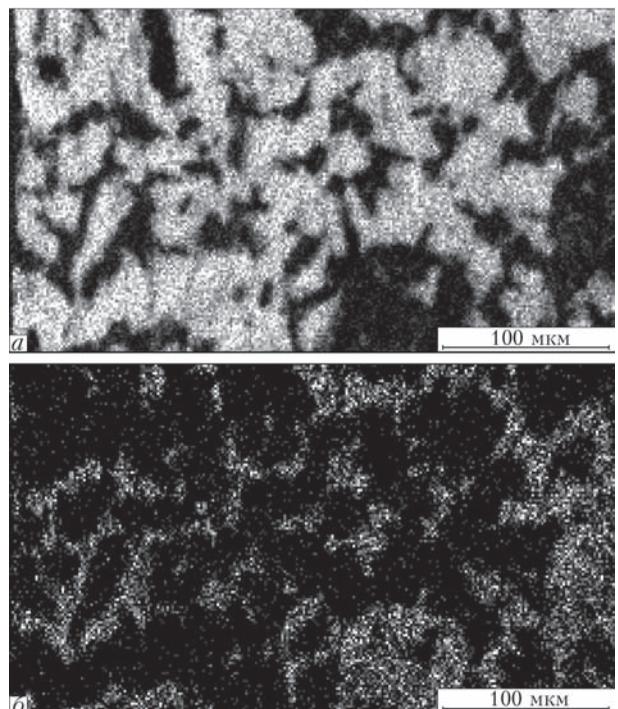


Рис. 5. Распределение Mg (а), Ga (б) в микроструктуре слитка на срезе (РЭМ)

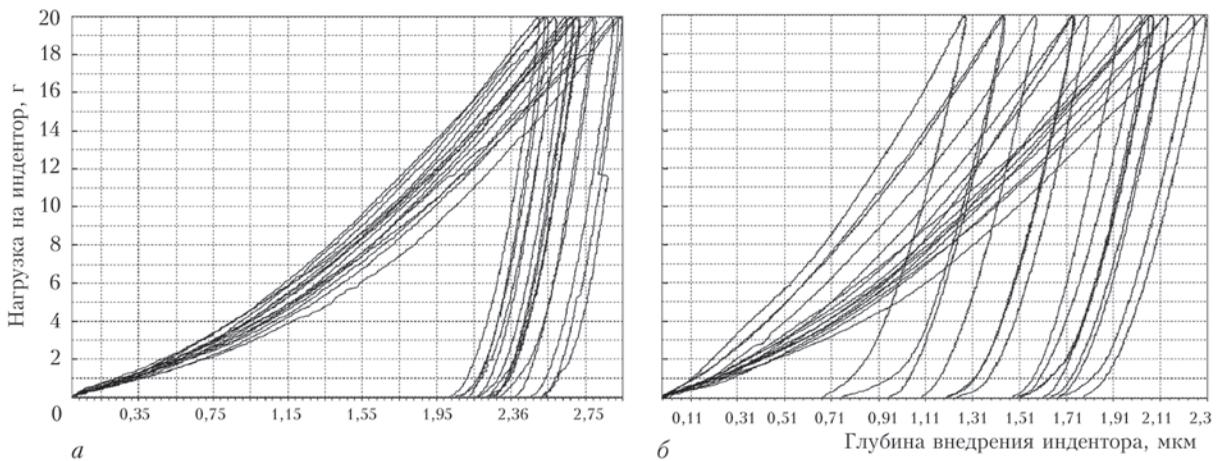


Рис. 6. Диаграммы индентирования сплава МЛ4 до легирования (а) и после (б)

согласно ISO/FDIS 14577-1:2002; «Metallic materials — Instrumented indentation test for hardness and materials parameters» трехгранной алмазной пирамидкой Берковича [8] и с использованием прибора «Микрон-гамма». Прибор позволяет с высокой точностью определять микротвердость (по Мейеру) и модуль упругости Юнга при автоматической регистрации перемещения индентора Берковича, в зависимости от приложенной к нему нагрузки. Технические характеристики прибора: максимальная нагрузка 500 г; погрешность по нагрузке 0,001 г; погрешность по глубине внедрения индентора 5 нм; максимальная глубина индентирования 200 мкм. Результаты представлены в виде диаграмм индентирования при нагрузке 20 г с шагом 100 мкм. Подготовку образцов для индентирования проводили в соответствии со стандартной процедурой полировки легких сплавов до образования «зеркальной» поверхности и без травления.

Микромеханический тест зафиксировал значительное повышение твердости легированного сплава до 2,0...4,5 ГПа при твердости базового сплава 1,2 ГПа и повышение модуля упругости Юнга от 42 до 73...110 ГПа. Эффект упрочнения представлен диапазоном глубин меньшего внедрения индентора в легированный сплав — 1,28...2,3 мкм (рис. 6, б) при диапазоне 2,51...2,95 мкм для базового сплава (рис. 6, а).

Далее, для точной идентификации фазового состава, способствующего упрочнению магниевого сплава, было проведено рентгенофазовое исследование (рис. 7) в монохроматическом  $\text{CuK}_\alpha$ -излучении на дифрактометре ДРОН-УМ1 с фокусировкой по Брэггу–Брентано. В качестве монохроматора использовали монокристалл графита, установленный на дифрагированном пучке. Дифрактограммы снимали методом шагового сканирования в интервале углов  $2\theta$  10...120°. Шаг

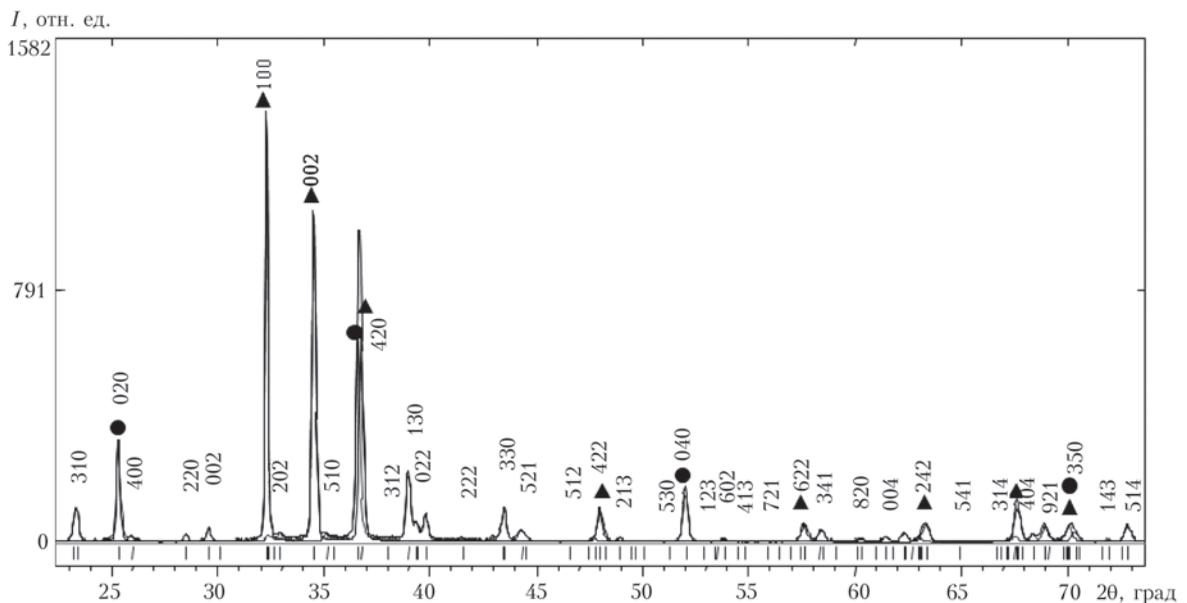


Рис. 7. Дифрактограмма легированного галлием слитка магниевого сплава Mg–Zn–Ga–Al: ● — 32,5 %  $\text{Mg}_3\text{Ga}_2$ ; ▲ — 67,5 % Mg

сканирования составлял  $0,05^\circ$ , время экспозиции в точке — 3...7 с.

Анализ дифрактограммы показал присутствие  $32,54$  мас. %  $Mg_5Ga_2$ :  $a = 13,6935$ ,  $b = 7,0220$ ,  $c = 6,0284$  и  $67,5$  мас. % Mg:  $a = 3,1941$ ,  $c = 5,1879$ .

Таким образом, можно утверждать, что упрочнение сплава МЛ4 при легировании связано с образованием фазы  $Mg_5Ga_2$ .

### Выводы

1. В результате индукционного переплава в защитной среде аргона стандартного магниевого сплава МЛ4 с добавлением технического галлия в качестве лигатуры получен слиток с химическим составом, подобным составу диффузионной зоны сварных швов, в которых галлий использовался как активатор диффузионного соединения.

2. Химический и фазовый состав слитка был исследован методами растровой электронной микроскопии и рентгенографии. Установлено, что слиток состоит из  $67,5$  мас. % магниевого матрицы и  $32,5$  мас. % фазы  $Mg_5Ga_2$ .

4. Механический тест зафиксировал интерметаллическое упрочнение — повышение модуля упругости Юнга от 42 до 73...110 ГПа и микротвердости от 1,2 до 2,0...4,5 ГПа.

1. *Khokhlov M., Ishchenko D., Khokhlova J.* Peculiarities of forming diffusion bimetallic joints of aluminum foam with a monolithic magnesium alloy // *Journal of Magnesium and Alloy*. — Elsevier. — 2016. — Vol. 4, Is. 4. — P. 326–329.
2. *Microstructure transformation of diffusion zone in aluminum foam and monolithic magnesium alloy bimetallic joint / M. Khokhlov et al.* // *Proceedings of the 5th International Conference «Fracture mechanics of materials and structural integrity»*. 24–27 June, 2014. — Lviv: Karpenko Physico-Mechanical Institute NASU, Ukraine. — P. 551–556.
3. *Khokhlov M., Falchenko Yu., Khokhlova J.* Microstructure and properties of joints of aluminum foam with magnesium alloys formed at up to 140 degrees Celsius // *Junior Euromat 21–25 July 2014*. — Lausanne, Switzerland. — P. 31.
4. *Khokhlov M. A., Falchenko Yu. V., Khokhlova J. A.* Peculiarities of forming diffusion bimetallic joints of aluminum foam with a monolithic magnesium alloy // *Proceedings of Cellmat*, 22–24 Oct. 2014. — Dresden, Germany. — P. 13.
5. *Khokhlov M., Khokhlova J.* Joining Al-foam with Monolithic Mg Alloys at Low Temperatures Using Ga Interlayer // 9th International conference on porous metals and metallic foams — *Metfoam*, 31 Aug. – 2 Sept. 2015. — Barcelona, Spain. — P. 79.
6. *Kazuhisa Miyoshi.* NASA/TM-2002-211497 Surface Characterization Techniques: An Overview. — 2002. — P. 12–22. Режим доступа: <https://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/20020070606.pdf>.
7. *Oliver W. C., Pharr G. M.* An improved technique for determining the hardness and elastic modulus using load displacement sensing indentation experiments // *Journal Materials Research*. — 1992. — № 7. — P. 1564–1583.
8. *Nano indenters from Micro Star Technologies.* Revision 2.3. P. 9. Режим доступа: <http://www.microstartech.com/index/NANOINDENTERS.pdf>.

### ЗМІЦНЕННЯ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МЛ4 ПРИ ЛЕГУВАННІ ГАЛІЄМ

М. А. Хохлов, Ю. А. Хохлова, В. С. Синюк, Ю. О. Никитенко

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

03680, г. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В роботі представлені результати дослідження впливу зміни хімічного і фазового складу на зміцнення магнієвого сплаву при легуванні галієм. Отриманий експериментальний злиток було досліджено методами рентгенофазового та спектрального аналізу. Показано, що внаслідок легування магнієвого сплаву галієм формується інтерметалічна фаза  $Mg_5Ga_2$ . Механічний тест методом мікроіндентування зафіксував значне збільшення модуля Юнга від 42 до 73...110 ГПа та микротвердості від 1,2 до 2,0...4,5 ГПа. Бібліогр. 8, іл. 7.

**Ключові слова:** індукційний переплав; магній; галій; легування; зміцнення; індентування

### HARDENING OF MAGNESIUM ALLOY ML4 IN ALLOYING WITH GALLIUM

M.A. Khokhlov, Yu.A. Khokhlova, V.S. Sinyuk, Yu.A. Nikitenko

E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The work presents the results of investigation of effect of changes in chemical and phase composition on hardening of magnesium alloy at its alloying with gallium. The produced experimental ingot was examined by the methods of X-ray phase and spectral analysis. It is shown that as a result of alloying of magnesium alloy with gallium the intermetallic phase  $Mg_5Ga_2$  is formed. Mechanical testing by the method of microindenting showed a significant increase in Young modulus from 42 up to 73...110 GPa and microhardness from 1.2 up to 2.0...4.5 GPa. Ref. 8, Figures 7.

**Key words:** induction remelting; magnesium; gallium; alloying; hardening; indenting

Поступила 04.11.2016

## ВЫПЛАВКА ТИТАНОВОГО ШЛАКА ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В СВАРОЧНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Ф. К. Биктагиров, В. А. Шаповалов, А. В. Гнатушенко,  
А. П. Игнатов, Н. В. Скорина, А. В. Веретильник

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.  
03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследованы особенности выплавки титанового шлака для использования в сварочном производстве из ильменитового концентрата как заменителя рутилового. Показано, что для обеспечения стабильного фазового состава получаемого титанового шлака, исключающего саморассыпание, необходимо поддерживать остаточное количество оксидов железа в нем на уровне 5,0 мас. %. Опробован двухстадийный способ получения титанового шлака с предварительным твердофазным восстановлением железа на первой стадии. Получен титановый шлак, содержащий 80...85 % оксида титана, пригодный для использования в качестве заменителя рутилового концентрата при производстве электродов для сварки углеродистых и низколегированных сталей. Библиогр. 5, табл. 5, ил. 1.

*Ключевые слова:* сварочные электроды; рутиловый концентрат; ильменитовый концентрат; плавка; твердофазное восстановление; титановый шлак; химический состав

Одним из важнейших компонентов покрытий сварочных электродов является рутиловый концентрат (более 94 %  $TiO_2$ ). Количество рутилового концентрата в шихте наиболее массовых электродов с рутиловым и рутил-целлюлозным типами покрытия для сварки углеродистых и низколегированных сталей составляет от 35 до 55 %, в шихте электродов с целлюлозным типом покрытия — от 20 до 50 %, в шихте электродов с рутиловым типом покрытия для сварки высоколегированных сталей — от 20 до 40 %. Также рутиловый концентрат в небольших количествах (до 10 %) может входить в состав шихты электродов с основным типом покрытия.

Учитывая большие объемы производства подобных электродов, потребность в рутиловом концентрате для нужд сварочного производства довольно высока. Однако высокая его стоимость по сравнению с другими минеральными составляющими покрытий сказывается на себестоимости производства электродов. Частичная или полная замена рутилового концентрата на более доступный и дешевый титаносодержащий ильменитовый концентрат приводит к существенному ухудшению сварочно-технологических и санитарно-гигиенических свойств электродов. Наиболее перспективным решением снижения затрат на производство электродов для сварки углеродистых и низколегированных сталей может быть использование вместо рутилового концентрата получаемого из ильменитового синтетического

рутила (92...98 %  $TiO_2$ ) или титанового шлака (более 80 %  $TiO_2$ ).

Синтетический рутил и титановый шлак являются полуфабрикатами (сырьем) для производства диоксидов титана и титановой губки. Производство синтетического рутила, как правило, двухстадийное и довольно сложное (восстановительный обжиг и затем кислотное выщелачивание). Титановый шлак получают рудовосстановительной электроплавкой ильменитовых концентратов. Суть плавки заключается в избирательном восстановлении из ильменита железа, за счет чего получаемый шлак обогащается оксидом титана, содержание которого достигает 80 % и более, а содержание оксида железа обычно не превышает 5 %. Для этого в шихту вводится углеродосодержащий восстановитель, чаще всего молотый кокс. Оксиды железа, будучи в условиях проводимой плавки термодинамически менее стойкими, чем оксиды титана, восстанавливаются в первую очередь с образованием металлической фазы [1]:



При этом частично восстанавливается и титан до низших его оксидов  $TiO$  и  $Ti_2O_3$ . Промышленное производство титановых шлаков с последующим их использованием для получения титановой губки в Украине существует на КП «Запорожский титаново-магний комбинат» (ЗТМК).

Имеются сведения об использовании рядом производителей электродов в Китае, России, Казахстане и Украине титановых шлаков взамен рутилового концентрата [2]. Причем состав этих

Т а б л и ц а 1. Содержание основных компонентов в титановом шлаке, мас. %

Номер эксперимента	TiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	CaO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	S
1	84,5	3,08	2,71	1,60	4,5	0,53	1,06	0,33	0,016	0,045
2	85,0	1,59	2,68	1,21	6,0	0,57	1,14	0,20	0,012	0,022
3	84,5	1,93	3,07	2,35	4,8	0,47	0,97	0,27	0,020	0,067

шлаков по имеющимся, преимущественно рекламным, публикациям значительно отличается у различных производителей. Кроме того отсутствуют сведения о технологии получения титановых шлаков и особенностях их использования в сварочном производстве.

Учитывая, что при производстве сварочных электродов помимо рутила в состав их покрытия входят и другие минеральные компоненты, такие как мрамор, полевои шпат, кварц, каолин и др., требования к их составу могут значительно отличаться от требований к составу титанового шлака, предназначенного для получения титановой губки. Это дает принципиальную возможность корректировать состав такого шлака путем введения в него в процессе выплавки тех или иных составляющих, положительно сказывающихся на шлакообразовании и других характеристиках сварочного процесса.

Целью настоящей работы является изучение некоторых особенностей выплавки титанового шлака, предназначенного для применения в качестве заменителя рутила при производстве сварочных электродов.

Исследования и эксперименты осуществляли с использованием электрошлаковой установки А-550 (колонна с устройством крепления электрода и механизм его перемещения) и трансформатора переменного тока ТШС-3000/3 с установленной мощностью 260 кВА, подключенного по однофазной схеме. Для проведения опытных плавки использовали плавильные емкости, представляющие собой графитовые тигли с диаметром плавильного пространства 180 и 260 мм, зафурерованные в металлический кожух. В качестве токоподводов служили графитированные электроды диаметром 75 и 150 мм соответственно.

Исследования выполняли с применением ильменитового концентрата Вольногорского горно-металлургического комбината. Спектральный химический состав его в пересчете на содержание наиболее стабильных оксидов следующий,

мас. %: TiO<sub>2</sub> — 65,5; Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 26,4; Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 2,73; SiO<sub>2</sub> — 1,45; CaO — 0,21; Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 1,66; MnO — 1,04; V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> — 0,35; P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> — 0,23; S — 0,05.

В качестве восстановителя использовали молотый кокс с зольностью 10,4 % и содержанием серы 0,62 мас. %. Кроме восстановителя и ильменита в состав шихты в небольших количествах вводили так называемый флюсующий компонент — оксид кальция в виде негашеной извести, известняка или мрамора. Оксид кальция в высокотитанистых шлаках обеспечивает повышение их электросопротивления и снижение температуры плавления, что облегчает сам процесс плавки и слив получаемого продукта.

Количество ильменитового концентрата на одну плавку составляло 6 или 12 кг. Плавки проводили путем постепенной подачи в плавильное пространство небольших порций шихты. В качестве флюсующего компонента первоначально использовали негашеную известь. Выплавленный титановый шлак вместе с восстановленным металлом сливали из тигля. После отработки технологических параметров процесса, включая рабочее напряжение, ток и время плавки, были получены образцы титанового шлака, состав которых приведен в табл. 1, а состав восстановленного железа в табл. 2.

Количество восстановленного металла составило примерно 15 % от массы задаваемого на плавку ильменитового концентрата. Основа его — железо с небольшими примесями других элементов. По сути это слаболегированный чугуи с повышенным содержанием фосфора.

Выявленный титановый шлак по составу близок шлаку, полученному в отдельных экспериментах при исследовании особенностей плавки ильменитового концентрата в электродуговой печи постоянного тока [3]. Он имеет высокое содержание оксидов титана (в пересчете на TiO<sub>2</sub> более 80 %) и низкое оксидов железа (2...3 %), может быть опробован в качестве компонента покрытия сварочных электродов как заменитель рутила и

Т а б л и ц а 2. Химический состав металла, мас. %

C	Fe	Ti	V	Cr	Mn	Si	Al	Cu	P	S
2,0...3,0	95,0...98,0	0,2...0,9	0,1...0,25	0,5...2,2	0,1...0,4	0,1...0,4	0,08...0,1	0,03...0,15	0,24...0,42	0,09...0,1

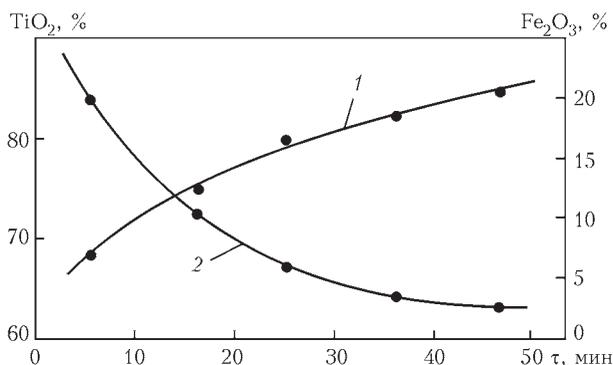
представляет собой слегка пористый продукт, который легко дробится. С течением времени такой шлак частично рассыпается в порошок фракцией от 0,5 до 2,0...3,0 мм. Способность титановых шлаков к саморассыпанию определяется соотношением содержания в них низших и высших оксидов титана и остаточным содержанием оксидов железа [4, 5]. Поэтому в дальнейшем выплавку такого шлака осуществляли с расчетом меньшего восстановления железа. Это возможно за счет сокращения времени плавки. На рисунке приведены данные изменения содержания оксида титана и оксида железа в шлаке при плавке ильменитового концентрата (12 кг) в тигле диаметром 260 мм от общей продолжительности процесса.

Учитывая замедление скорости восстановления железа по ходу плавки, с точки зрения снижения расхода электроэнергии, также нецелесообразно добиваться очень низких остаточных содержаний оксида железа.

Химический состав полученного шлака с расчетным содержанием оксида железа на уровне 5 мас. % приведен в табл. 3.

Как видно, в титановом шлаке количество оксида титана довольно высокое (около 80 %), поэтому он также может представлять интерес для производителей сварочных электродов. Этот шлак практически не рассыпается при охлаждении и последующем хранении. Обращает на себя внимание сравнительно низкое содержание в шлаке фосфора и серы, что важно для обеспечения химического состава металла сварного шва по этим элементам на требуемом уровне. Наличие в титановом шлаке оксидов марганца, хрома и ванадия в случае их восстановления при сварке позволит снизить расход ферромарганца при изготовлении обмазки для электродов, а также улучшить свойства сварного соединения за счет микролегирования металла шва хромом и ванадием.

Согласно имеющимся в литературе сведениям стабилизация фазового состава титанового шлака и исключение его саморассыпания достигается за счет увеличения содержания в его составе оксида кальция. Использование титанового шлака с повышенным количеством CaO как заменителя рутила может служить фактором улучшения процесса шлакообразования при сварке. Поэтому



Изменение содержания оксидов титана (1) и железа (2) при выплавке титанового шлака

были проведены исследования по выплавке шлака с более высоким содержанием оксида кальция.

Однако двух- и даже трехкратное увеличение количества извести в исходной шихте не позволило добиться стабильных результатов по содержанию CaO в конечном шлаке. Связано это с высокой дисперсностью извести и ее легковесностью, вследствие чего именно этот компонент шихты наиболее подвержен пылеуносу. Поэтому для выплавки титанового шлака с повышенным содержанием CaO необходимо применять вместо извести молотый известняк или мрамор. Кроме того, для снижения пылеуноса рекомендуется предварительная подготовка шихты путем ее грануляции или брикетирования [6].

С использованием известняка в качестве флюсующего компонента и предварительным брикетированием шихты на валковом прессе с применением в качестве связующего компонента жидкого стекла был выплавлен титановый шлак с повышенным содержанием CaO (табл. 4).

Брикетирование шихты позволило снизить потери на пылеунос и обеспечило стабилизацию состава по основным элементам, но при этом в шлаке возросло содержание оксида кремния, входящего в состав связующего компонента. Увеличение содержания оксида кальция в титановом шлаке привело к относительному снижению в нем других компонентов, в том числе и оксида титана. По сравнению с экспериментами, когда использовали известь, возросли затраты электроэнергии на плавку, что связано как с увеличением в шихте массы флюсующего компонента, так и с затратами энергии на разложение карбоната кальция. Поэтому экономическую целесообразность выплавки

Таблица 3. Химический состав титанового шлака, мас. %

Номер эксперимента	TiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	CaO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	S
1	79,4	5,6	4,9	1,79	4,6	0,89	1,24	0,34	0,008	0,037
2	81,1	4,5	4,7	1,28	5,4	0,76	1,05	0,32	0,010	0,017

Т а б л и ц а 4. Химический состав титанового шлака с повышенным содержанием оксида кальция, мас. %

Номер эксперимента	TiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	CaO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	S
1	77,5	2,8	4,5	5,0	8,6	0,26	0,53	0,16	0,018	0,046
2	74,8	4,1	3,0	4,4	10,3	0,60	0,87	0,28	0,008	0,049
3	71,9	3,7	3,9	4,7	13,0	0,68	0,90	0,29	0,006	0,02

титанового шлака с повышенным содержанием CaO можно будет оценить только по результатам применения его при изготовлении сварочных электродов.

Выплавка из ильменитового концентрата титанового шлака требует значительных затрат электроэнергии, которые в проведенных экспериментах составляли от 5 до 6 кВт·ч/кг шихты. С увеличением мощности плавильной печи эти затраты будут уменьшаться и для каждой установки необходимо выбирать оптимальные энергетические режимы плавки. Например, в многотоннажных печах ЗТМК расход электроэнергии составляет порядка 2,0...2,5 кВт·ч/кг шихты [7].

Затраты электроэнергии непосредственно на плавку могут быть снижены за счет проведения операции предварительного твердофазного восстановления железа. В этом случае подготовленная шихта выдерживается при температурах, когда интенсивно протекает реакция взаимодействия углерода восстановителя с оксидом железа. Полученный материал, содержащий восстановленное железо, плавится в электропечи с разделением металлической и шлаковой фаз.

Эксперименты по такой схеме выплавки титанового шлака показали, что при выдержке смеси ильменита (6 кг), кокса и известняка при температуре 1100 °С в течение 3 ч, последующего охлаждения в печи до 150...200 °С и далее на воздухе масса шихты уменьшается на 1,25...1,3 кг. Происходит это за счет испарения влаги, разложения карбоната кальция и восстановления оксидов железа. Согласно расчетам степень восстановления железа при таких режимах составляет от 60 до 65 %. При плавке шихты, прошедшей твердофазное восстановление, расход электроэнергии сократился на 35...40 %. Резко снизились потери на пылеунос ввиду того, что после высокотемпературной обработки получается частично спекшийся не пылевидный материал. Содержание оксида титана в выплавленном шлаке колебалось от 65 до 70 %, т. е. дополнительного восстановления железа при плавке практически не происходило. Это может быть связано с рядом причин, в том числе с изменением температурных условий процесса плавки. Тем не менее, данное направление получения из ильменита титанового шлака представ-

ляется перспективным с точки зрения сокращения производственных издержек. Возможно следует проводить твердофазное восстановление при других условиях и добиваться на этой стадии более полного восстановления железа. Также необходимо уточнить температурно-кинетические условия восстановления железа на второй стадии с целью достижения требуемого содержания оксида титана в конечном продукте.

Предварительные испытания выплавленного при выполнении данной работы титанового шлака с содержанием TiO<sub>2</sub> 80...85 % в качестве компонента обмазки электродов, предназначенных для сварки низколегированных сталей, показали возможность обеспечения сварочно-технологических свойств и качества металла шва на уровне, характерном для электродов с использованием рутилового концентрата.

**Список литературы**

1. Васютинский Н. А. Титановые шлаки. — М.: Металлургия, 1972. — 208 с.
2. Пат. 2226458 РФ. Состав электродного покрытия / Е. С. Альхимович и др. — Оpubl. 10.04.2004.
3. Проценко В. М., Середя Б. П., Кругляк И. В. Исследование процесса плавки ильменитового концентрата в электродуговой печи постоянного тока // Наукові праці ЗГІА «Металургія». — 2014. — Вип. 31. — С. 73–77.
4. Металлургия титана / В. А. Гармата и др. — М.: Металлургия, 1968. — 644 с.
5. Резниченко В. А. Электротермия титановых руд. — М.: Наука, 1969. — 208 с.
6. О подготовке ильменитовых концентратов к плавке / Г. А. Колобов и др. // Наукові праці ЗГІА «Металургія». — 2009. — Вип. 19. — С. 23–27.
7. Электрические параметры процесса выплавки титановых шлаков / Ю. В. Поплавский и др. // Там же. — 2009. — Вип. 20. — С. 51–55.

**References**

1. Vasyutinsky N. A. Titanovye shlaki. — M.: Metallurgiya, 1972. — 208 s.
2. Pat. 2226458 RF. Sostav elektrodnoho pokrytiya / Ye. S. Alkhimovich i dr. — Opubl. 10.04.2004.
3. Protsenko V. M., Sereda B. P., Kruglyak I. V. Issledovaniye protsessa plavki imelnitovogo kontsentrata v elektrodugovoy pechi postoyannogo toka // Naukovi pratsi ZGIA «Metallurgiya». — 2014. — Vyp. 31. — S. 73–77.
4. Metallurgiya titana / V. A. Garmata i dr. — M.: Metallurgiya, 1968. — 644 s.
5. Reznichenko V. A. Elektrotermiya titanovykh rud. — M.: Nauka, 1969. — 208 s.

6. *O podgotovke ilmenitovykh kontsentrator k plavke* / G. A. Kolobov i dr. // Naukovi pratsi ZGIA «Metalurgiya». — 2009. — Vyp. 19. — S. 23–27.
7. *Elektricheskiye parametry protsessa vyplavki titanovykh shlakov* / Yu. V. Poplavsky i dr. // Naukovi pratsi ZGIA «Metalurgiya». — 2009. — Vyp. 20. — S. 51–55.

### ВИПЛАВКА ТИТАНОВОГО ШЛАКУ ДЛЯ ВИКОРИСТАННЯ У ЗВАРЮВАЛЬНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Ф. К. Біктагіров, В. О. Шаповалов, О. В. Гнатушенко, А. П. Ігнатов, М. В. Скорина, О. В. Веретільник

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

03680, г. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Досліджено особливості виплавки титанового шлаку для використання у зварювальному виробництві із ільменітового концентрату як заміника рутилового. Показано, що для забезпечення стабільного фазового складу одержуваного титанового шлаку, що виключає саморозсіпання, необхідно підтримувати залишкову кількість оксидів заліза в ньому на рівні 5,0 мас. %. Випробувано двохстадійний спосіб отримання титанового шлаку із попереднім твердофазним відновленням заліза на першій стадії. Отримано титановий шлак, що містить 80...85 % оксиду титану, придатний для використання в якості заміника рутилового концентрату при виробництві електродів для зварювання вуглецевих і низьколегованих сталей. Бібліогр. 5, табл. 5, іл. 1.

**Ключові слова:** зварювальні електроди; рутиловий концентрат; ільменітовий концентрат; плавка; твердофазне відновлення; титановий шлак; хімічний склад

### MELTING OF TITANIUM SLAG FOR USE IN WELDING PRODUCTION

F.K. Baktigirov, V.A. Shapovalov, A.V. Gnatushenko, A.P. Ignatov, N.V. Skorina, A.V. Veretilnik

E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Peculiarities of melting of titanium slag from ilmenite concentrate as a substitute for rutile one for applying in welding production are investigated. It is shown that to provide a stable phase composition of the produced titanium slag, avoiding the self-dispersal, it is necessary to maintain a residual amount of iron oxides in it at the level of 5.0 wt.%. Two-stage method of producing the titanium slag with a preliminary hard-phase recovery of iron at the first stage was tested. The titanium slag was produced, containing 80...85 % of titanium oxide, suitable for application in the substitution of rutile concentrate in manufacture of electrodes for welding carbon and low-alloy steels. Ref. 5, Tables 5, Figure 1.

**Key words:** welding electrodes; rutile concentrate; ilmenite concentrate; melting; hard-phase recovery; titanium slag; chemical composition

Поступила 15.02.2017



**ПЛАЗМЕННО-ИНДУКЦИОННОЕ ВЫРАЩИВАНИЕ ПРОФИЛИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ.** — Киев: Наукова думка, 2016. — 220 с.

В монографии рассмотрены научные и прикладные аспекты выращивания монокристаллов тугоплавких металлов с применением плазменного и индукционного источников нагрева. Приведены наиболее распространенные методы их получения и установки для выращивания. Показаны преимущества комбинированного плазменно-индукционного нагрева в технике выращивания крупных профилированных монокристаллов тугоплавких металлов, в частности вольфрама и молибдена.

Для научных и инженерно-технических работников, специализирующихся в области физики металлов, металлургии и исследования тугоплавких металлов, а также аспирантов и студентов высшей школы соответствующих специальностей.

*Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала*

# ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЛЕКСНОЙ РАСЧЕТНО-АНАЛИТИЧЕСКОЙ МЕТОДИКИ ДЛЯ МНОГОКРИТЕРИАЛЬНОЙ ОПТИМИЗАЦИИ СОСТАВОВ ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

С. В. Гайдук<sup>1</sup>, В. В. Кононов<sup>1</sup>, В. В. Куренкова<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Запорожский национальный технический университет.

690063, г. Запорожье, ул. Жуковского, 64. E-mail: rector@zntu.edu.ua

<sup>2</sup>ООО «Патон Турбайн Текнолоджиз».

03028, г. Киев, ул. Ракетная, 26. E-mail: vkurenkova@patontt.com

Разработана комплексная расчетно-аналитическая методика, включающая в алгоритм как традиционные методики, так и полученные математические регрессионные модели для прогнозирующих расчетов параметров, определяющих работоспособность литейных жаропрочных никелевых сплавов. Методика позволяет без проведения промежуточных экспериментов путем многокритериальной оптимизации состава проектировать новые композиции и модернизировать составы известных промышленных сплавов с требуемым уровнем служебных характеристик. Библиогр. 25, табл. 14, ил. 1.

*Ключевые слова:* жаропрочные никелевые сплавы; система легирования; критерии (параметры) работоспособности; многокритериальная оптимизация; регрессионное уравнение; регрессионная модель; комплексная расчетно-аналитическая методика

**Введение.** Наиболее перспективными материалами для высокотемпературного применения в газотурбостроении являются литейные жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС). В настоящее время в мире разработаны и применяются, как базовые сплавы для компонентов горячего тракта газотурбинных двигателей (ГТД), сплавы равноосной кристаллизации, направленной кристаллизации и монокристалльные суперсплавы пяти поколений. При разработке новых составов определение эмпирическим путем оптимального химического состава, обеспечивающего требуемый комплекс служебных свойств, достаточно наукоемкая задача, требующая больших временных и финансовых затрат. Поэтому такой подход как «метод проб и ошибок» применительно к сложнолегированным композициям никелевых сплавов типа ЖС практически себя исчерпал [1–3].

Применение для этих целей методов математического планирования эксперимента позволило существенно сократить количество непосредственно изучаемых композиций разрабатываемого сплава, но при этом общее число опытных плавок для нахождения оптимального состава сплава достаточно велико. Вместе с тем, для широкого номенклатурного ряда литейных ЖНС традиционные методы не достаточно полно и универсально отражают влияние химического состава на те или иные свойства, что требует новых концептуаль-

ных подходов при разработке материалов данного класса. В последнее время получили широкое развитие методы компьютерного проектирования сплавов [1–9], в основу которых положены известные регрессионные уравнения (РУ) типа «состав–свойство». Однако следует отметить, что остается до конца невыясненным вопрос в подходе к многокритериальной оптимизации состава сложнолегированных композиций литейных ЖНС, обеспечивающей требуемый уровень служебных характеристик. Дальнейшее развитие научных принципов легирования ЖНС и совершенствование методов их проектирования реализуется с использованием компьютерных технологий [1–8, 10–19], которые становятся необходимым инструментом для материаловедов при разработке современных жаропрочных материалов. По существу, традиционный метод «проб и ошибок» заменяется экономичным экспрессным методом «делай правильно с первого раза», что позволяет не только находить новые перспективные композиции, но и модернизировать химические составы известных промышленных серийных марок [1–4, 6–9].

Цель настоящей работы — разработка экспрессной комплексной расчетно-аналитической методики (КРАМ) для проектирования литейных ЖНС, включающей в алгоритм как традиционные методики, так и полученные математические регрессионные модели, позволяющие с высокой степенью достоверности проводить прогнозирую-

щие расчеты по группам важнейших параметров, определяющих работоспособность материалов данного класса.

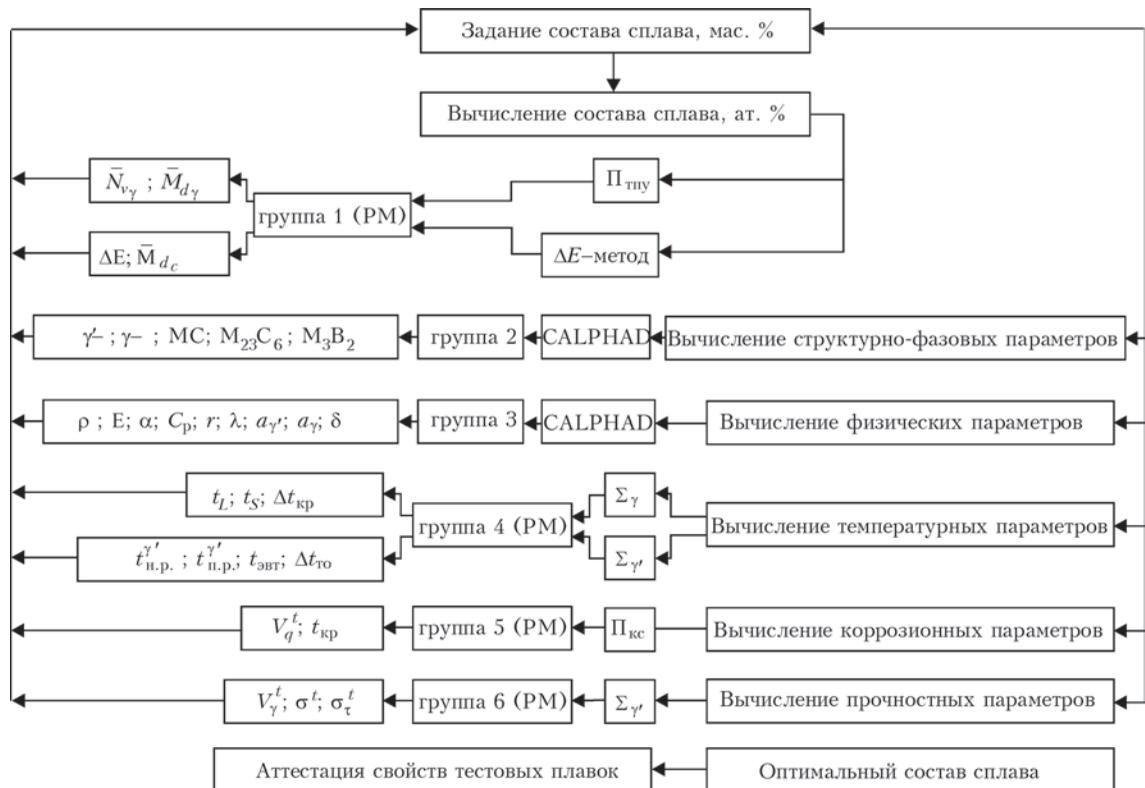
С целью получения прогнозирующих универсальных математических регрессионных моделей (PM) для расчета параметров работоспособности сформирована и обработана база экспериментальных данных широкого номенклатурного ряда литейных ЖНС. Это результаты исследований более 100 композиций серийных отечественных и зарубежных литейных ЖНС с различными схемами легирования, с их экспериментальными значениями структурно-фазовых, физических, температурных, прочностных и коррозионных характеристик [1–3, 9–12], а также значениями параметров (критериев) структурной стабильности, полученных традиционными методиками Phasomp [5, 9], New Phasomp [13],  $\Delta E$ -метод [14, 15].

После математической обработки большого массива экспериментальной базы данных сделана выборка из 32-х наиболее известных промышленных отечественных и зарубежных литейных ЖНС, представляющих 5 поколений сплавов (TMS-71, ЗМИ-3У, CMSX-10, ЖС-32, ЖС-6К, ЖС-6У, ЖС-26, ЧС-70, ВЖМ1, ВЖМ4, ЖСЗЛС, ЖС-32Э, ВЖЛ12Э, CMSX-4, IN-939, GTD-111, IN-738LC, U-500, U-700, Rene N5, Rene N6, CM186LC, CM247LC, Rene 80, PWA1422, PWA1480, ЖСКС-1, ЖСКС-2, CMSX-11В, CMSX-11С, TMS-162,

TMS-196). Выборку сплавов осуществляли с позиций предоставления химических составов с различными системами легирования, охватывающих широкий диапазон по содержанию основных элементов, мас. %: C = 0...0,18; Cr = 2,0...22,5; Co = 3,0...19,0; Al = 1,9...6,2; Ti = 0...5; Mo = 0...6,4; W = 0...12,0; Nb = 0...1,6; Ta = 0...12,0; Hf = 0...1,5; V = 0...1,0; Re = 0...9,0; Ru = 0...6,0, а также экспериментальных данных по группам параметров исследуемых ЖНС [1–3, 9–11].

**Анализ результатов.** В работах [16–23] сформулированы основные концептуальные подходы и принципы к разработке алгоритма методики КРАМ при проектировании литейных ЖНС с требуемым уровнем служебных свойств путем многокритериальной оптимизации состава. На основе обработки большой экспериментальной базы данных литейных ЖНС обоснованы основные критерии (параметры), обеспечивающие их работоспособность. Основные параметры работоспособности литейных ЖНС разделены на 6 основных групп: 1 — параметры структурной стабильности; 2 — структурно-фазовые; 3 — физические; 4 — температурные; 5 — коррозионные; 6 — прочностные.

На рисунке представлен общий алгоритм разработанной методики КРАМ для проектирования литейных ЖНС с требуемым уровнем служебных свойств, включающий наряду с известными методи-



Общий алгоритм компьютерного расчета разработанной методики КРАМ для проектирования литейных ЖНС с требуемым уровнем служебных характеристик

**Таблица 1. Математические регрессионные модели для расчета параметров структурной стабильности литейных ЖНС, ат. %**

Расчетный параметр	Условия стабильности	Коэффициент детерминированности, R <sup>2</sup>	Вид РМ (группа 1)
$\Pi_{\text{тн}}$	–	–	$\Pi_{\text{тн}} = [\text{Cr}/(\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W})]$
$\bar{N}_{\gamma}$	$\leq 2,45$	0,9112	$N_{\gamma} = 1,7346 (\Pi_{\text{тн}}) + 0,7593$
$Md_{\gamma}$	$\leq 0,93$	0,9813	$Md_{\gamma} = 0,0975 (N_{\gamma}) + 0,6941$
$\Delta E$	$0,00 \pm 0,04$	–	$\Delta E = \sum E_i C_i - 0,036 \sum A_i C_i - 6,28$
$Md_{\epsilon}$	$0,980 \pm 0,008$	0,9886	$Md_{\epsilon} = 0,1879 (\Delta E) + 0,9803$

ками полученные группы РМ для прогнозирующих расчетов важнейших параметров литейных ЖНС.

Основные контролируемые параметры для многокритериальной оптимизации состава при проектировании литейных ЖНС следующие: суммарное количество электронных вакансий в  $\gamma$ -твердом растворе,  $N_{\gamma}$ ; суммарное количество валентных электронов в  $\gamma$ -твердом растворе,  $Md_{\gamma}$ ; параметр дисбаланса системы легирования,  $\Delta E = \pm 0,04$ ; суммарное количество валентных электронов в сплаве,  $Md_{\epsilon}$ ; удельная плотность сплава,  $\rho$  (г/см<sup>3</sup>); мисфит  $\delta = 2(a_{\gamma'} - a_{\gamma}) / (a_{\gamma'} + a_{\gamma})$  (%); температура солидус,  $t_s$  (°C); температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы,  $t'_{\text{п.р.}}$  (°C); температура локального плавления эвтектики,  $t'_{\text{эвт}}$  (°C); средняя скорость коррозии,  $v'_q$  (г/м<sup>2</sup>·с); количество упрочняющей  $\gamma'$ -фазы,  $V'_{\gamma'}$  (мас. %); предел кратковременной прочности,  $\sigma'_B$  (МПа); предел длительной прочности,  $\sigma'_T$  (°C) (МПа).

Анализ экспериментальных данных, полученных в отечественной и зарубежной практике на широком спектре промышленных литейных ЖНС, позволил установить зависимость целого ряда групп важнейших характеристик от минимально легирующих комплексов внутри общего химического состава литейных ЖНС. Такими характеристиками сплавов могут выступать: суммарное содержание  $\gamma$ -твердорастворных упрочнителей ( $\Sigma_{\gamma}$ ) и  $\gamma'$ -образующих ( $\Sigma_{\gamma'}$ ) элементов [20], объемное количество ( $V_{\gamma'}$ )  $\gamma'$ -фазы [21], параметр коррозии ( $\Pi_{\text{к}}$ ) [22] и параметры структурной стабильности  $\bar{N}_{\gamma}$ ,  $\bar{M}d_{\gamma}$ ,  $\bar{M}d_{\epsilon}$ ,  $\Delta E$  [23].

**Таблица 2. Значения параметров структурной стабильности для сплава ЗМИ-3У**

Сплав ЗМИ-3У	$\Pi_{\text{тн}}$	$N_{\gamma}$	$Md_{\gamma}$	$\Delta E$	$Md_{\epsilon}$
Расчет по РМ	0,8421	2,2200	0,9106	+0,0362	0,9871
Phacompr	–	2,1431	–	–	–
New Phacompr	–	–	0,9065	–	0,9833
$\Delta E$ -метод	–	–	–	+0,0362	–

В результате математической обработки массива экспериментальных данных по классу литейных ЖНС с разными системами многокомпонентного легирования получен ряд универсальных расчетных прогнозирующих РМ для каждой группы параметров, которые представляют собой зависимости типа состав–свойство или параметр–свойство.

Математическую обработку расчетных данных по параметрам группы 1 (структурная стабильность) проводили известными методами [5, 9, 10, 13–15], групп 2 и 3 (структурно-фазовые и физические) — CALPHAD-методом [16, 17]. Математическая обработка экспериментальных данных по параметрам групп 4, 5 и 6 (температурным, коррозионным и прочностным) проводили в программном комплексе EXCEL с помощью прикладного пакета «Регрессионный анализ». Это позволило построить графики функций (линии трендов) и получить математические уравнения РМ, которые для каждой конкретной группы оптимально описывают зависимость параметров от величины определенного минимально легирующего комплекса. Полученные универсальные РМ позволяют с высокой степенью достоверности проводить прогнозирующие расчеты для соответствующих групп параметров при проектировании как новых сплавов, так и модернизации составов серийных промышленных марок.

При математической обработке данных химического состава  $\gamma$ -твердых растворов исследованных литейных ЖНС традиционными методами PHACOMP [5, 9], New PHACOMP [13] получены РМ для расчета параметров их структурной стабильности  $\bar{N}_{\gamma}$ ,  $\bar{M}d_{\gamma}$  [23]. Обработка данных по параметру дисбаланса системы легирования исследованных литейных ЖНС известным  $\Delta E$ -методом [14, 15] дала возможность получить РМ для расчета параметра структурной стабильности  $\bar{M}d_{\epsilon}$  по величине параметра  $\Delta E$  [23]. В табл. 1 представлены полученные математические РМ для расчета параметров (группа 1) структурной стабильности  $\bar{N}_{\gamma}$ ,  $\bar{M}d_{\gamma}$  по величине отношения  $\text{Cr}/\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W} = \Pi_{\text{тн}}$ , а параметра  $\bar{M}d_{\epsilon}$  по величине дисбаланса системы легирования  $\Delta E$ , апробированные на исследованных литейных ЖНС.

Зависимости параметров структурной стабильности (группа 1)  $\bar{N}_{\gamma}$ ,  $\bar{M}d_{\gamma}$  от величины соотношения элементов в сплаве  $[\text{Cr}/\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W}] = \Pi_{\text{тн}}$  (ат. %), а также параметра  $\bar{M}d_{\epsilon}$  от

Таблица 3. Химический состав сплава ЗМИ-3У среднего уровня легирования, мас. %

C	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	B	Y	Ni
0,11	5,0	13,3	3,4	4,8	0,8	7,3	0,015	0,03	Основа

Таблица 4. Сравнительные данные расчетных и экспериментальных значений структурно-фазовых параметров для сплава ЗМИ-3У, мас. %

Тип фаз	Количество фаз		Расчетный химический состав фаз при 20 °С									
	расчетное	экспериментальное	C	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	B	Y	Ni
γ-	46,07	–	–	9,17	26,05	0,35	0,06	0,52	7,63	–	–	56,22
γ'-	50,90	44...52	–	2,39	2,09	5,62	8,21	0,03	5,65	–	–	76,01
MC	0,80	0,9	15,13	–	0,73	–	57,69	0,16	26,29	–	–	–
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	2,05	1,9	5,10	1,01	71,54	–	–	13,45	5,13	–	–	3,77
M <sub>3</sub> B <sub>2</sub>	0,18	0,2	–	–	21,84	–	–	63,88	6,02	8,08	–	0,18

Таблица 5. Сравнительные данные расчетных и экспериментальных значений физических параметров для сплава ЗМИ-3У при 20 °С

Значения параметров	ρ, г/см <sup>3</sup>	E, ГПа	α · 10 <sup>6</sup> , 1/К	C <sub>p</sub> , Дж/г·К	r · 10 <sup>6</sup> , Ом·м	λ, Вт/м·К	a <sub>γ</sub> , А°	a <sub>γ'</sub> , А°	δ, %
Расчетные	8,29	212,5	12,23	0,430	0,151	10,42	3,5850	3,5780	–0,20
Экспериментальные	8,28	224,0	12,20	0,436	0,148	8,6	3,5874	3,5770	–0,29

Примечание. ρ — удельная плотность; E — модуль упругости Юнга; α — коэффициент термического расширения; C<sub>p</sub> — удельная теплоемкость; r — удельное электросопротивление; λ — теплопроводность; a<sub>γ</sub> — параметр кристаллической решетки γ'-фазы; a<sub>γ'</sub> — параметр кристаллической решетки γ-твердого раствора; δ — размерное несоответствие параметров кристаллических решеток γ- и γ'-фаз (мисфит).

величины дисбаланса системы легирования ΔE в исследованных ЖНС наиболее оптимально описываются линейной функцией, имеющей общий вид:  $y = ax + b$  (табл. 1). Для конкретного промышленного сплава ЗМИ-3У расчет параметров структурной стабильности (группа 1) по РМ сравнивали с данными, полученными традиционными методами Phasomp, New Phasomp и ΔE-метода (табл. 2) [24].

Расчеты структурно-фазовых и физических параметров проводили с помощью метода CALPHAD [16, 21]. Данный тип термодинамических расчетов позволил установить связь между химическим составом сплава и фазовым, а также физическими параметрами (плотность, модуль упругости, теплопроводность, электрическое сопротивление, мисфит и др.).

Значения термодинамических расчетов структурно-фазовых (группа 2) и физических (группа 3) параметров, полученных CALPHAD-методом с помощью компьютерного моделирования процессов нагрева и охлаждения (кристаллизации), в сравнении с экспериментальными данными представлены в табл. 3–5. Они приведены для промышленного сплава ЗМИ-3У среднего уровня

легирования, взятого в качестве наглядного примера [24], и это позволило спрогнозировать его наиболее вероятный фазовый и химический составы и количество фаз.

Регрессионные модели для расчета температурных параметров (группа 4), полученных на основе

Таблица 6. Математические регрессионные модели для расчета температурных параметров литейных ЖНС

Расчетный параметр	Коэффициент детерминированности, R <sup>2</sup>	Вид РМ (группа 4)
Σ C <sub>i</sub> <sup>γ</sup> , мас. %	–	Σ C <sub>i</sub> <sup>γ</sup> = Mo + W + Ta + Re + Ru
t <sub>L</sub> , °С	0,9801	t <sub>L</sub> = 5,5572 (Σ C <sub>i</sub> <sup>γ</sup> ) + 1309,3
t <sub>S</sub> , °С	0,9816	t <sub>S</sub> = 8,7819 (Σ C <sub>i</sub> <sup>γ</sup> ) + 1189,6
Σ C <sub>i</sub> <sup>γ'</sup> , мас. %	–	Σ C <sub>i</sub> <sup>γ'</sup> = Al + Ti + Nb + Ta + Hf
t <sub>энт</sub> , °С	0,9563	t <sub>энт</sub> = 16,059 (Σ C <sub>i</sub> <sup>γ'</sup> ) + 1101,8
t <sub>п.р.</sub> <sup>γ'</sup> , °С	0,9715	t <sub>п.р.</sub> <sup>γ'</sup> = 25,073 (Σ C <sub>i</sub> <sup>γ'</sup> ) + 955,01
t <sub>п.р.</sub> <sup>γ</sup> , °С	0,9691	t <sub>п.р.</sub> <sup>γ</sup> = 3,0087 (Σ C <sub>i</sub> <sup>γ'</sup> ) + 818,49

Таблица 7. Сравнительные данные расчетных и экспериментальных значений температурных параметров для сплава ЗМИ-3У, °С

Значения параметров	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$t_L$	$t_S$	$\Delta t_{кр} = t_L - t_S$	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$t_{эвт}$	$t'_{н.п.}$	$t'_{н.р.}$	$\Delta t_{то} = t_{эвт} - t'_{н.р.}$
Расчетные по РМ	8,1	1354,3	1260,7	93,6	8,2	1233,5	1160,6	843,2	72,9
Экспериментальные	8,1	1350,0	1255,0	95,0	8,2	1235,0	1167,0	—	68,0

Таблица 8. Математические модели для расчета средней скорости коррозии  $v_q^t$  и критической температуры  $t_{кр}$  коррозии для литейных ЖНС

Расчетный параметр, г/м <sup>2</sup> ·с	Коэффициент детерминированности, R <sup>2</sup>	Вид РМ (группа 5)
$P_{кк}$	—	$P_{кк} = \sqrt{Cr}$ (Ti/Al)
$v_q^{800} \cdot 10^4$	0,9187	$v_q^{800} \cdot 10^4 = 17,076 \exp^{-0,9364 \cdot P_{кк}}$
$v_q^{850} \cdot 10^3$	0,9123	$v_q^{850} \cdot 10^3 = 27,645 \exp^{-0,8792 \cdot P_{кк}}$
$v_q^{900} \cdot 10^3$	0,9374	$v_q^{900} \cdot 10^3 = 76,395 \exp^{-0,8034 \cdot P_{кк}}$
$v_q^{950} \cdot 10^3$	0,9293	$v_q^{950} \cdot 10^3 = 94,478 \exp^{-0,7229 \cdot P_{кк}}$
$t_{кр}, ^\circ C$	0,9806	$t_{кр} = 677,22 (P_{кк})^{0,1405}$

Таблица 9. Сравнительные значения расчетных и экспериментальных значений коррозионных параметров (г/м<sup>2</sup>·с) при разных температурах для сплава ЗМИ-3У

Значения параметров	$P_{кк}$	$v_q^{800} \cdot 10^4$	$v_q^{850} \cdot 10^3$	$v_q^{900} \cdot 10^3$	$v_q^{950} \cdot 10^3$	$t_{кр}, ^\circ C$
Расчетные по РМ	5,15	0,14	0,30	1,22	2,28	852,6
Экспериментальные	—	0,10	0,15	1,14	1,85	~ 850

математической обработки экспериментальных данных исследованных ЖНС методом дифференциального термического анализа (ДТА), представлены в табл. 6. [20], а данные расчетных значений температурных параметров по РМ (табл. 6) в срав-

нении с экспериментальными данными для сплава ЗМИ-3У [24] — в табл. 7.

Из табл. 6 следует, что зависимость температур ликвидус  $t_L$  и солидус  $t_S$  от суммы  $\gamma$ -твердорастворных упрочнителей  $\Sigma C_i^{\gamma'}$ , а также температур начала оплавления эвтектики  $\gamma/\gamma' t_{эвт}$ , начала  $t'_{н.п.}$  и полного растворения  $t'_{н.р.}$  основной упрочняющей  $\gamma'$ -фазы от суммы  $\gamma'$ -образующих элементов  $\Sigma C_i^{\gamma'}$  (группа 4) хорошо коррелируют и оптимально описываются линейной функцией, имеющей общий вид  $y = ax + b$ .

Математические РМ для расчета средней скорости коррозии  $v_q^t$  и критической температуры  $t_{кр}$  (группа 5) по величине параметра коррозии  $P_{кк}$  представлены в табл. 8. РМ были получены ранее в результате математической обработки базы экспериментальных данных и апробированы на исследованных ЖНС [22].

Известно [5, 9, 10–12], что зависимость коррозионных процессов от температуры описывается общим экспоненциальным уравнением вида  $\bar{V}q = v_0 \exp^{-Q/RT}$ . Наиболее оптимально зависимость средней скорости коррозии  $v_q^t$  (группа 5) от параметра коррозии  $P_{кк}$  исследованных ЖНС при разных температурах описывается экспоненциальной функцией, имеющей общий вид  $y = a \exp^{-bx}$ , а зависимость критической температуры коррозии  $t_{кр}$  (группа 5) от величины параметра коррозии  $P_{кк}$  исследованных литейных ЖНС степенной функцией, имеющей общий вид  $y = ax^b$  (табл. 8).

Таблица 10. Математические модели для расчета количества основной упрочняющей фазы  $V_{\gamma'}$  в литейных ЖНС при разных температурах

Расчетный параметр, мас. %	Коэффициент детерминированности, R <sup>2</sup>	Вид РМ (группа 6)
$\Sigma C_i^{\gamma'}$	—	$\Sigma C_i^{\gamma'} = Al + Ti + Nb + Ta + Hf$
$V_{\gamma'}^{20}$	0,9671	$V_{\gamma'}^{20} = -0,1028 (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 5,0757 (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 16,209$
$V_{\gamma'}^{800}$	0,9665	$V_{\gamma'}^{800} = -0,4437 (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 12,769 (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 26,493$
$V_{\gamma'}^{900}$	0,9677	$V_{\gamma'}^{900} = -0,3556 (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,892 (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 21,033$
$V_{\gamma'}^{1000}$	0,9686	$V_{\gamma'}^{1000} = -0,2879 (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,259 (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 30,409$

В табл. 9 приведены сравнительные результаты расчетов средней скорости коррозии  $v_q^t$  для температур 800, 850, 900 и 950 °С, а также критической температуры коррозии  $t_{кр}$  (группа 5), которые проводили по апробированному математическим РМ, в сравнении с экспериментальными данными для сплава ЗМИ-3У [24].

РМ для расчета количества основной упрочняющей  $\gamma'$ -фазы  $V_{\gamma'}^t$  (группа 6) при разных температурах, полученные в результате математической обработки экспериментальных данных исследованных литейных ЖНС при-

ведены в табл. 10. Из таблицы видно, что зависимость количества основной упрочняющей  $\gamma'$ -фазы  $V_{\gamma'}^t$  (группа б) от суммарного содержания  $\gamma'$ -образующих элементов  $\Sigma C_i^{\gamma'}$  при разных температурах в исследованных ЖНС наиболее оптимально описывается квадратичной функцией, имеющей вид  $y = -ax^2 + bx + c$  (квадратичный полином второй степени).

РМ для расчета предела кратковременной прочности  $\sigma_B^t$  (группа б) (табл. 11) и предела 100- и 1000-часовой длительной прочности  $\sigma_{100}^t$  (группа б) (табл. 12) определяли по количеству основной упрочняющей  $\gamma'$ -фазы  $V_{\gamma'}^t$  для нормальной и повышенных температур, полученных в результате математической обработки экспериментальных данных и апробированных на исследованных литейных ЖНС [21].

Зависимость пределов кратковременной  $\sigma_B^t$  и длительной  $\sigma_{100}^t$  прочности от количества основной упрочняющей  $\gamma'$ -фазы  $V_{\gamma'}^t$  при разных температурах наиболее оптимально описывается линейной функцией, имеющей вид  $y = ax + b$ .

Для сплава ЗМИ-3У расчетные значения количества основной упрочняющей фазы  $V_{\gamma'}^t$ , а также пределов кратковременной  $\sigma_B^t$  и длительной  $\sigma_{100}^t$  прочности (группа б), которые определялись по полученным математическим регрессионным моделям, были достаточно близки к экспериментальным данным (табл. 13, 14) [24].

Таким образом, в разработанной экспрессной методике КРАМ реализован новый концептуальный подход, включающий в алгоритм наряду с традиционными методами ряд полученных математических РМ, позволяющих достоверно

**Таблица 11. Математические модели для расчета предела кратковременной прочности  $\sigma_B^t$  по количеству упрочняющей фазы  $V_{\gamma'}^t$  литейных ЖНС**

Расчетный параметр, МПа	Коэффициент детерминированности, R <sup>2</sup>	Вид РМ (группа б)
$\sigma_B^{20}$	0,9479	$\sigma_B^{20} = 16,625 (V_{\gamma'}^{20}) + 72,049$
$\sigma_B^{800}$	0,9517	$\sigma_B^{800} = 8,432 (V_{\gamma'}^{800}) + 493,67$
$\sigma_B^{900}$	0,9857	$\sigma_B^{900} = 13,331 (V_{\gamma'}^{900}) + 131,60$
$\sigma_B^{1000}$	0,9461	$\sigma_B^{1000} = 9,0038 (V_{\gamma'}^{1000}) + 164,07$

**Таблица 12. Математические модели для расчета 100- и 1000-часовой длительной прочности  $\sigma_{100}^t$  и  $\sigma_{1000}^t$  по количеству фазы  $V_{\gamma'}^t$  в литейных ЖНС**

Расчетный параметр, МПа	Коэффициент детерминированности, R <sup>2</sup>	Вид РМ ( группа б)
$\sigma_{100}^{800}$	0,9859	$\sigma_{100}^{800} = 8,3257 (V_{\gamma'}^{800}) + 127,09$
$\sigma_{100}^{900}$	0,9802	$\sigma_{100}^{900} = 9,4593 (V_{\gamma'}^{900}) - 99,463$
$\sigma_{100}^{1000}$	0,9875	$\sigma_{100}^{1000} = 5,7086 (V_{\gamma'}^{1000}) - 56,666$
$\sigma_{1000}^{800}$	0,9645	$\sigma_{1000}^{800} = 7,7537 (V_{\gamma'}^{800}) + 1,4101$
$\sigma_{1000}^{900}$	0,9692	$\sigma_{1000}^{900} = 9,5859 (V_{\gamma'}^{900}) - 231,47$
$\sigma_{1000}^{1000}$	0,9650	$\sigma_{1000}^{1000} = 5,3733 (V_{\gamma'}^{1000}) - 141,95$

проводить прогнозирующие расчеты важнейших параметров, определяющих работоспособность

**Таблица 13. Сравнительные данные расчетных и экспериментальных значений предела кратковременной прочности  $\sigma_B^t$  для сплава ЗМИ-3У**

Значения параметров	Количество $\gamma'$ -фазы $V_{\gamma'}^t$ , мас. %					$\sigma_B^t$ , МПа			
	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$V_{\gamma'}^{20}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$	$\sigma_B^{20}$	$\sigma_B^{800}$	$\sigma_B^{900}$	$\sigma_B^{1000}$
Расчетные по РМ	8,2	50,9	48,4	44,4	34,4	918,6	901,6	723,1	473,4
Экспериментальные	8,2	44...52	-	-	-	920	900	-	-

**Таблица 14. Сравнительные данные расчетных и экспериментальных значений пределов  $\sigma_{100}^t$  и  $\sigma_{1000}^t$  длительной прочности для сплава ЗМИ-3У**

Значения параметров	Количество $\gamma'$ -фазы $V_{\gamma'}^t$ , мас. %				$\sigma_{100}^t$ , МПа					
	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$	$\sigma_{100}^{800}$	$\sigma_{1000}^{800}$	$\sigma_{100}^{900}$	$\sigma_{1000}^{900}$	$\sigma_{100}^{1000}$	$\sigma_{1000}^{1000}$
Расчетные по РМ	8,2	48,38	44,37	34,36	509,9	376,5	320,2	193,9	139,4	42,6
Экспериментальные	8,2	-	-	-	491	392	300	199	-	-

литейных ЖНС. Экспрессный метод КРАМ позволяет проектировать литейные ЖНС с требуемым уровнем служебных характеристик путем многокритериальной оптимизации химического состава, без проведения многочисленных промежуточных экспериментов.

### Выводы

1. Сравнительный анализ полученных результатов параметров структурной стабильности (группа 1) для литейных ЖНС показал, что полученные математические РМ можно с высокой степенью достоверности применять для прогнозирующих расчетов критериев  $\bar{N}_{\gamma}$  и  $\bar{M}d_{\gamma}$  взамен традиционных методов PHACOMP и New PHACOMP. Показана возможность применения  $\Delta E$ -метода для расчета параметра  $\bar{M}d_{\gamma}$ .

2. По структурно-фазовому составу (группа 2), а также физическим параметрам (группа 3) исследованных литейных ЖНС сравнительный анализ экспериментальных данных показал принципиальную возможность использования расчетных данных, полученных методом CALPHAD.

3. Сравнительный анализ экспериментальных данных показал, что полученные группы математических РМ можно применять с высокой степенью достоверности для прогнозирующих расчетов температурных, коррозионных и прочностных параметров (группы 4, 5 и 6) при проектировании литейных ЖНС.

4. Показан новый концептуальный подход к многокритериальной оптимизации составов при проектировании литейных ЖНС с необходимым уровнем служебных характеристик, реализованный в разработанной экспрессной методике КРАМ.

### Список литературы

1. Каблов Е. Н. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина: науч.-техн. сб.: к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина; под ред. Е. Н. Каблова. — М.: Наука, 2006. — 272 с.
2. Каблов Е. Н. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932–2007 / Юбилейный науч.-техн. сб. под ред. Е. Н. Каблова. — М.: ВИАМ, 2007. — 439 с.
3. Шалин Р. Е. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Шалин Р. Е. и др. — М.: Машиностроение, 1997. — 336 с.
4. Phase calculation and its use in alloy design program for nickel-base superalloys / H. Harada et al. // Superalloys: A publ. of the Met. Soc. of AIME (USA). Champion (Pennsylvania) TMS. — 1988. — P. 733–742.
5. Симс Ч. Т., Столофф Н. С., Хагелъ У. К. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок; пер. с англ.: в 2-х кн.: под ред. Р. Е. Шалина. — М.: Metallurgy, 1995. — 384 с.

6. Логунов А. В., Шмотин Ю. Н., Данилов Д. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть II // Технология металлов. — 2014. — № 6. — С. 3–10.
7. Логунов А. В., Шмотин Ю. Н., Данилов Д. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть III // Там же. — 2014. — № 7. — С. 3–11.
8. Логунов А. В., Шмотин Ю. Н., Данилов Д. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Часть I // Там же. — 2014. — № 5. — С. 3–9.
9. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции / Д. Котсорадис и др.; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. — М.: Metallurgy, 1981. — 480 с.
10. Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии (ВТК) / А. Д. Коваль и др. — Запорож. машиностр. ин-т, 1990. — 56 с. — (Препринт / КИЕВ УМК ВО; ЗМИ 1990).
11. Никитин В. И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин. — Л.: Машиностроение, 1987. — 272 с.
12. Никитин В. И., Ревзюк М. Б., Комисарова И. П. Влияние состава никелевых сплавов на их коррозионную стойкость в золе газотурбинного топлива // Труды ЦКТИ им. И. И. Ползунова. — 1978. — Вып. 158. — С. 71–74.
13. New PHACOMP and its application to alloy design / M. Morinaga et al. // Superalloys 1984, AIME, 1984. — P. 523–532.
14. Морозова Г. И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2012. — № 12. — С. 52–56.
15. Морозова, Г. И. Сбалансированное легирование жаропрочных никелевых сплавов // Металлы. — 1993. — № 1. — С. 38–41.
16. Saunders N., Fahrman M., Small C. J. The application of CALPHAD calculations to Ni-based superalloys // Superalloys 2000. — TMS. — Warrendale. — 2000. — P. 803.
17. Caron P. High  $\gamma'$ -solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications // Superalloys 2000. A Publ. of the TMS. Seven Springs Mountain Resort in Champion, Pennsylvania // Minerals, Metals & Materials Society. — 2000. — P. 737–746.
18. Жуков А. А., Смирнова О. А. Оценка температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы жаропрочных никелевых сплавов на основе анализа двойных диаграмм состояния // Заготовительные производства в машиностроении. — 2004. — № 11. — С. 44–47.
19. Жуков А. А., Смирнова О. А. Оценка эксплуатационной пригодности жаропрочных сплавов для ГТД и ГТУ // Авиационно-космическая техника и технология. — 2005. — № 10. — С. 60–66.
20. Гайдук С. В., Кононов В. В., Куренкова В. В. Получение прогнозирующих математических моделей для расчета термодинамических параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов // Современная электрометаллургия. — 2015. — № 4. — С. 31–37.
21. Гайдук С. В., Тихомирова Т. В. Применение CALPHAD-метода для расчета количества  $\gamma'$ -фазы и прогнозирования длительной прочности литейных жаропрочных никеле-

- вых сплавов // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. — 2015. — № 6. — С. 64–68.
22. *Гайдук С. В., Кононов В. В., Куренкова В. В.* Регрессионные модели для прогнозирования коррозионных параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов // *Современная электрометаллургия*. — 2016. — № 3. — С. 51–56.
  23. *Гайдук С. В., Тихомирова Т. В.* Применение аналитических методов для расчета химического состава  $\gamma$ -,  $\gamma'$ -фаз и параметров фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов // *Авиационно-космическая техника и технология*. — 2015. — № 9. — С. 33–37.
  24. *Паспорт на жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ) / А. Д. Коваль и др.* — Запорожье, 1995. — 30 с.
  25. *Вертоградский В. А., Рыкова Т. П.* Исследование фазовых превращений в сплавах типа ЖС методом ДТА // *Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе*. — М.: Наука, 1984. — С. 223–227.
- References**
1. *Kablov Ye. N.* Liteynye zharoprochnye splavy. Effekt S. T. Kishkina: nauch.-tekhn. sb.: k 100-letiyu so dnya rozhdeniya S. T. Kishkina; pod red. Ye. N. Kablova. — М.: Nauka, 2006. — 272 s.
  2. *Kablov Ye. N.* 75 let. Aviatzionnye materialy. Izbrannye trudy VIAM 1932–2007 / Yubileyny nauch.-tekhn. sb. pod red. Ye. N. Kablova. — М.: VIAM, 2007. — 439 s.
  3. *Shalin R. Ye.* Monokristally nikelovykh zharoprochnykh spлавov / Shalin R. Ye. i dr. — М.: Mashinostroyeniye, 1997. — 336 s.
  4. *Phase calculation and its use in alloy design program for nickel-base superalloys / H. Harada et al.* // *Superalloys: A publ. of the Met. Soc. of AIME (USA). Champion (Pennsylvania) TMS*. — 1988. — P. 733–742.
  5. *Sims Ch. T., Stoloff N. S., Khagel U. K.* Supersplavy II. Zharoprochnye materialy dlya aerokosmicheskikh i promyshlennykh energoustanovok; per. s angl.: v 2-kh kn.: pod red. R. Ye. Shalina. — М.: Metallurgiya, 1995. — 384 s.
  6. *Logunov A. V., Shmotin Yu. N., Danilov D. V.* Metodologicheskiye osnovy avtomatizirovannogo proyektirovaniya zharoprochnykh spлавov na nikelovoy osnove. Chast II // *Tekhnologiya metallov*. — 2014. — № 6. — S. 3–10.
  7. *Logunov A. V., Shmotin Yu. N., Danilov D. V.* Metodologicheskiye osnovy avtomatizirovannogo proyektirovaniya zharoprochnykh spлавov na nikelovoy osnove. Chast III // *Tekhnologiya metallov*. — 2014. — № 7. — S. 3–11.
  8. *Logunov A. V., Shmotin Yu. N., Danilov D. V.* Metodologicheskiye osnovy avtomatizirovannogo proyektirovaniya zharoprochnykh spлавov na nikelovoy osnove. Chast I // *Tekhnologiya metallov*. — 2014. — № 5. — S. 3–9.
  9. *Zharoprochnye splavy dlya gazovykh turbin. Materialy mezhdunarodnoy konferentsii / D. Kotsoradis i dr.; per. s angl. pod red. R. Ye. Shalina.* — М.: Metallurgiya, 1981. — 480 s.
  10. *Nauchnye osnovy legirovaniya zharoprochnykh nikelovykh spлавov, stoykikh protiv vysokotemperaturnoy korrozii (VTK) / A. D. Koval i dr.* — Zaporozh. mashinostr. in-t, 1990. — 56 s. — (Preprint / KIEV UMK VO; ZMI 1990).
  11. *Nikitin V. I.* Korroziya i zashchita lopatok gazovykh turbin. — L.: Mashinostroyeniye, 1987. — 272 s.
  12. *Nikitin V. I., Revzyuk M. B., Komisarova I. P.* Vliyaniye sostava nikelovykh spлавov na ikh korrozionnyuyu stoykost v zole gazoturbinnogo topliva // *Trudy TsKTI im. I. I. Polzunova*. — 1978. — Vyp. 158. — S. 71–74.
  13. *New PHACOMP and its application to alloy design / M. Morinaga et al.* // *Superalloys 1984, AIME, 1984*. — P. 523–532.
  14. *Morozova G. I.* Kompensatsiya disbalansa legirovaniya zharoprochnykh nikelovykh spлавov // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. — 2012. — № 12. — S. 52–56.
  15. *Morozova G. I.* Sbalansirovannoye legirovaniye zharoprochnykh nikelovykh spлавov // *Metally*. — 1993. — № 1. — S. 38–41.
  16. *Saunders N., Fahrman M., Small C. J.* The Application of CALPHAD calculations to Ni-based superalloys // *Superalloys 2000*. — TMS. — Warrendale. — 2000. — P. 803.
  17. *Caron P.* High  $\gamma'$ -solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications // *Superalloys 2000. A Publ. of the TMS. Seven Springs Mountain Resort in Champion, Pennsylvania // Minerals, Metals & Materials Society*. — 2000. — P. 737–746.
  18. *Zhukov A. A., Smirnova O. A.* Otsenka temperatury polnogo rastvoreniya  $\gamma'$ -fazy zharoprochnykh nikelovykh spлавov na osnove analiza dvoynykh diagramm sostoyaniya // *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroyenii*. — 2004. — № 11. — S. 44–47.
  19. *Zhukov A. A., Smirnova O. A.* Otsenka ekspluatatsionnoy prirodnosti zharoprochnykh spлавov dlya GTD i GTU // *Aviatsionno-kosmicheskaya tekhnika i tekhnologiya*. — 2005. — № 10. — S. 60–66.
  20. *Gayduk S. V., Kononov V. V., Kurenkova V. V.* Polucheniye prognoziryushchikh matematicheskikh modeley dlya rascheta termodinamicheskikh parametrov liteynykh zharoprochnykh nikelovykh spлавov // *Sovremennaya elektrometallurgiya*. — 2015. — № 4. — S. 31–37.
  21. *Gayduk S. V., Tikhomirova T. V.* Primeneniye CALPHAD-metoda dlya rascheta kolichestva  $\gamma'$ -fazy i prognozirovaniya dlitelnoy prochnosti liteynykh zharoprochnykh nikelovykh spлавov // *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost*. — 2015. — № 6. — S. 64–68.
  22. *Gayduk S. V., Kononov V. V., Kurenkova V. V.* Regressiionnye modeli dlya prognozirovaniya korrozionnykh parametrov liteynykh zharoprochnykh nikelovykh spлавov // *Sovremennaya elektrometallurgiya*. — 2016. — № 3. — S. 51–56.
  23. *Gayduk S. V., Tikhomirova T. V.* Primeneniye analiticheskikh metodov dlya rascheta khimicheskogo sostava  $\gamma$ -,  $\gamma'$ -faz i parametrov fazovoy stabilnosti liteynykh zharoprochnykh nikelovykh spлавov // *Aviatsionno-kosmicheskaya tekhnika i tekhnologiya*. — 2015. — № 9. — S. 33–37.
  24. *Pasport na zharoprochny korrozionnostoyky nikelovy spлав ZMI-3U (KhN64VMKYuT) / A. D. Koval i dr.* — Zaporozhye, 1995. — 30 s.
  25. *Vertogradsky V. A., Rykova T. P.* Issledovaniye fazovykh prevrashcheny v splavakh tipa ZhS metodom DTA // *Zharoprochnye i zharostoykiye stali i splavy na nikelovoy osnove*. — М.: Nauka, 1984. — S. 223–227.

ЗАСТОСУВАННЯ КОМПЛЕКСНОЇ РОЗРАХУНКОВО-АНАЛІТИЧНОЇ МЕТОДИКИ  
ДЛЯ БАГАТОКРИТЕРІЙНОЇ ОПТИМІЗАЦІЇ СКЛАДІВ ЛИВАРНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

С. В. Гайдук<sup>1</sup>, В. В. Кононов<sup>1</sup>, В. В. Куренкова<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Запорізький національний технічний університет.

690063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64. E-mail:rector@zntu.edu.ua

<sup>2</sup>ТОВ «Патон Турбайн Текнолоджіс».

03028, м. Київ, вул. Ракетна, 26. E-mail: vkurenkova@patontt.com

Розроблена комплексна розрахунково-аналітична методика, що включає в алгоритм як традиційні методики, так і отримані регресійні моделі для прогнозуючих розрахунків важливіших параметрів, що визначають працездатність ливарних жароміцних нікелевих сплавів. Методика дозволяє без проведення проміжних експериментів шляхом багатокритерійної оптимізації складу проектувати нові композиції і модернізувати склади відомих промислових сплавів з необхідним рівнем службових характеристик. Бібліогр. 25, табл. 14, іл. 1.

**Ключові слова:** жароміцні нікелеві сплави; система легування; критерії (параметри) працездатності; багатокритерійна оптимізація; регресійне рівняння; регресійна модель; комплексна розрахунково-аналітична методика

APPLICATION OF INTEGRATED CALCULATION-ANALYTIC METHOD FOR MULTI-CRITERION  
OPTIMIZING OF COMPOSITIONS OF CASTING HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOYS

S.V. Gaiduk<sup>1</sup>, V.V. Kononov<sup>1</sup>, V.V. Kurenkova<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Zaporozhye National Technical University.

64 Zhukovsky Str., 690063, Zaporozhye, Ukraine. E-mail:rector@zntu.edu.ua

<sup>2</sup>Company «Paton Turbine Technologies».

26 Paketnaya Str., 03028, Kiev, Ukraine. E-mail: vkurenkova@patontt.com

An integrated calculation-analytical method was developed, which includes both the traditional methods, and also obtained regression models in the algorithm for forecasting calculation of parameters determining the serviceability of casting heat-resistant alloys. The method allows designing the new compositions and modifying the compositions of known industrial alloys with a required level of service characteristics by the multi-criterial optimizing of composition without carrying out the intermediate experiments. Ref. 25, Tables 14, Figure 1.

**Key words:** heat-resistant nickel alloys; alloying system; criteria (parameters) of serviceability; multi-criterial optimization; regression equation; regression model; integrated calculation-analytic method

Поступила 30.11.2016

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ  
ІНСТИТУТ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ім. Є. О. ПАТОНА НАНУ  
МІЖНАРОДНА АСОЦІАЦІЯ «ЗВАРЮВАННЯ»



**Міжнародна конференція  
ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ ТЕХНОЛОГІЇ – СЬОГОДЕННЯ І МАЙБУТНЄ**

Присвячується 100-річчю  
Національної академії наук України

5 – 6 грудня, 2018 р.  
Україна, м. Київ

Голова:  
академік НАН України Л. Лобанов

**НАУКОВІ НАПРЯМКИ КОНФЕРЕНЦІЇ**

- Технології, матеріали і обладнання для зварювання і споріднених процесів
- Міцність зварних конструкцій, теоретичні та експериментальні дослідження напружено-деформуючих станів та їх регулювання
- Вдосконалення зварних конструкцій, автоматизація їх розрахунку і проектування, оцінка і подовження ресурсу
- Нові конструкційні матеріали
- Неруйнівний контроль і технічна діагностика
- Інженерія поверхні
- Зварювання в медицині – технології, обладнання; наноматеріали і нанотехнології
- Проблеми екології зварювального виробництва
- Спеціальна електрометалургія
- Стандартизація, сертифікація продукції зварювального виробництва, підготовка і атестація спеціалістів

Відправлення тез доповідей для участі в роботі конференції – до 01.11.2017 р.

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України,  
вул. Казимира Малевича (Боженка), 11, м. Київ, 03680  
тел.: (38044) 200-60-16; 200-47-57; факс: (38044) 528-04-86  
E-mail: office@paton.kiev.ua  
www.paton.kiev.ua | www.patonpublishinghouse.com

## К 100-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ Г. Г. ЕФИМЕНКО



**30 января** исполнилось 100 лет со дня рождения выдающегося ученого, педагога и организатора образования в Украине Г. Г. Ефименко.

Георгий Григорьевич Ефименко родился в 1917 г. в г. Екатеринославе (сейчас Днепр). После окончания семилетней школы в 1931 г. вступил в школу ФЗУ Ме-

таллургического завода им. Петровского. После окончания ФЗУ (1933) работал электриком на этом же заводе. В 1935 г. вступил в Днепропетровский металлургический институт, который закончил (1940) по специальности «Металлургия чугуна» и получил направление на работу на Криворожский металлургический завод. Но суровое предвоенное время внесло свои коррективы в его планы.

Спустя две недели после защиты дипломного проекта Г. Г. Ефименко был уже на Западной Украине солдатом учебной батареи 23-го артиллерийского полка. В феврале 1941 г. его отправили на военно-политические курсы Киевского особого военного округа в г. Радомышль, а уже на третий день войны — в г. Киев, где он получил назначение на должность заместителя командира батареи по политической работе зенитно-артиллерийского полка, который защищал г. Киев.

В феврале 1943 г. направлен помощником начальника политотдела в 8-ю зенитно-артиллерийскую дивизию. Принимал участие в крупных операциях на Курской дуге, форсировании р. Днепр, освобождении г. Киева и Украины, форсировании р. Висла, откуда началась знаменитая Висло-Одерская операция с выходом на р. Одер в феврале-марте 1945 г., а уже в апреле — наступление на г. Берлин и его штурм.

В конце 1946 г. Г. Г. Ефименко был демобилизован в соответствии с постановлением об увольнении в запас специалистов народного хозяйства.

После демобилизации работал инженером-исследователем на кафедре металлургии чугуна Днепропетровского металлургического института, учился в аспирантуре. После защиты канди-

датской диссертации (1950) был рекомендован на должность директора Днепродзержинского металлургического института.

На 1955–1959 гг. приходится первый период деятельности Г. Г. Ефименко в должности первого заместителя министра в только что организованном Министерстве высшего образования УССР, к которому затем присоединили и среднее специальное образование. Это было время быстрого развития высших и средних учебных заведений, вызванного ускоренным экономическим ростом СССР и повышенной потребностью в специалистах. Тогда по инициативе и при активном участии Г. Г. Ефименко были организованы Алчевский горно-металлургический институт, филиалы крупных институтов в Кадиевке, Запорожье, Рубежном, Симферополе, Никополе, Кривом Роге, Виннице и других городах Украины. Впоследствии эти филиалы преобразованы в высшие учебные заведения.

Весь этот период Георгий Григорьевич работал по совместительству на кафедре металлургии чугуна и теории металлургических процессов Киевского политехнического института.

В 1959 г. Г. Г. Ефименко перешел работать доцентом на кафедру металлургии чугуна Днепропетровского металлургического института, где организовал единственную в стране Проблемную лабораторию подготовки металлургического сырья. На основе выполненных в лаборатории работ защитил докторскую диссертацию (1971). С 1970 г. работал ректором Днепропетровского металлургического института.

Научно-исследовательские работы Г. Г. Ефименко были направлены на решение основных проблем подготовки металлургического сырья, использования его в металлургических агрегатах и управления доменным процессом. Его исследования привели к созданию первых в мировой практике промышленных систем автоматического регулирования доменных процессов на металлургических заводах «Криворожсталь» и Мариупольском им. Ильича.

Широкий фронт исследований в Проблемной лаборатории подготовки металлургического сырья позволил значительно углубить и расширить

физико-химические основы спекания железорудных материалов.

Сотрудники лаборатории под руководством Г. Г. Ефименко разработали теорию спекания агломерата и окатышей в присутствующей жидкой фазе, вывели закономерности кристаллизации жидкой фазы, продемонстрировали большое значение поверхностных свойств жидкой фазы и магнетитовых добавок для производительности доменного процесса и качества продукции. В 1966–1970 гг. разработки по повышению прочности агломерата и окатышей были внедрены на Криворожском горно-обогатительном комбинате с экономическим эффектом около 1 млн руб. в год и заложены в проекты реконструкции агломерационных фабрик.

После работы ректором Днепропетровского металлургического института (около 10 лет) начинается второй, еще более продуктивный период деятельности Г. Г. Ефименко, когда он занимал должность министра высшего и среднего специального образования УССР (1973–1984).

Пребывая на посту министра, Г. Г. Ефименко не разорвал связей с Киевским политехническим институтом, был руководителем и активным участником методологического семинара профессорско-преподавательского состава инженерно-физического факультета. Такая деятельность дала возможность Г. Г. Ефименко щедро делиться с сотрудниками и студентами приобретенным бесценным опытом в области металлургического производства, привлечь студентов к овладению фундаментальными знаниями. Участие в работе методологического семинара позволило преподавателям учиться расставлять акценты в событиях государственно-политической жизни, более четко ориентироваться в текущем моменте.

На посту министра Г. Г. Ефименко много делал для развития высшей школы Украины, для повышения уровня подготовки высококвалифицированных специалистов и их эффективного использования. И сегодня еще актуальны основные направления работы министерства, когда утверждается отношение общества к образованию как к фундаменту его будущего.

В 1985 г. Георгий Григорьевич инициировал создание научно-исследовательской лаборатории новых методов подготовки металлургического сырья на инженерно-физическом факультете КПИ при кафедре «Физико-химические основы технологии металлов», которая в 1988 г. стала общефакультетской научно-исследовательской лабораторией новых процессов и технологий в металлургии.

В этой лаборатории определялись главные стратегические направления и перспективы научно-технического развития черной металлургии, разрабатывались предложения по реализации научно-технических, экономических и организационных решений для условий Украины.

Г. Г. Ефименко внес весомый вклад в разработку теоретических основ и технологии производства высокоэффективных видов металлургической шихты. Под его руководством была подготовлена плеяда ярких ученых, более 50 докторов и кандидатов наук — это целая научная школа в направлении подготовки шихтовых материалов для металлургических технологий. Он автор более 200 научных работ, в том числе 60 изобретений. При непосредственном участии Георгия Григорьевича подготовлены и вышли из печати учебники для вузов: «Металлургия чугуна», «Сталь на рубеже веков», монографии «Сталь и альтернативные материалы», «Анализ развития и технико-экономические проблемы прогресса производства стали в мире».

Время работы Г. Г. Ефименко на должности министра высшего и среднего специального образования УССР было периодом интенсивного развития украинских вузов. Только объем их научно-исследовательских работ вырос почти вдвое. Были созданы современные учебно-научные комплексы теперешних Киевского национального университета имени Тараса Шевченко, Национального технического университета «КПИ» имени И. Сикорского, Национального университета «Львовская политехника», Национального технического университета «Харьковский политехнический институт», Национальной металлургической академии Украины, Национального горного университета и др.

Следует отметить, что в то время Г. Г. Ефименко был опытным и подготовленным руководителем, прошел путь активного участника Великой Отечественной войны, работы в государственных органах, а как педагог и ученый — от кандидата наук, доцента до доктора наук, профессора, заведующего кафедрой, ректора, министра, член-корреспондента НАН Украины (1973).

Для Г. Г. Ефименко как управленца было характерно активное применение новаторских аналитических подходов, связанных с глубоким анализом процессов, внедрение современных технологий управления, которое он считал творческой научно-исследовательской работой, придавая особое значение развитию этих методов и подходов на всех уровнях вуза, распространению передового опыта через сборники по проблемам высшей школы.

Большое значение Г. Г. Ефименко уделял внедрению научно-исследовательской работы студентов в учебный процесс, превращению науки в форму обучения.

После широкого общественного обсуждения и тщательной подготовки научно-методической документации с начала 1975/76 учебного года в вузах была внедрена система организации научно-исследовательской работы студентов в рамках учебного процесса.

Слишком централизованная система управления высшим образованием в стране сдерживала творческую инициативу и часто не давала возможности реализовать даже бесспорные планы. Но сегодня можно сказать, что многие замыслы Г. Г. Ефименко, возможно, в других формах, воплощаются. Речь идет, например, о замысле создания республиканского научно-исследовательского института высшей школы, сейчас — Институт модернизации содержания образования МОН Украины, музея истории техники, аналог которого создан при Национальном техническом университете «КПИ» имени И. Сикорского, о введении Государственной премии в области образования, создании

многоступенчатой системы образования с использованием базы средних специальных учебных заведений (к тому времени насчитывалось около 730), широком количественном анализе оценки знаний (в настоящее время реализован в виде внешнего независимого оценивания), внедрения элементов Болонского процесса в понимании, что, как свидетельствует надпись на стенах Болоньи, «Без науки нет университетов», и многое другое.

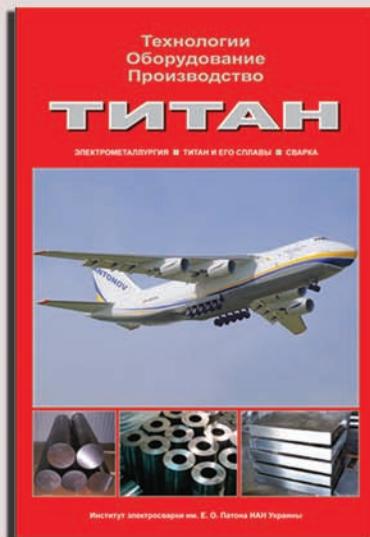
Все это позволяет утверждать, что идеи, которые исповедовал Георгий Григорьевич, актуальны и внедряются в современной Украине.

Г. Г. Ефименко был депутатом Верховного Совета СССР и Верховного Совета РСФСР (1974–1985). Он лауреат Государственной премии УССР (1983), награжден орденами Ленина, «Октябрьской Революции» и другими орденами и медалями.

В своей деятельности Г. Г. Ефименко чрезвычайно большое значение придавал работе с людьми, воспитанию нового поколения руководителей. В нем гармонично сочетались требовательность с уважением и доверием к подчиненным и коллегам, высокая культура общения.

## ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

<http://www.patonpublishinghouse.com/rus/compilations>.



**«Титан. Технологии. Оборудование. Производство».** — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2017. — 254 с. Выпуск четвертый.

Сборник включает более сорока статей, опубликованных в основном в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за период 2014–2016 гг. по электрометаллургии и сварке титана и его сплавов. Тематика статей посвящена созданию новых технологических процессов, оборудования и материалов при производстве и сварке титана и его сплавов. Представлены обзоры по аддитивному производству и сварке трением металлических материалов. Приведены направления деятельности НТЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины по промышленному производству слитков титановых сплавов и созданию новых сплавов на основе титана.

Сборник предназначен для инженеров, технологов, конструкторов, занятых в машиностроении, энергетике, строительстве, судостроении, металлургии и других отраслях промышленного производства, связанных с обработкой и потреблением титана; полезен также преподавателям и студентам высших учебных заведений.

Предыдущие три выпуска сборника «Титан. Технологии. Оборудование. Производство», включающие статьи из журналов «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за периоды 2001–2004, 2005–2010, 2011–2013 гг. находятся в открытом доступе на сайте Издательского Дома «Патон».

*Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала*

## НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!

## Юбилей Людмилы Ивановны Маркашовой



**2 апреля 2017** г. исполняется 80 лет известному ученому и специалисту в области материаловедения и сварки, заведующей лабораторией физического материаловедения отдела «Физико-химических исследований материалов» Института электро-

сварки им. Е. О. Патона НАН Украины, доктору технических наук, профессору Людмиле Ивановне Маркашовой.

В 1961 г. Л. И. Маркашова окончила Донецкий политехнический институт по специальности «Металловедение, оборудование и технология термической обработки металлов». После окончания института работала научным сотрудником Донецкого научно-исследовательского института черной металлургии, а с 1966 г. вся ее научная деятельность связана с Институтом электросварки им. Е. О. Патона.

Людмила Ивановна Маркашова защитила кандидатскую (1973) и докторскую (1992) диссертации, посвященные вопросам закономерностей формирования структуры сварных соединений металлов и сплавов. Научная деятельность Л. И. Маркашовой связана с комплексными исследованиями структурно-фазового состава металла сварных соединений, она является автором оригинальных методик экспериментально-аналитических исследований на всех структурных уровнях (оптической, растровой и просвечивающей микродифракционной микроскопии) взаимосвязи между режимами сварки, структурой и эксплуатационными свойствами сварных соединений, что позволяет оптимизировать технологические параметры сварки, обеспечивая важные эксплуатационные свойства — прочность, пластичность и трещиностойкость сварных соединений

Л. И. Маркашова успешно объединяет свои экспериментально-теоретические достижения с практическими разработками по оптимизации технологических процессов сварки плавлением, соединения разнородных материалов и металлов с неметаллическими материалами в условиях свар-

ки давлением при различных скоростях деформации (от диффузионной сварки до сварки взрывом), занимается исследованием структурно-фазового состояния металла сварных соединений в процессе лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварки. Л. И. Маркашова автор более 300 научных работ.

Основными направлениями научно-исследовательских работ Л. И. Маркашовой являются:

исследования свариваемости металлов и сплавов при сварке высокопрочных сталей и ремонте металлоконструкций ответственного назначения;

оптимизация технологических процессов автоматической сварки труб газотранспортной системы (магистральные трубопроводы большого диаметра);

структурно-фазовые исследования сварных соединений цветных металлов конструкций специального назначения (титановые сплавы) и аэрокосмической техники (легированные сплавы на алюминиевой основе);

инженерия поверхности: упрочнение рабочих поверхностей инструмента и деталей машин методами импульсно-плазменной, лазерной обработки и детонационного напыления.

Наряду с плодотворной научной деятельностью Л. И. Маркашова уделяет много внимания подготовке научных кадров. Под ее руководством подготовлены четыре кандидатских диссертации по специальностям «Металловедение и термическая обработка металлов» и «Материаловедение». Людмила Ивановна является членом Специализированного ученого совета при Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины по защите кандидатских и докторских диссертаций, активно работает как оппонент и рецензент диссертаций на соискание научных степеней кандидатов и докторов технических наук, а также принимает участие в рецензировании научных статей в журналах «Автоматическая сварка» и «Современная электрометаллургия».

В свой юбилей Людмила Ивановна полна энергии и творческих планов. От всей души поздравляем, желаем крепкого здоровья, новых успехов и благополучия.

## 4-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «НАНОТЕХНОЛОГИИ» (Nano-2016)



24–27 сентября 2016 г. в Тбилиси на базе Грузинского технического университета состоялась Международная конференция «Nanotechnologies». Организаторами конференции выступили Национальная академия наук Грузии, Грузинский технический университет и Международный научный комитет, объединяющий специалистов из 14 стран: Белоруссии, Венгрии, Германии, Грузии, Индии, Казахстана, Канады, Мексики, Польши, России, США, Турции, Украины, Японии. Международные конференции по нанотехнологиям регулярно проводятся в Грузии с 2010 г. каждые два года, привлекая специалистов, работающих в различных областях, включая нанофизику, нанохимию, нанобиологию, наномедицину, наноматериаловедение, наноинженерию и др.

Конференция Nano-2016 посвящена методам синтеза наноматериалов, изучению структуры, химических, физических и технологических свойств материалов, а также использованию их в технике. Дана оценка современного состояния в этой области знаний, новых достижений и перспектив разработок в области наноматериалов и нанотехнологий.

В работе конференции, проходившей в виде сессий пленарных и стендовых докладов, приняли участие 150 ученых, представлено 209 работ авторов ведущих университетов, научно-исследовательских институтов и центров из 32 стран (Азербайджана, Армении, Белоруссии, Венгрии, Германии, Голландии, Греции, Грузии, Египта, Израиля, Индии, Ирака, Ирана, Испании, Италии, Казахстана, Канады, Китая, Мексики, Польши, России, Румынии, Саудовской Аравии, Словакии,

США, Туниса, Турции, Украины, Франции, Швейцарии, Эстонии и Японии). Такой повышенный интерес связан не только с актуальностью и общей значимостью предмета исследований, но и с результатами, полученными грузинскими учеными в последние годы, в том числе учеными Грузинского технического университета — организатора этого форума.

Открыл конференцию проректор Грузинского технического университета Zurab Gasitashvili. Обзорные доклады представили Fernand Marquis (США), Hossein Aminian (Канада), Karsten Thiessen (Германия), которые в своих выступлениях рассказали о разработках, возможностях и перспективах развития нанотехнологий.

В устных и стендовых докладах участники конференции показали результаты своих экспериментальных исследований наносистем, а также теоретические подходы к их моделированию. Конференция стала форумом ученых для широких междисциплинарных дискуссий, развития существующих и будущих разработок в области нанотехнологий и основой для международного сотрудничества.

Все представленные тезисы докладов опубликованы в электронном виде в Abstract Book. С перечнем докладов можно ознакомиться на сайте конференции [www.nano2016.gtu.ge](http://www.nano2016.gtu.ge). Полные тексты докладов будут опубликованы в 4-х журналах: Nano Studies, European Chemical Bulletin, Journal of Pharmaceutical and Applied Chemistry, American Journal of Nano Research and Applications (Special Issues: «Nanotechnologies»).

Следует отметить, что параллельно с сессиями конференции проведена выставка измерительного и технологического оборудования, которое используется в области нанотехнологий.

Доктор Rached Jaafar (Восточно-Европейский региональный менеджер швейцарской компании «NanoSurf») представила новый атомно-силовой микроскоп, предназначенный для изучения поверхности материалов наноструктурного уровня. NanoSurf, основанная в 1997 г. — это высокотехнологичная компания, которая поставляет современные сканирующие зондовые микроскопы по всему миру и является лидером на рынке приборов для работы с наносистемами, диагностики и анали-



Сессия пленарных докладов

за наноматериалов. С представителями NanoSurf можно связаться по адресу: [info@nanosurf.com](mailto:info@nanosurf.com) или [www.nanosurf.com](http://www.nanosurf.com).

Доктор Zaur Berishvili (Грузия, [zaurberi7@yahoo.com](mailto:zaurberi7@yahoo.com)) представил свое изобретение «Высокопродуктивный плоский магнетронный распылитель с вращающимся магнитным полем» — портативное магнетронное устройство, которое позволяет получать очень тонкие пленки (покрытия) из различных материалов с улучшенными физическими свойствами.

Необходимо также отметить активное участие в работе конференции ученых украинской делегации, которые представили новые наноматериалы и нанотехнологии, разработанные во всемирно известных научных центрах НАН Украины: Институте электросварки им. Е. О. Патона, Институте проблем материаловедения им. И. Н. Францевича, Институте сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля. В частности Е. Н. Бердникова (ИЭС им. Е. О. Патона, г. Киев) доложила результаты исследования покрытий, полученных с применением установки многокамерного детонационного напыления. Доклад «Новые композиционные материалы, их структура и свойства» (Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, Ю. Н. Тюрин, О. В. Колисниченко, Е. Н. Бердникова, О. С. Кушнарева, Е. П. Титков (ИЭС им. Е. О. Патона, г. Киев) посвя-



Сессия стендовых докладов. Е. Н. Бердникова (Украина)

щен актуальной проблеме повышения надежности и долговечности изделий, эксплуатационные характеристики которых определяются свойствами их рабочих поверхностей, работающих в экстремальных условиях (высокие температура и давление, интенсивный износ трением, знакопеременные нагрузки и т. д.). В докладе представлены исследования структуры и свойств целого ряда новых композиционных покрытий (Ni–Cr–Si, WC–Co–Cr, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>–NiCr, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>–TaC–NiCr, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Ti, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Al, ZrSiO<sub>4</sub> и др.), нанесенных на различные материалы подложек (сталь, медь, алюминий, титан) и полученных при разных режимах детонационного напыления.

Международная конференция «Nanotechnologies» — форум высокого научного уровня, являющийся платформой для широкого обмена знаниями и информацией между экспертами всех актуальных научных направлений и развивающий плодотворное сотрудничество между исследовательскими центрами и учеными разных стран.

Необходимо отметить, что украинская делегация в этом году получила приглашения на участие и в других международных конференциях в качестве докладчиков.

Следующую международную конференцию «Nanotechnologies» планируют провести в г. Тбилиси в 2018 г.

Л. Чхартшвили, Е. Н. Бердникова

## IV МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ТИТАН-2016: ПРОИЗВОДСТВО И ПРИМЕНЕНИЕ В АВИАСТРОЕНИИ»

Международная научно-практическая конференция «Титан-2016: производство и применение в авиационной промышленности», организованная Запорожским национальным техническим университетом на базе АО «Мотор Сич» при поддержке ООО «Запорожский титано-магниево-цинковый комбинат» и Государственного научно-исследовательского и проектного института титана, прошла 3–4 ноября 2016 г. в г. Запорожье (Украина). В конференции приняли участие более 200 ученых из Украины, Германии, Израиля, Южной Кореи, Новой Зеландии. С докладами выступили специалисты, работающие в области титановой промышленности, из ведущих научно-исследовательских организаций и промышленных предприятий: Запорожского национального технического университета, АО «Мотор Сич», Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Института металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Института проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Донбасской государственной машиностроительной академии, ООО «Днепроспецсталь», ГП НПКГ «Заря»-«Машпроект», ЗМОЗ НИИ-Титан, ГП «ГНИИ Институт титана», УкрНИИспецсталь, НУ «Львовская политехника», Харьковского Национального технического университета, SLM Solution (Германия), Concept Laser GmbH (Германия), Agiel University (Израиль) и др. Представлено более 80-ти докладов на пленарных заседаниях и в

секциях «Аддитивные технологии (3D). Материалы, оборудование, изделия», «Металлургия, технологии получения цветных металлов» и «Конструкционные цветные сплавы для авиационной промышленности».

В ходе конференции затронут широкий спектр вопросов в области исследований и технологий как в титановой отрасли, так и цветной металлургии для авиационной промышленности. Отмечено, что на сегодняшний день перед высокотехнологичными производствами такими, как авиакосмическое и авиадвигателестроительное стоит задача внедрения современных технологий, которые повысят качество изделий, снизят затраты на их получение и материалоемкость.

Особое внимание было уделено вопросам оборудования и изготовления изделий с использованием аддитивных процессов, которые позволяют синтезировать детали из порошков металлов и сплавов различных классов путем 3D-печати. Было отмечено, что развитие новых технологий требует совершенствования методов их проектирования, моделирования поведения материалов и заготовок при изготовлении изделий и их эксплуатации. Отдельным вопросом при внедрении аддитивных технологий является выбор сырья, который на данный момент не так велик.

На конференции достаточно полно были представлены научно-технические разработки институтов Национальной академии наук Украины в области



металлургии и материаловедения титана и его сплавов. Специалисты ИЭС им. Е. О. Патона представили доклады об особенностях получения слитков на основе интерметаллидов титана в электронно-лучевых установках, а также способом магнитоуправляемой электрошлаковой плавки. Рассмотрены возможности создания деталей из титанового сплава способом электронно-лучевой 3D-наплавки с использованием присадочных проволок на основе титана. Ученые Института металлофизики им. Г. В. Курдюмова изложили основные тенденции в развитии и применении металлических материалов в авиастроении, представили материаловедческие основы и перспективы

практического применения технологии изготовления деталей из титановых сплавов с использованием порошка наводороженного титана. Представители Запорожского национального технического университета показали перспективы развития аддитивных технологий в авиадвигателестроении. От Института проблем материаловедения им. И. Н. Францевича был представлен доклад о новых титановых сплавах на базе систем Ti–Si.

Необходимо отметить высокий уровень проведения конференции и выразить благодарность ее организаторам.

В. А. Березюк

## РАЗРАБОТКИ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА

### РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСНОВ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ БОЛЬШИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВОЛЬФРАМА В ВИДЕ ТЕЛ ВРАЩЕНИЯ

Работа посвящена исследованию процесса выращивания больших монокристаллов тугоплавких металлов и разработке конструкции опытно-промышленной установки для выращивания монокристаллов в виде тел вращения с использованием гибридного плазменно-индукционного нагрева.

Анализ литературных источников показал, что структура и свойства монокристаллов тугоплавких металлов напрямую зависят от теплового состояния, при котором происходит их рост и охлаждение. Определяющими факторами теплового состояния выращиваемого жидкофазными способами моно-

кристалла являются форма фронта кристаллизации и температурный градиент в направлении его продольной оси. Создать эффективный технологический процесс выращивания монокристаллов невозможно без знания связи между тепловым состоянием растущего монокристалла и основными технологическими параметрами применяемого для этого метода выращивания. Прогнозным инструментом для оценки такой связи является метод математического моделирования температурных полей, которые возникают в монокристаллах в процессе их выращивания.

Разработаны математические модели температурных полей, на которых изучены тепловые процессы, протекающие при выращивании монокристаллов в виде тел вращения. Эти модели учитывают совместную работу двух независимых источников нагрева — плазменного и индукционного. Методом математического моделирования изучены особенности управления тепловым состоянием монокристалла в зависимости от его геометрических размеров и соотношения мощностей источников нагрева. Показано, что для получения крупных монокристаллов тугоплавких металлов в виде тел вращения целесообразно применение гибридной схемы нагрева: плазменный источник для создания локальной металлической ванны и индукционный для удержания



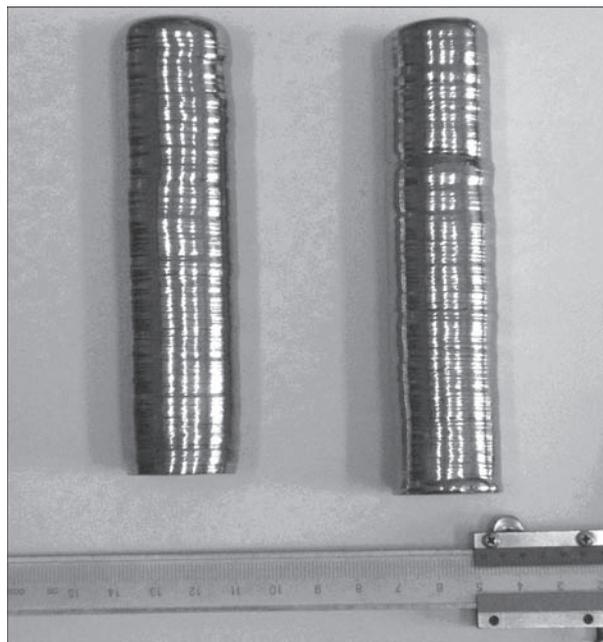
Плазменно-индукционная установка УП-20

от проливов локальної ванни на торці рідкого кристалла, зниження температурних градієнтів і управління структуроутворенням монокристалла.

Показано, що незалежно від виду джерела нагріву, який діє на верхню частину монокристалла, зона його впливу розповсюджується на відстань приблизно 2–3-х діаметрів вирощуваного кристалла від поверхні, де виділяється тепло.

Для вирощування великих монокристалів тугоплавких металів у вигляді тіл обертання розроблена принципова схема установки, суть якої полягає в тому, що дуговий плазматрон встановлено ексцентрично відносно осі обертання кристалла. Під час плавлення плазматрон може виконувати зворотні-переміщувальні коливання в радіальному напрямку кристалла, а сам кристалл обертається навколо вертикальної осі, циклічно змінюючи напрямку обертання. Відношення частот обертання монокристалла і коливального руху плазматрона вибирають таким, щоб забезпечувалося перекриття дорожок і сформувалася якісна поверхня монокристалла.

На основі запропонованої принципової схеми плазменно-індукційного процесу вирощування монокристалів розроблено технічний проект установки УП-20, до складу якої входять два джерела нагріву — плазменний і високочастотний (індукційний), водоохолоджувана плавильна камера, касета барабанного типу для розміщення в ній витягнутих прутків, механізми для витягування



Монокристалли, вирощені на установці УП-20

і обертання наплавленого кристалла, дуговий плазматрон прямого дії з механізмом коливання, плавильний модуль з індуктором і секційним охолоджуванню кристаллизатором. Установка має джерело живлення плазматрона потужністю ~ 100 кВт і високочастотний генератор потужністю 160 кВт з частотою робочого струму 66,0 кГц.

Установка УП-20 виготовлена в металі і в даний час проводиться її монтаж.

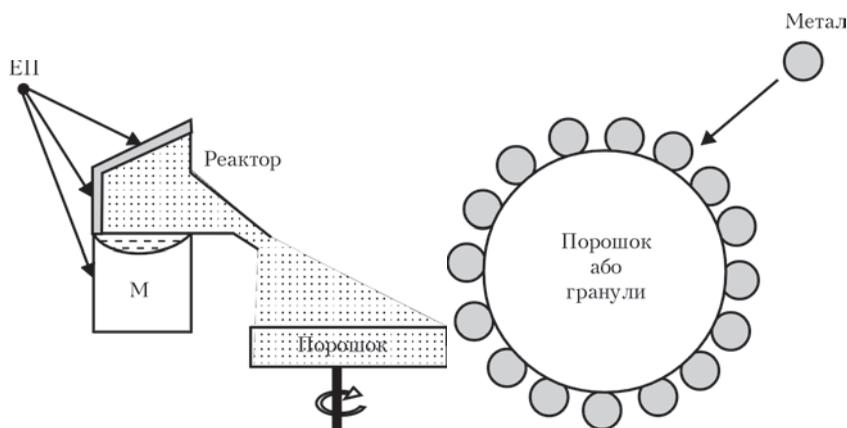
## ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТВЕРДО- І РІДКОФАЗНИХ МЕДИЧНИХ СУБСТАНЦІЙ З НАНОРОЗМІРНОЮ СТРУКТУРОЮ

Приведено розробку наукових засад технології електронно-променевого отримання та дослідження нанопористих керамічних систем  $Al_2O_3$ ,  $ZrO_2$ ,  $ZrO_2-Y_2O_3$ ,  $CeO_2$ , наноструктурних острівних покриттів Fe, Ag і Cu (чи їх оксидів) на порошках NaCl,  $Al_2O_3$ , поліетилені і деяких полімерах, включаючи лікарські речовини і матеріали та харчові продукти як в твердому (полівінілпіролідон, полівініловий спирт, бинти, перев'язувальні матеріали, пшениця), так і в рідкому стані (гліцерин, політетрагідрофуран, поліуретан, льняне та кукурудзяне масла).

Визначено характерні структурні області оксиду алюмінію, в яких формується нерівноважна нанопориста (2,5...4 нм) структура з високою питомою поверхнею (40...20 м<sup>2</sup>/г) та нанорозмірний  $\gamma-Al_2O_3$  (5...25 нм), що утворює стовбчасту структуру ( $d_{ст} = 1...4$  мкм) з мікророзмірною пористістю ( $d_{п} =$

0,1...0,5 мкм). Показано, що наноструктурний оксид алюмінію, сформований в інтервалі температур конденсації 100...750 °С, є пористим, сорбційно-активним по відношенню до іонів металів і неметалів та перспективним матеріалом для очищення води.

Порошок оксиду цирконію, отриманий при  $T_{п} \sim 40...60$  °С, є рентгеноаморфний, моноклінний, тетрагональної фази. Питома поверхня пор сягає 110...120 м<sup>2</sup>/г. При цьому співвідношення площ поверхні мезопор і мікропор приблизно 40/60 %. В системі  $ZrO_2-Y_2O_3$  при вмісті  $Y_2O_3$  менше 6 мас. % фазова сполука включає рентгеноаморфну матрицю або рентгеноаморфну матрицю, монокліни, тетрагональні фази  $ZrO_2$ , а при концентрації  $Y_2O_3$  вище 9 мас. % у складі конденсатів домінує кубічна фаза. Спостерігається пряма кореляція між питомою поверхнею пор і відносною зміною маси конденсатів  $ZrO_2$  та



матриць з наночастинками оксидів міді для потреб медицини.

Технологічна схема електронно-променевого (ЕП) синтезу наночастинок металу з випаровуванням металу (М) з реактору з вузько спрямованим паровим потоком на мікророзмірний порошок (або гранули) дозволяє отримувати готові фармацевтичні субстанції — мікророзмірні гранули водорозчинної органічної матриці полівінілпіролідону (ПВП) або полівінілового спирту (ПВС) з наночастинками

$ZrO_2-Y_2O_3$  при нагріванні на повітрі ( $T_{max} = 650\text{ }^\circ\text{C}$ , 5 хв). Чим вище площа поверхні пор, тим більше втрата маси. Максимальною питомою поверхнею ( $257\text{ м}^2/\text{г}$ ) володіють конденсати з рентгеноаморфною структурою. Зразки із кристалічною фазою мають питому поверхню в 2–4 рази менше. Передбачуваний діапазон робочих концентрацій оксиду ітрію, що дозволяє одержувати конденсати з високим ступенем аморфності структури й площею поверхні пор вище  $120\text{ м}^2/\text{г}$ , лежить у діапазоні від 0 до 6 %  $Y_2O_3$ .

Термообробка зразків  $ZrO_2-Y_2O_3$ , підданих нагріванню, показала, що зразок після відпалу при  $200\text{ }^\circ\text{C}$  протягом однієї години залишається рентгеноаморфним. Після відпалу при  $400\text{ }^\circ\text{C}$  протягом однієї години зразок представлений кубічною фазою. Розмір кристалітів  $ZrO_2$  становить 10...12 нм. Підвищення температури нагрівання до  $800\text{ }^\circ\text{C}$  супроводжується збільшенням розмірів кристалітів до 15...17 нм.

У процесі конденсації оксиду церію формується міжкристалічна пористість, що представляє собою добре розвинену мережу каналів та пор, розмір яких від 50 до 250 нм. Рентгенівський дифракційний аналіз конденсатів показав, що отримані конденсати  $SeO_2$  при використаних температурах підкладки  $T_n$  є монофазними. Максимальний розмір кристалітів для конденсатів  $SeO_2$  ( $T_n \sim 50\text{ }^\circ\text{C}$ ) становить 7 нм.

Згідно залежності активності каталізатора 1 % Pd- $SeO_2$  в реакції окислення CO від температури область стаціонарної активності каталізатора починається при температурах вище  $160\text{ }^\circ\text{C}$ . 100 %-на конверсія CO досягається при температурі реакції  $240\text{ }^\circ\text{C}$ , що збігається з літературними даними по окислюванню CO на паладій-церієвих каталізаторах.

Досліджено фізико-хімічні процеси конденсації і отримання мікророзмірних гранул водорозчинної пористої неорганічної матриці з наночастинками оксидів міді за технологічною схемою спільного випаровування заліза і водорозчинній матриці з двох джерел, та за технологічною схемою випаровування металу з реактора з вузько спрямованим паровим потоком. Технологічні схеми електронно-променевого синтезу наночастинок дозволяють одержувати готові фармацевтичні субстанції — гранули водорозчинних

металів (М) та їх оксидів.

Гранули з металевими дискретними нанорозмірними покриттями наступною термомеханічною обробкою можуть бути перетворені в композити полімер-метал у вигляді волокон, плівок або профільних виробів з високим рівнем відповідних властивостей: механічних, магнітних, електричних, біологічних та ін.

Встановлені технологічні можливості використання електронного променя для осадження наночастинок Ag на поверхню переміщуваного перев'язувального рулонного матеріалу (медичні бинти). Результати досліджень демонструють можливість застосування електронно-променевої технології осадження дискретних нанорозмірних покриттів срібла із середнім розміром частинок 24 нм на поверхні стерильних марлевих бинтів.

Розроблена та випробувана нова схема випарника реакторного типу з більш вузько направленим паровим потоком ревіпареного металу, що дало можливість збільшити у 2,2 рази коефіцієнту корисної дії (ККД) процесу конденсації ревіпарених потоків металу. Цей варіант випарника дозволяє сформувати паровий потік заданої просторової орієнтації, в першу чергу зверху вниз, і реалізувати осадження пару на рідких та твердих горизонтальних поверхнях і є особливо ефективним у разі випаровування більш легкоплавких або дорогих металів (срібло і мідь).

Досліджено процеси конденсації і отримання колоїдних систем з наночастинками срібла в об'ємі мономерів, які знаходять застосування в медицині (гліцерин, політетрагідрофуран (ПТГФ)).

За допомогою методів лазерної кореляційної спектроскопії (ЛКС, Zetasizer-S), а також рентгенофазового аналізу (РФА, ДРОН-4) та просвітної електронної мікроскопії (ПЕМ, НІТАСНІН-800) дослідженні колоїдні системи (гліцерин + Ag, ПТГФ + Ag) з метою визначення структури, форми, середнього розміру та діапазону розподілу частинок. Встановлена залежність середнього розміру металічних наночастинок від тривалості процесу осадження та температури випаровування металу, що осаджується.

Досліджено процеси конденсації і отримання колоїдних систем з наночастинками срібла в об'ємі рослинних масел, які знаходять застосування в медицині (кукурудзяне, льняне). За допомогою методів лазерної кореляційної спектроскопії (ЛКС, Zetasizer-S) дослідженні колоїдні системи (кукурудзяне масло + Ag, льняне масло + Ag) з метою визначення структури, середнього розміру та діапазону розподілу частинок. Встановлена залежність зміни середнього розміру металічних наночастинок у часі.

Представлені результати досліджень взаємодії парового потоку срібла і міді, отриманого електро-

нно-променевим випаровуванням у вакуумі з рідким дисперсійним середовищем, демонструють технологічну можливість синтезу колоїдних систем з металевими наночастинками розміром 15...30 нм.

За допомогою реактору реалізовано технологічні схеми отримання дискретних (острівних) металічних (М) нанопокриттів на вихідних мікророзмірних неорганічних або органічних стабільних у вакуумі гранулах, порошках і рідинах.

Встановлено вплив технологічних параметрів та термообробки на розмірні характеристики, структуру та фазовий склад наночастинок металів.

## НОВЕ ПОКОЛІННЯ ФЛЮСІВ ДЛЯ СУЧАСНИХ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИХ ТЕХНОЛОГІЙ ВИРОБНИЦТВА КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Обґрунтовано вимоги до фізико-хімічних властивостей шлакових розплавів для одержання ЕШП злитків стабільного та прогнозованого складу для виробництва матеріалів з наперед заданими властивостями.

Створено нову фізико-хімічну модель процесу ЕШП в захисній атмосфері, що здатна прогнозувати зміни хімічного складу системи метал–шлак–газ при тривалому процесі ЕШП великовагових та довгих злитків із високолегованих сталей та суперсплавів.

Виконано теоретичний аналіз та всебічні експериментальні дослідження (електропровідність, в'язкість, окисненість, температурний інтервал плавлення) перспективних шлакових систем.

Розроблено нові перспективні склади шлаків для специфічних умов сучасних високотехнологічних процесів ЕШП, а саме:

- шлак для ЕШП з утворенням  $2\text{CaO-SiO}_2$ , що схильний до саморозпаду АНФ-37 (ТУ У 20.5-05416923-109:2014). Значно знижуються витрати на видалення шлаку при виробництві порожнистих злитків, який є затребуваним для виготовлення труб в нафтохімії, енергетиці, машинобудуванні, для військової техніки тощо;

- шлак з підвищеним вмістом титану АНФ-38 (ТУ У 20.5-05416923-110:2014) для ЕШП сталей та суперсплавів, що забезпечує збереження активних елементів (Ti, Al) в металі;

- трикомпонентний шлак для ЕШП сталей відповідального призначення АНФ-39 (ТУ У 20.5-05416923-112:2015), який має зменшений вміст фториду кальцію та достатньо високі значення електричного опору, що дозволяє знизити собівартість та підвищити конкурентоспроможність електрошлакової виплавки більшості сортаменту ПАТ «Дніпрспецсталь»;

- шлак АНФ-40 (ТУ У 20.5-05416923-113:2016) для реалізації комбінованого процесу безперервного лиття з електрошлаковим обігрівом блюмів заевтектоїдної сталі для сучасних залізничних рейок вищого гатунку.

Розроблено технології виготовлення нових шлаків та електрошлакового переплава з їх використанням. Дослідно-промислово партію шлаку АНФ-39 було виготовлено в промислових умовах заводу ВАТ «Запоріжстеклофлюс» та випробувано при виплавці сплавів відповідального призначення на ПАТ «Дніпрспецсталь».

На нові склади шлаків складені та затверджені технічні умови. Підготовлена вся нормативна документація, яка необхідна для промислового виготовлення і впровадження нових флюсів в технологічних процесах ЕШП при виплавці великовагових злитків з критичних та нових матеріалів для сучасного машинобудування. Складені рекомендації щодо реалізації наукових результатів у промисловості при виробництві суцільних та порожнистих злитків на сучасних печах ЕШП.

## ПОДПИСКА–2017 на журнал «Современная электрометаллургия»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
240 грн	480 грн	1800 руб.	3600 руб.	30 дол. США	60 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Современная электрометаллургия» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств «Пресса», «АС-Медиа», «ПресЦентр Киев», «Информнаука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Пресса России» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала  
 «Современная электрометаллургия»  
 на сайте: [www.patonpublishinghouse.com](http://www.patonpublishinghouse.com)

Правила для авторов: [www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/rules](http://www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/rules)  
 Лицензионное соглашение: [www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/license](http://www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/license)  
 В 2017 г. в открытом доступе архивы статей журнала за 2008–2015 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;  
 200-54-84; 205-22-07  
 E-mail: [journal@paton.kiev.ua](mailto: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
- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- 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 29.03.2017. 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.