

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор

Б. Е. Патон

С. В. Ахонин, Г. М. Григоренко (зам. гл. ред.),
Д. М. Дяченко (отв. секр.), И. В. Кривцун,
Л. Б. Медовар, Б. А. Мовчан, А. С. Письменный,
А. И. Устинов, В. А. Шаповалов
(ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина),
М. И. Гасик (НМетАУ, Днепр, Украина),
О. М. Ивасишин (Ин-т металлофизики, Киев, Украина),
П. И. Лобода (НТУУ «КПИ», Киев, Украина),
А. Н. Петрунько (ГП «ГНИП Институт титана»,
Запорожье, Украина),
А. А. Троянский (ДонНТУ, г. Днепр, Украина)

МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Г. М. Григоренко

(ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина),

К. В. Григорович

(МИСиС, Москва, РФ),

А. А. Ильин

(МАТИ-РГТУ, Москва, РФ),

А. Митчелл

(Ун-т Британской Колумбии, Канада),

Б. Е. Патон

(ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина),

Г. Ф. Тавадзе

(Ин-т металлург. и материаловед.
им. Фердинанда 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

Украина, 03680, г. Киев-150,
ул. Казимира Малевича, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел./факс: (38044) 200 82 77; 200 54 84
Тел.: (38044) 205 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Редакторы

Н. А. Дмитриева, Д. М. Дяченко, Н. А. Притула
Электронная верстка
Л. Н. Герасименко, Т. Ю. Снегирева, А. И. Сулима

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

О деятельности Китайско-украинского института сварки
им. Е. О. Патона 3

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Чепурной А. Д. Вклад Б. И. Медовара в создание на ОАО «Азовмаш»
уникальных изделий для машиностроения на основе применения
ЭШТ 9

Протоковиллов И. В., Петров Д. А., Порохонько В. Б.
Электрошлаковый переплав отходов прецизионных сплавов 18

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

**Ахонин С. В., Северин А. Ю., Березос В. А., Пикулин А. Н.,
Ерохин А. Г.** Особенности выплавки слитков титанового
сплава ВТ19 в электронно-лучевой установке с промежуточной
емкостью 23

**Устинов А. И., Гадзыря Н. Ф., Тимошенко Я. Г., Мохнюк А. А.,
Мельниченко Т. В., Теличко В. А., Демченков С. О.** Получение
способом электронно-лучевого осаждения защитных покрытий
на основе SiC на циркониевых оболочках ТВЭЛов 28

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Шейко И. В., Григоренко Г. М., Шаповалов В. А. Легирование
сталей и сплавов азотом из дуговой плазмы: теория и практика
(Обзор. Часть 2) 39

ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЕРЕПЛАВ

Демчишин А. В., Кулак Л. Д., Демчишин А. А., Автономов Г. А.
Структура и механические свойства многослойных вакуумно-
дуговых конденсатов систем Ti/Al и Ti/TiAlSi 44

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Григоренко Г. М., Задорожнюк О. М. Структура, механические
свойства и свариваемость псевдо- α - и ($\alpha + \beta$)-Ti сплавов,
упрочненных силицидами 51

ИНФОРМАЦИЯ

Рябцев И. А. XXI сессия Научного совета по новым материалам
при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации
академий наук 57

Зубер Т. А. 10-я Центрально-европейская конференция по изучению
нейтронных технологий 60

Диссертация на соискание ученой степени 62

Правила для авторов 63

Журнал переиздается в полном объеме на английском языке под названием
«Advances in Electrometallurgy» (ISSN 0000-0000)
издательством «Cambridge International Science Publishing», Великобритания
www.cisp-publishing.com

SOVREMENNAYA ELEKTROMETALLURGIYA (Electrometallurgy Today)

**№ 2 (123)
2016**

Published online January, 1985
4 times a year

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief

B.E. Pata

S.V. Akhonin, G. M. Grigorenko (vice-chief ed.),
D. M. Dyachenko (exec. secr.), I. V. Krivtsun,
L. B. Medovar, B. A. Movchan, A. S. Pismenny,
A. I. Ustinov, V. A. Shapovalov
(PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine),
M. I. Gasik (NMetAU, Dnepr, Ukraine),
O. M. Ivasishin (Institute of Metal Physics, Kyiv, Ukraine),
P. I. Loboda (NTUU «KPI», Kyiv, Ukraine),
A. N. Petrunko (Institute of the Titan,
Zaporozhye, Ukraine),
A. A. Troyansky (DonNTU, Dnepr, Ukraine)

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL

G. M. Grigorenko

(PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine),

K. V. Grigorovich

(MISIS, Moscow, Russia),

A. A. Iljin

(MATI, Moscow, Russia),

A. Mitchell

(University of British Columbia, Canada),

B.E. Pata

(PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine),

G. F. Tavadze

(Institute of Metallurgy and Materials Science
of Ferdinand Tavadze, Tbilisi, Georgia),

Zhouhua Jiang

North-Eastern University, Shenyang, China

Funders

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

Address

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.: (38044) 205 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Editors

N. A. Dmitrieva, D. M. Dyachenko, N. A. Pritula
Electron galley
L. N. Gerasimenko, T. Yu. Snegiryova, A. I. Sulima

State Registration Certificate

KV 6185 of 31.05.2002

ISSN 2415-8445

All rights reserved.

This publication and each of the articles contained here in
are protected by copyright

Permission to reproduce material contained in this journal
must be obtained in writing from the Publisher

CONTENTS

On the activity of the E.O.Paton Chinese-Ukrainian Institute
of Welding 3

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Chepurnoy A.D. Contribution of B.I. Medovar to the creation of unique
products for machine building on the basis of ESR technology at OJSC
«Azovmash» 9

Protokovilov I.V., Petrov D.A., Porokhonko V.B. Electroslag
remelting of wastes of precision alloys 18

ELECTRON BEAM PROCESSES

Akhonin S.V., Severin A.Yu., Berezos V.A., Pikulin A.N., Erokhin A.G.
Peculiarities of melting of titanium alloy VT19 ingots in electron beam
cold hearth installation 23

**Ustinov A.I., Gadzyrya N.F., Timoshenko Ya.G., Mokhnyuk A.A.,
Melnichenko T.V., Telichko V.A., Demchenkov S.O.** Producing of
SiC-based protective coatings on zirconium fuel-element shells by the
method of electron beam deposition 28

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Sheiko I.V., Grigorenko G.M., Shapovalov V.A. Alloying of steels
and alloys with nitrogen from the arc plasma. Theory and practice
(Review. Part 2) 39

VACUUM-ARC REMELTING

Demchishin A.V., Kulak L.D., Demchishin A.A., Avtonomov G.A.
Structure and mechanical properties of multilayer vacuum-arc
condensates of Ti/Al and Ti/TiAlSi systems 44

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Grigorenko G.M., Zadorozhnyuk O.M. Structure, mechanical
properties and weldability of pseudo- α and $(\alpha + \beta)$ -Ti alloys
strengthened by silicides 51

INFORMATION

Ryabtsev I.A. XXI Session of Scientific Council on new materials at the
Committee on natural sciences of the International Association
of academies of sciences 57

Zuber T.A. The 10th Central-European Conference on study of neutron
technologies 60

Thesis for scientific degree 62

Rules for contributing 63

«Sovremennaya Elektrometallurgiya» journal (Electrometallurgy Today)
is published in English under the title of «Advances in Electrometallurgy»
by Cambridge International Science Publishing, United Kingdom
www.cisp-publishing.com



О деятельности Китайско-украинского института сварки им. Е. О. Патона



Китайско-украинский Институт сварки им. Е. О. Патона (КУИС) — это форма международного научно-технического сотрудничества в КНР, которая является платформой для продвижения и внедрения в Китае и Украине достижений и опыта Института электросварки им. Е. О. Патона Национальной академии наук Украины (НАНУ), других институтов НАНУ и украинских научно-исследовательских учреждений и предприятий, а также для проведения с китайскими партнерами совместных разработок и организации совместных наукоемких производств в области судостроения, морской инженерии, авиации, железнодорожного транспорта, добычи и транспортировки нефти и газа, энергетики, энергосбережения и других отраслей промышленности.

Такая форма сотрудничества не имеет аналогов масштабу реализуемых проектов.

Создание Китайско-украинского Института сварки им. Е. О. Патона утверждено и закреплено следующими международными соглашениями и документами, подписанными на уровне Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (ИЭС) с Государственными организациями Китая и документами, подписанными на уровне правительств Украины и КНР:

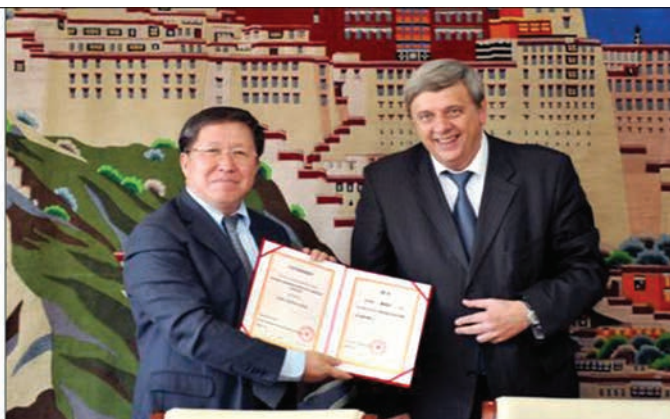
- ♦ соглашение о создании КУИС, подписанное ИЭС, Гуандунским Генеральным научно-исследовательским институтом промышленных технологий (ГГНИИПТ) и Департаментом науки и техники Правительства провинции Гуандун от 24 февраля 2011 г.;

- ♦ положение о КУИС, подписанное ИЭС, ГГНИИПТ и Департаментом науки и техники Правительства провинции Гуандун, Департаментом науки и информации г. Гуанчжоу от 24 февраля 2011 г.

- ♦ меморандум о взаимопонимании между Министерством науки и техники Китайской Народной Республики и Государственным агентством по вопросам науки, инноваций и информации Украины и оказании поддержки в создании Китайско-украинского Института сварки им. Е. О. Патона, подписанный в мае 2011 г.;

- ♦ межгосударственное соглашение между КНР и Украиной об экономическом и научно-техническом сотрудничестве, подписанное в рамках Государственного визита в Украину главы КНР в Украину 8–20 июня 2011 г.

В настоящее время Китайско-украинский Институт сварки им. Е. О. Патона является юридическим лицом, согласно законодательства КНР, входящим в состав Академии наук провинции Гуандун. Вся деятельность по международному сотрудничеству в рамках КУИС финансируется китайской стороной. Источники получения финансирования китайской стороны — прикладные проекты центрального правительства КНР, правительства провинции Гуандун, г. Гуанчжоу или государственных промышленных корпораций, а также акционерных и частных компаний в КНР. Финансовая поддержка проектов осуществляется на конкурсной основе, т.е. для получения финансовых средств в Китае по каждому проекту в конкурсе участвуют государственные



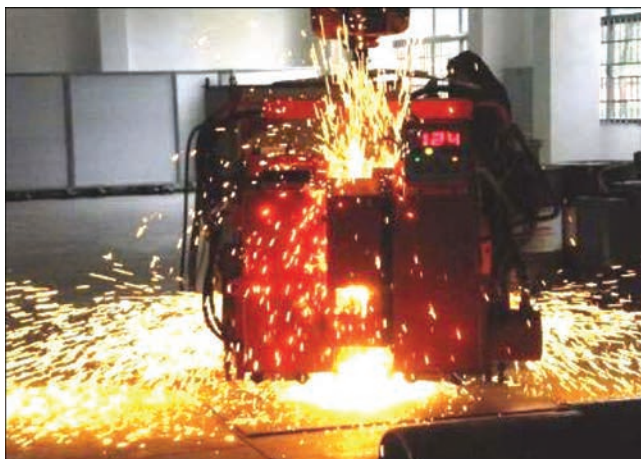
Подписание официальных документов о создании и организации деятельности Китайско-украинского института сварки им. Е. О. Патона (2012–2013 гг.): (слева направо: Губернатор провинции Гуандун (КНР) г-н Чжу Сяодань, Президент Национальной академии наук Украины, почетный председатель Совета КУИС академик Б. Е. Патон, Заместитель Министра науки и техники КНР, почетный председатель Совета КУИС г-н Цао Цзяньлинь, Заместитель директора ИЭС, Председатель Совета КУИС академик НАН Украины И. В. Кривцун

институты и предприятия КНР, а также ведущие зарубежные компании в области сварки и родственных процессов.

В рамках КУИС в выполнении международных проектов принимают участие ряд институтов Национальной академии наук Украины, ведущих технических университетов Украины, а также крупных промышленных предприятий и научно-производственных инновационных компаний. В частности, кроме Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, в таком сотрудничестве в рамках КУИС принимают участие следующие институты: Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины. Среди технических университетов наиболее активное участие в международных проектах в рамках КУИС принимают следующие университеты: Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», Национальный университет кораблестроения имени адмирала Макарова. Также для выполнения производственных задач, в частности, для производства ответственных узлов высокотехнологического оборудования, для работы КУИС привлекаются ряд промышленных и научно-производственных предприятий из различных регионов Украины, в частности, из Днепропетровска, Харькова, Житомира, Николаева, Киева, Сум и других городов Украины.

Основные направления работ и совместные проекты, над которыми в КНР в настоящее время работает КУИС:

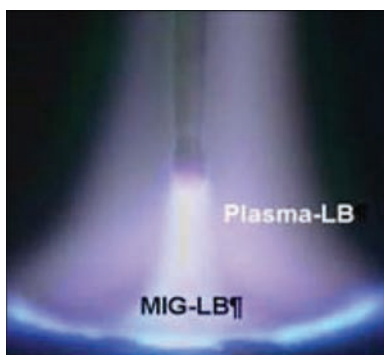
- ♦ разработка универсального оборудования и технологии контактной стыковой сварки оплавлением конструкционных сталей, алюминиевых и титановых сплавов и их промышленное применение;
- ♦ создание оборудования нового поколения для контактной стыковой сварки оплавлением труб (114...320 мм), подготовка организации его совместного производства в КНР;
- ♦ создание передовых порошковых проволок для дуговой сварки высокопрочных сталей, наплавки и напыления, разработка технологии их производства, в том числе для повышения надежности и долговечности ответственных конструкций из высокопрочных сталей морских платформ для добычи нефти и газа;
- ♦ создание технологии и универсального оборудования для скоростной плазменной, гибридной и комбинированной (тандем) «Плазма-МИГ» сварки, его интеграция в роботизированный комплекс;
- ♦ разработка технологии и оборудования для орбитальной сварки по слою флюса (А-ТИГ) трубопроводов энергетического оборудования;
- ♦ создание технологии и нового поколения оборудования для микроплазменной (плазменной) и гибридной лазерно-микроплазменной (плазменной) сварки импульсным током на разнополярных режимах;
- ♦ разработка технологии диффузионной сварки жаропрочных сплавов на основе Ni_3Al с управляемым напряженно-деформированным состоянием;
- ♦ совершенствование оборудования для высокочастотной сварки живых тканей, его адаптация к условиям работы в китайских медицинских учреждениях;



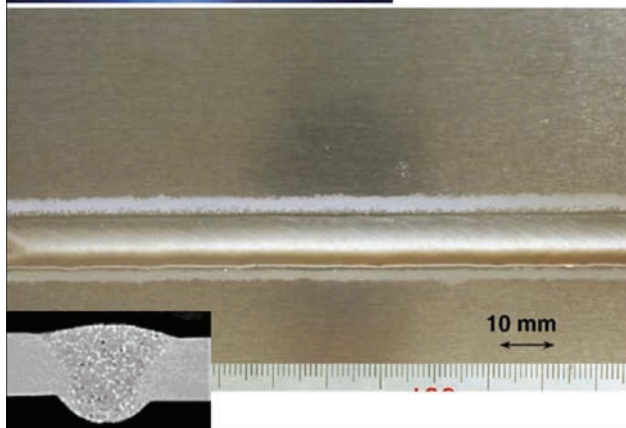
Оборудование для контактной стыковой сварки оплавлением, разработанное в ИЭС им. Е. О. Патона и поставленное на лабораторно-технологическую базу КУИС в г. Гуанчжоу, КНР



Инновационное универсальное оборудование для плазменной, гибридной и комбинированной (тандем) «Плазма-МИГ» сварки, разработанное в ИЭС им. Е. О. Патона и поставленное на лабораторно-технологическую базу КУИС в г. Гуанчжоу, КНР



Процесс гибридной «Плазма-МИГ» сварки

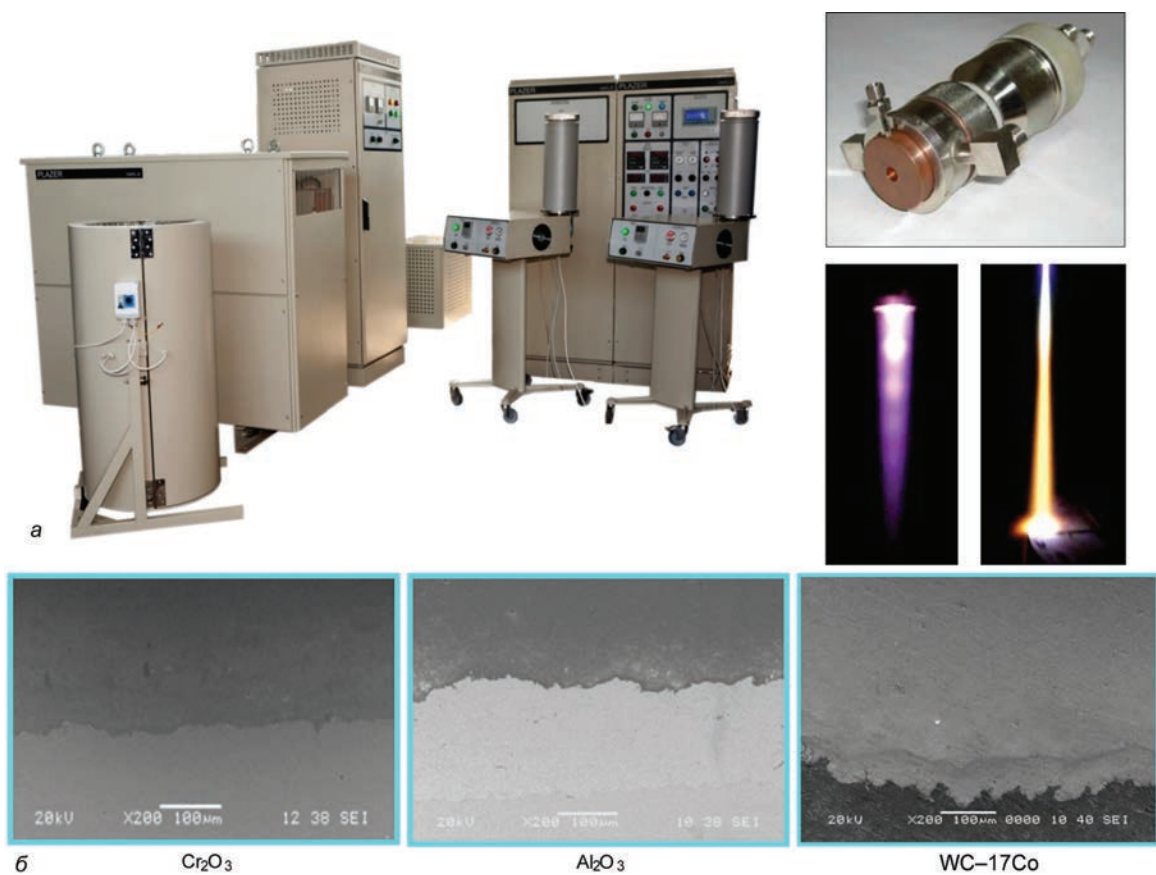


Внешний вид сварного шва алюминиевого сплава Al-3 % Mg, полученного с помощью гибридного процесса «Плазма-МИГ» ($S = 5 \text{ мм}$, $v_{\text{сварки}} = 50 \text{ см/мин}$)

- ♦ разработка новых составов порошков из высокопрочных титановых сплавов и технологии их получения с применением плазменных технологий;
- ♦ разработка новых технологий плазменной сварки «титан-сталь» и их внедрение в производство биметаллических труб для транспортировки нефти и газа;
- ♦ создание специализированной установки и технологии орбитальной плазменной сварки титановых труб для потребностей нефтяной и газовой промышленности;
- ♦ создание специализированного оборудования и технологии высокопроизводительной (до 45 кг/ч) электрошлаковой наплавки двумя лентами крупногабаритных изделий энергетического оборудования;



Прототип установки для получения сварных соединений из титана и титановых сплавов длиной до 4 м и толщиной до 120 мм (а) и макросечение сварного соединения из титана повышенной толщины (б)

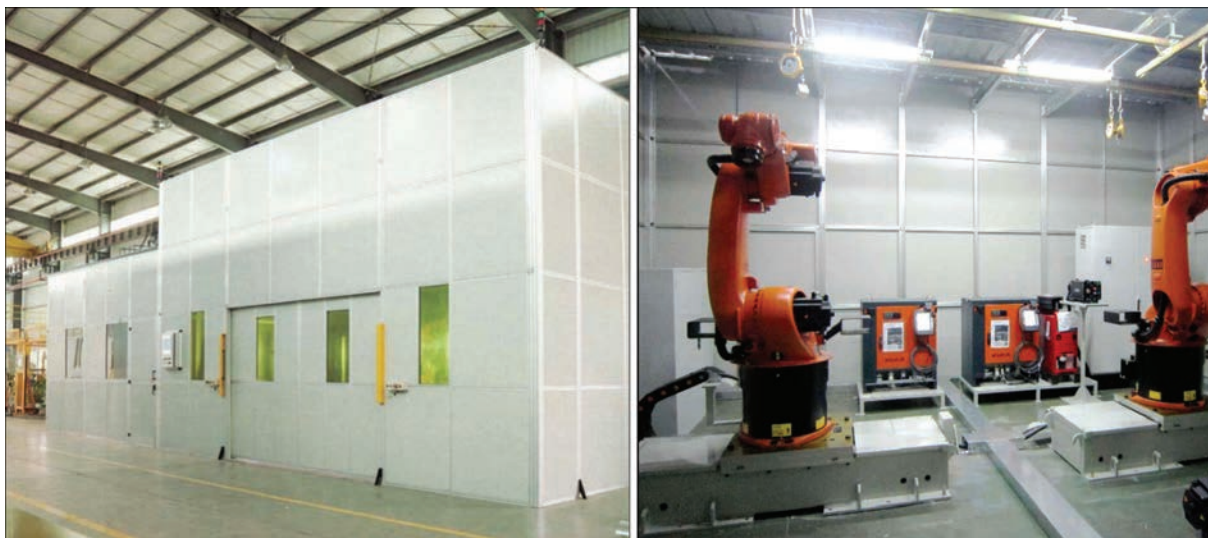


Внешний вид оборудования и процесс сверхзвукового плазменного напыления, разработанного в ИЭС им. Е.О. Патона и поставленного на лабораторно-технологической базе КУИС в г. Гуанчжоу, КНР (а) и полученные высококачественные керамические и металлокерамические покрытия (б)

- ♦ создание аппаратуры и технологии электродинамической обработки сварных швов из алюминиевых сплавов для судостроения с целью эффективного снижения и регулирования сварочных деформаций;
- ♦ создание технологии и оборудования для высокопроизводительной плазменной резки металлов повышенных толщин (до 120–200 мм) на обратной полярности, его интеграция с системами числового программного управления применительно к производству крупногабаритных конструкций;
- ♦ создание технологии и оборудования для автоматизированной дуговой сварки длинно-



Линия для получения порошковых проволок для дуговой сварки, наплавки и термического напыления на лабораторно-технологической базе КУИС в г. Гуанчжоу, КНР



Участок лазерной сварки и резки, а также гибридной лазерной сварки двумя роботами с лазером 10 кВт на лабораторно-технологической базе КУИС в г. Гуанчжоу, КНР (лазерная сварка глубоким проплавлением, гибридная лазер-МИГ сварка, лазерная сварка сканированием, лазерная сварка двумя лучами, 3D лазерная резка)

мерных конструкций (до 4 м) из титановых сплавов повышенной толщины (до 120 мм) в узкий зазор в управляемом магнитном поле;

- ♦ разработка и применение передовых технологий изготовления и ремонта лопаток газовых турбин на основе передовых сварочных и электронно-лучевых технологий;

- ♦ разработка инновационных технологий сварки, резки и повышения ресурса для изготовления корпусных конструкции судов (в том числе полярных транспортных ледоколов) на основе передовых сварочно-сборочных процессов.

Создание лабораторно-технологической базы КУИС в КНР. Для проведения совместных работ по реализации проектов международного научно-технического сотрудничества на площадях КУИС в КНР созданы лабораторно-промышленные участки, на которых в настоящее время установлено более 25 различных типов опытно-промышленного оборудования, в том числе разработанного в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ; линия по получению новых типов порошковых проволок для сварки, наплавки и напыления; оборудование для контактной стыковой сварки оплавлением (две установки для контактной стыковой сварки труб и деталей других профилей) — поставлено украинской стороной; оборудование для сварки живых тканей (4 аппарата поставлены украинской стороной); универсальное оборудование для гибридной и комбинированной (тандем) «Плазма-МИГ» сварки — поставлено украинской стороной; установка для А-ТИГ сварки — поставлена украинской стороной; установка для сверхзвукового плазменного напыления покрытий — поставлена украинской стороной; высокоомощный лазер (10 кВт) и оборудование для лазерной и гибридной сварки «лазер-МИГ», различное оборудование для дуговой сварки (ТИГ, МИГ, сварки, контактной сварки под флюсом, сварки трением, сварки трением с перемешиванием и т.п.), также оборудование для дуговой наплавки и высокопроизводительной электрошлаковой наплавки двумя лентами (поставлена украинской стороной).

Научные достижения КУИС. В процессе международного научно-технического сотрудничества в рамках совместного института получены следующие основные научные достижения в области фундаментальных исследований физических процессов переноса энергии, массы и заряда в процессах дуговой, плазменной, лазерной, гибридной плазменно-дуговой и лазерно-дуговой сварки, плазменного напыления для разработки на этой основе



Журнал «Исследования и применение сварки», издаваемый КУИС, с публикациями китайских и украинских специалистов



Награждение директора КУИС с украинской стороны высшей наградой Правительства КНР «За выдающиеся достижения в международном научно-техническом и экономическом сотрудничестве», 2014 г. (слева направо: директор КУИС В. Н. Коржик, вице-премьер Госсовета КНР Ма Кай)

новых инновационных технологий и соответствующего оборудования. В том числе:

- ♦ разработаны математические модели и программное обеспечение для теоретического исследования и компьютерного моделирования процессов переноса энергии, импульса, массы и заряда в столбе и анодной области сварочных дуг, а также для численного моделирования теплового поля и поля потока динамического изменения в сварочной ванне при гибридной лазерно-дуговой сварке;

- ♦ разработаны математические модели и программное обеспечение для расчета

температурного поля, поля скоростей и электромагнитных характеристик дуговой плазмы, генерируемой плазмотронами прямого действия, характеристик теплового и динамического взаимодействия плазмы со свариваемым материалом;

- ♦ разработана компьютерная программа моделирования (расчета размеров и формы) однопроводных стыковых сварных швов при А-ТИГ сварке;

- ♦ разработана компьютерная программа для математического моделирования напряженно-деформированного состояния и механических свойств материала в зоне стыкового кольцевого сварного соединения при дуговой сварке (А-ТИГ и ТИГ процессы);

- ♦ разработаны технологические принципы гибридной плазменной сварки с осевой токоведущей проволокой («плазма-МИГ»), созданы технические решения по созданию гибридных сварочных плазмотронов и установок для плазменной гибридной сварки.

Используя возможности КУИС в Китае ИЭС активно участвует в международных конференциях и выставках по сварке и родственным технологиям с докладами о разработках и опыте ИЭС по внедрению сварочных технологий. По линии КУИС сотрудниками ИЭС выполнено около 25 докладов на международных научно-технических конференциях, опубликовано около 35 научных работ в различных ведущих высокорейтинговых научно-технических журналах КНР, а также в США, Украине, странах ЕС и других, подготовлено к публикации около 30 научных работ. Направлены заявки на получение 10 патентов в КНР, подготовлено 19 патентов к подаче в КНР и в Украине.

Оценки результатов деятельности КУИС. Китайско-украинский Институт сварки имеет высокий авторитет в КНР, Правительством КНР высоко оценены результаты деятельности КУИС и вклад ИЭС в эту деятельность. В частности, директор КУИС со стороны ИЭС д.т.н. Коржик В.Н. удостоен рядом правительственных наград и званий КНР (медалью Правительства провинции Гуандун «За высокие достижения в международном научно-техническом и экономическом сотрудничестве», 2013 г., высшей наградой Правительства КНР и Государственной администрации иностранных экспертов, 2014 г.), а также удостоен почетными званиями (международный эксперт Министерства трудовых ресурсов и социального обеспечения КНР, почетный гражданин г. Гуанчжоу).

Коржик В. Н., д-р техн. наук

ВКЛАД Б. И. МЕДОВАРА В СОЗДАНИЕ НА ОАО «АЗОВМАШ» УНИКАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ МАШИНОСТРОЕНИЯ НА ОСНОВЕ ПРИМЕНЕНИЯ ЭШТ

А. Д. Чепурной*

ООО УК «РейлТрансХолдинг».

115432, г. Москва, пр-т Андропова, 18. E-mail: chepurnoy@ukrth.com

Приведены результаты значимых поисковых научно-исследовательских и экспериментально-промышленных работ в области сварки, металлургии и машиностроения, выполнявшихся в период 1960–2000 гг. на Ждановском заводе тяжелого машиностроения под руководством и при непосредственном участии академика АН УССР Бориса Израилевича Медовара, позволивших создать уникальные изделия для машиностроения, многие из которых были освоены впервые в отечественной и мировой практике. Библиогр. 45.

Ключевые слова: сварка; сварочные технологии; специальная электрометаллургия;ковка; прокатка; сварочные материалы; технологические процессы; исследования металлургического качества металла; контроль; испытания

Ждановский завод тяжелого машиностроения (ЖЗТМ) (впоследствии ПО «Ждановтяжмаш» и далее концерн «Азовмаш»), выделившийся 1 мая 1959 г. из состава металлургического комбината им. Ильича в виде нескольких разрозненных мелких цехов, которому руководством страны была поставлена задача по созданию производства цистерн для перевозки компонентов ракетного топлива, спустя время превратился в мощный машиностроительный гигант, став флагманом машиностроения СССР и одним из крупнейших машиностроительных концернов Европы, продукция которого поставлялась более чем в сорок стран мира.

В период своего расцвета «Азовмаш» вышел на уровень таких машиностроительных гигантов как «Уралмаш», Ново-Краматорский машиностроительный завод, а по некоторым параметрам значительно превосходил своих конкурентов. Численность работающих составляла около 38 тыс. человек с территорией промплощадки 320 га —

машиностроительная отрасль и 80 га — металлургическое производство.

Это стало возможным благодаря созданию целого ряда уникальных изделий машиностроения, а также применения для их производства передовых технологий и оборудования. Завод работал более чем с сорока НИИ и КБ страны. Наиболее эффективной была совместная работа завода с Институтом электросварки им. Е. О. Патона АН УССР (ИЭС).

Работами от института в то время руководил лично академик Б. Е. Патон, а ответственным за организацию и исполнение намеченных программ и мероприятий был академик АН УССР Борис Израилевич Медовар.

В связи с невозможностью описать весь комплекс работ, выполняемых за упомянутый период, остановимся только на некоторых значимых разработках, выполнявшихся под руководством Б. И. Медовара его учениками, которые решали наиболее важные народно-хозяйственные задачи**.

*1982–1986 гг. — руководитель отдела спецэлектрометаллургии ПО «Ждановтяжмаш», 1986–2010 гг. — директор головного специализированного конструкторско-технологического института ПО «Ждановтяжмаш», 2000–2010 гг. — главный инженер ОАО «Азовмаш», г. Мариуполь.

**В работах принимали участие: В. Я. Саенко, Г. А. Бойко, В. П. Андреев, А. Г. Богаченко, А. К. Цыкуленко, Л. Б. Медовар, И. И. Кумыш, Н. Т. Шевченко, Б. Б., Федоровский, А. В. Бешенцев, В. Л. Шевцов, В. Н. Пахуридзе, В. И. Ус, Г. Б. Щупак, В. А. Тихонов, Ю. П. Штанько, В. В. Ивон, Г. А. Тринеев, М. Ф. Зевакин, И. А. Ланцман, В. В. Черных, И. В. Боровушкин, Е. А. Казачков, Ю. И. Кирышкин, В. Ф. Карпов, А. Ф. Довженко, В. А. Александров, И. Д. Нагаевский, П. С. Нефедов, В. И. Алексеенко, А. В. Литвиненко, В. А. Ипатов, В. М. Самохвалов, В. В. Семиколенов, В. И. Нагаевский, Е. А. Казачков, Н. И. Шанин, Н. Н. Шанин, А. А. Агеева, В. Н. Зарубин, Д. И. Колегаев, В. Б. Ярославская, А. Н. Кузенина, Н. Ф. Дядюченко, И. Г. Пешерин, Н. Н. Манойло, К. А. Берман, А. В. Зареченский, А. А. Колечко, И. А. Мостовой, В. А. Шкода, П. С. Заболоцкий, Г. А. Чикаленко, А. Б. Гоголь.

В 1965–1970 гг. необходимо было в короткие сроки существенно увеличить объемы производства на предприятиях химической промышленности. Для реализации такой цели нужен был комплекс высокоэффективного специализированного оборудования, одним из важнейших в составе которого были реакторы для переработки нефтепродуктов (гидроочистки и риформинга).

Толстостенные биметаллические реакторы — это сосуды высокого давления, работающие в сложных условиях совместного воздействия таких факторов, как высокие температуры (перепады) и давление, агрессивная среда и др. Например, реакторы, предназначенные для проведения реакции риформинга нефтепродуктов в среде водородсодержащего газа в слое катализатора, работают при давлении 2,3...4,9 МПа и температуре 480...540 °С. При регенерации эти параметры равны соответственно 1,0...2,0 МПа и 500...540 °С. В реакторах гидроочистки дизельного топлива кроме высоких давлений и температур имеет место взаимодействие материала корпуса сосуда с водородом, что может привести к охрупчиванию металла. Поэтому для изготовления сосудов высокого давления целесообразно применять биметалл, который отличается прочностью, способностью противостоять высоким давлениям, температурам и одновременно имеет высокую коррозионную стойкость.

Для изготовления реакторов используется биметалл с коррозионно-стойким слоем из аустенитной высоколегированной стали (08X18H10T) и основным — из теплоустойчивой стали (12XM, 20X2M). Применение плакирующего слоя из аустенитной стали кроме коррозионной стойкости обеспечивает защиту основного слоя от насыщения водородом в процессе эксплуатации реакторов.

Конструктивно реакторы выполняют в виде вертикальных цилиндрических штамповарных аппаратов с полушаровыми или эллиптическими днищами. Биметаллические штамповарные корпуса устанавливают на конические опоры, прикрепленные анкерными болтами к бетонным постаментам. Наружный диаметр реакторов может достигать 4000 мм, высота — 16 м, масса — 150 т, толщина стенки — 150 мм и более.

Основной проблемой при изготовлении этих аппаратов является создание качественного биметалла, отвечающего высоким требованиям эксплуатации. Для обеспечения определенных свойств в каждом конкретном случае необходимо применять биметалл, состоящий из различных сочетаний материалов, нередко не сходных по физико-химическим свойствам. Поэтому при создании того или иного биметалла приходится решать

множество сложных технических и технологических вопросов.

Промышленная технология производства биметалла была разработана в Институте электро-сварки им. Е. О. Патона. Все поисковые и экспериментальные работы проводили на «Азовмаше» на толстолистовом стане ЛП-4500 металлургического комбината им. Ильича (г. Мариуполь).

В результате многочисленных исследований и опытно-промышленной проверки ИЭС совместно с ПО «Ждановтяжмаш» и Ждановским металлургическим комбинатом им. Ильича была создана на основе автовакуумной сварки давлением промышленная технология производства толстолистого биметалла толщиной до 170 мм путем прокатки несимметричных пакетов с основным слоем из сталей марок 09Г2С, 12ХМ, 20Х2М, 1Х2Н1М и плакирующим из стали марки 08Х18Н10Т, герметизированных по периметру сварным швом [1, 2].

Производство толстостенных биметаллических сосудов связано с целым рядом технологических операций, для выполнения которых требуется высокотемпературный нагрев биметалла с последующей горячей деформацией. К таким технологическим операциям следует отнести штамповку, вальцовку, калибровку. Этим операциям может предшествовать нагрев биметалла, например при отпуске после сварки изделия. Все это приводит к усилению диффузионного перемещения углерода в зоне сварки разнородных сталей и может сопровождаться образованием в ней хрупких структурных прослоек. В связи с этим при освоении технологии изготовления штамповарных сосудов исследовали влияние целого ряда технологических факторов таких, как нагрев под штамповку (вальцовку), термическая обработка металла, сварка и др. Результаты исследований были положены в основу технологических рекомендаций, инструкций и успешно реализованы в серийном производстве.

Горячая обработка биметалла не допустима при температуре ниже 800...900 °С, так как это сопряжено с опасностью отрыва плакирующего слоя. Такие технологические операции необходимо производить при температуре не ниже 950 °С. После горячей деформации целесообразна нормализация при температуре 950...975 °С с охлаждением на воздухе.

В тех случаях, когда невозможно произвести нормализацию, допускается отпуск при температуре 525...550 °С, выдержка 20...25 ч с охлаждением на воздухе.

При изготовлении толстостенных сосудов и аппаратов широко используется электрошлаковая или автоматическая сварка под флюсом [3].

Все технологические варианты сварки толстолистового металла построены на принципе раздельной сварки основного и плакирующего слоев, причем в первую очередь рекомендуется сваривать основной углеродистый слой. Таким образом удастся легко избежать попадания в углеродистый шов легирующих элементов из аустенитной облицовки, что гарантирует качество и высокие механические свойства сварного соединения.

Выбор варианта сварки биметаллических сосудов зависит от размеров изделия, его толщины, расположения швов в пространственном положении, применяемых материалов, необходимости предварительного и сопутствующего подогрева, а также возможности механической обработки отдельных сварных узлов и изделия в целом [4, 5].

Созданные толстостенные штамповочные сосуды из биметалла по разработанной и освоенной совместно ИЭС им. Е. О. Патона и ПО «Ждановтяжмаш» технологии успешно эксплуатируются и в настоящее время на многих нефтеперерабатывающих заводах бывшего Советского союза и других стран, а также на морских судах в качестве атомных реакторов.

В период выполнения космических программ возникла острая потребность в криогенной технике. Это было связано с тем, что новые задачи по освоению космоса требовали создания принципиально новых жидкостных реактивных двигателей. Решение этих задач невозможно без наличия специальных сосудов, способных выдерживать низкие температуры (от -100 до -273 °С), высокое давление, термические и силовые знакопеременные нагрузки, а также воздействие агрессивных криогенных жидкостей. Создание таких сосудов для хранения жидкого кислорода при температуре -196 °С под давлением 700 атм по запросу КБ «Энергия» было поручено ЖЗТМ. Аналогов подобных изделий не было в практике не только отечественного, но и мирового машиностроения. Предварительные расчеты показывали, что толщина стенки сосуда должна быть не менее 150 мм. Но при таких толщинах даже при начальном заполнении сосуда жидким кислородом температурный градиент по толщине стенки корпуса создавал температурные напряжения, превышающие предел текучести металла, что, естественно, вело к разрушению корпуса сосуда даже при атмосферном давлении. Необходимы были новые подходы и новые технологии получения качественного металла.

В ИЭС была предложена принципиально новая технология получения толстостенных сосудов, основанная на применении способа электрошлакового литья (ЭШЛ) [6–8], позволяющая выплавлять металл высокого качества и одновременно получать отливки для изделий сложной формы. Шлаковая ванна, температура которой обычно на $150...220$ °С превышает температуру плавления металла, за счет тепла, выделяющегося в ней при прохождении электрического тока, плавит стальные расходуемые электроды и одновременно рафинирует жидкий металл от вредных примесей. Та же шлаковая ванна служит надежной защитой жидкого металла от окисления при заполнении им формы (кристаллизатора).

С учетом наличия на ЖЗТМ уникальной печи УШ-100 было принято решение применить для изготовления элементов корпусов криогенных сосудов способ ЭШЛ, удачно сочетающий преимущества электрошлакового переплава и литья и обеспечивающий высокую чистоту металла, плотность и изотропность свойств и, следовательно, требуемое качество крупнотоннажных полых заготовок для криогенных сосудов [9, 10].

Учитывая, что техника ЭШЛ в подвижном кристаллизаторе полых заготовок диаметром 700/350 мм и длиной 2,5 м не имела на тот период аналогов, многие технологические вопросы решали непосредственно в ходе опытных плавов. Уже первая промышленная плавка заготовки из стали марки 12Х18Н10Т выявила очень серьезную проблему, для решения которой потребовались знания и опыт в области теории металлургических процессов. Дело в том, что в процессе переплава этой стали под стандартными флюсами происходит «угар» титана и в металле отливки он практически отсутствует, что лишает получаемую сталь требуемых свойств. Требовалось создание совершенно нового флюса, обеспечивающего неизменность содержания легирующих элементов в стали 12Х18Н10Т в процессе ЭШЛ. Путем проведения серии опытных лабораторных плавов решение было найдено и разработанный состав нового флюса успешно внедрен при выплавке натуральных заготовок.

Кроме освоения технологии получения отливок криогенного сосуда специалистами ИЭС им. Е. О. Патона и ЖЗТМ были успешно решены все вопросы создания изделия, включая сварку, термообработку, испытания (в т.ч. с термоциклированием) и др. [11, 12].

ЭШТ успешно применяли на ЖЗТМ и при создании металлургического оборудования.

Как известно, в машиностроительном производстве изготовление поковок массой 1,5...2,0 т связано со значительными трудностями. Поэтому целесообразно там, где это возможно, заменять кованный металл литым электрошлаковым.

ПО «Ждановтяжмаш» совместно с Институтом электросварки им. Е. О. Патона выполнили большой комплекс исследований по отработке техники и созданию технологии ЭШЛ заготовок многих деталей, в т. ч. цапф и цапфовых плит сталеразливочных ковшей, которые ранее, как правило, изготавливали из поковок.

Согласно технологии ЭШЛ слитки из стали 20Ш и 35Ш производятся по однофазной схеме на печи У-360Г и по бифилярной на УШ-100.

Применение ЭШЛ позволило сократить ряд технологических операций, необходимых при изготовлении цапфовых плит из поковок, а также получить слитки с гладкой наружной поверхностью, без гофр, утяжин, зашлаковок. Ультразвуковая дефектоскопия таких слитков подтвердила высокое качество литья электрошлакового металла, что позволило организовать их серийное производство.

В машиностроении крупные прессовые и молотовые штампы горячей штамповки изготавливают в основном способомковки. Эта технология имеет ряд существенных недостатков.

Новые возможности в производстве штампов различного назначения открыл способ ЭШЛ [13]. При ЭШЛ переплавляемый металл заполняет внутреннюю полость кристаллизатора, форма которой близка к форме готового штампа. Поэтому припуски на механическую обработку, а следовательно, и расход металла минимальны.

Вследствие благоприятных условий кристаллизации и рафинирования металла шлаком в процессе ЭШЛ литой электрошлаковый металл штамповых заготовок имеет высокую химическую и физическую однородность, изотропность механических свойств, высокую чистоту, плотность, в нем отсутствуют ликвационные дефекты.

Преимуществом фасонных литых штамповых заготовок является высокое качество рабочих участков штампа, обусловленное направленной кристаллизацией и благоприятным нормальным ориентированием кристаллитов, а также меньшей водородопроницаемостью более плотного металла ЭШЛ. Литой электрошлаковый металл в сравнении с металлом открытой выплавки (ОВ) имеет намного меньше субмикродфектов и дефектов кристаллической решетки, являющихся своеобразными каналами для диффузии водорода, образующегося при разложении смазки в процессе штамповки.

Стойкость штампов, особенно крупных (прессовых и молотовых), в значительной мере определяется наличием трещин разгара. Литые штампы ЭШЛ в отличие от кованных из металла открытой выплавки обладают более высокой стойкостью против разгарных трещин, поскольку в них отсутствуют грубые строчечные (сульфидные) включения, а границы зерен более чистые.

Одним из первых заводов тяжелого машиностроения, на котором производили штампы ЭШЛ, является ПО «Ждановтяжмаш», где на электрошлаковых печах типа У-360Г и У-360Д осуществляли электрошлаковую отливку различных машиностроительных заготовок [14].

Мелкие и средние штампы, изготовленные способами ОВ, выходят из строя из-за смятия гравюры и появления трещин разгара. В крупных многоручьевых штампах (масса падающих частей молота 5 т и более, масса штампа более 1 т) нередко происходят поломки в местах расположения хвостовиков и замков. Как показывает опыт, основной причиной этих поломок является низкое качество исходного металла ОВ (30 % крупных молотовых штампов ковального металла ОВ бракуется по этому виду дефекта). В случае применения ЭШЛ эти разрушения не наблюдаются.

Опыт эксплуатации показал, что стойкость штампов ЭШЛ в среднем в 1,2...1,5 раза выше стойкости штампов, изготовленных из ковального металла ОВ. При этом разгарные трещины на рабочих участках штампа ЭШЛ наблюдаются в меньшем количестве и меньших размеров [15, 16].

Еще одним преимуществом технологии ЭШЛ является возможность получения гетерогенных (биметаллических) штампов, у которых только рабочая часть выполняется из теплостойких штамповых сталей (4Х5МФС, 40ХСМНФ, 3ХЗМЗФ и др.), отличающихся высокой стойкостью, а остальная часть изготавливается из менее дорогих (типа 5ХНМ) или конструкционных (40Х, стали 45). При этом биметаллические штамповые заготовки имеют плавное изменение химического состава в переходной зоне.

Производство биметаллических штампов ЭШЛ оказалось наиболее перспективным направлением, так как дало возможность повысить стойкость штампов и одновременно снизить опасность хрупких разрушений благодаря демпфирующему влиянию менее легированного вязкого слоя, а также значительно экономить высоколегированные материалы.

Все выше приведенные технологии были успешно реализованы в серийном производ-

стве на ПО «Ждановтяжмаш» совместно с ИЭС им. Е. О. Патона.

Производительность прокатных станов, а также качество проката определяются прежде всего качеством прокатных валков. Опыт эксплуатации прокатных валков показывает, что для их изготовления целесообразно использовать металл ЭШП [17]. При этом повышается качество, надежность и стойкость валков.

Анализ работы опорных валков листопрокатных станов, горизонтальных и вертикальных валков обжимных станов показывает, что одной из причин частого выхода валков из строя является неравномерный износ их по длине бочки, который приводит к уменьшению длины контакта и увеличению давления в контактной зоне опорного и рабочего валков. По этой причине требуются частые перевалки и переточки валков, что неизбежно влечет за собой снижение производительности прокатных станов.

ИЭС им. Е. О. Патона и ПО «Ждановтяжмаш» совместно со Ждановским металлургическим институтом и Московским институтом стали и сплавов разработали на основе способа ЭШЛ технологию изготовления заготовок бандажей валков с переменным химическим составом по длине бочки для станов холодной прокатки [18, 19].

Полые заготовки бандажей валков изготавливали способом ЭШЛ в подвижном водоохлаждаемом кристаллизаторе диаметром 710 мм с водоохлаждаемым дорном диаметром 310 мм.

Выплавка заготовок бандажей валков с переменным химическим составом по длине бочки осуществляли путем переплава составных по высоте расходуемых электродов, набранных из заготовок разного химического состава, а также путем переплава расходуемых электродов с постоянным по длине химическим составом с введением при ЭШЛ легирующих добавок, количество которых выбирали в зависимости от требуемого закона изменения износостойкости.

Исследование бандажей ЭШЛ показало, что макроструктура литого металла плотная, дефектов типа пор, трещин, флокенов не обнаружено. Литой электрошлаковый металл чище кововой стали ОВ, в нем меньше содержится неметаллических включений, газов и вредных примесей. Кроме того, металл ЭШЛ обладает более низкой чувствительностью к термическим ударам, а также более высоким сопротивлением контактной усталости. Указанные факторы и обуславливают более высокую стойкость бандажей ЭШЛ валков по сравнению со стойкостью кованных бандажей из металла ОВ. Новая технология ЭШЛ бандажей с

заданным законом изменения химического состава металла по длине бочки была успешно применена в производстве.

В машиностроении при изготовлении валков крупнотоннажных прокатных станов, роторов турбин и т.п. используются поковки массой более 300 т.

Для изготовления поковки массой 300...350 т необходим слиток массой примерно 500 т и диаметром 4000 мм. Отечественная промышленность изготавливала ограниченное количество поковок массой не более 120...150 т из 300-тонного слитка легированной стали [20].

Освоение производства крупных заготовок способами традиционной металлургии связано с решением комплекса сложных научно-технических и технологических проблем. Основная трудность заключается даже не столько в создании уникального металлургического и технологического оборудования, сколько в получении заготовок высокого качества. Это связано с тем, что при кристаллизации в изложнице для огромной массы жидкого металла характерно интенсивное развитие зональной и внецентренной ликвации элементов, образование усадочных трещин и пустот, часто располагающихся вблизи поверхности слитков. Многие из этих дефектов при ковке не устраняются и могут привести к разрушению изделий, как при их изготовлении, так и при эксплуатации.

При увеличении массы слитка возникает необходимость в оснащении предприятия новым грузоподъемным оборудованием соответствующей мощности, гигантскими термическими печами и ковочными прессами. Поэтому получение крупнотоннажных заготовок из одного слитка — сложная задача. Указанные трудности исключаются в случае использования другого способа изготовления крупнотоннажных деталей, при котором такие детали выполняются в виде сборных конструкций с механическим креплением составляющих частей (например, сборные роторы генераторов, наборные подштамповые плиты, бандажированные опорные валки прокатных станов). Надежность этих деталей обычно ниже надежности цельных, поэтому машины с такими деталями имеют ограниченную область применения.

Технология ЭШП [21–26] позволила поднять на новую качественную ступень производство стальных слитков.

Для получения уникальных крупнотоннажных заготовок была предложена принципиально новая технология, по которой они изготавливаются из поковок меньшей массы сваркой и ковкой. Организация производства заготовок любых размеров и массы в этом случае возможна без значительных

дополнительных затрат на металлургическое и ковочное оборудование. Повышение качества заготовки при этом достигается в результате использования относительно небольших по массе поковок из металла ОВ. Наиболее целесообразно применение электрошлакового металла.

Стали для крупнотоннажных заготовок валков, штампов и других крупных изделий, отличающиеся высоким содержанием углерода (0,5...1,2 %), легированные никелем, хромом, молибденом, ванадием и другими элементами, относятся к несвариваемым материалам. Основными дефектами при их сварке являются кристаллизационные (горячие) и закалочные (холодные) трещины.

Проблему сварки крупных заготовок из высокоуглеродистых сталей решили с помощью способа электрошлаковой сварки с кусковыми присадочными материалами (ЭШС КПМ), разработанного ИЭС им. Е. О. Патона совместно с ПО «Ждановтяжмаш» [27].

ЭШС КПМ выполняется при неподвижно установленных вдоль всего сварочного зазора электродах, которые в процессе сварки плавятся, а в пространство между ними в зону шлаковой ванны подают кусковые материалы в виде дроби, шаров и т.п. Путем введения в жидкий металл через шлаковую ванну крупных твердых частиц (до 40 % массы шва) удалось получить дезориентированную измельченную армированную введенными частицами структуру металла шва, в которой исключается появление кристаллизационных трещин.

Технология ЭШС КПМ была внедрена при изготовлении ковано-сварных рабочих валков из стали 50ХН для толстолистового стана горячей прокатки ЛП-4500, а также открыла возможность для создания сверхгабаритных заготовок практически неограниченного веса для использования при строительстве стана «5000» и др.

Указанная технология была закуплена многими странами Европы и подтверждена 12-ю патентами.

На базе этого электрошлакового процесса была разработана и освоена на ПО «Ждановтяжмаш» одна из уникальных технологий — электрошлаковая подпитка с применением КПМ, позволяющая получать крупнотоннажные отливки ответственного назначения без прибыльных частей и усадочных раковин.

Толстолистовая сталь — основной конструкционный материал в машиностроении. Качество, надежность и долговечность огромного количества машин и агрегатов, таких как краны, прессы, конвертеры, ковши, станины прокатных станов и металлорежущих станков, платформы тяжелых автосамосвалов и поддизельные рамы тепловозов,

сосуды высокого давления и другие ответственные изделия, в значительной мере определяются качеством толстолистового проката.

В процессе освоения и внедрения технологии ЭШП на «Азовмаше» совместно с ИЭС им. Е. О. Патона выполнялся комплекс работ по созданию новых марок низко- и среднелегированных толстолистовых сталей ЭШП, а также разработке новых технологических процессов их получения, обеспечивающих не только дальнейшее повышение качества металла ЭШП, но и снижение его стоимости [28–35].

В рамках статьи невозможно детально привести результаты многолетних исследований в этой области. Перечислим некоторые из этих направлений.

Это такие работы, как: исследование возможности повышения прочности стали за счет регулирования содержания углерода, термического упрочнения, в т.ч. на основе двухстадийного отпуска, а также исследования характеристик изломов толстолистового металла ЭШП, получаемого по различным технологическим вариантам выплавки и термической обработки, применения макрохолодильников при ЭШП [36–38]; исследование возможности повышения качества листовой легированной стали ЭШП за счет нитридного упрочнения [39]; исследование влияния флюсов на свойства стали на примере стали 16Г2АФ [40]; исследование металла ЭШП на водородопроницаемость; исследование влияния ЭШП на стойкость стали против хрупкого разрушения; исследование сопротивляемости сталей ЭШП к образованию холодных и слоистых трещин при сварке [35]; создание технологии получения толстолистовой стали на основе ЭШП кислородно-конвертерного металла, оценка эффективности этого способа [41–44]; исследование толстолистовой стали, полученной из слитков-слябов ЭШП с различной степенью обжата [45]; разработка технологии и исследование качества гетерогенной стали, полученной в кристаллизаторе, совершающем возвратно-поступательные перемещения в горизонтальной плоскости.

Улучшением качества толстолистовой стали Б. И. Медовар занимался не только с применением ЭШП. Технология получения нового конструкционного материала — армированного квазимонолитного металла (АКМ), свойства которого в литом состоянии находятся на уровне свойств деформированного, а прокат из него не уступает по качеству металлу ЭШП, была предложена им в промышленное производство на заводах Мариуполя.

Суть новой технологии заключалась в том, что путем ввода специальной конструкции армирую-

щих вкладышей в расплавленный металл удалось целенаправленно воздействовать на процесс кристаллизации слитка, что обеспечило снижение его химической и структурной неоднородности и, как следствие, повышение механических и служебных характеристик.

Опытно-экспериментальные работы проводили в условиях действующего мартеновского цеха ЖЗТМ.

Большой объем НИР, выполненных учеными ИЭС им. Е. О. Патона и Ждановского металлургического института, позволил впервые создать и отработать в производственных условиях технологию получения крупнотоннажных цельнолитых стальных и чугунных корпусов транспортных контейнеров (ТК) для перевозки и хранения отработанного ядерного топлива. 12 апреля 1985 г. в мартеновском цехе ПО «Ждановтяжмаш» впервые в мире был отлит полый АКМ стальной слиток массой 100 т.

Применение АКМ обеспечило ощутимый экономический эффект в производстве ТК. Серийная технология производства корпусов ТК, освоенная на ЖЗТМ в 1977–1978 гг., предусматривала отливку четырех 39-тонных кузнечных слитков с последующей ковкой, механической обработкой полученных обечаек и сваркой их между собой кольцевым швом, а также покрытием внутренней поверхности корпуса нержавеющей сталью по очень сложной технологии. Технология отливки крупнотоннажных АКМ слитков с нержавеющей сталью внутренним покрытием обеспечила существенное снижение трудоемкости и цикла изготовления при производстве изделий.

В 1986 г. с применением новой технологии изготовлен ТК-10 для Новороссийской АЭС, корпус которого впервые в отечественной практике был собран из двух крупнотоннажных полых с нержавеющей сталью внутренним покрытием АКМ заготовок, сваренных одним кольцевым швом. В тот же период изготовлен исследовательский ТК-18, корпус которого представлял цельнолитую чугунную с нержавеющей сталью внутренним покрытием полузаготовку высотой более 4 и наружным диаметром более 1,5 м, геометрические объемы и размеры

которой практически соответствовали готовому изделию.

Технология получения толстолистового АКМ проката с улучшенными служебными характеристиками также внедрена в производство конвертеров и деталей других изделий, в т.ч. специального назначения. Реализованные в процессе отработки технологии технические решения защищены авторскими свидетельствами, а сама технология позволила решить ряд практических производственных задач.

Первым изделием на ЖЗТМ, которое изготовили из АКМ, был конвертер — сталеплавильный агрегат емкостью 300 т для Череповецкого металлургического комбината. До этого, учитывая тяжелые условия работы таких агрегатов, наиболее ответственные их узлы, в частности опорные кольца, изготавливали из металла ЭШП. Применение АКМ обеспечило снижение трудо- и энергозатрат при производстве конвертеров на ЖЗТМ. После всестороннего исследования качества изготовленного конвертера был отгружен заказчику и успешно работает до настоящего времени.

Участник Великой Отечественной войны, один из создателей легендарного танка Т-34 на Нижне-Тагильском заводе, Борис Израилевич в мирное время много внимания уделял технологиям, используемым в производстве изделий специального назначения, результаты которых по известным причинам в этой статье представить невозможно. Однако по одной из тем можно привести некоторые данные, поскольку они были реализованы в мирное время и о которых уже известно и неоднократно сообщалось в самых разных источниках массовой информации.

Речь идет о поставках Украиной в 1996–1999 гг. партии танков Т-84 в количестве 320 шт. Пакистану. Контракт, за который боролись Россия (Т-90), Германия («Леопард II») и др., был выигран только благодаря тому, что изготовленная в сварнокачаном исполнении башня танка при испытаниях на этапе тендерного сравнения оказалась вне конкуренции. Работы по созданию такой конструкции проводили более 5 лет.

Хотелось бы отметить особенно — это создание на «Азовмаше» школы Б. И. Медовара, что является главным и неподдающимся никакой переоценке.

Все, чему мы научились у своего легендарного учителя — Бориса Израилевича и конечно же, в первую очередь, автор этих строк — это ответственности за выполнение работы и ее результат. Будучи исключительно трудолюбивым, фанатично преданным своему делу и неутомимо настойчивым в достижении цели, Борис Израилевич очень сурово спрашивал со своих учеников четкого исполнения задания, не терпел некомпетентности и дилетантского подхода к решению

проблемы. Особенно жестко требовал, чтобы исполнитель вникал во все тонкости исследований и при этом, одновременно, всегда поощрял за инициативу и полученный результат. Особенно — за идеи по дальнейшему продолжению работы. Борис Израилевич никогда не останавливался на достигнутом. Всегда говорил: «Добился результата — не успокаивайся! Иди дальше и добивайся следующего этапа в продвижении...».

Низкий поклон и вечная память, дорогой Учитель.

1. Луцук-Худин В. А. Новый способ производства толстолистового двухслойного проката для сосудов высокого давления / В. А. Луцук-Худин. — К.: Наук. думка, 1965. — 52 с.
2. Патон Б. Е. Новый способ производства двухслойного листа, основанный на применении электрошлаковой сварки / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. А. Луцук-Худин // Бюл. ЦНИИЧЕРМЕТ. — 1962. — № 6. — С. 15–21.
3. Кумыш И. И. Механизированная сварка толстолистовых сосудов из двухслойной стали / И. И. Кумыш, В. А. Луцук-Худин, В. Я. Саенко // Хим. и нефт. машиностроение. — 1967. — № 6. — С. 14–19.
4. Новая технология изготовления толстолистовых биметаллических сосудов высокого давления / В. А. Луцук-Худин, В. Я. Саенко, И. И. Кумыш [и др.] // В кн.: Технология, организация и механизация сварочного производства. — М.: НИИИНФОРМтяжмаш, 1968. — С. 29–33.
5. Производство толстолистовых сварных сосудов из двухслойных сталей с коррозионностойкой аустенитной облицовкой / Б. И. Медовар, В. А. Луцук-Худин, В. Я. Саенко [и др.] // В кн.: Производство, сварка и применение двухслойной стали. — М.: ГОСИНТИ, 1963. — С. 7–21.
6. Изготовление сосудов высокого давления способом электрошлакового литья / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Г. А. Бойко [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1978. — Вып. 9. — С. 5–12.
7. Электрошлаковая выплавка заготовок сосудов высокого давления из аустенитной стали / Б. И. Медовар, А. Д. Чепурной, В. Я. Саенко [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1981. — Вып. 14. — С. 14–19.
8. Эффективность изготовления литосварных сосудов высокого давления с применением технологии электрошлакового литья / В. И. Алексеев, Б. И. Медовар, А. Д. Чепурной, В. Я. Саенко. // В кн.: Пути интенсификации и повышения эффективности сварочного производства: Матер. семинара. — М.: Об-во «Знание» РСФСР, 1977. — С. 114–119.
9. Исследование качества литых электрошлаковых заготовок из стали 12Х18Н10ТШ, предназначенных для сосудов высокого давления / А. Д. Чепурной, В. Я. Саенко, И. Д. Нагаевский [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1980. — Вып. 12. — С. 65–70.
10. Лебедев Д. В. Конструктивная прочность криогенных сталей / Д. В. Лебедев. — М.: Металлургия, 1976. — 264 с.
11. Медовар Б. И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов / Б. И. Медовар. — М.: Машиностроение, 1966. — 430 с.
12. Медовар Б. И. Сварка хромоникелевых аустенитных сталей / Б. И. Медовар. — М.: Машгиз, 1958. — 339 с.
13. Новая технология получения литых электрошлаковых штамповых заготовок массой до 20 т / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1980. — Вып. 12. — С. 52–54.
14. Использование ЭШП для получения литых электрошлаковых штамповых заготовок / Г. А. Бойко, Е. С. Гринюк, В. М. Шнейберг [и др.] // В кн.: Рафинирующие переплавы. — К.: Наук. думка, 1974. — С. 138–142.
15. Повышение стойкости крупных молотовых штампов, изготовленных из литого металла ЭШП / В. С. Гринюк, В. Ф. Карпов, Г. А. Бойко [и др.] // Рафинирующие переплавы. — 1975. — Вып. 2. — С. 109–111.
16. Производство крупных штамповых заготовок способом ЭШП / В. С. Гринюк, В. Я. Саенко, Б. И. Медовар [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1978. — Вып. 8. — С. 31–38.
17. Бергшоу Т. Применение ЭШП для улучшения качества валков / Т. Бергшоу, В. Летгер, Р. Кроффе. // Электрошлаковый переплав. — 1974. — Вып. 2. — С. 129–146.
18. Исследование и разработка технологии наплавки валков с переменной по длине бочки износостойкостью / Л. К. Лецинский, Б. И. Носовский, С. В. Гулаков [и др.] // В кн.: Прогрессивные способы сварки в тяжелом машиностроении и наплавки в черной металлургии: Тез. докл. VI Всесоюз. науч.-техн. конф. — Жданов, 1977. — С. 4–5.
19. Электрошлаковая выплавка бандажей валков холодной прокатки с переменным химическим составом по длине бочки / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1980. — Вып. 12. — С. 3–5.
20. Скобло С. Я. Слитки для крупных поковок / С. Я. Скобло, Е. А. Казачков. — М.: Металлургия, 1973. — 373 с.
21. Латаш Ю. В. Электрошлаковый переплав / Ю. В. Латаш, Б. И. Медовар. — М.: Металлургия, 1970. — 238 с.
22. Медовар Б. И. Настоящее электрошлакового переплава / Б. И. Медовар. — М.: Машиностроение, 1978. — 24 с.
23. Медовар Б. И. Электрошлаковая технология сегодня и завтра / Б. И. Медовар // В кн.: Современ. проблемы сварки и спец. электрометаллургии. — К.: Наук. думка, 1980. — С. 147–161.
24. Патон Б. Е. Новые направления развития специальной электрометаллургии / Б. Е. Патон // В кн.: Научные проблемы сварки и специальной электрометаллургии. — К.: Наук. думка, 1970. — С. 56–66.
25. Патон Б. Е. Электрошлаковая технология / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Г. А. Бойко. — К.: Об-во «Знание» УССР, 1976. — 76 с.
26. Электрошлаковый металл / Б. И. Медовар, Г. А. Бойко, Л. М. Ступак [и др.]. — К.: Наук. думка, 1981. — 711 с.
27. Новый способ сварки заготовок сверхкрупных сечений: электрошлаковая сварка неподвижным электродом с добавкой кусковых материалов (ЭШС КПМ) / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. П. Андреев [и др.] // В кн.: Пробл. электрошлаковой технологии. — К.: Наук. думка, 1978. — С. 41–47.
28. Влияние электрошлакового переплава на стойкость стали 16Г2АФ против хрупких разрушений / Л. И. Гладштейн, В. Я. Саенко, Л. Г. Гавриленко [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1977. — Вып. 7. — С. 21–27.
29. Использование толстолистового металла ЭШП для изготовления ответственных сварных конструкций металлургического оборудования / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар,

- В. Я. Саенко [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1977. — Вып. 6. — С. 25–28.
30. *Исследование возможности улучшения на основе ЭШП качества толстолистовой стали марки 16Г2АФ* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1975. — Вып. 1. — С. 34–40.
 31. *Медовар Б. И.* Вопросы сварки низко- и среднелегированной толстолистовой электрошлаковой стали / Б. И. Медовар, В. Я. Саенко. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1981. — Вып. 14. — С. 20–24.
 32. *О целесообразности изготовления ответственных сварных конструкций из толстолиствого металла, улучшенного способом ЭШП* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко [и др.] // Рафинирующие переплавы. — 1974. — Вып. 1. — С. 123–138.
 33. *Саенко В. Я.* ЭШП стали марки 16Г2АФ с делегированием в процессе переплава / В. Я. Саенко, В. Н. Пахуридзе. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1978. — Вып. 3. — С. 19–23.
 34. *Склонность* стали 16Г2АФ электрошлакового переплава к образованию слоистых трещин при сварке / Л. Г. Гавриленко, Л. И. Гладштейн, Б. И. Медовар [и др.] // Автомат. сварка. — 1976. — № 10. — С. 9–13.
 35. *Сопrotивляемость* стали 16Г2АФ электрошлакового переплава образованию холодных трещин при сварке / Б. И. Медовар, В. Н. Пахуридзе, В. Я. Саенко [и др.] // Автомат. сварка. — 1979. — № 8. — С. 6–9.
 36. *Исследование эффективности ввода макрохолодильников в процессе электрошлакового переплава* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1980. — Вып. 13. — С. 3–9.
 37. *Медовар Б. И.* О поведении макрохолодильников в металлургическом расплаве / Б. И. Медовар, В. Я. Саенко. // Докл. АН СССР. — 1980. — № 1. — С. 90–91.
 38. *Управление кристаллизацией слитков путем ввода макрохолодильников при электрошлаковом переплаве* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко, Ю. Г. Емельяненко // В кн.: Литье с применением инокуляторов. — К.: Ин-т пробл. литья АН УССР, 1981. — С. 13–19.
 39. *Некоторые вопросы упрочнения электрошлаковой стали* / Г. А. Гринев, В. Я. Саенко, Г. А. Бойко [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1975. — Вып. 1. — С. 28–34.
 40. *Куслицкий А. Б.* Наследственность свойств электрошлакового металла, переплавленного на различных флюсах / А. Б. Куслицкий, К. Б. Кацов, Г. В. Карпенко. // В кн.: Специальная электрометаллургия: Докл. Междунар. симпози. по спец. металлургии. — К.: Наук. думка, 1972. — С. 87–91.
 41. *Медовар Б. И.* Электрошлаковый переплав стали 16Г2АФ с селекцией металла расходуемых электродов и долегиrowанием азотом / Б. И. Медовар, В. Я. Саенко, В. Н. Пахуридзе. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1976. — Вып. 4. — С. 4–7.
 42. *Новая технология получения высококачественных низко- и среднелегированных сталей на основе ЭШП кислородно-конвертерного металла* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко [и др.] // В кн.: Проблемы электрошлаковой технологии. — К.: Наук. думка, 1978. — С. 50–66.
 43. *Новая технология получения листового проката низколегированной стали типа 16Г2АФШ толщиной до 200 мм, полученной переплавом стали-полупродукта с долегиrowанием в процессе электрошлакового переплава* / Б. И. Медовар, В. Н. Пахуридзе, В. Я. Саенко [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1979. — Вып. 10. — С. 11–17.
 44. *Электрошлаковая выплавка промышленных листовых слитков стали 16Г2АФ развесом 10...14 т с использованием для переплава кислородно-конвертерного металла* / В. Я. Саенко, В. Н. Пахуридзе, А. В. Бешенцев [и др.] // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1976. — Вып. 5. — С. 27–30.
 45. *Гринев Г. А.* Исследование влияния ЭШП на характеристики излома толстолиствого металла / Г. А. Гринев, А. К. Цыгуленко, В. Я. Саенко // В кн.: Пробл. электрошлаковой технологии. — 1978. — С. 174–181.

Given are the results of important searching research and experimental-industrial works in the field of welding, metallurgy and machine building, carried out in the period of 1960–2000 at Zdanov plant of heavy machine building under the supervision of Boris I. Medovar, academician of the AS Ukr.SSR. These works allowed creating the unique products for the machine building, some of them were mastered for the first time in the national and world practice. Ref. 45.

Key words: welding; welding technologies; special electrometallurgy; forging; rolling; welding consumables; technological processes; investigations of metallurgical quality of metal; monitoring; tests

Поступила 11.04.2016

EXPOWELDING 2016

18–20 октября 2016 г.

г. Сосновице, Польша

Экспо Силезия и Институт сварки Польши проводят очередную сварочную выставку ExpoWELDING 2016

<http://exposilesia.pl>

ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫЙ ПЕРЕПЛАВ ОТХОДОВ ПРЕЦИЗИОННЫХ СПЛАВОВ

И. В. Протокилов, Д. А. Петров, В. Б. Порохонько

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

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

Изучена возможность электрошлакового переплава отходов прецизионных сплавов 29НК, 50Н, 46Н. Слитки получали способом ЭШП расходных электродов, сформированных из отходов указанных сплавов, в камерной электрошлаковой печи в атмосфере аргона. Для обеспечения интенсивного перемешивания жидкометаллической ванны и гомогенизации состава металла использовали метод воздействия внешним продольным магнитным полем. Отработаны режимы ЭШП и последующей термомеханической обработки слитков. Получены полуфабрикаты в виде деформированных прутков. Установлено, что однократный ЭШП позволяет переплавлять отходы прецизионных сплавов 29НК, 50Н, 46Н с получением металла удовлетворяющего по химическому составу и свойствам требованиям соответствующих стандартов. Проведены работы по выплавке и последующей прокатке партии слитков сплава 29НК. Библиогр. 2, табл. 3, ил. 5.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; прецизионные сплавы; отходы; слиток; термомеханическая обработка

Прецизионные сплавы — это высоколегированные сплавы с строго заданными физическими и физико-механическими свойствами, обусловленными точностью химического состава, отсутствием примесей, соблюдением технологического процесса их выплавки и последующей обработки.

Согласно межгосударственного стандарта ГОСТ 10994–74 по физическим свойствам и областям применения прецизионные сплавы делятся на семь групп: магнитно-мягкие; магнитно-твердые; с заданным температурным коэффициентом линейного расширения; с высокими упругими свойствами; сверхпроводящие; с высоким электрическим сопротивлением; термобиметаллы.

Сегодня существует более 200 марок прецизионных сплавов, отличающихся по химическому составу, способам выплавки и методам оптимизации заданных физических свойств [1]. Среди них большую группу сплавов, широко применяемых в промышленности, представляют сплавы с заданным температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР). Их используют в метрологии, радиоэлектронной и криогенной технике, для изготовления измерительного инструмента, электровакуумных и полупроводниковых приборов, газовых лазеров, терморегуляторов и т.д.

Преобладающее число сплавов такого типа составляют двойные или сложнолегированные сплавы на железоникелевой основе. Такое положение прежде всего определяется наличием в системе Fe–Ni области, в которой сплавы обладают резко выраженной аномалией теплового расширения [2].

Для вакуумплотных соединений со стеклом и керамикой применяют в основном сплавы на основе системы Fe–Ni–Co. Из них наиболее типичным и распространенным является сплав 29НК (ковар), ТКЛР которого ($4...12 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹) близок к ТКЛР стекла и керамики. Его используют для изготовления многочисленных электровакуумных приборов, ламп накаливания и люминесцентных ламп, там где необходимы герметичные спаи со стеклом.

Другой группой широко используемых в промышленности прецизионных сплавов являются магнитно-мягкие типа пермаллой (45Н, 50Н, 79НМ и др.), обладающие высокими магнитной проницаемостью и индукцией насыщения. Их используют для изготовления сердечников малогабаритных силовых трансформаторов и трансформаторов звуковых частот, дросселей, реле и деталей магнитных цепей, электромагнитных экранов и различных магнитопроводов.

Несмотря на различное применение указанных выше сплавов особенности их металлургического производства во многом схожи. Процессы выплавки и последующей термомеханической обработки сплавов должны обеспечивать их точный химический состав, гомогенность, чистоту от вредных примесей и включений, заданное структурное состояние.

Цель данной работы — разработка схемы и режимов электрошлакового переплава (ЭШП) и последующей термомеханической обработки отходов прецизионных сплавов 29НК, 50Н, 46Н (табл. 1).

Т а б л и ц а 1. Химический состав прецизионных сплавов 29НК, 50Н, 46Н, мас. %										
Сплав	Si	Mn	C	S	P	Cu	Ni	Co	Cr	Fe
			не более							
29НК	до 0,3	до 0,4	0,03	0,015	0,015	0,2	28,5...29,5	17,0...18,0	0,1	Остальное
50Н	0,15...0,30	0,3...0,6	0,03	0,020	0,020	0,2	49,0...50,5	—	—	->-
46Н	до 0,3	до 0,4	0,05	0,020	0,020	0,2	45,5...46,5	—	—	->-

Т а б л и ц а 2. Режимы ЭШП прецизионных сплавов						
Сплав	Сечение электрода, мм	Диаметр кристаллизатора, мм	U, В	I, А	v _д , м/ч	B, Тл
29НК	35×40	84	35	3000...3500	5,0	0,12
29НК	Ø45	84	35	2000...4000	5,2	0,10
29НК	80×75	140	33	5800...6500	2,7	0,16
50Н	83×73	140	32	5800...6000	2,6	0,16
46Н	40×40	84	35	3800...4000	5,2	0,12

Следует отметить, что сегодня в Украине отсутствует промышленное производство сплавов данного типа. Поэтому исследование возможности передела отходов прецизионных сплавов является актуальным и представляет практический интерес.

Отходы указанных сплавов представляли собой некондиционную ленту толщиной 0,3 и шириной 60...80 мм, листовую обрезь толщиной 3, шириной 15...50 и длиной 500...800 мм, а также обрезь торцов цилиндрических поковок (рис. 1, а).

Предварительный этап подготовки материалов к переплаву заключался в их зачистке абразивной щеткой, обезжиривании ацетоном и просушке в печи при T = 300 °С.

Расходуемые электроды формировали из вышеупомянутых отходов при помощи аргонодуговой сварки с использованием присадочного материала аналогичного состава (рис. 1, б).

Учитывая высокие требования к химическому составу металла, плавки осуществляли в камерной электрошлаковой печи в атмосфере аргона с предварительным вакуумированием плавильного пространства до 5·10⁻² мм рт. ст. Выплавляли слитки диаметром 84 и 140 мм с использованием бескислородного фторидно-хлоридного флюса. Наведение шлаковой ванны осуществляли при помощи «холодного» старта.

Для обеспечения интенсивного перемешивания жидкометаллической ванны и гомогенизации состава кристаллизующегося слитка использовали метод воздействия внешним продольным магнитным полем индукцией до 0,16 Тл. Режимы плавок приведены в табл. 2.

Процесс переплава расходуемых электродов, сформированных из ленты и листовой обрезки, проходил стабильно, без существенных колебаний тока плавки (рис. 2, а). В случае использо-



Рис. 1. Отходы прецизионных сплавов (а) и сформированные из них расходуемые электроды для ЭШП (б)

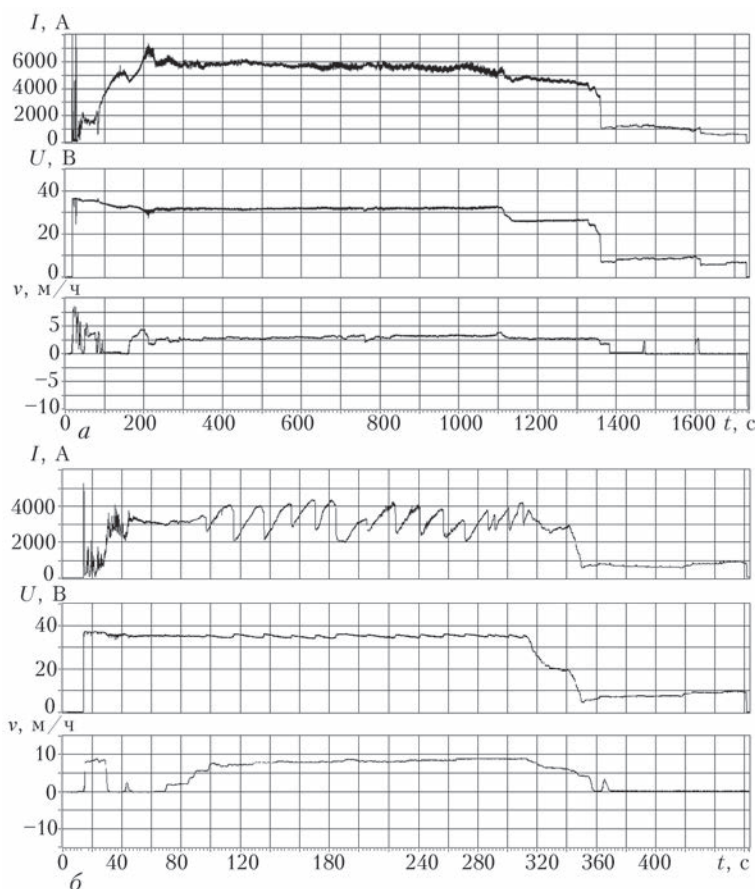


Рис. 2. Режимы переплава электродов, сформированных из ленты (а) и цилиндрических обрезков (б)

вания электрода, сваренного из цилиндрических обрезков (рис. 1, б) имели место существенные колебания тока плавки (рис. 2, б). Эти колебания тока вызваны снижением площади поперечного сечения переплавляемого электрода в местах сварки. В данном случае для обеспечения стабильных режимов

ЭШП и гомогенности структуры слитка целесообразно использовать повторный переплав или гарантировать полный провар сварного соединения при изготовлении расходного электрода.

В результате проведенных экспериментов отработаны режимы ЭШП отходов сплавов 29НК, 50Н и 46Н, позволяющие получать слитки с хорошим формированием боковой поверхности (рис. 3) и плотной макроструктурой, без пор, шлаковых включений и прочих дефектов. Анализ микроструктуры литого металла также не выявил наличие дефектов металлургического характера (рис. 4, а, б).

Результаты анализов химического состава металла, определенного по четырем образцам, вырезанным из разных участков выплавленных слитков, приведены в табл. 3. Данные таблицы свидетельствуют, что состав прецизионных сплавов 29НК, 50Н, 46Н, полученных путем однократного ЭШП отходов соответствует требованиям стандарта (табл. 1).

Полученные слитки подвергли горячей прокатке на пруток при температуре 1000...1150 °С со сменой оси деформации при каждом проходе. Степень деформации за один проход составила 4...7 при общей степени деформации до 70 %. В результате прокатки получены прутки диаметром 40...45 и длиной 800...900 мм.



Рис. 3. Слитки прецизионных сплавов, полученные ЭШП отходов: а — 29НК, диаметр 84 мм; б — 50Н, диаметр 140 мм; в — 46Н, диаметр 84 мм

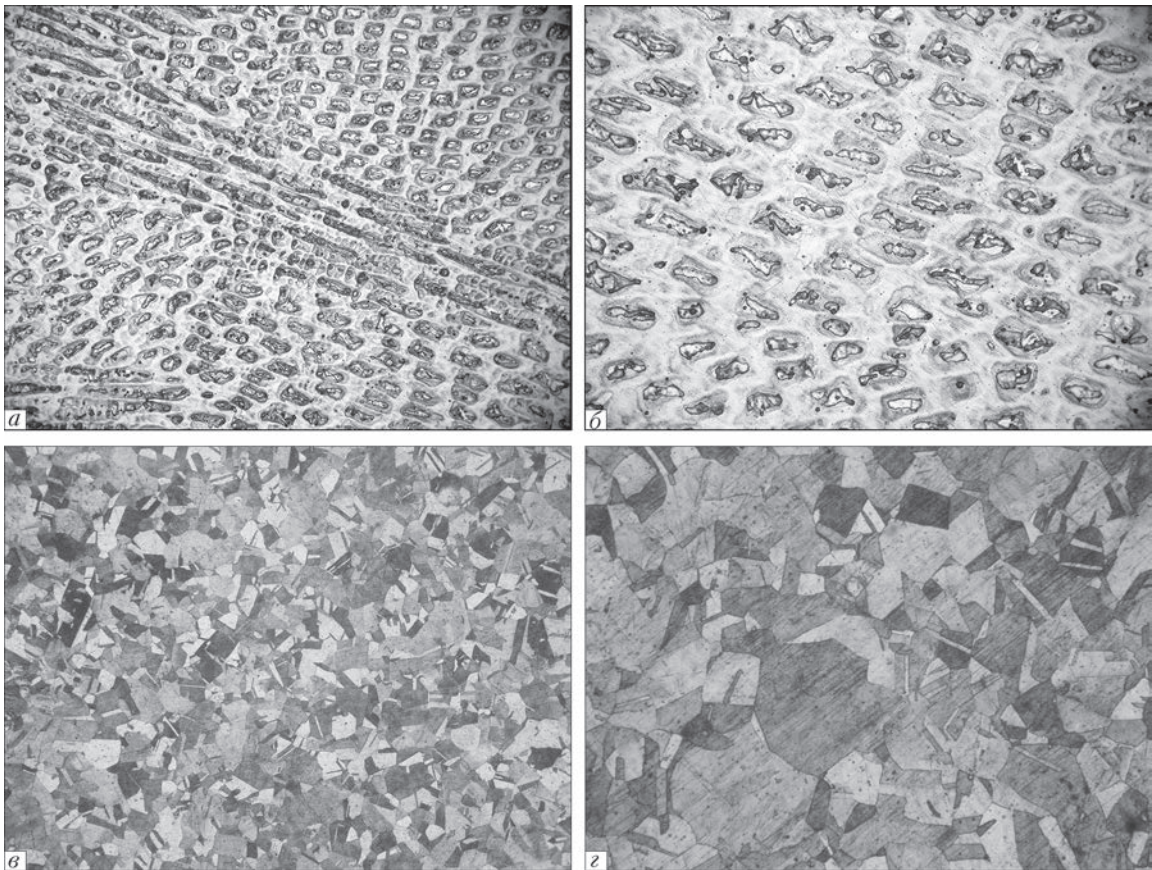


Рис. 4. Микроструктура сплава 29НК в литом состоянии (а, б) и после горячей деформации (в, г): а, в — ×50; б, г — ×125

Т а б л и ц а 3. Химический состав прецизионных сплавов, полученных ЭШП отходов, мас. %									
Сплав	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	Co	Cr	Fe
29НК	–	0,20	–	–	0,18	29,2	17,0	0,038	53,3
50Н	0,15	0,42	–	–	0,16	49,6	–	–	49,2
46Н	–	0,20	–	–	0,16	45,8	–	–	53,7

На рис. 4, в, г приведена микроструктура сплава 29НК в состоянии после деформации. Микроструктура металла однородная, состоит преимущественно из равноосных зерен с характерным

размером 40...70 мкм. Трещин, микропор и прочих дефектов не выявлено.

Таким образом, установлено, что однократный ЭШП позволяет переплавлять отходы прецизион-

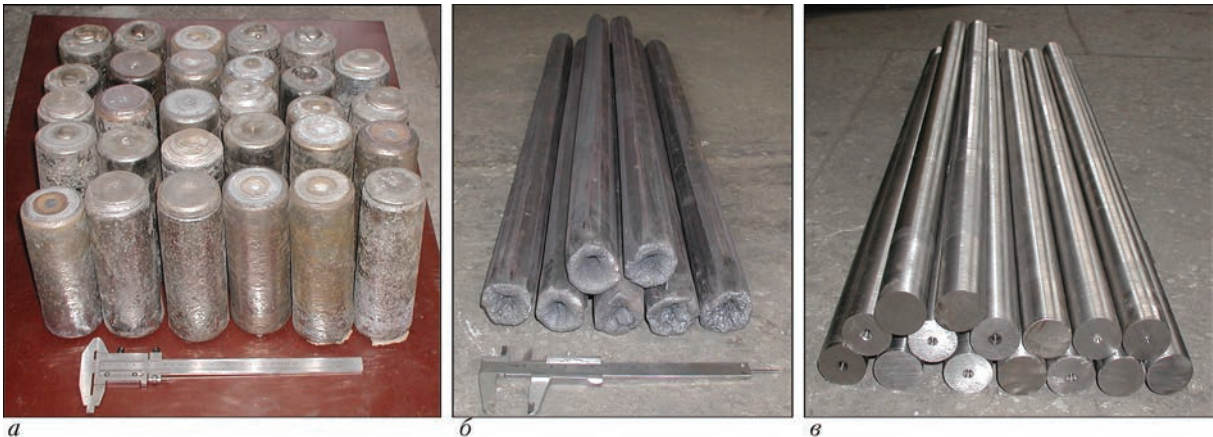


Рис. 5. Внешний вид слитков прецизионных сплавов ЭШП и изготовленных из них поковок и прутков: а, б, в см. в тексте

ных сплавов 29НК, 50Н, 46Н с получением металла удовлетворяющего по химическому составу и свойствам требованиям соответствующих стандартов. На основании этого и с учетом разработанных режимов ЭШП и последующей деформации литого металла проведены работы по переработке опытной партии листовых отходов прецизионного сплава 29НК.

Передел включал однократный ЭШП расходуемых электродов, сформированных из листовых отходов с получением слитков диаметром 84 мм (рис. 5, а), горячую прокатку слитков на прутки диаметром 42 мм с последующим отжигом (рис. 5, б) и обработку на токарном станке с получением чистовых прутков диаметром 38 мм (рис. 5, в).

Последующее изготовление из данного металла изделий и оценка их характеристик показали, что сплав удовлетворяет техническим условиям по его эксплуатации, обеспечивает требуемый ТКЛР и вакуумплотный спай элементов радиоэлектронной аппаратуры со стеклом.

Feasibility of electroslag remelting of wastes of precision alloys 29NK, 50N, 46N was studied. Ingots were produced by the method of ESR of consumable electrodes, formed from wastes of the mentioned alloys, in the chamber-type electroslag furnace in argon atmosphere. To provide the intensive stirring of the liquid metal pool and homogenization of metal composition, the method of effect by an external longitudinal magnetic field was applied. Modes of ESR and post thermomechanical treatment of ingots were optimized. Semi-products in the form of deformed rods were produced. It was found that the single ESR allows remelting wastes of precision alloys 29 NK, 50N, 46N with producing of metal, meeting the corresponding standards as to the chemical composition and properties. The works were carried out on melting and next rolling of the batch of ingots of alloy 29NK. Ref. 2, Tables 3, Figures 5.

Key words: *electroslag remelting; precision alloys; wastes; ingot; thermomechanical treatment*

Поступила 19.04.2016

Выводы

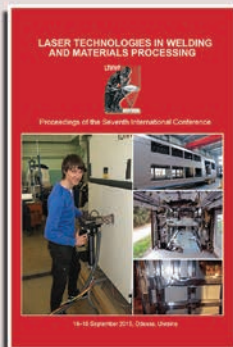
1. Разработана технологическая схема и режимы ЭШП отходов прецизионных сплавов 29НК, 50Н, 46Н. Выплавлены слитки указанных сплавов диаметрами 84 и 140 мм с качественным формированием боковой поверхности, плотной макро- и микроструктурой, без шлаковых включений, пор, микротрещин и прочих дефектов.

2. Разработаны режимы термомеханической обработки слитков ЭШП, получены полуфабрикаты прецизионных сплавов в виде прутков диаметром 38...45 мм.

3. Показано, что однократный ЭШП позволяет перерабатывать отходы прецизионных сплавов с получением металла удовлетворяющего по химическому составу требованиям стандарта.

1. Грицианов Ю. А. Металлургия прецизионных сплавов / Ю. А. Грицианов., Б. Н. Путимцев, Б. В. Молотиллов. — М.: Металлургия, 1975. — 448 с.
2. Прецизионные сплавы: [справочник / под. ред. Б. В. Молотилова]. — М.: Металлургия, 1983. — 439 с.

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»



ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ. — Киев: Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2016. — 98 с. (Электронное издание <http://patonpublishinghouse.com/proceedings/ltwmp2015book.pdf>).

Сборник содержит доклады, представленные на Седьмой международной конференции «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов», 14–18 сентября 2015 г., Одесса, Украина, в которых отражены последние достижения в области лазерной сварки, резки, наплавки и других современных технологий лазерной обработки материалов. Рассматриваются перспективы применения лазерных технологий. Авторами докладов являются известные ученые и специалисты из нескольких стран мира.

Архив предыдущих шести конференций «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов» на сайте:

<http://patonpublishinghouse.com/proceedings/ltwmp>

ОСОБЕННОСТИ ВЫПЛАВКИ СЛИТКОВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ19 В ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ УСТАНОВКЕ С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ЕМКОСТЬЮ

С. В. Ахонин¹, А. Ю. Северин¹, В. А. Березос¹,
А. Н. Пикулин¹, А. Г. Ерохин²

¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.
03680, Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины».
03028, г. Киев, ул. Ракетная, 26. E-mail: titan.paton@gmail.com

С помощью методов математического моделирования оценивали влияние технологических параметров электронно-лучевой плавки на содержание легирующих элементов в слитке титанового сплава ВТ19, а также адекватность построенной математической модели для многокомпонентных титановых сплавов. На основании расчетов определены оптимальные технологические режимы ведения электронно-лучевой плавки и проведена серия экспериментальных плавок слитков сплава ВТ19 диаметром 110 мм. По результатам работы выявлены особенности электронно-лучевой плавки высокопрочного титанового сплава ВТ19, которые необходимо учитывать при подготовке и выплавке данного сплава. Анализ результатов экспериментальных данных показал, что математическая модель описывает процесс испарения легирующих элементов из титанового сплава ВТ19 при электронно-лучевой плавке с достаточно высокой степенью точности и может быть использована для получения слитков с заданным химическим составом. Библиогр. 8, табл. 1, ил. 5.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; титановый сплав; испарение; математическое моделирование

Важнейшими элементами конструкций авиационной и космической техники являются детали и узлы, изготовленные из высокопрочных титановых сплавов. По уровню прочности титановые сплавы принято разделять на: малопрочные (временное сопротивление разрыву менее 650 МПа); средней прочности (700...1000 МПа) и высокопрочные (более 1000 МПа) [1]. К высокопрочным титановым сплавам относится сплав ВТ19 со следующим химическим составом, мас. %: (Ti–(2,5...3,5)Al–(5,0...6,0)Mo–(4,0...5,0)Cr–(3,0...4,0)V–(0,5...1,5)Zr. Содержание примесей должно составлять, не более 0,15 O; 0,05 N; 0,015 H; 0,10 C; 0,15 Si. По сравнению с другими высокопрочными титановыми сплавами, сплав ВТ19 имеет лучшие значения удельной прочности, плотности и стоимости, так как содержит в своем составе меньше тяжелых и дорогостоящих элементов, а также высокие показатели коррозионной стойкости в атмосферных условиях и морской воде, технологической пластичности в закаленном или отожженном состояниях и после старения (до 1800 МПа) [1, 2]. В промышленности титановый сплав ВТ19 получают двойным переплавом в вакуумно-дуговых печах с расходуемым электродом. Этот сплав относится к псевдо β-титановым сплавам, которые отличаются высоким содержанием легирующих элементов,

что несколько усложняет его производство способом электронно-лучевой плавки (ЭЛП), так как при выплавке слитков многокомпонентных титановых сплавов возникает проблема обеспечения заданного химического состава слитка. Это вызвано тем, что плавка в электронно-лучевой установке осуществляется в более высоком вакууме, чем в вакуумно-дуговой печи, и легирующие элементы с упругостью пара, превышающей упругость пара титана, испаряются более интенсивно [3, 4]. В данном случае к таким элементам относятся алюминий и хром. Концентрация в слитке элементов с упругостью пара ниже упругости пара титана, в данном случае Mo, V и Zr, может даже несколько повышаться.

Целью работы является оценка с помощью методов математического моделирования влияния технологических параметров ЭЛП на содержание легирующих элементов в слитке титанового сплава ВТ19, а также проверка адекватности построенной модели для многокомпонентных титановых сплавов.

Известно [3–5], что в процессе ЭЛП с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) испарение алюминия и других компонентов сплава происходит в несколько стадий: с оплаваемого торца расходуемой заготовки; из промежуточной емкости; из

кристаллизатора. При этом время переноса жидкого металла с оплаваемого торца расходуемой заготовки в промежуточную емкость и из промежуточной емкости в кристаллизатор незначительно и на процессы испарения влияния практически не оказывает. В работе [6] представлена математическая модель процессов испарения легирующих элементов при ЭЛП многокомпонентных титановых сплавов в виде уравнений материального баланса легирующих элементов и титана для каждой зоны, где металл находится в расплавленном состоянии, а связи между зонами представлены в виде массопотоков. Построенные математические модели устанавливают зависимость концентрации алюминия и других компонентов титанового сплава в слитке, полученном способом ЭЛПЕ, от технологических параметров плавки, химического состава исходной шихты и физико-химических констант титанового сплава. Модели позволяют прогнозировать химический состав выплавляемых слитков титановых сплавов и могут быть использованы в производстве для получения слитков с заданным химическим составом.

Анализ процессов испарения при ЭЛП титанового сплава ВТ19. Для анализа влияния технологических параметров плавки и химического состава

исходной шихты на химический состав выплавляемых слитков рассмотрен процесс получения слитка титанового сплава ВТ19 способом ЭЛПЕ в кристаллизаторе диаметром 110 мм. Применительно к сплаву ВТ19 математическая модель процессов испарения при ЭЛП имеет следующий вид:

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

где $j = 1, 2, 3$ — стадии процесса испарения при ЭЛП.

Модель представляет собой систему нелинейных алгебраических уравнений, которую решали численными методами с использованием компьютерной техники.

Для нашего случая коэффициент массопереноса алюминия в расплаве титана в условиях ЭЛП принимаем $\beta_{\text{Al}} = 6,6 \cdot 10^{-6}$ м/с [5]. Численные значения коэффициента активности титана и молибде-

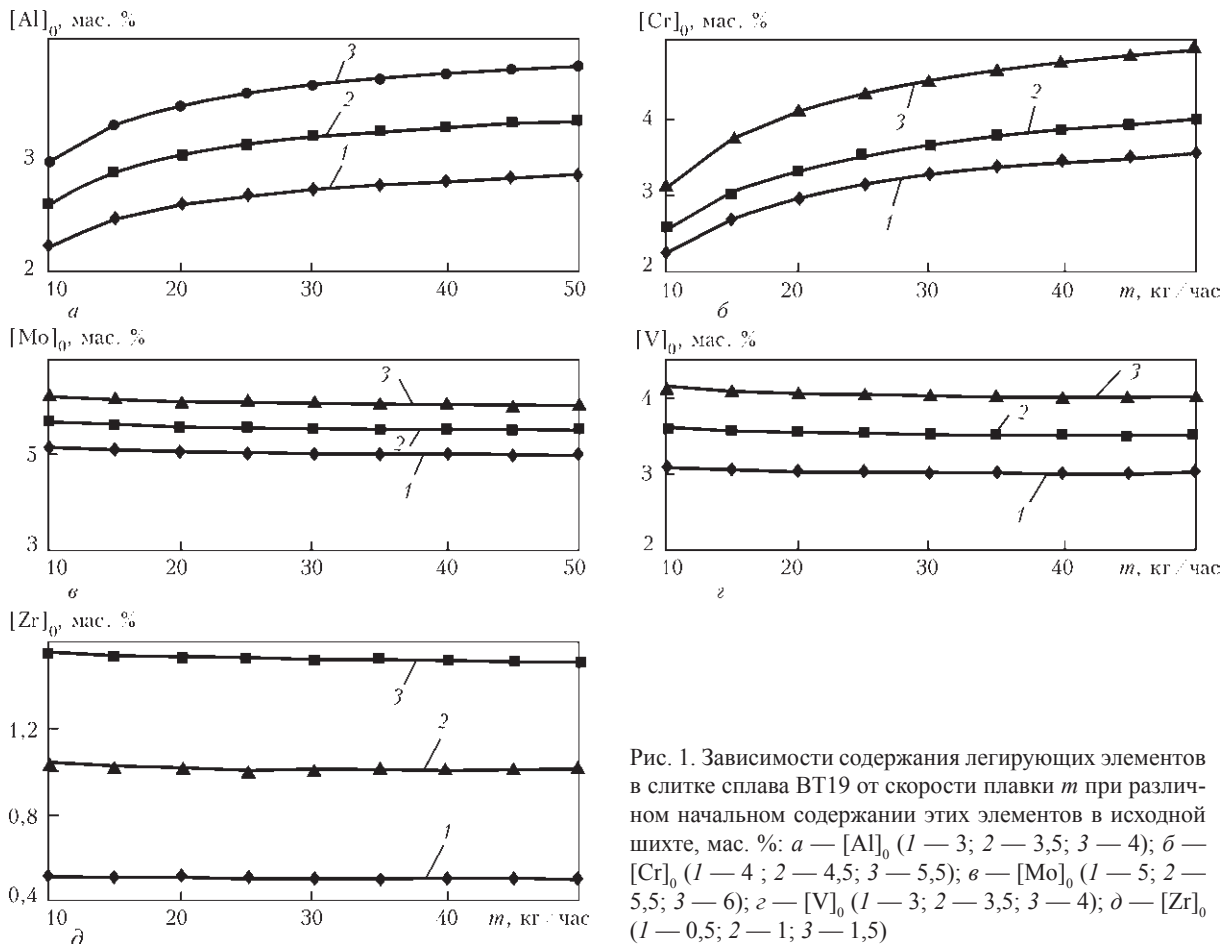


Рис. 1. Зависимости содержания легирующих элементов в слитке сплава ВТ19 от скорости плавки m при различном начальном содержании этих элементов в исходной шихте, мас. %: а — [Al]₀ (1 — 3; 2 — 3,5; 3 — 4); б — [Cr]₀ (1 — 4; 2 — 4,5; 3 — 5,5); в — [Mo]₀ (1 — 5; 2 — 5,5; 3 — 6); г — [V]₀ (1 — 3; 2 — 3,5; 3 — 4); д — [Zr]₀ (1 — 0,5; 2 — 1; 3 — 1,5)

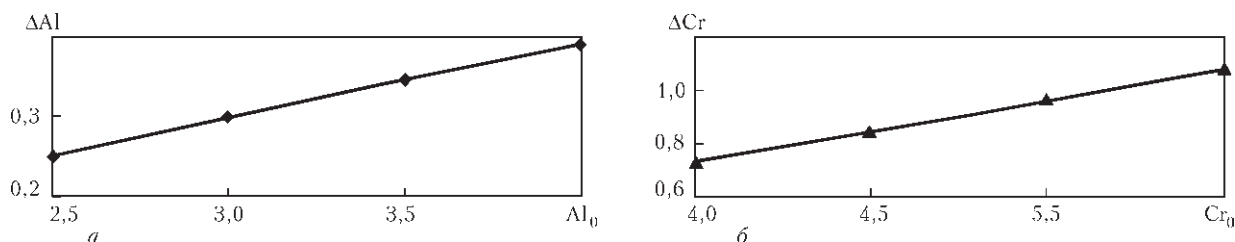


Рис. 2. Зависимости разницы между начальной и конечной концентраций алюминия (а) и хрома (б) в слитке $\Delta[Al, Cr]$ от исходного их содержания $[Al, Cr]_0$

на, ванадия и циркония — равными единице, коэффициент активности хрома — 0,8, коэффициент активности алюминия — 0,3 [7].

С помощью математической модели процессов испарения для сплава ВТ19 были определены зависимости содержания легирующих элементов в слитке, промежуточной емкости и торце заготовки от скорости плавки m при различном химическом составе исходной шихты $[Al]_0$, $[Cr]_0$, $[Mo]_0$, $[V]_0$, $[Zr]_0$ (рис. 1, а–д).

Характер полученных зависимостей показывает, что при фиксированном составе исходной шихты увеличение скорости плавки до 30 кг/ч и выше приводит к уменьшению потерь испарением алюминия (рис. 1, а) и хрома (рис. 1, б) и, следовательно, к увеличению их содержания в слитке. При скоростях плавки свыше 30 кг/ч скорости испарения этих элементов минимальны на всех стадиях. Таким образом, для выплавки качественного слитка сплава ВТ19 необходимо обеспечить скорость плавки 30 кг/ч и более для кристаллизатора диаметром 110 мм. Однако увеличение скорости плавки свыше 40 кг/ч может привести к образованию глубокой жидкой ванны в кристаллизаторе, что может негативно сказаться на структуре слитка [8]. Показано, что основным фактором, влияющим на концентрацию алюминия и хрома в слитке, является их исходное содержание в расходоуемой заготовке. Чем больше исходное содержание элемента в шихте $[Al, Cr]_0$, тем больше разница между его начальным содержанием и его концентрацией в слитке, т. е. $\Delta[Al, Cr] = [Al, Cr]_0 - [Al, Cr]_{сл}$ (рис. 2). Этот момент также необходимо учитывать при расчете шихтовой заготовки.

Проанализировав процесс испарения легколетучих элементов на каждой из стадий ЭЛП (рис. 3), видно, что максимальное испарение алюминия и хрома происходит в промежуточной емкости (около 50 % от общих потерь испарением). Это в первую очередь связано с максимальной площадью жидкой ванны. Следовательно, данный факт необходимо учитывать при выборе технологической оснастки для выплавки слитков методом ЭЛП.

С помощью математического моделирования проанализировали взаимное влияние исходных

концентраций алюминия и хрома на их конечное содержание в слитке. Выяснили, что изменение начального содержания каждого из этих элементов в исходной шихте никак не сказывается на концентрации другого элемента в слитке (рис. 4, а, б).

По результатам анализа данных расчетов установлено, что концентрация таких элементов сплава ВТ19, как молибден, ванадий и цирконий с увеличением скорости плавки монотонно уменьшается (рис. 1, в–д), что обусловлено более низкой упругостью паров этих элементов по сравнению с остальными компонентами сплава. Следует отметить, что при скоростях плавки свыше 30 кг/ч содержание молибдена, ванадия и циркония в слитке лишь незначительно увеличивается по сравнению с их концентрацией в исходной шихте, что связано с меньшими потерями алюминия, хрома и титана на этих скоростях плавки.

Проверка адекватности математической модели. Для проверки адекватности математической модели и рассчитанных технологических режимов проведена серия плавов слитков титанового сплава ВТ19. Слитки выплавляли в кристаллизаторе диаметром 110 мм на электронно-лучевой установке УЭ-208М. В качестве исходных шихтовых материалов использовали технически чистый

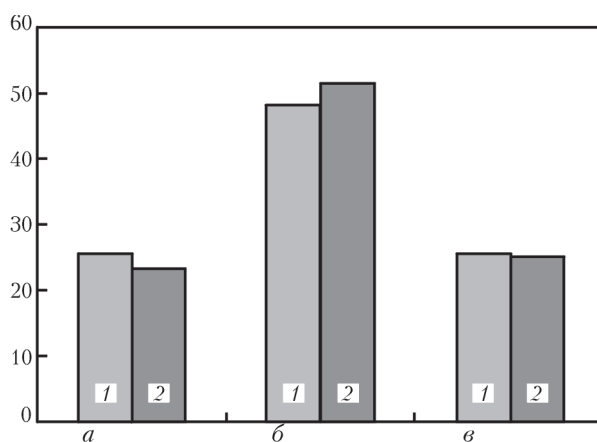


Рис. 3. Относительные потери (отн. %) алюминия и хрома на стадиях ЭЛП сплава ВТ19, где $\Delta[Al, Cr]$ — общие потери элементов за плавку, а $\Delta[Al, Cr]_{ст\text{ад}}$ — потери элементов на каждой из стадий плавки: а — торец заготовки; б — промежуточная емкость; в — кристаллизатор; 1 — $\Delta Al_{ст\text{ад}}/Al$; 2 — $\Delta Cr_{ст\text{ад}}/Cr$

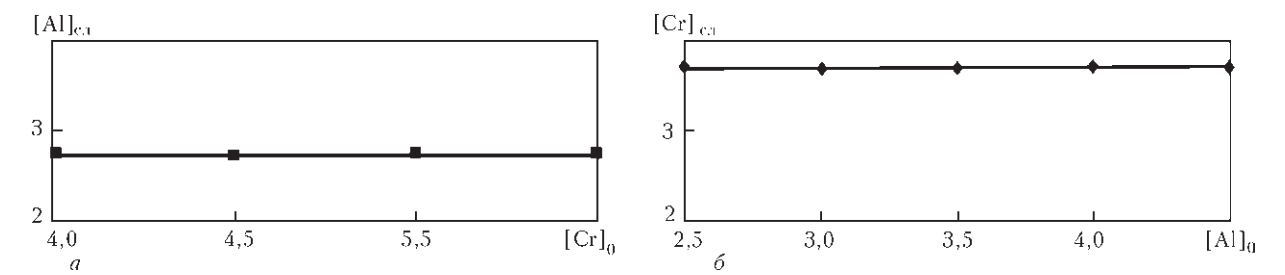


Рис. 4. Зависимости содержания алюминия (а) и хрома (б) в слитке от начальной концентрации другого элемента в исходной шихте

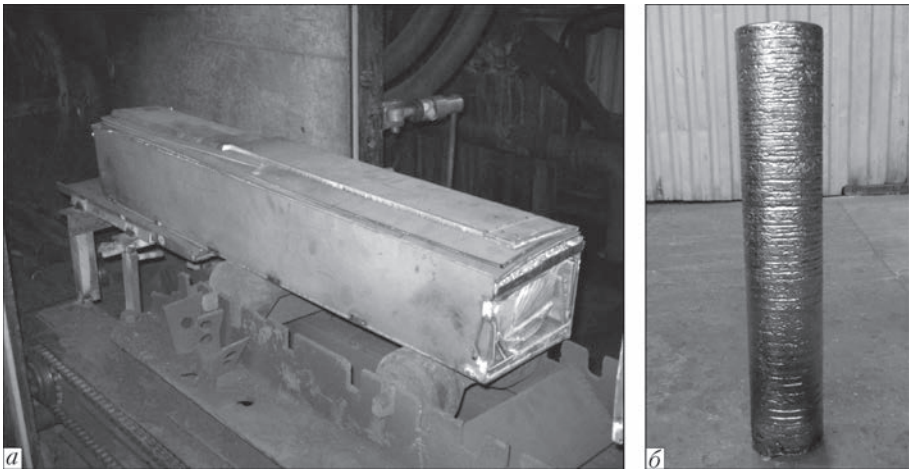


Рис. 5. Исходная шихта (а) и полученный слиток сплава ВТ19 (б)

Фактический и расчетный химические составы сплава ВТ19, мас. %						
Металл	Al	Cr	V	Mo	Zr	Ti
Исходная шихта	3,57	5,29	3,38	5,23	0,88	Остальное
Слиток ЭЛП:						
экспериментальный	3,35	4,19	3,50	5,24	0,91	
расчетный	3,22	4,34	3,43	5,32	0,90	

титан, алюминий, ванадий, а также электролитический хром, молибден и цирконий. Шихтовые материалы помещались в расходный короб согласно технологическим схемам (рис. 5, а). Плавки вели по следующим технологическим режимам: мощность электронно-лучевого нагрева в кристаллизаторе — 20, в промежуточной емкости и заготовке — 120 кВт, скорость плавки — 30 кг/ч. Получены слитки диаметром 110 и длиной до 800 мм (рис. 5, б).

Анализ химического состава полученных слитков показал, что построенная математическая модель описывает процесс испарения легирующих элементов из титанового сплава ВТ19 при ЭЛП с достаточно высокой степенью точности (таблица).

Относительная погрешность расчетных результатов от экспериментальных данных при ЭЛП слитков сплава ВТ19 составила для: алюминия и хрома — 4; ванадия — 2; молибдена — 1,5; циркония — 1, отн. %.

Таким образом, по результатам проведенных расчетов установлено, что для обеспечения заданного химического состава слитка сплава ВТ19 диаметром 110 мм оптимальная скорость плавки составляет 30...40 кг/ч при мощности электронно-лучевого нагрева, кВт: в кристаллизаторе — 20, в промежуточной емкости и заготовке — 120, что подтверждается экспериментальными данными.

Выводы

1. Установлено, что основным фактором, влияющим на концентрацию алюминия и хрома в слитке при неизменных технологических параметрах плавки, является только их исходное содержание в расходимой заготовке. Это необходимо учитывать при расчете шихтовой заготовки.
2. Показано, что испарение легирующих элементов сплава с высокой упругостью пара (алюминия и хрома) проходит независимо друг от друга.

3. Определено, что для получения качественного слитка диаметром 110 мм необходимо обеспечить скорость плавки 30...40 кг/ч при мощности электронно-лучевого нагрева в кристаллизаторе — 20, в промежуточной емкости и заготовке — 120 кВт.

4. На основании анализа результатов экспериментальных данных показано, что построенная математическая модель описывает процесс испарения легирующих элементов из титанового сплава ВТ19 при ЭЛП с высокой степенью точности.

1. Ильин А. А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства / А. А. Ильин, Б. А. Колачев, И. С. Полькин. — М.: ВИС-МАТИ, 2009. — 520 с.
2. Хореев А. И. Сверхпрочный титановый сплав ВТ19 / А. И. Хореев // Технология машиностроения. — 2012. — № 6. — С. 2–5.
3. Патон Б. Е. Электронно-лучевая плавка титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 246 с.

4. Варич И. Ю. Испарение алюминия из сплавов на основе титана в процессе электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью / И. Ю. Варич, С. В. Ахонин, Н. П. Тригуб [и др.] // Проблемы специальной электрометаллургии. — 1997. — № 4. — С. 15–21.
5. Akhonin S. V. Mathematical Modeling of Aluminum Evaporation During Electron-Beam Cold-Hearth Melting of Ti–6Al–4V Ingots / S. V. Akhonin, N. P. Trigub, V. N. Zamkov [et al.] // Metallurgy and Materials Transactions B. — 2003. — Vol. 34B, August. — P. 447–454.
6. Ахонин С. В. Математическое моделирование процессов испарения при выплавке слитков многокомпонентных титановых сплавов в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью / С. В. Ахонин, А. Ю. Северин, В. А. Березос [и др.] // Современная электрометаллургия. — 2013. — № 4. — С. 34–39.
7. Иванченко Н. В. Термодинамический анализ испарения в вакууме титана и никеля из расплава Ti–Ni / Н. В. Иванченко, А. И. Устинов, В. А. Мохоорт // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 3. — С. 15–18.
8. Жук Г. В. Математическое моделирование процессов кристаллизации титанового сплава Ti–6Al–4V при ЭЛПЕ / Г. В. Жук, Л. В. Ахонина, Н. П. Тригуб // Проблемы специальной электрометаллургии. — 1998. — № 2. — С. 21–26.

Using the methods of mathematical modeling the effect of technological parameters of electron beam melting on content of alloying elements in ingot of titanium alloy VT19, and also adequacy of a plotted mathematical model for the multicomponent titanium alloys were evaluated. Having based on calculations, the optimum technological modes of electron beam melting were determined and a series of experimental melting of alloy VT19 ingots of 110 mm diameter was performed. The peculiar features of electron beam melting of high-strength titanium alloy VT19, which are necessary to account in preparation and melting of the given alloy were revealed from the results of works. Analysis of the results of the experimental data showed that the mathematical model describes the process of evaporating of alloying elements from titanium alloy VT10 in electron beam melting at a sufficiently high degree of accuracy and can be used for producing ingots with the preset chemical composition. Ref. 8, Table 1, Figures 5.

Key words: electron beam melting; titanium alloy; evaporation; mathematical modeling

Поступила 29.03.2016

КОЛЕСА ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ПОЕЗДОВ

В следующем году китайская компания «Masteel» начнет серийное производство колес для высокоскоростных поездов. До сих пор все колеса для таких поездов импортировались в Китай.

В настоящее время «Masteel» тестирует два типа колес: для движения со скоростью до 250 км/ч и 350 км/ч. Оба типа уже прошли более 200 тыс. км со скоростью, превышающей 300 км/ч. Все тестовые прогоны составляют 600 тыс. км. Компания объявила, что введение колес местного производства приведет к существенному снижению цен на них не только на китайском рынке, но и на экспорт, который входит в планы «Masteel». В течение первых четырех месяцев текущего года компания продала 32400 т железнодорожных колес.

В конце этого года, как ожидается, начнется тестирование первой оси для высокоскоростных поездов, которые также намеревается производить «Masteel». По данным China Daily строительство первого завода, который должен ежегодно производить 40 000 осей для разных типов поездов, началось в апреле.

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



ЭФФЕКТИВНОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ОСАЖДЕНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ SiC НА ЦИРКОНИЕВЫЕ ОБОЛОЧКИ ТВЭЛОВ

А. И. Устинов¹, Н. Ф. Гадзыря², Я. Г. Тимошенко², А. А. Мохнюк¹,
Т. В. Мельниченко¹, В. А. Теличко¹, С. О. Демченков¹

¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

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

²Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины.

03680, г. Киев, ул. Кржижановского, 3. E-mail: taltos@ukr.net

Благодаря своим физико-химическим свойствам карбид кремния (SiC) рассматривается как наиболее перспективный материал в ядерном материаловедении при изготовлении оболочек ТВЭЛОВ, защитных покрытий и других элементов конструкции ядерных реакторов. Основным фактором, сдерживающим практическое применение SiC, является отсутствие эффективных технологий изготовления деталей и осаждения покрытий на основе этого соединения. Учитывая, что в ближайшей перспективе станет актуальным повышение долговечности эксплуатации ТВЭЛОВ в стационарных и аварийных режимах, в работе рассмотрены возможности получения покрытий на основе SiC на циркониевых оболочках ТВЭЛОВ методом электронно-лучевого осаждения. Покрытия на основе SiC, с одной стороны, не должны оказывать существенного влияния на тепловые режимы работы ТВЭЛОВ, а с другой, обеспечивать защиту циркониевых оболочек от пароциркониевой реакции при их нагреве в парах воды. Применение электронно-лучевого осаждения покрытий на основе SiC расширится, если этот метод обеспечит высокую скорость осаждения покрытий с высоким уровнем адгезии, а структура покрытия позволит защитить циркониевую оболочку от коррозии в перегретой воде и при контакте с ее парами при высоких температурах. В работе была достигнута скорость осаждения до 5 мкм/мин путем оптимизации структуры керамических мишеней на основе SiC и условий их электронно-лучевого испарения в вакууме. Показано, что совмещение процесса электронно-лучевого испарения с обработкой подложки ионами аргона обеспечивает высокий уровень адгезии при температурах осаждения ниже 600 °С, а также снижение степени дефектности покрытия. Нагрев циркониевых оболочек с покрытиями на основе SiC до 1200 °С в атмосфере пара подтвердил возможность повышения их стойкости к окислению. Библиогр. 36, табл. 1, рис. 13.

Ключевые слова: покрытия; карбид кремния; электронно-лучевое осаждение; коррозионная стойкость; пароциркониевая реакция

Введение. Аварийная ситуация на атомной станции Фукусима-1 показала, что циркониевые сплавы, используемые для изготовления оболочек ТВЭЛОВ, несут угрозу защите атомных реакторов от разрушения, если циркониевые сплавы неконтролируемо нагреваются до высоких температур в атмосфере водяного пара, что создает условия для инициирования пароциркониевой реакции, приводящей к образованию водорода.

Согласно отчету Совета по защите природных ресурсов (The Natural Resources Defense Council) за 2014 г. [1] для исключения образования водорода в реакторе необходимо заменить циркониевые сплавы на материалы, которые не могут вступать в реакцию с парами воды при высоких температурах, такие, например, как карбид кремния, молибденовые, молибденоциркониевые или железохромоалюминиевые сплавы. Наиболее перспективным материалом в этом перечне считается

карбид кремния. Вместе с тем, предварительная оценка возможности решения этой комплексной проблемы за счет разработки новых материалов для оболочек ТВЭЛОВ показала, что это требует значительных затрат и длительных испытаний. Наиболее эффективным путем решения в ближайшей перспективе считается использование покрытий [2], способных обеспечить защиту циркониевых оболочек ТВЭЛОВ от реакционного взаимодействия с паром при аварийных режимах работы реактора. Программа поисковых работ ATF-2013 (Westinghouse Accident Tolerant Fuel Program) [3] предусматривает, например, повышение коррозионной стойкости циркониевых сплавов путем нанесения покрытий Ti_2AlC и NanoSteel SHS 9172.

В качестве защитного материала для осаждения на оболочки ТВЭЛОВ рассматривается также нитрид титана, к недостаткам которого следует от-

нести то, что при температурах выше 550 °C TiN становится нестабильным и не может предотвратить окисление циркония. Более перспективным является покрытие (Ti–Al)N, выдерживающее температуру 800 °C [4, 5], или сложное покрытие Ni–TiAlN [6], устойчивое и при более высоких температурах. Исследования этих покрытий [7] показали, что покрытие $Ti_{0,35}Al_{0,65}N$, осажденное на полированные образцы в виде трубки из сплава Zircaloy-4, полностью исключило повреждение образцов в сверхкритических условиях при контакте с водой, в то время как контрольные образцы без покрытия были сильно окислены, а коррозия привела к их полной непригодности. В работе [8] TiAlN покрытие толщиной 10 мкм было получено методом электронно-дугового осаждения на специальные подложки из сплава Zr–Nb–Sn–Fe для изучения возможностей повышения коррозионной стойкости покрытия как в условиях нормальной эксплуатации в водоохлаждаемом реакторе, так и в критических условиях при отсутствии воды. При этом оценивали влияние механических напряжений, возникающих на границе раздела покрытие–подложка. Было отмечено, что при осаждении данным методом испаряемый из мишени поток атомов частично ионизируется в области дуги, а энергия ионов может достигать 50...150 эВ. Несмотря на то, что это дает возможность получать плотные покрытия, используемый метод имеет существенный недостаток, а именно: в покрытии присутствуют относительно крупные частицы материала мишени, а также мелкие капли. Метод электронно-дугового осаждения применяли также для получения многослойных покрытий Cr–Zr/Cr–Cr–N с целью защиты циркониевых сплавов от высокотемпературного окисления на воздухе [9, 10]. Тестирование проводили при 660...1100 °C в течение 1 ч. В результате окисления в покрытии образуются оксиды CrO и Cr_2O_3 толщиной около 5 мкм, которые существенно подавляют проникновение кислорода через покрытие. Следовательно, твердые многослойные покрытия являются эффективной защитой циркония от окисления.

Другой вариант многослойного покрытия на поверхности циркония, полученного вакуумно-дуговым методом, — это двухслойное покрытие ZrCr/CrN толщиной примерно 7 мкм. Как было отмечено в работе [11], покрытие имеет высокую нанотвердость (27 ГПа) и износостойкость. После высокотемпературного отжига в течение 1 ч окисление образца без покрытия возрастало начиная с 900 °C, в то время как образцы с покрытиями практически не окислялись даже при температуре 1100 °C. Эти же авторы исследовали Cr, Cr–N и

Cr_2O_3 покрытия на взаимодействие с пучком дейтерия с энергией 15 кэВ [12] и пришли к выводу, что они служат надежным барьером и защищают цирконий от его взаимодействия с дейтерием.

Осаждением из плазмы дугового разряда получали также многослойные Zr/ZrN покрытия [13]. Нитрид циркония — химически стабильный материал, он имеет высокую температуру плавления, обладает повышенной твердостью и устойчивостью к коррозии. В то же время, в толстых покрытиях создаются повышенные внутренние механические напряжения, которые обуславливают высокую хрупкость покрытий. Было получено многослойное покрытие с чередованием тонких пластических слоев чистого циркония и тонких твердых слоев нитрида циркония. Такое покрытие имеет высокую адгезию как к подложке, так и между слоями, что существенно снижает внутренние механические напряжения, способствует подавлению трещинообразования и, как следствие, повышает его твердость и коррозионную стойкость.

В работе [14] методом дуговой наплавки были получены покрытия на основе Al_3Ti –Al–25Ti–10Cr и Al–21Ti–23Cr, характеризующиеся очень низким уровнем окисления при отжиге при температуре 1200 °C в течение 2 ч в среде водяного пара. При этом на поверхности обоих покрытий было замечено образование оксида алюминия (Al_2O_3). Авторы пришли к заключению, что сплавы такого типа могут иметь неплохую перспективу в качестве защиты поверхности циркониевых трубок.

В свою очередь, авторы работы [15] полагают, что Al_2O_3 , образующийся при нанесении сплава Fe–Cr–Al на поверхность циркония, также является диффузным барьером для проникновения кислорода к цирконию. Образцы с покрытием были испытаны при 800...1200 °C в среде водяного пара с высоким давлением и показали очень низкую кинетику окисления циркония. Аналогичные результаты были получены на покрытиях на основе SiC.

Как уже было отмечено, наиболее перспективными для применения в конструкциях элементов ядерных реакторов считаются керамические материалы на основе карбида кремния [16–18]. К преимуществам их использования относят, в первую очередь, способность работать при более высоких температурах, чем металлические сплавы, небольшое количество образующихся в них при облучении долгоживущих изотопов, высокую устойчивость к нейтронному облучению. Вместе с тем, применение покрытий на основе SiC в значительной степени сдерживается отсутствием

Характеристики различных методов осаждения покрытий на основе SiC						
Метод	Материалы	Температура осаждения, °C	Скорость осаждения, мкм/мин	Толщина покрытия, мкм	Примечание	Источник
CVD + RF thermal plasma	SiCl ₄ + метан	680...1275	Н/Д	20		[19]
CVD	C ₂ H ₅ SiCl ₃	1050...1300	0,015	20...30		[20]
TP PVD	SiC	1000...1700	9	50...200	Для изготовления мишени используется ультрамелкий порошок SiC	[24]
IBSD	SiC	25	Н/Д	200	Процесс сопровождается ионным перемешиванием	[16]
PVD	SiC	Н/Д	0,13	6	Формируется аморфное покрытие	[21]
PVD (RF magnetron)	Графит/кремний	25	0,03...0,06	0,3		[22]
DIBSD	SiC	25	0,002 0,12	0,18...0,25 0,15...0,25		[23] [25]
LEPLD	SiC	25	0,0025	0,17	Формируется аморфное покрытие	[26]

методов их осаждения, с помощью которых можно было бы создавать защитные покрытия на поверхности оболочек ТВЭЛов. Поскольку оболочка ТВЭЛа имеет значительную протяженность, а структура циркониевого сплава не позволяет нагревать его до высоких температур, метод осаждения покрытий должен иметь не только высокую производительность, но и обеспечивать возможность адгезии покрытия на поверхности оболочки при относительно низких температурах ее нагрева (ниже 600 °C).

Для сравнения основные характеристики процессов осаждения покрытий SiC с помощью существующих методов указаны в таблице [16, 19–26].

Видно, что при применении высокотемпературных процессов (химического осаждения из паров с использованием высокочастотной термической плазмы (CVD + RF thermal plasma) [19], CVD [20] и термоплазменного осаждения (TP PVD) [24]) скорость осаждения может достигать 9 мкм/мин. В последнем случае это позволяет получить достаточно толстые покрытия (до 200 мкм), но необходимость нагрева подложки до высоких температур (1000...1700 °C) исключает возможность применения этого способа для получения покрытий SiC на поверхности оболочек ТВЭЛов.

Для низкотемпературных процессов (распыления с ионным перемешиванием (IBSD) [16], высокочастотного магнетронного распыления паровых потоков (PVD (RF magnetron) [22], распыления сдвоенным ионным пучком (DIBSD) [23], осаждения с применением импульсного лазера малой

мощности для испарения мишени (LEPLD) [26]) характерны максимальные скорости осаждения до 0,1 мкм/мин, что также является неприемлемым для практического применения.

Как показывает практика, высокую скорость получения покрытий с достаточно совершенной микроструктурой [27] можно обеспечить при применении метода электронно-лучевого осаждения, однако при этом в процессе испарения карбида кремния из-за его частичной диссоциации трудно создать условия для высокоскоростного осаждения таких покрытий стехиометрического состава [28, 29].

В связи с этим в данной работе была поставлена задача изучить возможность повышения интенсивности электронно-лучевого испарения карбида кремния в вакууме с целью разработки высокоскоростного способа получения покрытий на его основе на циркониевых оболочках при температурах осаждения ниже 600 °C и оценить их способность к повышению коррозионной стойкости циркониевых сплавов при контакте с водяным паром при высоких температурах.

Методика экспериментов. Покрытие SiC получали методом электронно-лучевого испарения в вакууме [28] керамической мишени на основе SiC с осаждением парового потока на циркониевую подложку, расположенную в горизонтальной плоскости над испарителем (рис. 1). Для осаждения покрытия по всей поверхности подложки ее

вращали вокруг горизонтальной оси. Мишени для испарения изготавливали путем горячего прессования смеси порошков на основе SiC. Покрытие формировалось при температуре подложки 550 °С. Адгезию покрытия с подложкой обеспечивали предварительным травлением ее поверхности пучком ионов аргона с энергией 2,0...2,5 кэВ. Для повышения эффективности ионной очистки поверхности к подложке было приложено отрицательное смещение 700 В.

Структуру и химический состав покрытий исследовали с помощью растрового микроскопа CamScan4, оснащенного системой локального химического анализа ENERGY 200. Образцы изготавливали по стандартной методике шлифовки и полировки на оборудовании фирмы «Struers». Для определения микротвердости по Виккерсу покрытий применяли оптический микроскоп PolyvarMet, оснащенный приставкой для измерения при нагрузке на индентор 0,1...0,2 Н в течение 10 с. Оценку адгезии проводили путем индентирования поверхности покрытия по методу Роквелла при нагрузке на индентор 150 кг. Рентгенодифракционные измерения проводили в стандартной геометрии θ -2 θ на дифрактометре ДРОН-4 в излучении CuK_α . Для исследования фазовых превращений в покрытиях непосредственно в процессе их нагрева применяли метод высокотемпературной in-situ дифрактометрии.

Керамические мишени изготавливали из наноразмерных порошков SiC (рис. 2) с соотношением $\text{Si}_{0,993}\text{C}_{1,007}$. Формирование плотной керамики на основе синтезированного наноразмерного стехиометрического порошка достигалось путем введения добавок, активирующих процесс спекания в условиях традиционного горячего прессования. В качестве активирующей добавки вводили нитрид

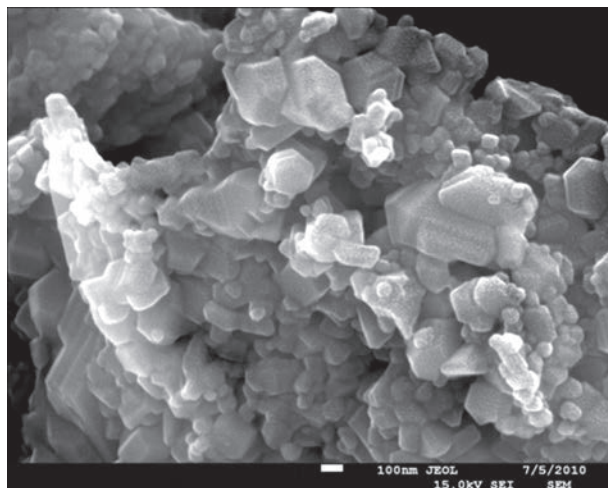


Рис. 2. СЭМ-изображение частиц синтезированного стехиометрического SiC, используемых для изготовления мишеней

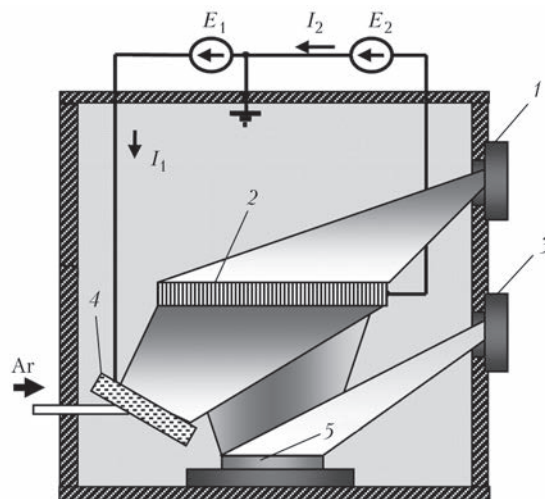


Рис. 1. Схема процесса осаждения конденсатов: 1 — электронно-лучевая пушка для нагрева подложки; 2 — держатель подложки; 3 — электронно-лучевая пушка для испарения мишени; 4 — ионный поток + аргон; 5 — мишень

алюминия (до 30 мас. %). Для получения заданной формы мишени использовали графитовые пресс-формы диаметром 70 мм, что обеспечивало размещение спеченной керамики в испарителе электронно-лучевой установки без существенной механической обработки. Толщина мишени не превышала 30...40 мм (рис. 3).

Порошковые смеси готовили в планетарной мельнице, стенки которой были футерованы WC-Co пластинами. Шарики для смешивания также изготавливали из твердого сплава. Время смешивания (не более 8 ч) подбирали экспериментальным путем. Для обеспечения высокой однородности распределения порошковых компонентов смешивание проводили в среде этилового спирта. После приготовления в смесь добавляли вяжущее вещество, которое позволяло с помощью стальных пресс-форм формировать цилиндрические

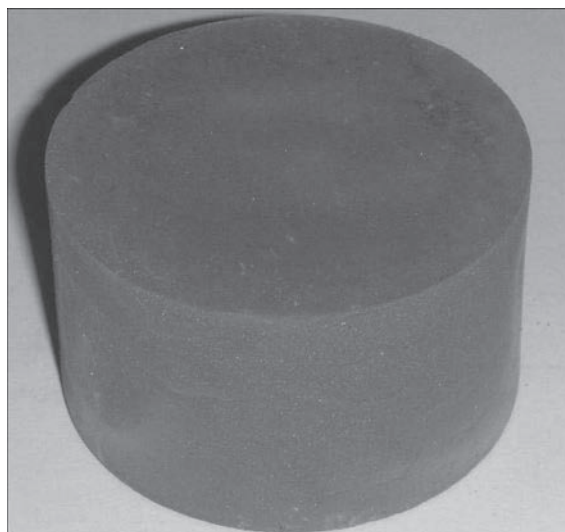


Рис. 3. Внешний вид керамической мишени на основе SiC, изготовленной спеканием

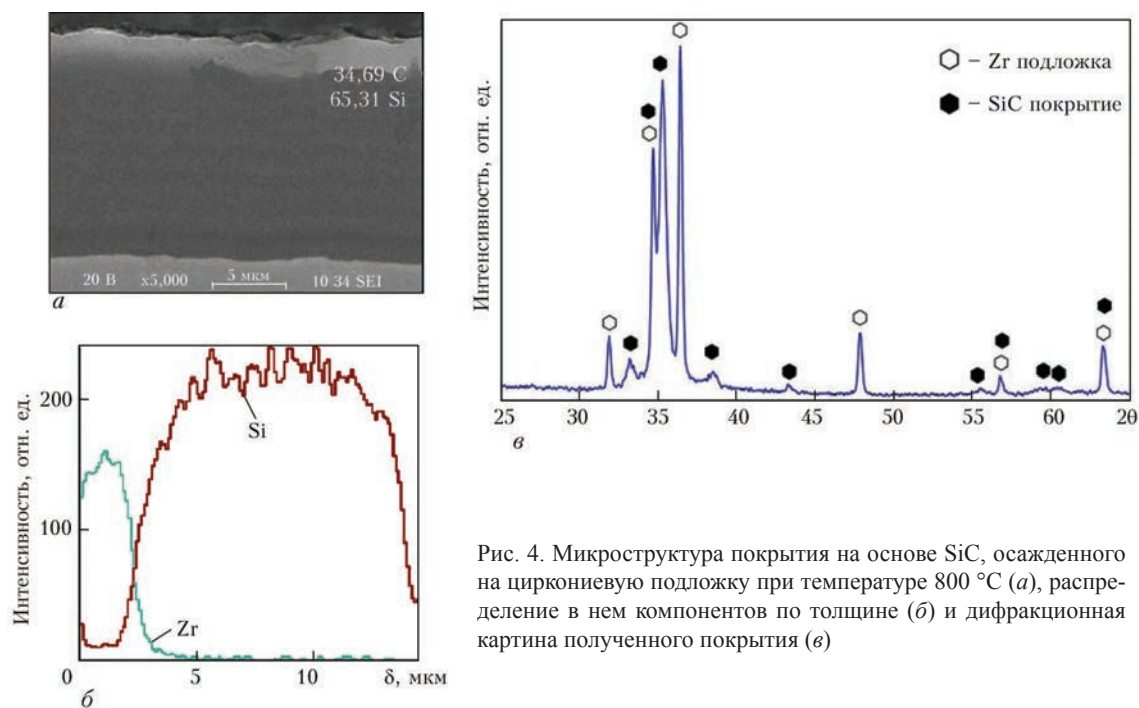


Рис. 4. Микроструктура покрытия на основе SiC, осажденного на циркониевую подложку при температуре 800 °С (а), распределение в нем компонентов по толщине (б) и дифракционная картина полученного покрытия (в)

брикеты. Спрессованные таким образом брикеты высушивали в сушильном шкафу при 250 °С в течение 3...4 ч, а затем переносили в графитовую пресс-форму.

Результаты и их обсуждение. Влияние параметров процесса осаждения на структуру покрытия. Известно, что образование SiC из паровой фазы происходит при температуре >1000 °С, а при <500 °С покрытие формируется в аморфном состоянии [30–32]. С другой стороны, нагрев сплава ЭИ-110 на основе циркония до температуры >600 °С приводит к деградации его структурных характеристик и физических свойств. Таким образом, температурный интервал осаждения покрытия SiC на подложку из сплава ЭИ-110 ограничен диапазоном 500...600 °С.

Для отработки технологии электронно-лучевого осаждения покрытий на основе SiC способом, описанным выше, испарение горячепрессованных мишеней с последующим осаждением паровой фазы на подложку проводили при 800 и 600 °С. При температуре подложки 800 °С были получены покрытия стехиометрического состава. Судя по результатам дифракционноструктурного анализа, формирование покрытия обеспечивается при температуре осаждения 800 °С, однако анализ дифракционных пиков показал наличие нескольких политипов (рис. 4).

Структура покрытия SiC, осажденного из паровой фазы при температуре подложки 600 °С, характеризуется наличием одного широкого пика на дифракционной картине (рис. 5, а). Это могло

свидетельствовать о том, что конденсат находится в аморфном или наноструктурированном состоянии. Следовательно, можно было предположить, что во время нагрева таких конденсатов в них должны происходить структурные преобразования, связанные с переходом SiC из аморфного состояния в кристаллическое или с рекристаллизационными процессами в наноструктурированном состоянии. Для выяснения температурных интервалов протекания этих процессов были проведены рентгеноструктурные исследования in-situ методом высокотемпературной рентгенографии.

В результате было установлено, что при непрерывном нагреве покрытий в интервале 25...1100 °С профиль дифракционного пика начинает меняться только при температурах выше 1000 °С: угловое распределение интенсивности рассеянного излучения сужается и появляются дополнительные дифракционные пики, соответствующие структуре SiC (рис. 5, б). Такие изменения дифракционной картины свидетельствуют о формировании крупнозернистой структуры SiC. Металлографический анализ покрытий на основе SiC, осажденных из паровой фазы на подложку из сплава ЭИ-110 при температуре около 800 °С, показал, что предложенный способ обеспечивает формирование покрытия с высокой плотностью. Это подтверждается высоким уровнем микротвердости конденсатов — $H_{\mu} = 28,6$ ГПа.

Следует отметить, что низкая температура осаждения (<600 °С) способствует формированию в покрытии столбчатой структуры конусообразного типа (рис. 6, а), что присуще конденсатам,

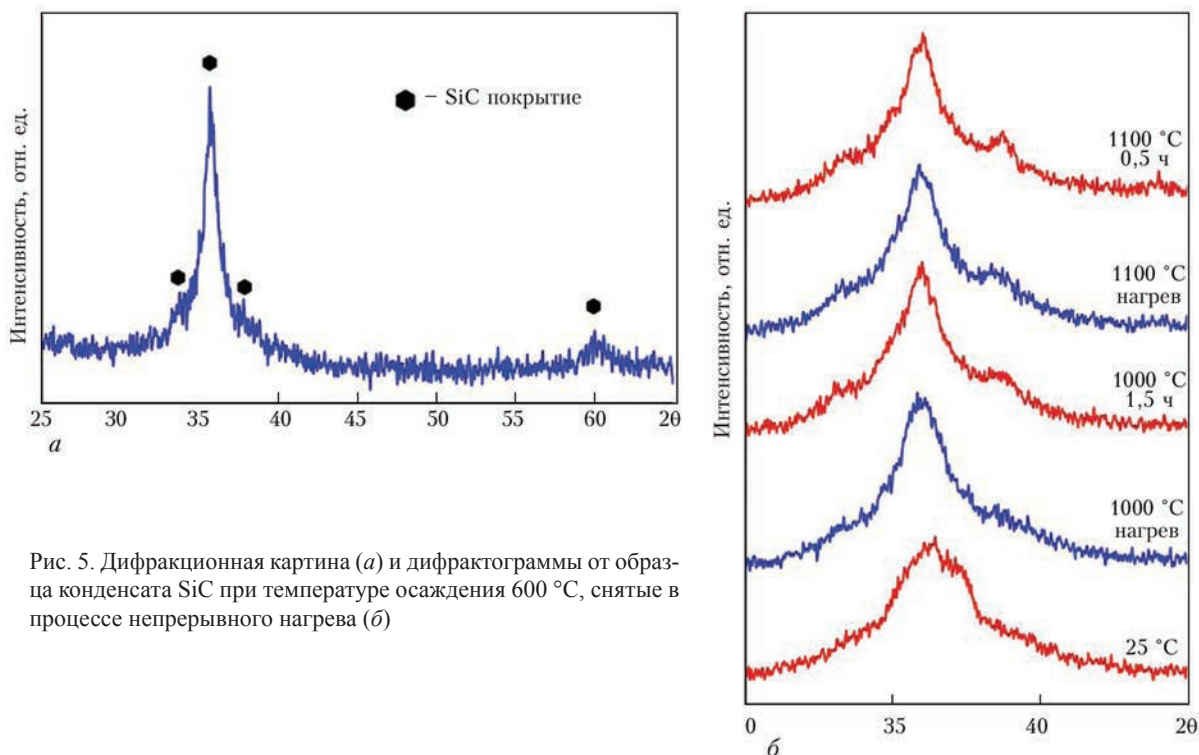


Рис. 5. Дифракционная картина (а) и дифрактограммы от образца конденсата SiC при температуре осаждения 600 °С, снятые в процессе непрерывного нагрева (б)

осажденным при температуре подложки $< 0,3T_{пл}$. Одной из проблем получения высокой адгезии покрытия SiC на циркониевой подложке является наличие на ее поверхности оксидной пленки ZrO_2 (рис. 6, б). В нашем случае для обеспечения адгезии поверхность подложки из сплава ЭИ-110 предварительно обрабатывали ионным пучком аргона, затем оценивали ее по отпечатку на покрытии после его индентирования по методу Роквелла при нагрузке 150 кг. На рис. 6, в видно, что вокруг

отпечатка отсутствуют отслоения и трещины, что является признаком достаточной адгезии. Таким образом, было установлено, что путем обработки поверхности циркониевого сплава ионами аргона перед осаждением парового потока SiC можно обеспечить высокий уровень адгезии покрытия к подложке при температурах осаждения ниже 600 °С.

Как уже отмечалось выше, необходимым условием практического применения метода электрон-

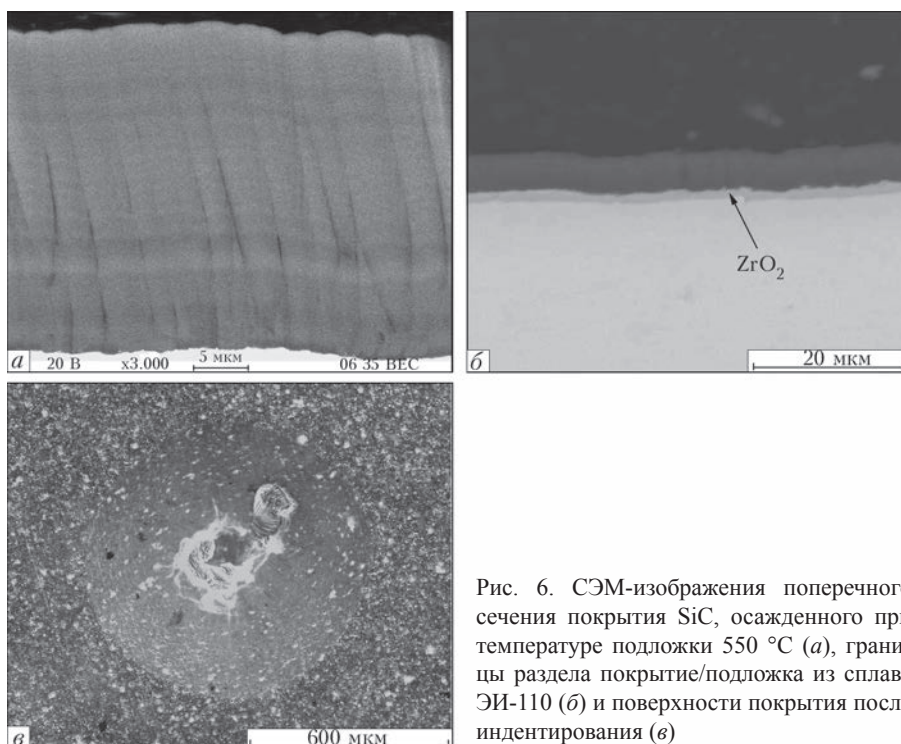


Рис. 6. СЭМ-изображения поперечного сечения покрытия SiC, осажденного при температуре подложки 550 °С (а), границы раздела покрытие/подложка из сплава ЭИ-110 (б) и поверхности покрытия после индентирования (в)

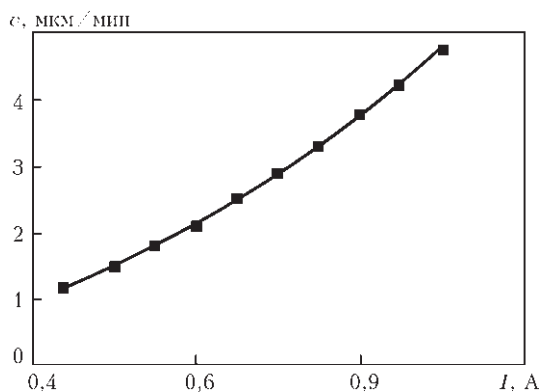


Рис. 7. Зависимость скорости испарения мишени от тока электронно-лучевой пушки ($U_{\text{иск}} = 20$ кВ)

но-лучевого осаждения покрытий на основе SiC, кроме обеспечения необходимого уровня адгезии, является высокая скорость их получения. Известно, что скорость осаждения заданного вещества можно повысить путем увеличения тока (мощности) электронного луча, сфокусированного на мишени. Однако на практике повышение интенсивности испарения за счет увеличения силы тока имеет ограничения. Это связано с тем, что по мере испарения из мишени выделяются растворенные в ней газы, что приводит к ухудшению вакуума и, как следствие, к нестабильной работе электронно-лучевых пушек. Оказалось также, что при повышении интенсивности испарения в результате совместного действия нескольких факторов на поверхность осаждения, кроме паровой фазы, могут попадать жидкие капли. Такие капли на поверхности осаждения инициируют появление в структуре покрытия дефектов конусообразного типа, что значительно снижает его плотность и увеличивает шероховатость поверхности. Поэтому для обеспечения высокой скорости осаждения покрытий на основе SiC и уменьшения их дефектности было исследовано влияние плотности мишеней на эти характеристики покрытия.

Плотность мишеней определяется двумя факторами, а именно: содержанием добавок, обеспечивающих уплотнение порошка, и параметрами

его спекания. Путем оптимизации объемной доли нитрида алюминия и технологических параметров спекания порошков кремния были изготовлены мишени, которые в процессе их испарения не ухудшают вакуум, чем обеспечивается стабильная работа электронно-лучевых пушек. Это дало возможность повысить величину тока электронно-лучевой пушки и, соответственно, скорость испарения.

На рис. 7 приведена корреляционная зависимость между током электронно-лучевой пушки и скоростью осаждения покрытия. Видно, что испарение мишеней оптимизированного состава позволяет повысить скорость до 5 мкм/мин. К тому же высокая плотность мишени и низкое содержание в ней газовых и оксидных фаз обеспечивает осаждение покрытия толщиной до 60 мкм с высокой плотностью (рис. 8).

Модификация структуры покрытия. Предыдущие исследования показали, что покрытия на основе SiC, осажденные при температуре около 500 °С, характеризуются наличием таких структурных дефектов, как конусообразные кристаллиты и пористость по границам столбчатых кристаллитов. Поскольку такие дефекты будут ухудшать физико-механические и эксплуатационные свойства покрытия при высоких температурах, в работе были исследованы факторы, способствующие снижению степени его дефектности.

Известно, что одним из путей модификации структуры покрытия является введение в паровой поток примесей других компонентов или соединений. Известно также, что некоторые примеси обеспечивают уплотнение SiC при изготовлении керамических изделий горячим прессованием. Так, введение 10 мас. % Al_4SiC_4 дает возможность получить плотную керамику SiC при низких температурах прессования [33]. Повышение плотности керамики на основе SiC происходит также при формировании композитов эвтектического состава в таких системах, как SiC– TiB_2 , SiC– B_4C [34]. Значительного уплотнения SiC достигали и

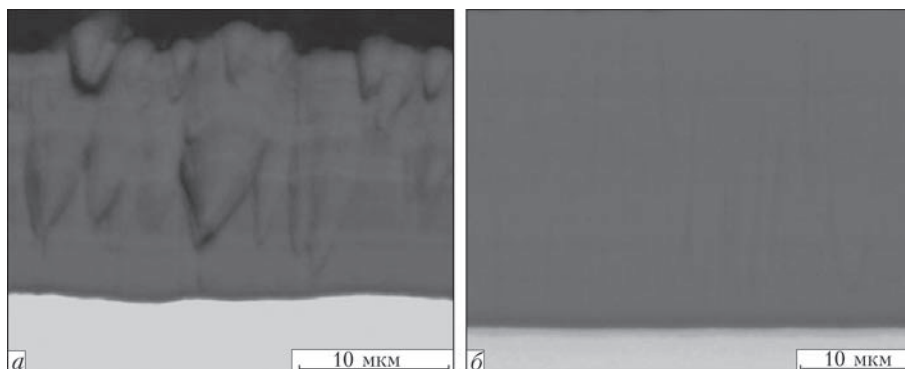


Рис. 8. Микроструктура покрытия SiC, полученного при испарении мишени с низкой (а) и высокой (б) плотностью

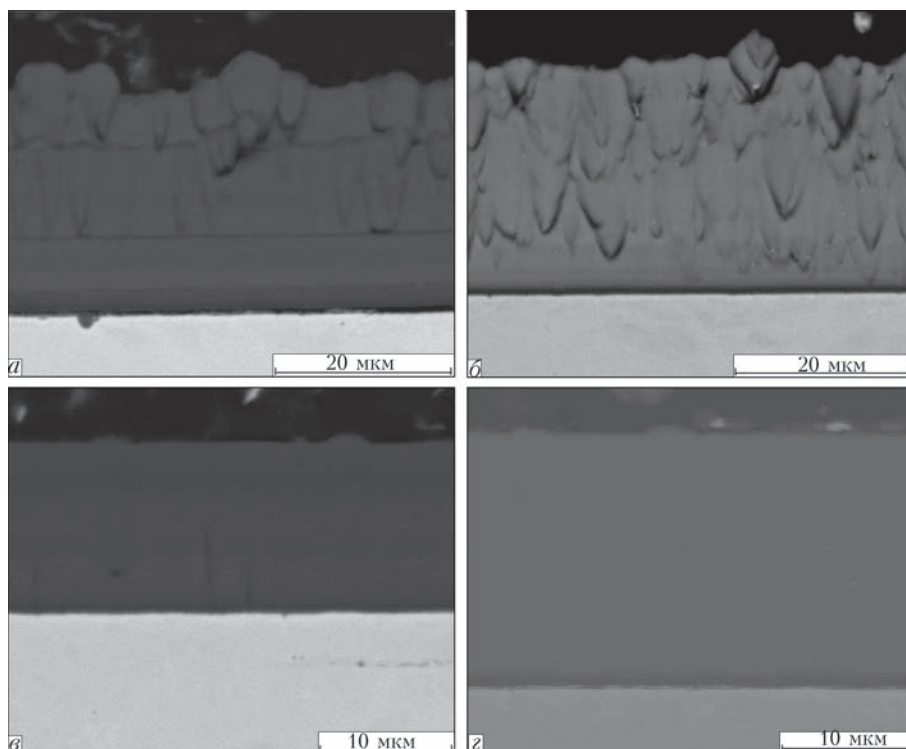


Рис. 9. Микроструктура покрытий различного химического состава на циркониевых подложках: *a* — Al_4SiC_4 ; *б* — 70 % TiC + 30 % Al_2O_3 ; *в* — 70 % AlB_{12} + 30 % SiC ; *г* — 60 % SiC + 40 % (70 % TiC + 30 % Al_2O_3)

при введении в керамику 10...40 мас. % TiC [35] и примесей алюминия, бора и углерода [36]. Отсюда можно было предположить, что введение таких примесей в паровой поток будет служить модифицирующим фактором при формировании структуры покрытия SiC .

Для отработки способа осаждения керамических покрытий различного химического состава проводили электронно-лучевое испарение соответствующих мишеней с последующим осаждением парового потока на плоских неподвижных подложках из циркониевого сплава ЭИ-110 при температуре подложки 450...500 °С. Таким образом были получены два типа покрытий на основе SiC с добавками Al_4SiC_4 и TiC + 30 % Al_2O_3 . Микроструктура покрытий различного химического состава на циркониевых подложках показана на рис. 9.

Структура покрытий, осажденных в одинаковых условиях, в значительной мере определяется их химическим составом. Так, формирование конденсата на основе комплексного карбида Al_4SiC_4 сопровождается появлением большого количества конусообразных кристаллитов (рис. 9, *a*). Можно предположить, что причиной такого структурообразования является формирование на поверхности конденсации частиц Al_2O_3 за счет алюминия, освобожденного при частичной диссоциации Al_4SiC_4 и остаточного кислорода. Конденсация парового потока при испарении мишени 70 % TiC + 30 %

Al_2O_3 также сопровождается образованием в покрытии большого количества столбчатых кристаллитов (рис. 9, *б*), несмотря на незначительную объемную долю алюминия в паре при диссоциации Al_2O_3 . Было очевидно, что при введении примеси в паровой поток SiC нужно учитывать ее термическую стабильность и характер испарения, а также наличие в паровой фазе компонентов с высоким сродством к кислороду. Так, при испарении мишени 70 % AlB_{12} + 30 % SiC в покрытии присутствуют конусообразные кристаллиты, но в меньшем количестве (рис. 9, *в*), очевидно, благодаря большей термодинамической стабильности и склонности к сублимации AlB_{12} . Кроме того, на дефектную структуру покрытия можно влиять путем варьирования химического состава мишеней. Например, структуре покрытия, полученного при испарении мишени 60 % SiC + 40 % (70 % TiC + 30 % Al_2O_3) (рис. 9, *г*), плотность конусообразных кристаллитов была меньше, чем при испарении мишени 70 % AlB_{12} + 30 % SiC , а микротвердость покрытия достигала 17 ГПа, что свидетельствует о его значительной плотности.

Влияние ионной обработки на структуру покрытия. Для обработки ионами аргона поверхности конденсации использовали технологическую схему, описанную выше (см. рис. 1). Ионную обработку проводили непрерывно в течение всего процесса осаждения (первый способ) или циклически (второй способ). Микроструктура покры-

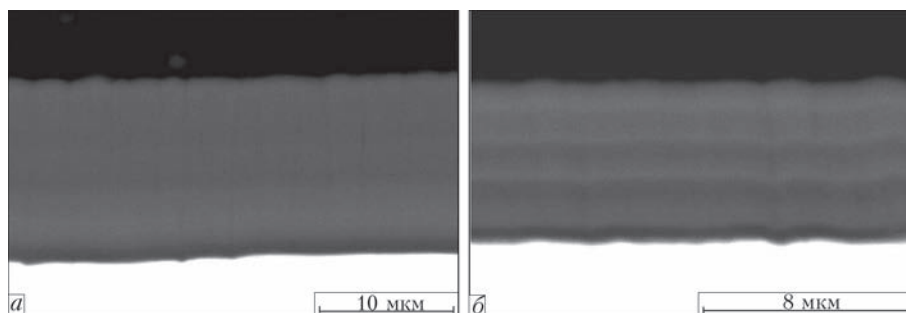


Рис. 10. Микроструктура покрытия 60 % SiC + 40 % (70 % TiC + 30 % Al_2O_3), осажденного при непрерывной (а) и циклической (б) обработке ионами аргона поверхности конденсации

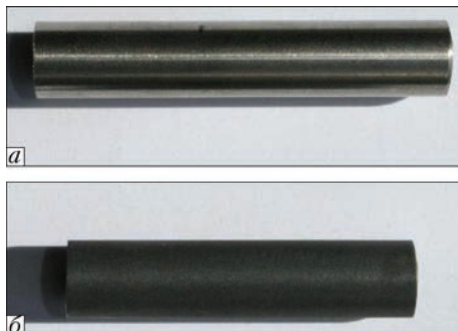


Рис. 11. Циркониевые оболочки ТВЭЛов без покрытия (а) и с покрытием на основе SiC (б)

тия, осажденного этими двумя способами, показана на рис. 10.

Видно, что непрерывная ионная обработка влияет на формирование структуры покрытия — наблюдается некоторое уменьшение дефектности, связанной с наличием границ кристаллитов, но границы между столбчатыми кристаллитами прорастают вдоль всей толщины покрытия. Более перспективной оказалась циклическая обработка, под воздействием которой границы кристаллитов прерываются.

Устойчивость покрытий, осажденных на оболочки ТВЭЛов, при нагреве в парах воды. Для оценки устойчивости циркониевых оболочек при нагреве в атмосфере пара на их поверхность электронно-лучевым методом осаждали покрытия на основе SiC в условиях, обеспечивающих их бездефектную структуру и термическую стойкость. Внешний вид оболочек ТВЭЛов без покрытия и с покрытием представлен на рис. 11.

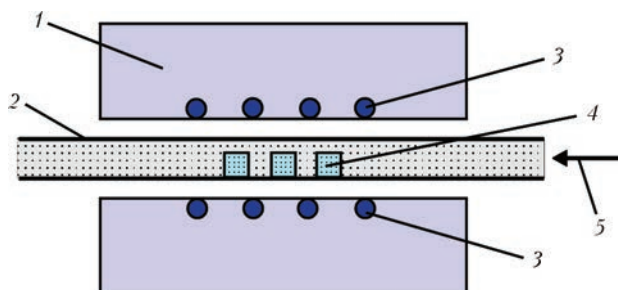


Рис. 12. Схема установки для испытаний на устойчивость оболочек ТВЭЛов при нагреве в атмосфере пара: 1 — печь сопротивления; 2 — керамическая труба; 3 — нагреватель из SiC; 4 — исследуемые образцы; 5 — подача водяного пара

Испытания на устойчивость циркониевых оболочек к нагреву в атмосфере пара проводили в установке, схема которой приведена на рис. 12. Оболочка при нагреве постоянно находилась в паровом потоке, что обеспечивало имитацию условий, которые могут возникать при аварийных режимах работы реактора (например, при отключении системы циркуляции охлаждающей воды в активной зоне, т. е. при постоянном контакте поверхности оболочки с паром). Испытания проводили при непрерывном нагреве оболочек до 1200 °С, выдержке при этой температуре в течение 30 мин и постепенном охлаждении до комнатной температуры вместе с печью.

Судя по внешнему виду оболочек с покрытиями на основе SiC в исходном состоянии и после испытаний (рис. 13), можно заключить, что в процессе испытания покрытие остается на поверхности оболочки, хотя на отдельных его участках наблюдается образование кольцевых трещин. При

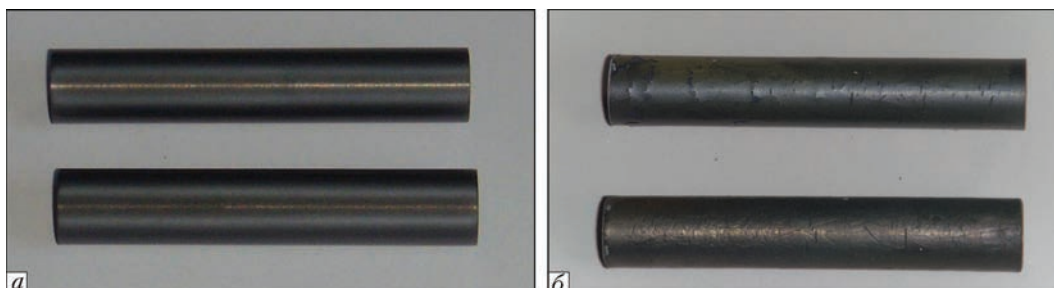


Рис. 13. Внешний вид циркониевых оболочек с покрытиями на основе SiC в исходном состоянии (а) и после испытаний (б)

этом участки покрытия между трещинами не отделяются от поверхности циркониевой оболочки. Это значит, что трещины могли зародиться как вследствие действия продольных напряжений, обусловленных анизотропией коэффициента термического расширения циркония, так и изменения его текстуры при нагреве. Однако такое трещинообразование не сопровождается отделением покрытия от поверхности сплава в течение всего испытания, следовательно, это будет способствовать подавлению экзотермической реакции между цирконием и паром.

Выводы

1. Результаты проведенных исследований показали, что путем оптимизации структуры мишени, ее плотности и режимов электронно-лучевого испарения возможно достичь высоких скоростей осаждения покрытий на основе карбида кремния и, тем самым, расширить возможности применения этого метода для получения длинномерных оболочек ТВЭЛов с такими покрытиями.

2. На структуру покрытий на основе SiC, осажденных на циркониевые подложки при температуре ниже 600 °С, существенное влияние оказывают примеси. Показано, что оптимизация химического состава примесей обеспечивает формирование покрытий с малой плотностью дефектов при низких (не выше 600 °С) температурах осаждения.

3. Установлено, что предварительная обработка поверхности циркониевого сплава ионами аргона значительно повышает уровень адгезии покрытий на основе SiC, а сочетание процесса электронно-лучевого осаждения и ионной обработки поверхности конденсации в процессе осаждения способствует уменьшению плотности дефектов роста.

4. Показано, что покрытия на основе SiC на поверхности оболочек ТВЭЛов сохраняют свою целостность при нагреве в атмосфере водяного пара и способны к противодействию парациркониевой реакции.

Работа выполнена в рамках проекта № 4-14 программы «Ресурс». Авторы выражают благодарность чл.-кор. НАН Украины В. Н. Воеводину и д.ф.-м.н. В. А. Белоусу за полезное обсуждение результатов работы.

1. Preventing hydrogen explosions in severe nuclear accidents: Unresolved safety issues involving hydrogen generation and mitigation: NRDC Report 2014.
2. Advanced LWR fuels research in the United States. — Shannon Bragg-Sitton: Idaho National Laboratory, 2013.
3. Westinghouse Accident Tolerant Fuel Program. — Westinghouse Electric Company LLC, 2013.

4. Singh K. Wear studies of (Ti–Al)N coatings deposited by reactive magnetron sputtering / K. Singh, P. K. Limaye, N. L. Soni [et al.] // Wear. — 2005. — **8**. — P. 1813–1824.
5. Korablov S. Hydrothermal corrosion of TiAlN and CrN PVD films on stainless steel / S. Korablov, M. A. M. Ibrahim, M. Yoshimura // Corrosion Science. — 2005. — **47**. — P. 1839–1854.
6. Budi Esmar. Electrodeposition of Ni–TiAlN nanocomposite coating for wear and corrosion protection: A Review / Esmar Budi, Hadi Nasbey, Agus Setyo Budi // Seminar Nasional Fisika Proc. — Jakarta: Universitas Negeri, 2013.
7. Fauzia Khatkhatay. Superior corrosion resistance properties of TiN-based coatings on Zircaloy tubes in supercritical water / Fauzia Khatkhatay, Liang Jiao, Jie Jian [et al.] // Journal of Nuclear Materials. — 2014. — **451**. — P. 346–351.
8. Liu Y. Evaluation of the interfacial shear strength and residual stress of TiAlN coating on ZIRLO™ fuel cladding using a modified shear-lag model approach / Y. Liu, I. Bhamji, P. J. Withers [et al.] // Ibid. — 2015. — **466**. — P. 718–727.
9. Kuprin A. S. Vacuum-arc chromium-based coatings for protection of zirconium alloys from the high-temperature oxidation in air / A. S. Kuprin, V. A. Belous, V. N. Voyevodin [et al.] // Ibid. — 2015. — **456**. — P. 400–406.
10. Куприн А. С. Вакуумно-дуговые хромовые покрытия для защиты сплава Zr–1Nb от высокотемпературного окисления на воздухе / А. С. Куприн, В. А. Белоус // ВАНТ. — 2015. — Т. 96, № 2. — С. 111–118.
11. Куприн А. С. Высокотемпературное окисление на воздухе оболочек из циркониевых сплавов Э-110 и Zr–1Nb с покрытиями / А. С. Куприн, В. А. Белоус, В. В. Брыз [и др.] // ВАНТ. — 2014. — Т. 89, № 1. — С. 126–132.
12. Kopanetz I. E. The effect of Cr, Cr–N and Cr–O_x coatings on deuterium retention and penetration in zirconium alloy Zr–1Nb / I. E. Kopanetz, G. D. Tolstolutskaia, A. V. Nikitin [et al.] // PAST. — 2015. — V. 99, No. 5. — P. 81.
13. Белоус В. А. Модификация поверхности сплава Э-110 осаждением многослойных Zr/ZrN покрытий ионным облучением / В. А. Белоус, С. А. Леонов, Г. И. Носов [и др.] // ФИП. — 2009. — Т. 7, № 1–2. — С. 76–81.
14. Jeong-Yong Park. High temperature steam oxidation of Al₃Ti-based alloys for the oxidation-resistant surface layer on Zr fuel claddings / Jeong-Yong Park, Il-Hyun Kim, Yang-Il Jung [et al.] // Journal of Nuclear Materials. — 2013. — **437**. — P. 75–80.
15. Ting Cheng. Oxidation of fuel cladding candidate materials in steam environments at high temperature and pressure / Ting Cheng, J. R. Keiser, M. P. Brady [et al.] // Ibid. — 2012. — **427**. — P. 396–400.
16. Riviere J.-P. Corrosion protection of an AISI 321 stainless steel by SiC coatings / J.-P. Riviere, J. Delafond, P. Misaelides // Surface and Coatings Technology. — 1998. — **100–101**. — P. 243–246.
17. Katoh Y. Current status and critical issues for development of SiC composites for fusion applications / Y. Katoh, L. L. Snead, C. H. Henager Jr. [et al.] // Journal of Nuclear Materials. — 2007. — **367–370**. — P. 659–671.
18. Katoh Y. Radiation-tolerant joining technologies for silicon carbide ceramics and composites / Y. Katoh, L. L. Snead, C. H. Henager Jr. [et al.] // Ibid. — 2014. — **448**. — P. 497–511.
19. Liao F. High-rate chemical vapor deposition of nanocrystalline silicon carbide films by radio frequency thermal plasma / F. Liao, S. Park, J. M. Larson [et al.] // Materials Letters. — 2003. — V. 57, No. 13–14. — P. 1982–1986.
20. Shikama T. Erosion behaviour of physically vapour-deposited and chemically vapour-deposited SiC films coated

- on molybdenum during oxygenated argon beam thinning / T. Shikama, M. Kitajima, M. Fukutomi [et al.] // *Thin Solid Films*. — 1984. — V. 117, No. 3. — P. 191–199.
21. Tang H. Surface morphology of α -SiC coatings deposited by RF magnetron sputtering / Huidong Tang, Shouhong Tan, Zhengren Huang [et al.] // *Surface and Coatings Technology*. — 2005. — V. 197, No. 2–3. — P. 161–167.
22. Wang M. Bias effects on structure of sputtered SiC films / M. Wang, A. P. Huang, B. Wang [et al.] // *Materials Science and Engineering B*. — 2001. — V. 85, No. 1. — P. 25–27.
23. Jin C. G. Room-temperature growth of SiC thin films by dual-ion-beam sputtering deposition / C. G. Jin, X. M. Wu, L. J. Zhuge // *Research Letters in Physical Chemistry*. — 2008. — 2008. — P. 1–5.
24. Wang X. H. Ultrafast thermal plasma physical vapor deposition of thick SiC films / X. H. Wang, K. Eguchi, C. Iwamoto [et al.] // *Science and Technology of Advanced Materials*. — 2003. — V. 4, No. 2. — P. 159–165.
25. Jin C. G. Room temperature deposition of amorphous SiC thin films using low energy ion bombardment / C. G. Jin, T. Yu, Y. Zhao [et al.] // *Physica E*. — 2011. — V. 43, No. 10. — P. 1863–1866.
26. ElGazzar H. Preparation and characterizations of amorphous nanostructured SiC thin films by low energy pulsed laser deposition / H. ElGazzar, E. Abdel-Rahman, H. G. Salem [et al.] // *Applied Surface Science*. — 2010. — V. 256, No. 7. — P. 2056–2060.
27. Paton B. E. Composite materials deposited from the vapour phase in vacuum / B. E. Paton, B. A. Movchan // *Welding and Surfacing Review*. — 1991. — No. 2. — P. 43–64.
28. Movchan B. A. Inorganic materials and coatings produced by EBPVD / B. A. Movchan // *Surface Engineering*. — 2006. — V. 22, No. 1. — P. 35–46.
29. Yi J. Characterization of a stoichiometric SiC film deposited on a thermally oxidized Si substrate / J. Yi, X.D. He, Y. Sun // *Journal of Alloys and Compounds*. — 2008. — 451. — P. 11–13.
30. Costa A. K. Characterization of ultra-hard silicon carbide coatings deposited by RF magnetron sputtering / A. K. Costa, S. S. Camargo Jr., C. A. Achete [et al.] // *Thin Solid Films*. — 2000. — 377–378. — P. 243–248.
31. Knotek O. Amorphous SiC PVD coatings / O. Knotek, F. Löffler, L. Wolkers // *Diamond and Related Materials*. — 1993. — V. 2, No. 2–4. — P. 528–530.
32. Simao R. A. Magnetron sputtering SiC films investigated by AFM / R. A. Simao, A. K. Costa, C. A. Achete [et al.] // *Thin Solid Films*. — 2000. — 377–378. — P. 490–494.
33. Lee Jin-Seok. Effect of Al_4SiC_4 additive on the densification of β -silicon carbide under vacuum / Jin-Seok Lee, Young-Soo Ahn, T. Nishimura [et al.] // *Journal of the European Ceramic Society*. — 2012. — V. 32, No. 3. — P. 619–625.
34. Li Wen-Jun. Preparation of TiB_2 -SiC eutectic composite by an arc-melted method and its characterization / Wen-Jun Li, Rong Tu, T. Goto // *Materials Transactions*. — 2005. — V. 46, No. 11. — P. 2504–2508.
35. Cho Kyeong Sik. Microstructure and mechanical properties of spark-plasma-sintered SiC-TiC composites / Kyeong Sik Cho, Kwang Soon Lee // *Key Engineering Materials*. — 2005. — 287. — P. 335–339.
36. Cho Kyeong Sik. Effects of Al, B and C additives on microstructure and mechanical properties of spark-plasma-sintered SiC ceramics / Kyeong Sik Cho, Kwang Soon Lee // *Ibid.* — 2005. — 287. — P. 329–334.

Owing to its physical-chemical properties the silicon carbide (SiC) is considered as the most challenging material in nuclear materials science for manufacture of fuel-element shells, protective coatings and other elements of nuclear reactor structures. The main factor, limiting a practical application of SiC, is the absence of effective technologies of manufacture of parts and deposition of coatings on the base of this compound. Taking into account that in the nearest future the increase in service life of fuel elements will become urgent in stationary and emergency modes, the possibilities of producing coatings on SiC base on zirconium shells of fuel elements by the method of electron beam deposition are described in the work. Coatings on SiC base, on the one side, should not have significant effect on thermal modes of the fuel element operation and, on the other hand, should provide the protection of zirconium shells from the vapor-zirconium reaction during their heating in water vapors. The application of the electron beam deposition of coatings on SiC base will find the wide spreading, if this method provides the high rate of coating deposition at a high level of adhesion, and the coating structure allows protecting the zirconium shell from corrosion in the overheated water and at contact with its vapors at high temperature. In the work the rate of deposition reached up to 5 $\mu\text{m}/\text{min}$ by optimizing the structure of ceramic targets on SiC base and conditions of their electron beam evaporation in vacuum. It is shown that combination of the electron beam evaporation process with substrate treatment with ions of argon provides a high level of adhesion at temperatures of deposition below 600 °C. and also decrease in degree of coating defectiveness. The heating of zirconium shells with coatings on SiC base up to 1200 °C in atmosphere of vapor confirmed the possibility of their resistance to oxidation. Ref. 36, Table 1, Figures 13.

Key words: coatings; silicon carbide; electron beam deposition; corrosion resistance; vapor-zirconium reaction

Поступила 10.02.16

ЛЕГИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ АЗОТОМ ИЗ ДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ: ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА (Обзор. Часть 2)

И. В. Шейко, Г. М. Григоренко, В. А. Шаповалов

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

Рассмотрены особенности легирования металлических материалов азотом, в том числе и из газовой фазы при плазменно-дуговом переплаве. В отличие от других легирующих элементов азот в стандартных условиях находится в газообразном состоянии. Поэтому использование его как легирующего элемента имеет свои особенности. Показано, что скорость абсорбции азота при ПДП чрезвычайно высока и это позволяет получать слитки, в которых содержание азота превышает стандартную растворимость газа в жидкой стали при температуре ликвидуса. Влияние азота как легирующего элемента сравнимо с влиянием углерода. На ряде примеров показано, что используя метод плазменно-дугового переплава представляется возможным в промышленных масштабах легировать стали азотом до концентраций, значительно превышающих его стандартную растворимость в металле. Выплавленные в плазменно-дуговых печах слитки отличаются высоким качеством поверхности и имеют плотную макроструктуру несмотря на высокое содержание азота. Растворенный в металле азот достаточно равномерно распределен в объеме слитков. Библиогр. 5, табл. 5, ил. 4.

Ключевые слова: дуговая плазма; легирование; растворимость газа; пороговая концентрация; азотсодержащие ферросплавы; плазменно-дуговой переплав; макроструктура; аустенитная структура; нержавеющие стали; инструментальные стали

Разработанные и освоенные в промышленных условиях технологии выплавки высокоазотистых сталей в плазменно-дуговых печах показали свою высокую эффективность.

Выплавка большого сортамента сталей, легированных азотом, была освоена на заводе «Электросталь» в плазменно-дуговой печи У-400 (рис. 1), созданной совместно со специалистами Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (табл. 1) [1].

Используя способ плазменно-дугового переплава (ПДП) представляется возможным в промышленных масштабах легировать стали азотом до концентраций, значительно превышающих его стандартную растворимость в металле.

При этом выплавленные слитки, несмотря на очень высокое содержание азота, имеют высокую плотность и полностью лишены подкорковой пористости и усадочной рыхлости [2, 3].

Технология производства высокоазотистых сталей базируется на том, что при выплавке металла для расходующихся заготовок в электродуговых печах используются дешевые не азотированные ферросплавы. Легирование сталей осуществляется из газовой фазы в процессе переплава расходующихся заготовок в плазменно-дуговой печи, для чего применяются аргоно-азотные смеси в качестве плазмообразующего газа. Это позволяет получать

достаточно чистые от примесей высокоазотистые стали не прибегая к применению дорогостоящих азотсодержащих ферросплавов.

Выплавленные слитки отличаются высоким качеством поверхности и имеют плотную макроструктуру (рис. 2). Подкорковые дефекты и усадочные рыхлоты в слитках отсутствуют. Раство-



Рис. 1. Плазменно-дуговая печь У-400

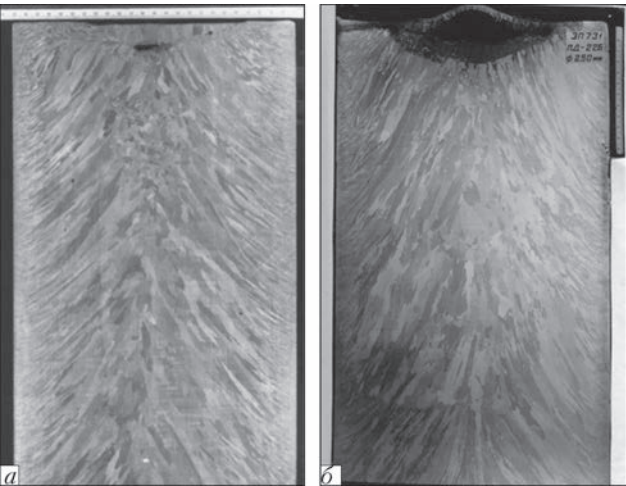


Рис. 2. Макроструктура слитков диаметром 250 мм, выплавленных в азотсодержащей атмосфере в печи ПДП: *а* — сталь ЭИ-835 (X25H16Г7АР), [N] = 0,56 %; *б* — сталь ЭП-731 (000Х19Н7Г7АМ2, верх слитка), [N] = 0,60 %

ренный в металле азот достаточно равномерно распределен в объеме слитков (рис. 3).

Для сталей, содержащих сверхравновесное количество азота, возможна деазотация металла при термообработке. Проверка этого предположения показала, что при нагреве стали до 1100 °С в течении 100 ч деазотация металла происходит в тонком поверхностном слое толщиной не более 0,3 мм (рис. 4) [2]. Такой же нагрев в вакууме вызывает деазотацию слоя толщиной около 1 мм.

Убедительные результаты по азотированию различных сталей из атмосферы низкотемпературной плазмы получены на промышленной плаз-

Таблица 1. Содержание азота в слитках, выплавленных в плазменно-дуговой печи У-400			
Марка стали	Содержание азота, мас. %		Стандартная растворимость 1873 К), %·кПа ^{1/2}
	в расходуемой заготовке	в слитке	
X25H16Г7АР	0,12	0,69	0,34
X20H10ЛГ6	—	0,50	0,26
X16H25AM6	0,08	0,30	0,13
X16H25M6АФ	0,08	0,30	0,14
X17H4Г14АФ	—	0,52	0,43
X18АН9	—	0,40	0,19
X21Г7АН5	0,17	0,46	0,33
X25H12АР	0,42	0,58	0,29
X15H5AM2	0,09	0,21	0,18
X15АГ15	—	0,44	0,32
X19АН16	—	0,18	0,17
X20Г10Н7АМ2	—	0,99	0,35
X18H20M3Д2АБ	—	0,34	0,18
X18АН10	—	0,41	0,19
X23H12АГ8	—	0,46	0,34

менно-дуговой печи У-600 при выплавке слитков массой до четырех тонн (Ижевский металлургический завод, Россия) (табл. 2). Для переплава этих сталей использовали раздельную подачу газов: аргон — через плазмотроны, азот — в камеру печи минуя плазмотроны. Такую подачу газов выполняли с целью снижения тепловой нагрузки на сопла и электроды плазмотронов.

Аналогичные закономерности легирования получены в ИЭС им. Е. О. Патона при выплавке хромоникелевой стали X20H5Г2Л в плазмен-

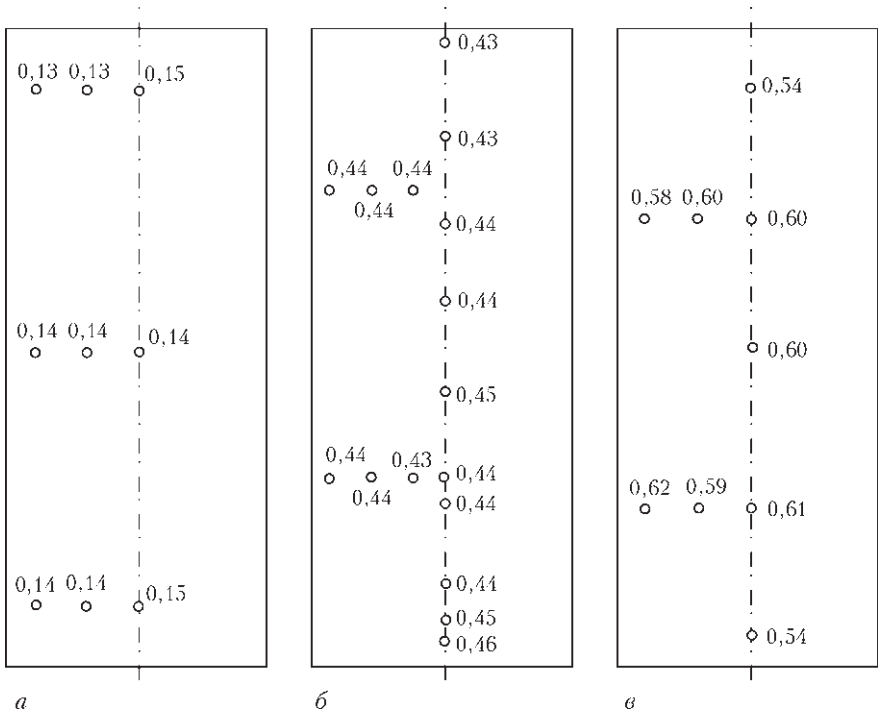


Рис. 3. Распределение азота в слитках ПДП: *а* — сталь Р6М5; *б* — сталь X25H16Г7АР со стандартным (равновесным) содержанием азота; *в* — то же с повышенным (сверхравновесным) содержанием азота

но-дуговой гарниссажной печи с использованием азотсодержащей плазмы (табл. 3) [3].

По данным работы [2] в стали ЭИ-835 (X25H16Г7АР), переплавленной в плазменно-дуговой печи со стандартным содержанием азота, количество неметаллических включений находится на уровне металла ЭШП (табл. 4). Общее содержание неметаллических включений в стали в результате переплава снижается с пяти баллов до трех. Оставшиеся неметаллические включения располагаются равномерно.

Сталь ЭП-618 (X25H12АР) применяется для изготовления конструкций ответственного назначения. Согласно технических условий содержание азота в ней должно быть 0,30...0,45 % [4]. При переплаве этой стали в плазменно-дуговой печи содержание азота может быть доведено до 0,58 % [2]. Несмотря на сверхравновесное содержание азота макроструктура слитков и проката плотная и однородная. Прочность этой стали с повышенной концентрацией азота при 1000 °С выше, чем с обычным содержанием азота.

Весьма перспективным представляется легирование азотом быстрорежущей инструментальной стали, например Р6М5, производство которой составляет около 70 % от общего выпуска таких сталей [5]. Азот в быстрорежущих сталях повышает красноточность, стойкость к истиранию, а следовательно и ресурс работы. В этой связи представляет интерес применение ПДП с легированием азотом для производства быстрорежущих сталей. Такие работы проводили электрометаллургический завод «Электросталь» совместно с Сестрорецким инструментальным заводом. Были выплавлены опытные партии инструментальных сталей, из которых затем изготовлены пальчиковые фрезы диаметром 20 и сверла — 21 мм. Химический состав этих сталей приведен в табл. 5.

Работоспособность фрез испытывали в соответствии с методикой, разработанной ВНИИИнструмент при фрезеровании уступов из стали 45 твердостью 187 НВ.

Результаты этих испытаний следующие: средняя стойкость фрез диаметром 20 мм из стали Р6АМ5 составила 68,7...73,04 мин при коэффици-

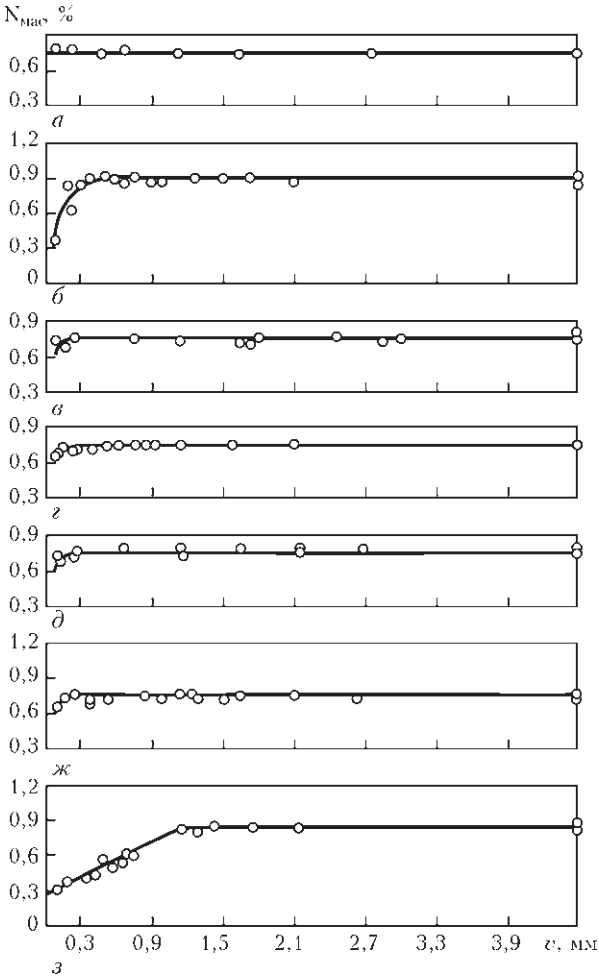


Рис. 4. Содержание азота по сечению образцов стали ЭИ835 после отжига в различных газовых средах ($T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$): а — воздух, 8 ч; б — воздух, 100 ч; в — аргон, 1 ч; г — аргон, 8 ч; д — водород, 1 ч; е — водород, 8 ч; жс — вакуум, $3 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст., 4 ч

енте вариации 0,12...0,2. Нормативная стойкость инструмента из быстрорежущей стали Р6М5 для таких условий обработки составляет 60 мин. Средняя стойкость фрез, легированных азотом, превысила нормативную в 1,15...1,22 раза.

Стойкость сверл зависит от многих факторов, в том числе и от твердости. Исходя из многолетнего опыта Сестрорецкого инструментального завода установлено, что оптимальное сочетание свойств исследуемых сталей достигается при твердости 64...66 HRC. Сверлили глухие отверстия глубиной 63 мм в образцах стали 45. Стойкость сверл оценивали по количеству выполненных отверстий

Таблица 2. Содержание азота в слитках диаметром 500 мм, выплавленных в печи У-600 в азотсодержащей атмосфере			
Марка стали	Давление в печи, кПа	Содержание азота, мас. %	
		в атмосфере печи	в слитках
55Х20Г9АН4	150	74	0,47
	120	64	0,43
08Х21 Г11АН6	100	68	0,56
Х18Н7Г10АМ3	160	80	0,58

Т а б л и ц а 3. Содержание азота в стали X20H5Г2Л, выплавленной в плазменно-дуговой гарниссажной печи			
Объект исследования	Режим плавки		Содержание азота в металле, мас. %
	Суммарный ток плазмотронов, А	Давление в плавильной камере, кПа	
Исходный металл	—	—	0,03
После ПДП	1800	—	0,46
	1800	150	0,53
	1800	200	0,56
	1800	300	0,02
Исходный металл	—	—	0,02
После ПДП	1600	—	0,42
	1600	50	0,46
	1600	200	0,53
	1600	300	0,04
Исходный металл	—	—	0,04
После ПДП	1400	—	0,41
	1400	150	0,44
	1400	300	0,48
	1400	300	0,48

Т а б л и ц а 4. Неметаллические включения в стали ЭИ-835 ПДП						
Способ переплава	Металлические включения по шкале ГОСТ 1778–62, балл					
	Хроматы	Сульфиды	Нитриды титана	Силикаты		Глобули
				хрупкие	пластичные	
ПДП	2,0	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
—»—	2,0	—	0,5	0,5	0,5	—
—»—	0,5	—	2,0	0,5	0,5	—
ЭШП	1,7	0,6	1,0	0,5	0,5	0,5

Т а б л и ц а 5. Химический состав инструментальных сталей									
Марка стали	Метод плавки	Содержание элементов, мас. %							
		С	Mn	Si	W	Cr	V	Mo	[N]
P2M5	ПДП	1,02	0,29	0,17	1,82	4,01	1,17	5,08	0,03
—»—	—»—	0,96	0,29	0,17	1,82	4,01	1,17	5,08	0,11
—»—	—»—	0,86	0,30	0,35	6,50	4,30	1,76	5,05	0,17
—»—	ДП	0,85	0,32	0,36	6,40	4,20	1,75	5,00	0,04

и величине износа режущих кромок. Критерием снятия сверл с испытаний служили скрип или его поломка. Анализ результатов испытаний показал, что стойкость сверл из стали P2M5 ПДП находится на уровне стойкости сверл из стали P6AM5 открытой выплавки (ОВ) и выше стойкости сверл из стали P2M5 ОВ. Сочетание благоприятной литой структуры и последующих обработок стали (ковка и термическая обработка) обеспечивают высокий уровень механических характеристик и служебных свойств стали P2M5 не уступающих по величине характеристикам стали P6M5 ОВ.

Таким образом, даже не изменяя состав стали, производя известные марки, содержание азота в которых поддерживается на верхнем пределе технических условий, что очень редко удается сделать при выплавке в традиционных печах из-за опасности получения пористых слитков, можно

производить сталь с комплексом положительных свойств: более прочную с хорошей коррозионной стойкостью и более дешевую.

1. Клюев М. М. Плазменно-дуговой переплав / М. М. Клюев. — М.: Металлургия, 1980. — 256 с.
2. Лакомский В. И. Исследование процессов взаимодействия азота с металлом при ПДП / В. И. Лакомский, Г. М. Григоренко, Г. Ф. Торхов // Сб. ст. «Рафинирующие переплавы». — Киев: Наук. думка, 1975. — Вып. 2. — С. 151–159.
3. Аустенитные высокоазотистые хромоникелевые стали, выплавленные в плазменно-дуговых печах / Б. Е. Патон, В. И. Лакомский, Г. Ф. Торхов [и др.] // ДАН СССР. — 1971. — 198, № 2. — С. 391–393.
4. Свойства хромистых сталей с высоким содержанием азота / И. Н. Мелькумов, М. М. Клюев, В. В. Топилин [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1970. — № 12. — С. 18–21.
5. Григоренко Г. М. Водород и азот в металлах при плазменной плавке / Г. М. Григоренко, Ю. М. Помарин. — Киев: Наук. думка, 1989. — 200 с.

Peculiar features of alloying the metallic materials with nitrogen are considired, including that from a gas phase in plasma-arc remelting. Unlike the other alloying elements the nitrogen under the standard conditions is in a gaseous state. Therefore, its use as an alloying element has its peculiarities. It is shown that the rate of nitrogen absorption in

PAR is rather high and this allows producing ingots, in which the nitrogen content exceeds the standard solubility of gas in molten steel at the liquidus temperature. The effect of nitrogen as an alloying element is comparable with the effect of carbon. It is shown on some examples, that when the method of plasma-arc remelting is used it seems possible to alloy steel with nitrogen in industrial scales up to concentrations, much exceeding its standard solubility in metal. Ingots, melted in plasma-arc furnaces, are characterized by the high quality of surface and have a dense macrostructure in spite of the nitrogen content. Nitrogen, dissolved in metal, is distributed in the ingot volume rather uniformly. Ref. 5, Tables 5, Figures 4.

Key words: arc plasma; alloying; gas solubility; threshold concentration; nitrogen-containing ferroalloys; plasma-arc remelting; macrostructure; austenitic structure; stainless steels; tool steels

Поступила 02.03.2016

ИНВЕСТИЦИИ МЕТИНВЕСТ В ЭКОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЕКТЫ МАРИУПОЛЯ



Мариупольский металлургический комбинат им. Ильича (ММК, Донецкая обл.) и Азовсталь, входящие в группу Метинвест, инвестировали в охрану окружающей среды города с 2011 по 2015 гг. 1,6 млрд. грн. Согласно сообщению пресс-службы компании, за этот период реализовано девять масштабных проектов по улучшению экологической ситуации в Мариуполе.

«За время действия программы загрязнение окружающей среды предприятиями Метинвеста значительно уменьшилось. Инвестиции в модернизацию производства позволили мариупольским комбинатам за этот период сократить выбросы в воздух почти на четверть. В частности, в 2015 г. ММК им. Ильича отказался от грязного неэффективного мартеновского производства. После вывода из эксплуатации шести мартеновских печей выбросы соединений азота в атмосферу сократились почти на 68 %, пыли — на 12 %», — отметили в компании.

Реконструкция аглофабрики ММК им. Ильича общей стоимостью 220 млн. дол. стала крупнейшим экологическим проектом в Украине. Поэтапная реализация проекта позволит к 2020 г. сократить на 90 % выбросы пыли и на 46 % — соединений серы.

На Азовстали в 2015 г. завершена модернизация ДП-4. Обновленный чугуноплавильный агрегат будет выбрасывать из трубы менее 30 мг пыли на кубометр воздуха, что лучше европейских норм. Инвестиции в проект составили 90 млн. дол.

«Метинвест является одной из немногих украинских компаний, которая даже во время экономических и политических потрясений не прекращает развивать и модернизировать производство, ориентируясь на современные экологические стандарты. В Мариуполе мы, с одной стороны, вывели из эксплуатации устаревшие производственные мощности, с другой — реализуем инновационные «зеленые» проекты на действующих мощностях», — отметил ген. директор Метинвеста Юрий Рыженков.

<http://korrespondent.net/business/companies>

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ КОНДЕНСАТОВ СИСТЕМ Ti/Al И Ti/TiAlSi

А. В. Демчишин¹, Л. Д. Кулак¹, А. А. Демчишин², Г. А. Автономов¹

¹Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины.

03142, г. Киев, ул. Кржижановского, 3. E-mail: demch@ipms.kiev.ua

²НТУУ «Киевский политехнический институт».

03056, г. Киев, пр. Победы, 37. E-mail: ademch@bk.ru

Исследованы микроструктура, фазовый состав и микротвердость многослойных конденсатов систем Ti/Al и Ti/TiAlSi, полученных вакуумно-дуговым испарением выбранных чистых металлов титана, алюминия и тройного сплава Ti–5,5Al–3,2Si. Толщина слоев в конденсированных композициях регулировалась величиной тока дугового разряда и длительностью последовательного осаждения плазменных потоков на металлические подложки. Многослойные конденсаты с периодами в диапазоне 50...340 нм имели общую толщину 60...80 мкм. Полученные данные микроскопического анализа показывают, что в исследуемых композициях наблюдается чередование непрерывных слоев разнородных материалов. Результаты рентгенофазового анализа свидетельствуют, что в многослойных конденсатах с ограниченной взаимной растворимостью элементов на межслойных границах раздела процессы взаимодиффузии сопровождаются протеканием реакций с образованием интерметаллидов. На рентгенограммах регистрируются также рефлексы чистых металлов, подтверждающие, что эти реакции не проходят по всей толщине чередующихся слоев разнородных материалов за период их формирования на подложке. Результаты измерения микротвердости многослойных конденсатов показывают, что уменьшение толщины чередующихся слоев ведет к росту твердости получаемых композиций, а наличие интерметаллидов в конденсатах существенно повышает их твердость. Библиогр. 18, рис. 4.

Ключевые слова: вакуумно-дуговое испарение; многослойные металлические конденсаты; электронная микроструктура; фазовый состав; химический состав конденсированного тройного сплава; микротвердость конденсатов

Экспериментальные данные многих исследователей, касающиеся свойств многослойных композиций, полученных с помощью термического испарения в вакууме [1, 2], магнетронного распыления [3, 4] и прокатки пакетов фольг [5, 6], свидетельствуют о том, что физико-механические характеристики таких периодических структур существенно отличаются от свойств отдельных компонентов, составляющих эти многослойные композиции. Показано, что в таких системах не аддитивными являются предел прочности, предел усталости, модуль упругости, электрические, магнитные и другие свойства.

Цель данного исследования заключалась в изучении структуры и механических свойств многослойных конденсатов систем Ti/Al и Ti/TiAlSi с изменяющимся шагом модулированных композиций, сформированных вакуумно-дуговым испарением. Выбор компонентов вышеуказанных материалов был обусловлен тем, что алюминий и тройная система Ti–Al–β-стабилизатор (в нашем случае кремний) являются основными компонентами почти всех промышленных титановых сплавов. В связи с этим исследуемые многослойные

конденсаты более предпочтительны для использования в качестве функциональных покрытий титановых сплавов или присадочных материалов в виде лент и фольг при диффузионной сварке титановых сплавов на основе интерметаллидов, поскольку при этом достигается лучшая механическая совместимость с основным металлом [7, 8]. В работе [9] также показано, что применение вакуумно-дуговых покрытий системы TiAlSi значительно увеличивает (в 7–12 раз) стойкость системы «подложка–покрытие» (материал подложки — сталь 10X18H12M3Л) к коррозионной кавитации в водной среде, и в 4–6 раз в эвтектическом сплаве Na–K, как указано в [10].

Методика экспериментов. Многослойные вакуумные конденсаты указанных металлических систем были получены методом вакуумно-дугового испарения цилиндрических катодов из титана, алюминия и Ti–5,5Al–3,2Si сплава, изготовленных точением слитков, выплавленных с помощью электронно-лучевого переплава. Схема размещения испаряемых катодов и плоских подложек внутри рабочей камеры представлена в работе [11].

Периодические структуры формировались на листовых подложках из нержавеющей стали 12Х17 размером $100 \times 100 \times 0,3$ мм, перемещающихся последовательно по круговой траектории от одного катода к другому с периодической остановкой напротив рабочих поверхностей торцевых катодов в течение 10, 20, 30, 40 и 50 с при непрерывном испарении катодов. Это давало возможность регулировать толщину чередующихся слоев в многослойных конденсатах в пределах 50...340 нм. Расстояние между катодами и подложками составляло 125 мм, суммарная толщина многослойных конденсатов — 60...80 мкм. Величина рабочего давления в камере была равна $4 \cdot 10^{-2}$ Па, ток дуги составлял 90...120 А в зависимости от материала катода. На подложки подавался отрицательный потенциал 50 и 180 В, что обеспечивало бомбардировку ионами осаждаемых металлов с разными энергиями формируемых при конденсации слоев. Скорость конденсации составляла 1,0...1,2 мкм/мин, общая продолжительность осаждения многослойных покрытий 60 мин. Очистку подложек с помощью бомбардировки их поверхностей ионами аргона, а затем металлическими ионами катодных материалов перед нанесением покрытий осуществляли путем подачи на подложки отрицательного потенциала 1000 В при давлении в камере $3 \cdot 10^{-2}$ Па для предотвращения образования микродуг и повреждения ими поверхностей конденсации. Необходимые субслои осаждались после очистки подложек ионной бомбардировкой, одновременного их нагрева до 400...450 °С (3...5 мин) и уменьшения отрицательного потенциала до 50 или 180 В.

Структуру покрытий исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа «JEOL SuperProb 733» с приставкой «INCA Energy 355», а также трансмиссионного электронного микроскопа «JEOL 200». Фазовый состав и параметры

кристаллических решеток многослойных конденсатов определяли с помощью рентгенодифракционного анализа на дифрактометре «Bruker D8» в CuK_α излучении. Для определения содержания титана, алюминия и кремния в покрытиях применяли энергодисперсионный анализатор. Температуру подложек измеряли пирометром «Смотрич-8», а микротвердость конденсатов — с помощью микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке 20 г в поперечном сечении. Измерение микротвердости представляло интерес, поскольку эта характеристика пропорционально связана с пределом прочности. Например, предел прочности для сплавов системы Ti–Al связан с твердостью зависимостью $\sigma_b = 0,28HV$ [12]. Для микрослойных композиций такой метод оценки механических свойств важен и с той точки зрения, что получаемые значения твердости являются интегральными величинами, поскольку размеры формируемых отпечатков индентора от алмазной пирамидки существенно превышают толщину отдельных субслоев таких многослойных композиций.

Результаты исследований и их обсуждение. Исследования многослойных покрытий с помощью электронной микроскопии позволили выявить структурные особенности выбранных систем. Типичные структуры поперечных сечений вакуумно-дуговых конденсатов систем Ti/Al и Ti/TiAlSi, полученных при разной длительности остановки подложек перед катодом τ и суммарной толщине разнородных субслоев $h_{\text{ш}}$, показаны на рис. 1, 2. Как свидетельствуют представленные снимки, все исследованные композиции имеют характерную многослойную структуру. На них можно видеть чередование непрерывных слоев разнородных материалов, толщина которых уменьшается пропорционально длительности их формирования в

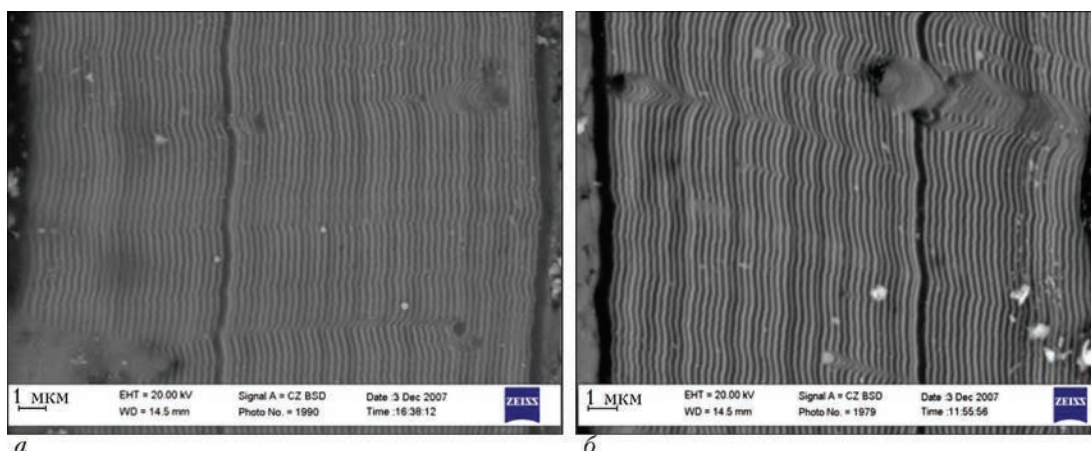


Рис. 1. SEM-изображения структуры вакуумно-дуговых многослойных конденсатов системы Ti/Al в поперечном сечении: а — $\tau = 20$ с, $h_{\text{ш}} = 330$ нм; б — $\tau = 30$ с, $h_{\text{ш}} = 500$ нм (светлые слои — титан, темные — алюминий)

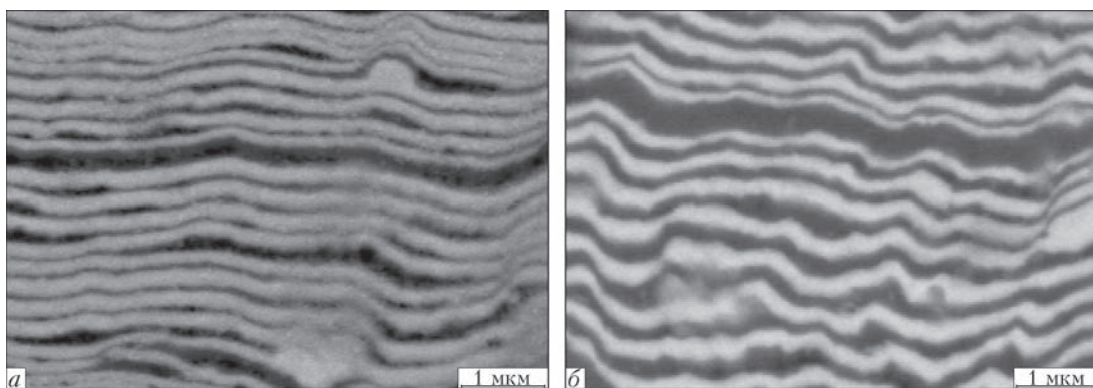


Рис. 2. SEM-изображения структуры вакуумно-дуговых многослойных конденсатов системы Ti/TiAlSi в поперечном сечении: а — $\tau = 20$ с, $h_{\text{ш}} = 330$ нм; б — $\tau = 30$ с, $h_{\text{ш}} = 510$ нм (светлые слои — титан, темные — TiAlSi)

течение одного цикла пребывания подложек перед катодами из выбранных металлов и сплавов.

Исследования структуры многослойных конденсатов в продольном направлении относительно подложки показали, что размер зерна в таких композициях сопоставим с толщиной отдельных слоев, из которых состоят эти конденсаты. Например, в многослойных конденсатах системы Ti/Al, сформированных при непродолжительных выдержках подложек перед торцевыми катодами из титана и алюминия (10 с) в вакуумной камере, размер зерна составляет 40...250 нм (рис. 3).

Рентгенодифракционный анализ многослойных конденсатов позволил определить фазовый состав этих композиций в исходном состоянии. Судя по результатам рентгенофазового анализа, в конденсатах системы Ti/Al процессы взаимодиффузии сопровождаются протеканием реакций с образованием интерметаллидов Al_5Ti_2 , Al_3Ti , Al_2Ti , AlTi , AlTi_3 . Энергодисперсионные измерения показали, что соотношение Al:Ti (ат. %) в этих конденсированных композициях составляет 33:67 в микрослоях и 48:52 на межслойных границах, т. е. диффузионные процессы осуществляются за счет большей подвижности атомов алюминия. На рентгенограммах регистрируются также

рефлексы чистых металлов титана и алюминия, которые свидетельствуют о том, что реакции образования интерметаллидов не проходят по всему объему многослойной композиции за период ее формирования на подложке. Сравнение фазового состава многослойных конденсатов системы Ti/Al с разной толщиной субслоев показало, что в композициях с высокими периодами присутствуют богатые алюминием фазы, тогда как в конденсатах с малыми периодами, кроме этих фаз, также образуются богатые титаном интерметаллиды.

В работе [4] приведены результаты изучения фазового состава многослойных конденсатов Ti/Al с различной толщиной чередующихся слоев, полученных с помощью магнетронного распыления на подложках из нержавеющей стали при температуре 400 °С. Было показано, что если в исходном состоянии пленки содержали только фазы $\alpha\text{-Ti}$ и гранецентрированного кубического алюминия, то последующий отжиг при 600 °С в течение 1 ч приводил к образованию в пленках с малыми периодами (до 200 нм) $\gamma\text{-TiAl}$ фазы со следами $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$, тогда как для более высоких периодов (500 и 1000 нм) фиксировали богатые алюминием фазы, такие как Al , Al_2Ti и Al_3Ti . Увеличение температуры отжига до 675 °С (1 ч) способствовало реакции промежуточной фазы Al_3Ti с $\alpha\text{-Ti}$ с образованием TiAl и Ti_3Al фаз. На основе полученных экспериментальных данных авторы предложили последовательность эволюции фаз $\alpha\text{-Ti} + \text{Al} \rightarrow \alpha\text{-Ti} + \text{Al} + \text{Al}_3\text{Ti} \rightarrow \gamma\text{-TiAl} + \alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ для многослойного конденсата Ti/Al с периодом 500 нм.

Данные, полученные в настоящей работе, показывают, что вакуумно-дуговые конденсаты, сформированные на металлических подложках при температуре 400 °С с электрическим смещением –180 В, уже в исходном состоянии помимо чистых металлических компонентов содержат интерметаллидные фазы. Это объясняется более высокой энергией и большим содержанием ионной

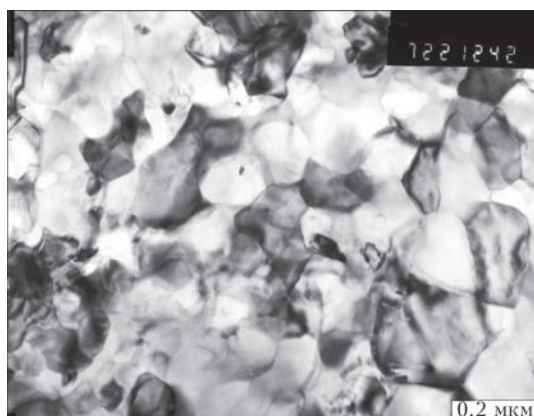


Рис. 3. ТЕМ-изображение структуры многослойного конденсата системы Ti/Al в продольном сечении ($\tau = 10$ с)

компоненты в осаждаемых плазменных потоках в нашем случае по сравнению с магнетронным осаждением, что приводит к повышению локальной температуры на поверхности конденсации и более быстрому протеканию процессов взаимодиффузии выбранных металлических компонентов в многослойных композициях.

Рентгенофазовый анализ стружки исходного титанового сплава Ti–5,5Al–3,2Si показал, что материал катода содержит твердый раствор алюминия в α -Ti и интерметаллидную фазу Ti_5Si_3 . Вакуумно-дуговой конденсат, полученный испарением данного катода с последующим осаждением плазменного потока на нержавеющую подложку при электрическом смещении –180 В, также содержит α -Ti фазу и интерметаллид Ti_5Si_3 . Судя по результатам рентгеноспектрального анализа, конденсированный слой содержит (вес. %) 3,0 Al, 1,2 Si при $U_{\text{подл}} = -180$ В и 3,8 Al, 1,6 Si при $U_{\text{подл}} = -50$ В. Полученные данные свидетельствуют об обеднении конденсата алюминием и кремнием по сравнению с химическим составом исходного катодного материала. При этом повышение электрического потенциала подложки приводит к большему снижению содержания легирующих элементов в титановой основе, что дает возможность управлять составом посредством данного технологического параметра. Изменение состава вакуумно-дуговых покрытий при испарении Ti–Al и Ti–Si катодных материалов в зависимости от напряжения смещения на подложке было отмечено и в работах [13, 14], в которых уменьшение содержания алюминия и кремния в конденсатах при повышении напряжения смещения авторы объясняют различиями в степени ионизации титана, алюминия и кремния. Степень ионизации в плазменном потоке титана выше, чем алюминия и кремния, что и приводит к изменению соотношения этих элементов в покрытии, формирующемся на поверхности подложки с приложенным к ней потенциалом.

Следует отметить, что проблемы получения покрытий с заданным элементным и фазовым составом, связанные с вакуумно-дуговым испарением, изучены далеко не полностью, что затрудняет решение научных и технологических задач при разработке новых многокомпонентных вакуумных покрытий. Объяснения многих авторов, данные по поводу зависимости изменения химического состава осаждаемых покрытий от разной степени ионизации компонентов испаряемого сплава, являются недостаточными. Имеется в виду, например, что при прямом электронно-лучевом испарении многокомпонентных сплавов,

когда конденсаты формируются из нейтральных паровых потоков, также наблюдается снижение содержания легирующих элементов в получаемых покрытиях, но разница в степени ионизации при этом меньше по сравнению с вакуумно-дуговыми конденсатами. Так, электронно-лучевой конденсат исходной Cr–Ni нержавеющей стали X18H10T содержит (вес. %) 16 Cr, 9 Ni и 0,4 Ti.

При изучении закономерностей испарения сплавов в вакууме многие исследователи используют закон Рауля, установленный для разбавленных растворов. Согласно этому закону давление пара раствора ниже давления пара чистого растворителя на величину, пропорциональную концентрации растворенного вещества. Другими словами, при испарении сплавов в вакууме нельзя рассматривать только характер испарения каждого компонента, не учитывая при этом взаимного влияния всех компонентов в сплаве. В нашем случае при испарении сплава системы Ti–Al–Si давление пара компонентов при 1550 °С составляет 1; 1000 и 10 мТор соответственно [15]. С учетом парциальных давлений пара компонентов сплава, выраженных в атомных процентах (Ti–9,19 ат. % Al–5,13 ат. % Si \rightarrow Ti–5,5Al–3,2Si), можно сказать, что алюминий будет испаряться примерно в 180 раз быстрее кремния и в 100 раз быстрее титана. Однако на практике наблюдается обратная картина: происходит обеднение конденсированного слоя алюминием и кремнием. Установленное отклонение от закона Рауля можно объяснить тем, что большая часть легирующих элементов в сплаве находится в связанном состоянии в виде интерметаллических соединений.

При вакуумно-дуговом испарении происходит частичная ионизация паров испаряемого сплава. Проведенные масс-спектрометрические исследования на вакуумно-дуговой установке показали, что доля ионов в общем плазменном потоке составляет 20...30 % при испарении титана и сплава Ti–Al–Si, т. е. ионы металлов представляют собой лишь меньшую часть конденсирующихся элементов плазменного потока. Наряду с ионами на подложке конденсируются нейтральные атомы испаряемого материала и микрокапли. Ионы поступают на подложку с высокой энергией (например, 50 и 180 эВ) при напряжении смещения –50 и –180 В. Энергия ионов передается нейтральным атомам при соударениях в межэлектродном пространстве. В связи с этим их средняя энергия намного превышает энергию атомов при обычном вакуумном осаждении. При термическом методе вакуумного напыления покрытий конденсирующиеся атомы имеют энергию не выше 0,3 эВ. Ион-

ная бомбардировка подложки и затем растущего слоя покрытия приводит к значительному поверхностному разогреву за счет энергии, выделяемой при торможении ускоренных ионов, что повышает подвижность поверхностных атомов. Энергия ионов, бомбардирующих поверхность осаждаемого конденсата, значительно повышается при увеличении потенциала подложки, что приводит, наряду с процессом конденсации, к возрастанию роли распыления осаждаемых атомов. При определенных значениях энергии ионов скорости процессов конденсации и распыления становятся равными [16]. Таким образом, распылением осаждающихся на подложку атомов можно также объяснить обеднение кремнием и алюминием формируемого конденсата. Повышение потенциала подложки ведет к уменьшению содержания этих элементов в покрытии по сравнению с исходным материалом катода.

Следует также отметить, что, по мнению авторов работы [17], высокая исходная температура (температура кипения) микрокапель металла, покидающих зону катодных пятен, способствует их испарению и в процессе их пролета от катода до подложки. При этом, если в состав капли входят металлы, существенно отличающиеся по упругости пара от основного металла, испарение более летучих компонентов происходит с большей скоростью, что приводит к изменению состава как капли, так и осаждающегося покрытия по сравнению с составом исходного материала катода. Сравнение скоростей испарения титана, алюминия и кремния в вакууме при почти одинаковых температурах показывает, что легирующие элементы имеют более высокую скорость испарения при 1550 °С, чем титан [15].

По-видимому, все перечисленные механизмы влияют на изменение химического состава вакуумно-дуговых конденсатов по сравнению с

исходным материалом катода. На практике, когда нужно обеспечить заданную концентрацию легирующих элементов в покрытии, снижение их содержания в осаждаемом слое необходимо компенсировать, используя для испарения сплавы, обогащенные этими элементами. Например, для обеспечения 0,5 % Y в сплаве Fe–Cr–Al–Y содержание иттрия в испаряемом слитке должно быть увеличено до 2 % [18].

Диффузионные процессы в многослойных конденсатах системы Ti/TiAlSi протекают также на межслойных границах из-за большей подвижности атомов алюминия и кремния в слоях титанового сплава в направлении слоев чистого титана, способствуя образованию твердого раствора алюминия в α -Ti и интерметаллида Ti_3Si_3 в приграничных зонах разнородных слоев в процессе роста конденсата. Таким образом, в многослойных конденсатах систем Ti/Al и Ti/TiAlSi с ограниченной растворимостью, полученных вакуумно-дуговым испарением с последующим осаждением плазменных потоков на подложки с электрическим потенциалом –50 и –180 В, наблюдается образование интерметаллидов на межслойных границах в соответствии с диаграммами состояния выбранных для исследования компонентов. Однако эти процессы протекают при более низких температурах, чем в массивных материалах. Следует отметить, что образование интерметаллидов в конденсатах происходит гораздо быстрее, поскольку коэффициенты диффузии в растущих конденсатах на несколько порядков выше, чем в массивных сплавах, при тех же температурах вследствие более мелкой структуры и большей плотности дефектов в конденсатах.

Результаты измерения микротвердости при нагрузке 20 г многослойных конденсатов с разной суммарной толщиной разнородных чередующихся субслоев отражают фазовые особенности исследованных композиций (рис. 4).

Конденсаты системы Ti/Al, элементы которой ограниченно растворимы друг в друге и образуют интерметаллиды Al_5Ti_2 , Al_3Ti , Al_2Ti , $AlTi$, Ti_3Al , имеют микротвердость $H_{\mu} = 5,90$ ($\tau = 50$ с), 6,20 (40 с), 6,57 (30 с), 6,95 (20 с) и 7,33 ГПа (10 с) в зависимости от периода модуляции таких структур. Приведенные данные свидетельствуют о том, что уменьшение толщины слоев в многослойном конденсате приводит к повышению твердости осаждаемого композиционного материала. Эти композиции были сформированы при подаче на подложки отрицательного потенциала 180 В. Уменьшение электрического потенциала на стальной подложке до $U_{подл} = -50$ В приводит к некото-

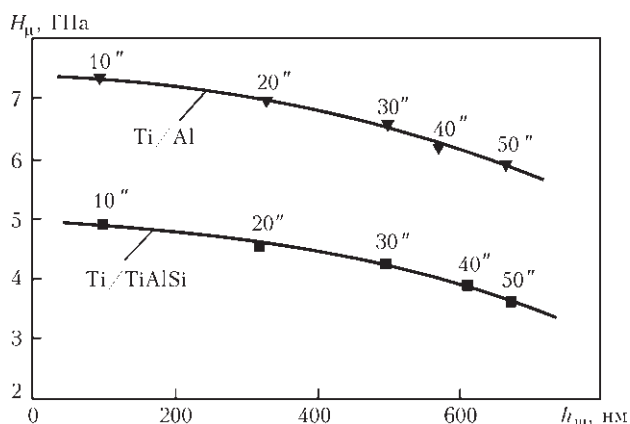


Рис. 4. Зависимость микротвердости многослойных конденсатов Ti/Al и Ti/TiAlSi от суммарной толщины разнородных чередующихся субслоев

рому снижению микротвердости конденсатов Ti/Al системы, что может быть связано с уменьшением объемной доли химических соединений на межслойных границах вследствие снижения температуры подложки.

Измерения микротвердости конденсатов системы Ti/TiAlSi, элементы которой также имеют ограниченную растворимость друг в друге и образуют твердые растворы алюминия в α -Ti и интерметаллид Ti_5Si_3 в приграничных зонах разнородных слоев в процессе роста конденсата, показали аналогичную зависимость твердости осажденного композиционного материала от толщины слоев в многослойном конденсате. Однако абсолютные значения твердости в этом случае были более низкими по сравнению с конденсатами системы Ti/Al из-за различий в фазовом составе.

Полученные данные свидетельствуют о том, что уменьшение толщины слоев приводит к уменьшению размеров кристаллитов внутри каждого слоя, к увеличению объемной доли межслойных границ, приграничных областей и уровня внутренних напряжений, что и приводит к росту микротвердости. Следует отметить, что вакуумно-дуговые конденсаты чистого титана, сформированные при тех же технологических параметрах, что и многослойные композиции, имеют микротвердость 2,20 и 2,36 ГПа при напряжении смещения на подложке –180 и –50 В соответственно. Приведенные значения твердости конденсированных слоев чистого титана намного ниже твердости многослойных конденсатов систем Ti/Al и Ti/TiAlSi.

Полученные в настоящей работе данные подтверждают, что вакуумно-дуговое испарение, обеспечивающее большую степень ионизации плазменных потоков и высокую энергию конденсируемых компонентов плазмы по сравнению с электронно-лучевым испарением и магнетронным распылением, позволяет получать многослойные композиции, фазовый состав которых и, соответственно, физико-механические свойства можно изменять в более широком диапазоне.

Выводы

1. Показано, что структура и фазовый состав вакуумно-дуговых многослойных конденсатов в исходном состоянии зависят от степени взаимной растворимости компонентов, образующих эти системы. Уменьшение периода многослойных структур ведет к увеличению роли межслойных поверхностей, росту внутренних напряжений и влияет на их фазовый состав.

2. Установлено, что значительная доля ионной компоненты в осаждаемых вакуумно-дуговым методом плазменных потоках (по сравнению с другими физическими методами формирования вакуумных конденсатов) в сочетании с возможностью регулирования энергии конденсируемых веществ приводит к ускорению процессов взаимодиффузии разнородных элементов на межслойных границах и формированию в приграничных зонах фаз в соответствии с типом диаграмм состояния выбранных для исследования компонентов.

3. Определено, что уменьшение периода многослойных структур повышает их твердость, абсолютные значения которой определяются фазовым составом, размером зерна в чередующихся слоях, объемной долей межслойных границ и приграничных областей, а также уровнем внутренних напряжений в композиции. Твердость таких композиций может быть значительно выше твердости однослойных конденсированных материалов.

4. Полученные экспериментальные данные позволяют целенаправленно влиять на структуру, фазовый состав и механические свойства многослойных конденсированных композиций и определять области их применения.

1. Палатник Л. С. О прочности многослойных вакуумных конденсатов / Л. С. Палатник, А. И. Ильинский, Н. П. Сапелкин // ФТТ. — 1966. — Т. 8. — С. 2515–2517.
2. Литвин С. Е. Магнитные материалы на основе микрослойных конденсатов Fe–Cu, полученных электронно-лучевым осаждением в вакууме / С. Е. Литвин, Г. Г. Дидикин, Д. В. Шурип [и др.] // Современная электротехнология. — 2009. — № 4. — С. 21–25.
3. Illarionova E. V. On the mechanism of heterogeneous reaction and phase formation in Ti/Al multilayer nanofilms / E. V. Illarionova, J.-J. Kuntz, D. Yu. Kovalev [et al.] // Acta Materialia. — 2005. — **53**. — P. 1225–1231.
4. Ramos A. S. The formation of γ -TiAl from Ti/Al multilayers with different periods / A. S. Ramos, R. Calinas, M.T. Vieira // Surface and Coating Technology. — 2006. — 200. — P. 6196–6200.
5. Копань В. С. Микрослоистые композиционные материалы на основе алюминия, меди и железа: автореф. дис. на соискание научн. степени докт. техн. наук / В. С. Копань. — К., 1988. — 37 с.
6. Konieczny M. Processing and microstructural characterization of laminated Ti–intermetallic composites synthesized using Ti and Cu foils / M. Konieczny // Materials Letters. — 2008. — **62**. — P. 2600–2602.
7. Ramos A. S. Nanometric multilayers: A new approach for joining TiAl / A. S. Ramos, M. T. Vieira, L. I. Duarte [et al.] // Intermetallics. — 2006. — **14**. — P. 1157–1162.
8. Duarte L. I. Solid-state diffusion bonding of gamma-TiAl alloys using Ti/Al thin films as interlayers / L. I. Duarte, A. S. Ramos, M. F. Vieira [et al.] // Ibid. — P. 1151–1156.
9. Баутин В. А. Влияние химического состава интерметаллидных вакуумно-дуговых покрытий на их стойкость к коррозионной кавитации в водной среде / В. А. Баутин,

- И. В. Бардин, А. Г. Сеферян [и др.] // Тяжелое машиностроение. — 2014. — № 1. — С. 2–9.
10. Баутин В. А. Влияние химического состава вакуумно-дугового защитного покрытия на кавитационную стойкость системы «сталь 10X18H12M3Л–покрытие» в эвтектическом сплаве Na–K / В. А. Баутин, И. В. Бардин, А. Г. Сеферян [и др.] // Там же. — 2014. — № 4/5. — С. 2–6.
 11. Демчишин А. В. Структура и механические свойства вакуумно-дуговых многослойных конденсатов нитридов титана и его сплавов / А. В. Демчишин, В. А. Аветисян, А. А. Демчишин [и др.] // Современная электрометаллургия. — 2014. — № 2. — С. 44–50.
 12. Еременко В. Н. Титан и его сплавы / В. Н. Еременко. — К.: Изд-во Академии наук УССР, 1960. — 500 с.
 13. Аксьонов И. И. Перенесения катодного материала в процесі вакуумно-дугового формування покриттів / И. И. Аксьонов, В. А. Білоус, С. К. Голтвяниця [та ін.] // Вопросы атомной науки и техники. — 2009. — № 2. — С. 181–184 (Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение; вып. 93).
 14. PalDey S. Cathodic arc deposited thin film coatings based on TiAl intermetallics / S. PalDey, S. C. Deevi, T. L. Alford // Intermetallics. — 2004. — No. 12. — P. 985–991.
 15. Дэшман С. Научные основы вакуумной техники / С. Дэшман. — М.: Мир, 1964. — 716 с.
 16. Андреев А. А. Вакуумно-дуговые устройства и покрытия / А. А. Андреев, Л. П. Саблев, В. М. Шулаев [и др.]. — Х.: Нац. научн. центр «Харьк. физ.-техн. ин-т», 2005. — 236 с.
 17. Андропова Т. М. Получение покрытий сложного состава методами электродугового и магнетронного распыления в вакууме / Т. М. Андропова, А. И. Вовси, В. М. Козлов [и др.]. — Рига: Латв. НИИ научно-техн. информ. и техн.-эконом. исслед., 1985. — 20 с.
 18. Мовчан Б. А. Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме / Б. А. Мовчан, И. С. Малащенко. — К.: Наук. думка, 1983. — 232 с.

The microstructure, phase composition and microhardness of multilayered Ti/Al and Ti/TiAlSi deposits produced by vacuum-arc evaporation of the pure Ti, Al metals and ternary Ti–5.5Al–3.2Si alloy were studied. A thickness of the layers in deposited composites was controlled by current value of the vacuum discharge and a duration of the successive deposition of plasma flows onto metallic substrates. The multilayered deposits with periods within the range 50...340 nm had the total thickness of 60...80 μm . The obtained results of microscopic analysis show an alternation of the continuous heterogeneous sublayers in the studied composites. The results of XRD analysis show that the processes of interdiffusion take place in the multilayered deposits with limited mutual solubility of the elements at the interlayer boundaries that is followed with reactions of intermetallics formation. The reflexes of pure metals are also registered on X-ray patterns. It means that intermetallics formation does not take place in the whole volume of alternating lamina deposits of different materials during their growth on substrates. The microhardness measurements show that the decrease in thickness of alternating layers results in hardness growth of deposited composites. The presence of the intermetallics in deposits increases substantially their hardness. Ref. 18, Figures 4.

Key words: vacuum-arc evaporation; multilayered metallic deposits; electron microstructure; phase composition; chemical composition of ternary alloy deposit; microhardness of deposits

Поступила 25.06.2015

MITSUBISHI СНИЖАЕТ ЗАТРАТЫ В ПРОИЗВОДСТВЕ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ



Mitsubishi Heavy Industries Ltd — производитель широкого спектра продукции (от подводных лодок до ядерных реакторов) стремится сократить расходы в секторе сталеплавильного оборудования вместе с немецкой компанией Siemens AG.

В январе прошлого года путем слияния Mitsubishi Heavy и подразделений компании Siemens была образована Primetals Technologies Ltd, 51 % которой принадлежит японской компании.

Primetals является одним из трех крупнейших производителей сталеплавильного оборудования с мировой долей 11 %. 49 % акций предприятия, принадлежащих Siemens, позволяет ему продавать продукты, такие как электрические печи и литейное оборудование в Азии, включая Японию, где немецкая компания прежде не имела присутствия.

Японская компания ожидает долгосрочный рост на рынке сталелитейного оборудования, но не может предвидеть, когда это точно может произойти.

По данным токийской компании мировой рынок стального оборудования сократился с 2,4 трлн. иен до 2 трлн. иен (18,8 млрд. дол.) за финансовый год, закончившийся в марте 2016 г.

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

СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СВАРИВАЕМОСТЬ ПСЕВДО- α - И ($\alpha + \beta$)-Ti СПЛАВОВ, УПРОЧНЕННЫХ СИЛИЦИДАМИ

Г. М. Григоренко, О. М. Задорожнюк

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

Работа посвящена анализу влияния химического и фазового состава, особенностей структуры, размеров и распределения дисперсных частиц сложных силицидов титана на механические свойства опытных высокопрочных титановых сплавов с разной системой легирования. Определено, что дисперсионноупрочненные титановые сплавы после термомеханической обработки (прокатки) хорошо свариваются всеми наиболее распространенными способами, а сварные соединения имеют удовлетворительную структуру и механические характеристики. По результатам проведенных исследований установлено, что оптимальным комплексом механических свойств обладает электронно-лучевое сварное соединение титанового сплава с псевдо- α -структурой (Ti-5,2Al-3,3Sn-4,2Zr-0,1Mo-0,6V-0,8Nb-0,6Si) с равномерным распределением дисперсных упрочняющих частиц алюмосилицидов титана. Библиогр. 6, табл. 3, ил. 6.

Ключевые слова: титановые сплавы; дисперсионное упрочнение; силициды титана; структура; фазовый состав; наночастицы; механические свойства; сварные соединения

Титановые сплавы получили широкое применение во многих отраслях народного хозяйства. В аэрокосмической технике они используются для таких деталей и конструкций, как обшивка, шасси, детали для крепления, элементы крыла и другие.

Наряду с интенсивностью использования титановых сплавов в конструкциях ответственного назначения растут и требования к их прочности. Одним из путей повышения прочности является дисперсионное упрочнение, которое заключается в выделении дисперсных частиц из пересыщенного твердого раствора во время выплавки и термообработки. Эти частицы являются эффективными барьерами для скользящих в матрице дислокаций [1, 2]. Поэтому получение высоколегированных титановых сплавов, упрочненных частицами интерметаллидов, является перспективным. Наряду с интерметаллидами также известно упрочнение силицидами. Использование кремния в качестве легирующего элемента существенно повышает прочность, жаропрочность и жаростойкость тита-

новых сплавов [3, 4]. С учетом вышеперечисленного, работа, в которой рассматриваются структурные особенности таких сплавов и их связь с механическими свойствами и свариваемость, является актуальной.

Целью данной работы является изучение закономерностей влияния дисперсионного упрочнения силицидами титана на структуру, фазовый состав, свариваемость и механические свойства титановых сплавов.

Опытные сплавы выплавляли в электронно-лучевой литейной установке с медным водоохлаждаемым секционным кристаллизатором с электромагнитным перемешиванием расплава [5]. Этот способ позволяет гомогенизировать расплав и получать однородные по химическому составу слитки. Прокатку слитков диаметром 70 мм на полосы толщиной 10 мм выполняли на реверсивном двухвалковом стане. Химический состав опытных сплавов приведен в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Химический состав опытных сплавов с дисперсионным упрочнением, мас. %

№ сплава	Класс сплава	Al	Sn	Zr	Nb	Mo	V	Si
1	α	—	—	—	—	—	—	3,38
2	α	—	—	3,14	—	—	—	2,23
3	α	1,40	2,82	5,95	—	—	—	3,37
4	псевдо- α	5,64	2,20	3,53	—	0,43	0,95	0,56
5	псевдо- α	5,22	3,33	4,24	0,77	0,13	0,61	0,57
6	($\alpha + \beta$)	4,29	4,39	5,95	4,26	1,57	0,68	0,35

Т а б л и ц а 2. Механические свойства опытных сплавов после прокатки					
№ сплава	Класс сплава	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ , %	KCV, Дж/см ²
1	α	745,3	—	0,1	2,33
2	α	997,6	—	0,3	2,51
3	α	721,3	—	1,1	3,27
4	псевдо - α	1209,8	1106,6	1,7	8,91
5	псевдо - α	1273,6	1130,8	4,0	10,36
6	($\alpha + \beta$)	1422,4	1331,3	1,0	4,15

Исследование микроструктуры опытных образцов показало, что использование данной технологии выплавки сплавов позволило получить в слитках равномерное распределение упрочняющих дисперсных частиц. Размер таких частиц в некоторых сплавах достигает наноразмеров (≤ 100 нм).

Сравнение результатов механических испытаний и фратографических исследований изломов показало, что наличие дисперсных частиц, расположенных по телу зерен, способствует повышению характеристик вязкости и пластичности. Определено, что в случае наиболее равномерного распределения частиц наблюдается увеличение

предела прочности и предела текучести (табл. 2) (сплавы № 5 и № 6).

На рис. 1 приведены результаты энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) обнаруженных включений. Предположительный состав частиц, который был получен расчетным методом по стехиометрии — $(Ti, Zr)_5(Al, Si)_3$.

Возможности Оже-спектроскопии позволили определить точный химический состав на поверхности (глубина анализа 3 нм) включения размером ~ 100 нм (рис. 2, а, б).

Сравнение результатов ЭДС и Оже-спектроскопии показало, что включения, несмотря на наноразмеры, имеют неоднородный химический

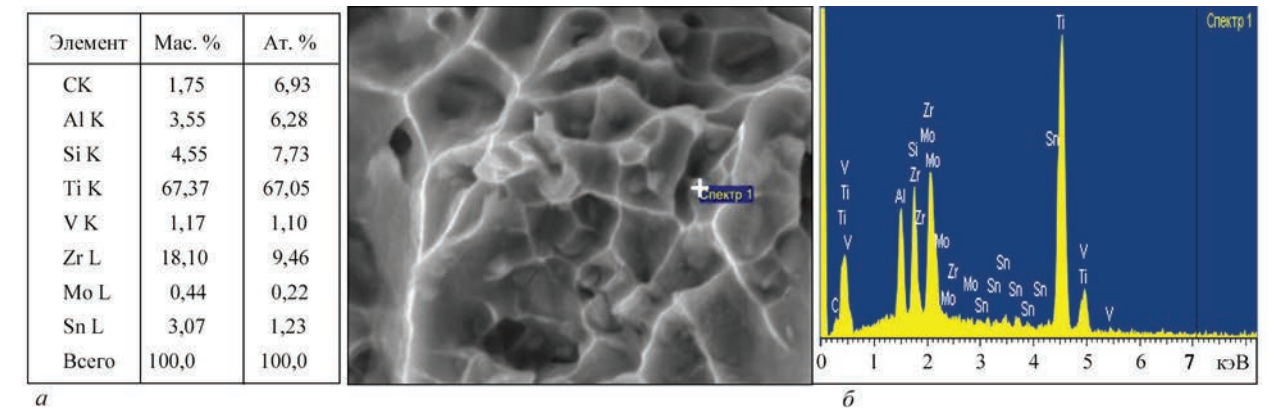


Рис. 1. Результаты ЭДС включения: количественные результаты и изображение на СЭМ, $\times 10000$ (а); характеристический спектр включения (б)

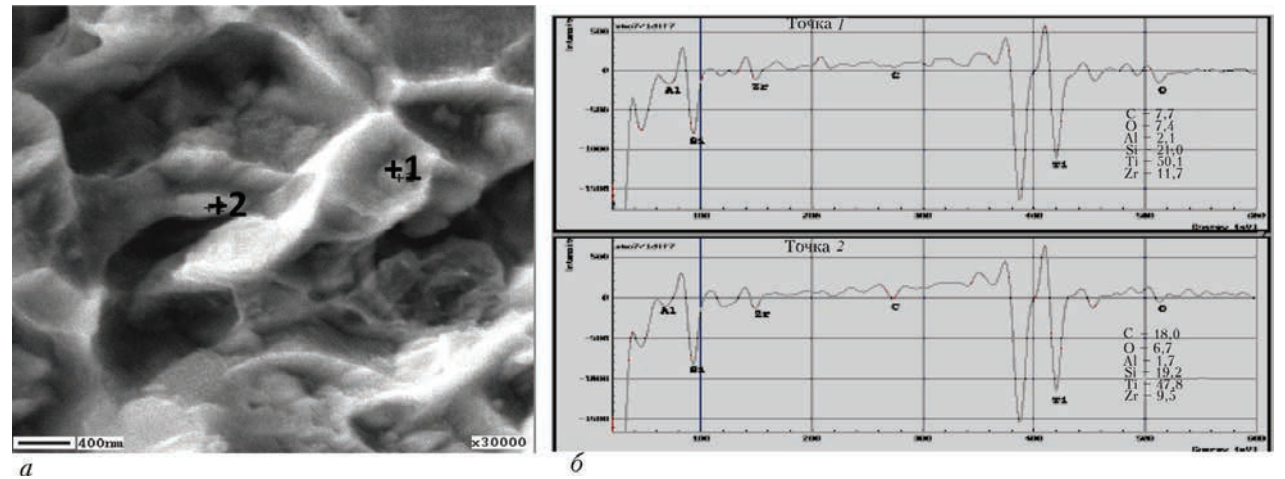


Рис. 2. Результаты Оже-спектроскопии наночастиц: а — изображение, полученное на СЭМ; б — Оже-спектр, ат. % (что соответствует мас. %: точка 1 — 2,1 С; 2,7 О; 1,3 Al; 13 Si; 55,6 Ti; 24,6 Zr; точка 2 — 4,6 С; 2,3 О; 1,2 Al; 13,3 Si; 56,9 Ti; 21,7 Zr)

состав и представляют собой сложное химическое соединение титана, циркония, алюминия и кремния. На поверхности частиц содержание кремния значительно больше, чем в средней части, и почти нет алюминия. Можно предположить, что дисперсные частицы представляют собой алюмосилицид титана, легированного цирконием типа $(\text{Ti}, \text{Zr})_5(\text{Al}, \text{Si})_3$ с силицидной оболочкой типа Ti_3Si . Схематическое изображение структуры поперечного сечения наночастиц и их образование приведено на рис. 3.

Описание особенностей структуры, фазового состава, распределения дисперсных включений и наночастиц алюмосилицидов, а также фрактографические исследования основного металла опытных сплавов подробно описаны и проанализированы в работе [6].

Одной из важнейших характеристик технологичности сплавов является их свариваемость – это свойство материалов образовывать качественные неразъемные соединения, приближающиеся по своим физико-механическим показателям к основному металлу и позволяющие создавать конструкции ответственного назначения, удовлетворяющие предъявляемым требованиям. Основными применяемыми в промышленности способами сварки титановых сплавов являются: электронно-лучевая сварка (ЭЛС), аргонодуговая сварка (АДС) с нерасходуемым электродом и сварка давлением. В первых двух случаях основной металл претерпевает расплавление и поэтому металл шва значительно отличается по структуре от основного. В случае сварки давлением соединение происходит в твердом подогретом состоянии, что позволяет сохранить физико-химические показатели близкие к основному металлу.

Проведенные исследования основного металла показали, что с точки зрения оптимизации свойств следует использовать сплавы с псевдо- α -структурой (№ 4, № 5) и $(\alpha+\beta)$ -структурой (№ 6), так как они имеют наиболее благоприятный комплекс механических свойств. Поэтому целесообразно исследовать их свариваемость.

Электронно-лучевой и прессовой сварке подвергали псевдо- α - и $(\alpha+\beta)$ -титановые сплавы с содержанием кремния 0,35...0,57 мас. %. Сварке дугой в среде аргона подвергали двухфазный сплав с наименьшим количеством кремния. Результаты исследований данных сварных соединений подробно изложены в работе [6].

В табл. 3 приведены основные результаты металлографических и фрактографических исследований основного металла и сварных соединений опытных сплавов.

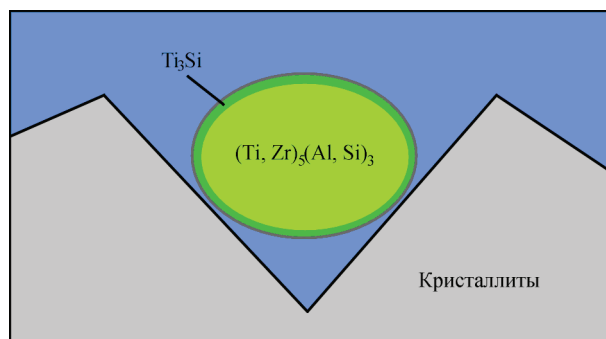


Рис. 3. Процесс образования наночастиц и их схематическая структура по сечению

Режимы сварки и термической обработки (ТО) сварных швов следующие:

ЭЛС — $U_{\text{св}} = 60$ кВ, $I_{\text{св}} = 80$ мА, $v_{\text{св}} = 7$ мм/с, локальная термообработка (ЛТО) — нагрев до 750°C в течение 10 мин;

прессовая сварка — нагрев до 800°C , прогрев в течение 5 мин, сжатие давлением 200...230 МПа в течение 20 мин, ТО (сплав № 5) — закалка в воду от 1000°C (1 ч) и старение при 600°C (4 ч), ТО (сплав № 6) — закалка в воду от 950°C (1 ч) и старение при 600°C (6 ч);

АДС — $I_{\text{св}} = 350$ А, $v_{\text{св}} = 10$ м/ч, $U_{\text{св}} = 12$ В, ТО — нагрев в печи до 1000°C в течение 1 ч, охлаждение с печью до 600°C , выдержка 1 ч, охлаждение с печью до комнатной температуры.

Обнаруженные дисперсные упрочняющие частицы имеют однотипный химический состав и стехиометрию (алюмосилициды титана) как в основном металле всех опытных сплавов, так и во всех сварных соединениях, которые были выполнены в рамках данного исследования. Исключением является лишь сварной шов $(\alpha+\beta)$ -Ti сплава № 6 после АДС, в котором все частицы почти растворились и не идентифицировались. Только после ТО в данном сварном шве обнаружили алюмосилициды титана, которые увеличились в размерах до 50 нм и выше за счет температуры по дисперсионному механизму.

Размеры этих частиц варьируются в большом диапазоне для разных видов сварки. После ЭЛС средний размер частиц составляет порядка 180 нм для опытных псевдо- α -титановых сплавов № 4 и № 5 и порядка 80 нм для $(\alpha+\beta)$ -Ti сплава № 6. После прессовой сварки средний размер частиц псевдо- α -титанового сплава № 5 составил 150 нм, а $(\alpha+\beta)$ -Ti сплава № 6 — 60 нм. Это связано с тем, что при данном способе сварки самая низкая температура процесса. После АДС и ТО средний размер частиц $(\alpha+\beta)$ -Ti сплава № 6 составил 130 нм, что является наибольшим показателем для сплавов данного типа в сравнении с предыдущими способами сварки. Наглядно диаграмма соотно-

Т а б л и ц а 3. Результаты исследований основного металла и сварных соединений свариваемых опытных дисперсионно-упрочненных сплавов

Титановые сплавы	Особенности структуры	
	основного металла	сварных соединений
№ 4: Ti–5,6Al–2,2Sn–3,5Zr–0,4Mo–1V–0,6Si (псевдо-α-Ti)	Крупные α-пластины с небольшим количеством β-фазы по границам. Большое количество частиц по границам зерен размером 150 нм. Участков хрупкого разрушения больше, чем вязкого. Микротрещины по границам зерен.	ЭЛС. Литая структура металла шва состоит из мартенситоподобной α'-фазы по границам пластинчатой α-фазы. Размер зерен 100...125 мкм. В шве большое количество частиц алюмосилицидов размером ~160 нм и их скопления 0,4×10 мкм. Множественные скольные участки. Глубокие вторичные межзеренные трещины. Локальное вязкое разрушение вокруг частиц.
№ 5: Ti–5,2Al–3,3Sn–4,2Zr–0,1Mo–0,6V–0,8Nb–0,6Si (псевдо-α-Ti)	Матрица состоит из более мелких α-пластин с небольшим количеством β-фазы по границам и включений, равномерно расположенных по всей поверхности размером 50...100 нм. Камневидный рельеф излома. Растрескивание хрупких структурных составляющих. Вязкие участки сформированы по ямочному механизму слияния пор с наночастицами.	ЭЛС. Литая структура металла шва состоит из α'-фазы и пластинчатой α-фазы, выделившейся по границам. Размер зерен ~100 мкм. Наиболее равномерное распределение алюмосилицидов размером ~190 нм. После ЛТО разница микротвердости в шве, ЗТВ и ОМ составляет 5...7 %. Разрушение по механизму внутризеренного скола с фрагментами ямочного характера разрушения. Прессовая сварка. Структура зоны соединения состоит из вытянутых зерен α-Ti. Ширина зоны 50 в центре и 150 мкм на периферии. Равномерное распределение алюмосилицидов размером 50...250 нм. После ТО зерна α-фазы округлились и возросло их количество. Через л.с. проросли общие зерна. Чистые границы зерен. Разрушение сколом: 10...15; вязкое 85...90 %.
№ 6: Ti–4,3Al–4,4Sn–6Zr–1,6Mo–0,7V–4,3Nb–0,3Si ((α + β)-Ti)	На фоне двухфазной структуры образуется α'-фаза игольчатого строения. Большое количество алюмосилицидов размером 80...160 нм. Кристаллографический характер разрушения по плоскостям скола. Единичные локальные участки вязкого разрушения.	ЭЛС. Микроструктура шва состоит из β-зерен, в объеме которых расположена α'-фаза мартенситного типа. Частицы расположены как по телу зерен, так и по границам. Размер частиц 70...110 нм; длина их скоплений 3...10 мкм. Разрушение интеркристаллитное сколом. Вторичные трещины по границам зерен. В некоторых зернах развилась пластическая деформация. Прессовая сварка. Общие зерна по линии контакта. В ЗС зерна меньше, чем в ОМ (ширина ЗК ~130 мкм. По границам большие скопления частиц размером 30...90 нм. После ТО обнаружены общие зерна, структура однородная. Скопления по границам уменьшились. Разрушение смешанное с межзеренными трещинами. Единичные участки вязкого разрушения с наночастицами. АДС. Микроструктура состоит из крупных вытянутых зерен по нормали к линии сплавления. В шве частицы почти растворяются. В ЗТВ и ОМ частицы присутствуют в большом количестве. Размер частиц в ЗТВ 50 нм, 1 мкм. После ТО в шве обнаружены исходные алюмосилициды размером ~130 нм. Излом шва без ТО хрупкий. После ТО на изломе видны межзеренные трещины и ямки с частицами.

шения размеров алюмосилицидов титана с типом структуры и видом сварки представлена на рис. 4. Чтобы определить оптимальное сочетание структуры и фазового состава для повышения механических свойств свариваемых титановых сплавов проанализированы полученные значения пределов прочности и текучести сварных соединений в сравнении с показателями основного металла. Среднее значение предела прочности для сварных соединений псевдо-α-титановых сплавов после ЭЛС составило 1100 МПа, а после прессовой сварки — 1250 МПа, в то время как среднее значение предела прочности для основного ме-

талла этих сплавов составило 1240 МПа. Такое завышенное значение предела прочности после прессовой сварки объясняется тем, что не удалось провести механические испытания образцов после сварки и испытывали образцы-свидетели после упрочняющей термической обработки. Таким образом, наилучшие показатели прочности имеют сварные соединения псевдо-α-титановых сплавов, выполненные ЭЛС, так как их предел прочности составляет 90 % от показателя основного металла. Для сплава № 6 с (α + β)-структурой предел прочности после ЭЛС составил 1290 ± 10 МПа, после прессовой сварки и ТО — 1345 ± 10 МПа, а

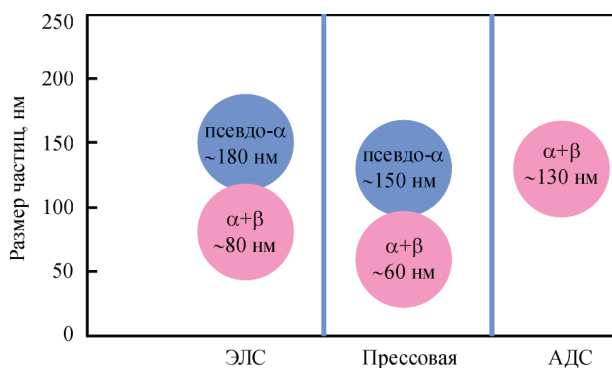


Рис. 4. Взаимосвязь размеров частиц с типом структуры и видом сварки

после АДС около 560 МПа, что нельзя считать достоверным, так как предел прочности основного металла данного сплава составляет 1422 МПа. При испытаниях на сжатие предел прочности основного металла составил порядка 1850 МПа, а предел прочности сварного соединения — 1440 ± 10 МПа. Таким образом, самым оптимальным значением предела прочности обладает сплав № 6 после ЭЛС и он составляет 90 % от показателя основного металла. То есть самым высоким и, соответственно, самым близким к показателю прочности основного металла обладает электронно-лучевое сварное соединение титанового сплава № 6 с (α + β)-структурой. Диаграмма соотношения этих показателей с показателями основного металла представлена на рис. 5.

Среднее значение предела текучести для сварных соединений с псевдо-α-структурой после ЭЛС составляет 1030 МПа, а после прессовой сварки и ТО образцов-свидетелей — 1190 МПа, в то время как среднее значение предела текучести для основного металла этих сплавов — 1120 МПа. Значение предела текучести после прессовой сварки завышенное и превышает значение для основного металла по причине, описанной выше. Таким образом, наилучшие показатели текучести имеют сварные соединения псевдо-α-титановых сплавов, выполненные ЭЛС и их предел текучести составляет ~90 % от показателей основного металла.

Для сплава № 6 с (α + β)-структурой предел текучести после ЭЛС составил в среднем 1180 МПа, после прессовой сварки и ТО — 1140 МПа, а после АДС — <1 МПа по причине высокой хрупкости данного сварного соединения. Предел текучести при растяжении основного металла данного сплава составил 1330 ± 10 МПа. При испытании на сжатие предел текучести основного металла — ~1220 МПа, а предел текучести сварного соединения — ~1320 МПа. Таким образом, самым оптимальным пределом текучести обладает сплав после ЭЛС, который составляет 90 % от показате-

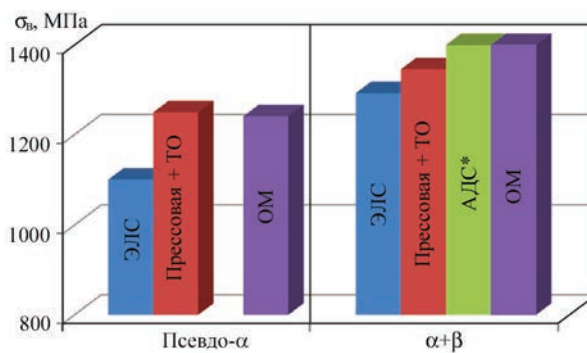


Рис. 5. Соотношение предела прочности для псевдо-α- и (α + β)-титановых сплавов после разных видов сварки: * — при испытании на сжатие

ля основного металла. То есть самым близким к показателю прочности основного металла и, соответственно, самым высоким пределом текучести обладают сварные соединения титановых сплавов с псевдо-α-структурой. Это подтверждается тем, что у сплавов с такой структурой (№ 4 и № 5) самые высокие показатели пластичности и ударной вязкости [1–5]. Диаграмма соотношения предела текучести со структурой и видом сварки представлена на рис. 6.

Подводя итоги можно сказать, что самым высоким комплексом механических свойств обладают сварные соединения, выполненные ЭЛС. При этом предел прочности электронно-лучевых сварных соединений самый высокий у сплава с (α + β)-структурой (№ 6), а вязкость и пластичность самые оптимальные у электронно-лучевых сварных соединений сплавов с псевдо-α-структурой (самые высокие показатели у сплава № 5).

Размер упрочняющих частиц алюмосилицидов титана меньше у сплава № 6, но они часто располагаются по границам зерен и объединяются в группы, что приводит к хрупкости данного сварного соединения. В сплаве № 5 они распределены более равномерно по поверхности и в объеме сварного соединения, что играет ключевую роль в

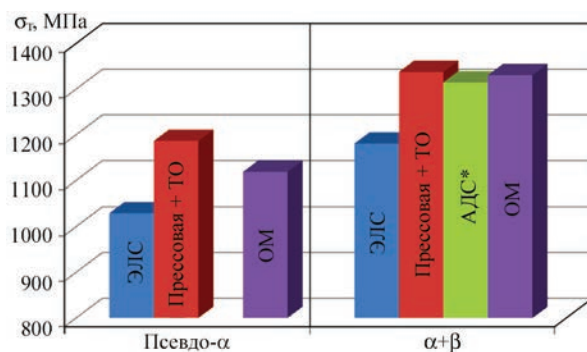


Рис. 6. Соотношение предела текучести для псевдо-α- и (α + β)-титановых сплавов после разных видов сварки: * — при испытании на сжатие

обеспечении более высоких пластических свойств без особых потерь прочности.

В результате проведенных исследований установлено, что дисперсионноупрочненные титановые сплавы после ТО (прокатки) хорошо свариваются всеми наиболее распространенными способами, а сварные соединения имеют удовлетворительную структуру и механические характеристики.

Наиболее высоким комплексом механических свойств обладает электронно-лучевое сварное соединение сплава № 5 (Ti-5,2Al-3,3Sn-4,2Zr-0,1Mo-0,6V-0,8Nb-0,6Si) с псевдо- α -структурой и равномерным распределением дисперсных упрочняющих частиц алюмосилицидов титана. В основном металле и металле шва размер дисперсных упрочняющих частиц в среднем составляет 50...190 нм.

The work is devoted to the analysis of effect of chemical and phase composition, structure peculiarities, sizes and distribution of dispersed particles of titanium silicides on mechanical properties of experimental titanium alloys with different system of alloying. It was determined that the dispersion-strengthened titanium alloys after thermomechanical treatment (rolling) are well welded by all the widely spread methods, and the welded joints have a good structure and mechanical characteristics. It was found from the results of carried out investigations, that the optimum complex of mechanical properties is typical to the electron beam welded joint with a pseudo- α structure (Ti-5.2Al-3.3Sn-4.2Zr-0.1Mo-0.6V-0.8Nb-0.6Si) with a uniform distribution of dispersed strengthening particles of titanium aluminosilicides. Ref. 6, Tables 3, Figures 6.

Key words: titanium alloys; dispersion strengthening; titanium silicides; structure; phase composition; nanoparticles; mechanical properties; welded joints

Поступила 12.05.2016

1. Трефилов В. И. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский [и др.]; под ред. В. И. Трефилова. — [2-е изд.]. — К.: Наук. думка, 1989. — 256 с.
2. Бочвар А. А. Повышение прочности или упрочнение материалов, 2012. — Режим доступа к журналу: do.gendocs.ru/docs/index-223261.html
3. Аношкин Н. Ф. Титановые сплавы с повышенной жаропрочностью / Н. Ф. Аношкин // Технология легких сплавов. — 2002. — № 1. — С. 38–50.
4. Фирстов С. А. Титановые «чугуны» и титановые «стали» / С. А. Фирстов, С. В. Ткаченко, Н. Н. Кузьменко // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2009. — № 1. — С. 14–20.
5. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве; [под ред. С. В. Ладохина]. — К.: Изд-во «Сталь», 2007. — 626 с.
6. Задорожнюк О. М. Структура, фазовый состав и свариваемость титановых сплавов с дисперсионным упрочнением: автореф. дис. на соискание ученой степени кандидата технических наук: спец. 05.02.01 «Материаловедение» / О. М. Задорожнюк. — Киев, 2015. — 22 с.

НОВАЯ КНИГА

НАПЛАВКА. МАТЕРИАЛЫ, ТЕХНОЛОГИИ, МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ.

И.А. Рябцев, И.К. Сенченков, Э.В. Турык. — Gliwice, Wydawnictwo Politechnik Slaskiej, 2015. — 590 с.

Книга содержит следующие разделы



- Виды износа и повреждения деталей машин и механизмов.
- Классификация и характеристика основных методов наплавки.
- Методы расчета напряженно-деформированного и структурного состояния деталей в процессе наплавки и последующей эксплуатации в условиях изнашивания и циклических механических или термомеханических нагрузок.
- Долговечность наплавленных деталей, эксплуатирующихся при изнашивании и циклических механических нагрузках.
- Долговечность наплавленных деталей, эксплуатирующихся в условиях изнашивания и циклических термических и механических нагрузок.
- Нелегированные и низколегированные стали, применяемые для изготовления деталей машин, и их свариваемость.

- Структура и свойства наплавленного металла различных систем легирования.
- Методы регулирования структуры наплавленного металла.
- Электрошлаковая наплавка.
- Газовая наплавка.
- Дефекты в наплавленном металле, их происхождение и меры борьбы с ними.
- Контроль качества и механическая обработка наплавленных деталей.
- Электродуговая наплавка.
- Индукционная наплавка.
- Плазменная наплавка.
- Лазерная наплавка.
- Аттестация процедур наплавки.

С книгой можно ознакомиться в библиотеке ИЭС им. Е.О. Патона

XXI СЕССИЯ НАУЧНОГО СОВЕТА ПО НОВЫМ МАТЕРИАЛАМ ПРИ КОМИТЕТЕ ПО ЕСТЕСТВЕННЫМ НАУКАМ МЕЖДУНАРОДНОЙ АССОЦИАЦИИ АКАДЕМИЙ НАУК

23–24 мая 2016 г. в Киеве в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины проходила очередная ежегодная сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук (МАН). В заседании сессии приняли участие более 100 ученых и специалистов в области материаловедения от академий наук, вузов и предприятий Беларуси, Грузии, России и Украины.

23 мая состоялось заседание секции «Конструкционные и функциональные наноматериалы для медицины» Научного совета, на котором было представлено 16 докладов.

Пленарное заседание сессии открыл заместитель председателя Научного совета по новым материалам академик Б. А. Мовчан. Борис Алексеевич напомнил, что это уже XXI сессия Научного совета и в этом году ее программа посвящена композиционным наноструктурным наноматериалам, их получению и применению. Затем приветственное послание от президента МАН, президента НАН Украины, директора ИЭС им. Е. О. Патона академика Б. Е. Патона зачитал ученый секретарь Научного совета к.т.н. А. В. Бабаев.

Первый доклад на пленарном заседании сделал академик НАН Украины Б. А. Мовчан (ИЭС им. Е. О. Патона, НАНУ, г. Киев, Украина). Доклад посвящен разработке электронно-лучевой технологии (EB-PVD) получения твердых и жидких двухфазных композиционных материалов с наночастицами неорганических веществ. Электронно-лучевое испарение неорганических веществ в вакууме позволяет получать из них твердые композиты; жидкие композиты (жидкая органическая матрица с наночастицами металлов); дискретные наноразмерные металлические покрытия (островковые структуры) на порошках и гранулах неорганических и органических веществ.

Двухфазные твердые композиты, состоящие из металла (сплава) с равномерным распределением наночастиц неорганических веществ, получают испарением компонентов двумя независимыми электронно-лучевыми источниками и последующей конденсацией смешанного парового потока

на поверхности с температурой, достаточной для формирования равновесных структур.

Жидкие композиты изготавливают электронно-лучевым испарением металлов и последующим осаждением парового потока на поверхность жидкой органики. Испарение осуществляют с помощью испарителей реакторного типа формирующего паровой поток заданной пространственной ориентации. Основные требования к жидкостям: совместимость с вакуумом (низкая упругость пара) и отсутствие химически активных центров (атомов, ионов, свободных радикалов и др.), образующих с вводимыми атомами новые структуры.

Для получения дискретных наноразмерных металлических покрытий используют испарители реакторного типа. Осаждение происходит на поверхностях механически перемешиваемых порошков или гранул.

В результате исследований разработаны жидкие композиты (коллоиды), содержащие жидкие неорганические вещества (политетрагидрофуран, глицерин, льняное масло и т.п.) и металлы (серебро, медь). Разработана технология получения дискретных и сплошных наноразмерных металлических покрытий на неорганических и органических порошках и гранулах. Препараты и субстанции с наночастицами металлов переданы для испытаний ряду медицинских учреждений Украины.

Существующее электронно-лучевое оборудование, разработанное и изготавливаемое Международным центром электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона обеспечивает реализацию всех рассмотренных технологических вариантов получения композиционных наноструктурных материалов и покрытий.

Доклад «Разработка нанотехнологий получения композиционных материалов в институте металлургии и материаловедения им. Ф. Тавадзе — достижения и перспективы» представили академик НАН Грузии Г. Ф. Тавадзе и д.т.н. Л. С. Чхатишвили (ИММ им. Ф. Тавадзе, г. Тбилиси, Грузия). Первая часть доклада посвящена результатам разработки ударостойких и броневых наноконпозиционных материалов, получаемых методом самораспространяющегося высокотем-

пературного синтеза (СВС) в форме градиентных и мелкоструктурных керамик и металлокерамик. Разрабатываемые материалы предназначены для изготовления броневых плит для индивидуальных средств защиты и легкой бронетехники.

Следует отметить, что броневые конструкции из градиентных материалов в среднем в 1,7 раза легче, чем конструкции из специальной высокопрочной стали с такой же ударостойкостью.

Во второй части доклада, представленной д.т.н. Л. С. Чхартишвили, рассмотрены химические методы получения нанокompозитов. В ИММ им. Ф. Тавадзе разработан ряд технологий, позволяющих получать в наноструктурной форме те керамические материалы, которые служат прекурсорами важного класса твердых материалов. Это — карбид и нитрид бора, а также нанопорошки некоторых боридов и корунда. Известно, что карбид бора обладает уникальными физико-механическими свойствами: высоким модулем упругости, высоким отношением твердости и плотности, повышенной устойчивостью в агрессивных средах и т. д. Однако его применение ограничено из-за низкой ударной вязкости, хрупкости и невысокой теплопроводности. В ИММ разрабатываются т. н. гетеромодулярные керамики на основе карбида бора. Эти композиционные материалы удачно сочетают свойства высокомодулярной керамики и эластичного металлического связующего.

Чл.-кор. НАН Беларуси Ю. М. Плескачевский (Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого, г. Гомель, Беларусь) представил на сессии доклад «Деформирование и разрушение материалов и конструкций малоамплитудными нагрузками». По мнению автора доклада нагружаемое тело отзывается на изменение напряжения с некоторым запаздыванием. Время запаздывания автор называет инкубационным временем. Существование инкубационного времени реакции твердых тел на внешнее импульсное нагружение позволяет трактовать процессы деформирования и разрушения материалов и конструкций с позиций термодинамики неравновесных систем. При этом любая реакция твердого тела на внешнее воздействие является проявлением фундаментального термодинамического принципа Ле Шателье–Брауна.

Силовое или кинематическое воздействие на упругие тела, вызывающее в последних волны деформаций или напряжений, может иметь широкий диапазон последствий, вплоть до появления зон разрушения в некоторых областях этого тела. При этом к ситуациям возникновения волн деформаций большой амплитуды может приводить при

определенных условиях совместное или периодическое действие незначительных нагрузок.

Затем с докладом «Новые подходы к получению и переработке сверхвысокомолекулярного полиэтилена в материалы с улучшенными прочностными и модульными характеристиками» выступил чл.-кор. РАН С. С. Иванчев (Санкт-Петербургский филиал Института катализа им. Г. К. Борескова, РФ). Известно, что полимеры представляют собой особый класс материалов, структура которых отличается необыкновенным многообразием (клубок, пачка, глобула, кристаллит). Физико-механические свойства полимерных систем зависят, в первую очередь, от молекулярного строения. Макромолекулярные образования и полимерные системы в силу особенностей своего строения всегда являются наноструктурными системами. Новые типы полимерных волокон нашли применение в индивидуальных и коллективных средствах бронезащиты (пуленепробиваемые и противосколочные бронежилеты, боевые шлемы, броне-пластины, пуленепробиваемые панели), авиа- и ракетостроении (элементы конструкций ракет и самолетов, парашютное оснащение, авиационные ремни и тросы), судостроении (корпуса катеров и яхт, надувные лодки, якорные и причальные канаты, буксировочные тросы, парусное оснащение, такелаж) и др.

В докладе «Формирование композиционных материалов в аддитивных технологиях» д.т.н. М. Л. Хейфеца (Институт тепло- и массообмена им. А. В. Лыкова, г. Минск, Беларусь) охарактеризованы основные технологические процессы аддитивного производства и представлена обобщенная модель способов изготовления деталей машин без формообразующей оснастки.

Чл.-кор. НАНУ И. С. Чекман (Национальный медицинский университет им. А. А. Богомольца, г. Киев, Украина) выступил с докладом «Композиционные наноструктуры: фармакологические и токсикологические свойства». Нанофармакология изучает свойства нанопрепаратов, исследует возможность их применения в медицинской практике для профилактики, диагностики и лечения различных заболеваний с контролем биологической активности, фармакологического и токсикологического действия полученных продуктов или медикаментов. Наночастицы могут легко проникать в организм человека и, кроме того, из-за большой площади поверхности могут быть биологически очень активными.

В настоящее время в университете разрабатывается новая технология получения нанокompозита высокодисперсного кремнезема с наноча-

стицами серебра. Этот наноккомпозит относится к VI классу веществ по токсичности (относительно безвредные вещества); обладает выраженными противомикробными свойствами по отношению к *Staphylococcus aureus* (ATCC 25923), *Escherichia coli* (ATCC 25922), *Candida albicans* (ATCC 885-653), *Pseudomonas aeruginosa* (ATCC 9027); снижает токсичность противотуберкулезного препарата — изониазида.

В совместной лаборатории ИЭС им. Е. О. Патона и Национального медицинского университета им. А. А. Богомольца разработана оригинальная технология получения композитов нанометаллов с поливинилпирролидином.

Разработаны также лекарственные формы (мази, гели, присыпки, капсулы, сиропы, растворы) нанопрепаратов металлов и их композитов с органическими веществами (антибиотики, аскорбиновая кислота, изониазид), которые составляют основу для дальнейшего изучения и внедрения в медицинскую практику. Установлено, что в данных врачебных формах наночастицы серебра, меди и их композитов проявляют более выраженное противомикробное действие, чем эти металлы других размеров. Механизм действия модифицированных наночастиц меди и композитов меди с серебром реализуется путем блокирования синтеза РНК вирусов.

Таким образом, наноккомпозиты являются субстанциями для разработки и внедрения в качестве новых оригинальных лекарственных средств.

С докладом «Алмазные наноккомпозиты: получение при высоком давлении, применение в буровом и режущем инструменте» выступил д.т.н. А. А. Бочечка (Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАНУ, г. Киев, Украина). Для эффективной работы в инструменте алмазный поликристаллический наноккомпозит, полученный спеканием алмазных нанопорошков, должен иметь высокий уровень физико-механических характеристик. Для улучшения спекания необходимо параллельно с дегазацией алмазных нанопорошков подобрать добавки, способные образовывать химические соединения с углеродом, и таким образом дополнительно связывать алмазные наночастицы при спекании.

Образцы наноккомпозита алмаз–карбид вольфрама получены при высоком давлении реакци-

онным спеканием смесей нанопорошков алмаза и вольфрама различного генезиса. Перед спеканием осуществляли отжиг смесей в атмосфере водорода и дегазацию сформированных из них компактов в вакууме. Композит имеет структуру, в которой зерна алмаза и карбида вольфрама равномерно расположены и являются однородными по размеру.

Проведенные лабораторные испытания образцов бурового инструмента, оснащенного рабочими элементами из композита алмаз–карбид вольфрама на основе алмазных порошков двух уровней дисперсности, показали целесообразность его использования при бурении анкерных шпуров по породам твердостью до 168 МПа.

В докладе к.т.н. В. А. Щерцко (ФТИМС НАНУ, г. Киев, Украина) «Антифрикционные алюмоматричные композиционные материалы, упрочненные наноразмерными частицами» проанализированы современные технологии изготовления металломатричных композиционных материалов, предложены пути внедрения наноразмерных упрочнителей в алюминиевую матрицу, оценены возможности применения разработанных технологических решений в промышленности и определены перспективные варианты внедрения.

С докладом «Получение углеродистых нанотрубок на установках дугового распыления в вакууме» выступил д.т.н. В. Е. Панарин (Институт металлофизики НАНУ, Киев, Украина).

Участники сессии имели возможность в ходе дискуссии обменяться мнениями о прочитанных докладах, о состоянии работ в области разработки новых материалов в своих странах, оценить работу Научного совета, высказать пожелания по ее улучшению. Проводимые ежегодно сессии Научного совета по новым материалам МААН позволяют сохранять и развивать творческие связи между учеными различных стран, способствуют интенсификации информационного обмена между ними.

Следующее заседание Научного совета по новым материалам запланировано провести в мае 2017 г. Предварительная тематика сессии «Композиционные функциональные материалы».

И. А. Рябцев

10-я ЦЕНТРАЛЬНО-ЕВРОПЕЙСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ИЗУЧЕНИЮ НЕЙТРОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

2–6 мая 2016 г. в Будапеште (Венгрия) состоялась 10-я Центрально-европейская конференция по изучению нейтронных технологий (CETS 2016 — 10th Central European Training School on Neutron Techniques), которая проводилась на территории Будапештского нейтронного центра (BNC) на базе Будапештского исследовательского реактора (BRR).

Организатором конференции при поддержке Венгерской академии наук выступил центр BNC, который является консорциумом из двух научно-исследовательских центров: The Wigner Research Centre for Physics — MTA Wigner FK, Austria и The Centre for Energy Research — MTA EK, Hungary.

Конференция имеет уже свои традиции. Основанная в 1999 г. она проводилась каждые 2-3 года, а последнее время ежегодно. Основная цель конференции состоит в том, чтобы объединить потенциальных пользователей нейтронов реактора для обсуждения последних научных результатов и обучения новейшим нейтронным методикам. Кроме того, она стала форумом для студентов, желающих связать свою область исследований с нейтронными методами.

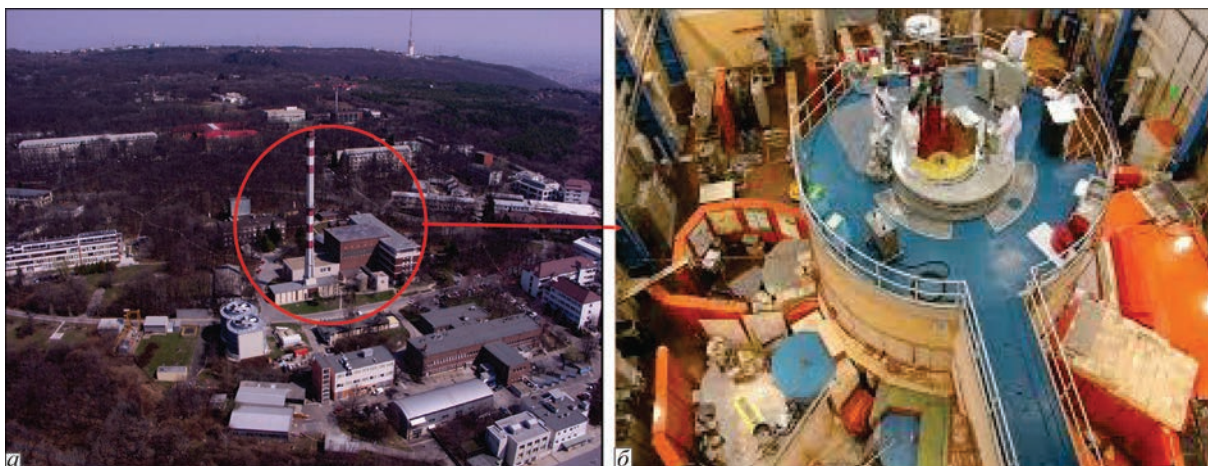
Центр BNC участвует в ряде программ, поддерживаемых ЕС, таких как инициатива интегрирования инфраструктуры в области рассеяния нейтронов и мюон спектроскопии (NMI3), культурное наследие (IPERIONCH), исследования инфраструктуры Центральной Европы (CERIC), наука и инновации в области нейтронов в Европе к 2020 г. (SINE 2020) и решение вопросов в области

ядерных исследований (CHANDA). В рамках этих программ европейские ученые могут получить доступ к экспериментальным установкам, которыми оборудован BRR.

Научное использование BRR координируется и управляется BNC. Будапештский исследовательский реактор с водяным охлаждением является реактором замедленного типа, который достиг своей критической мощности в 1959 г. После проведения полномасштабной реконструкции и модернизации в 1992 г. его мощность достигла 10 МВт. В 2001 г. был установлен источник холодных нейтронов, что позволило проводить исследования холодным пучком нейтронов. Облучение проводят в вертикальных каналах, а физические эксперименты — в горизонтальных каналах, по которым проходят пучки нейтронов. Основными направлениями работы этого центра является изучение нейтронных технологий, используемых в промышленности и для медицинских целей.

В этом году CETS 2016 принимала студентов, аспирантов, докторантов и молодых ученых (31) из 18 стран (Австрия, Азербайджан, Аргентина, Венгрия, Германия, Дания, Индия, Италия, Малайзия, Марокко, Португалия, Россия, Румыния, Тайвань, Турция, Украина, Чехия и Швеция). Участники конференции проявили большой интерес к изучению основ теории, практики и обработки экспериментальных данных, полученных с использованием нейтронных методов.

Открыл конференцию презентацией BNC проф. R. Varanaya. Были зачитаны лекции: «Нейтронные исследования в BNC» (L. Rosta, BNC,



Территория Будапештского нейтронного центра (BNC) (а), зал с размещенным реактором (BRR) (б)

Венгрия); «Нейтронные исследования в EES» (проф. Esko Oksanen, EES, Швеция); «Нейтронные методы: использование технологий в области научного и культурного наследия» (проф. M. Rogante, REO, Италия) и др.

На пленарной сессии было заслушано более 30 докладов по применению нейтронов в области структурных исследований, физики, химии, биологии, материаловедения и т.д. Участники сессии имели возможность обменяться мнениями по представленным докладам, состоянию дел в области разработки новых материалов и методов нейтронных исследований в других странах. С докладами можно ознакомиться в сборнике докладов CETS 2016.

На территории BNC для участников конференции было проведено 15 ч теоретической подготовки ведущими специалистами из таких исследовательских центров, как ILL (Франция), ESS (Швеция), JINR (Россия) и Венского университета (Австрия).

Для проведения практических занятий (14 ч) был составлен график посещения. Каждая группа могла ознакомиться с методами нейтронных исследований непосредственно в зале, где помещен реактор (испытание материалов с помощью дифрактометрии (MTEST), нейтронная рефлектометрия с опцией поляризации (GINA), быстрый рентгеновский активационный анализ (PGAA), дифрактометрия малоуглового рассеяния нейтронов (SANS)), а также методами, проводимыми на установках, находящихся в смежных помещениях (нейтронный активационный анализ (NAA), порошковая дифрактометрия с позиционно-чувствительным детектором (PSD), облучение биологических объектов (BIO), дифрактометрия с высоким разрешением (TOF), тепловая нейтронная рентгенография с визуализацией нейтронного и гамма-излучения (RAD), трехосная спектрометрия, работающая на холодных нейтронах (ATHOS) и др.).

В заключение участникам CETS 2016 проф. Л. Роста торжественно вручил сертификаты и специальные поощрительные награды. После завершения



Дифрактометр малоуглового рассеяния нейтронов (SANS «Yellow Submarine»)



Организаторы и участники CETS 2016 перед центральным входом в корпус BRR

заседаний для участников конференции провели экскурсию по г. Будапешт.

CETS 2016 дала представление о применении нейтронных технологий в изучении структуры и динамики конденсированных сред. На этой встрече были также обозначены текущие и новые направления исследований, в которых используются эти методики.

Австро-венгерский учебный курс является прекрасной возможностью для молодых ученых узнать о новых услугах и методиках Будапештского нейтронного центра и представляет возможность европейскому сообществу пользователей холодных нейтронов пройти практический тренинг.

Дополнительную информацию можно найти: www.kfki.hu/cets; www.bnc.hu; www.bnc.hu/?q=node/129.

Т. А. Зубер

ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Задорожнюк О. М. *Структура, фазовый состав и свариваемость титановых сплавов с дисперсионным упрочнением.* — На правах рукописи.

Диссертация на соискание научной степени кандидата технических наук по специальности 05.02.01 «Материаловедение».

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев, 2015. Дата защиты 02.02.2016.

Диссертационная работа посвящена исследованию влияния структуры, фазового состава основного металла, сварных швов и зоны термического влияния, размеров и распределения дисперсных частиц сложных силицидов титана в этих областях опытных высокопрочных титановых сплавов с разной системой легирования и структурой, выплавленных методом электронно-лучевой плавки с электромагнитным перемешиванием, на механические свойства.

Впервые установлено, что дисперсные частицы, образующиеся во время выплавки и кристаллизации слитков, имеют наноразмеры. Установлено, что эти частицы имеют неоднородный

химический состав и представляют собой сложное химическое соединение титана, циркония, алюминия и кремния. С помощью расчетов по стехиометрии определено, что дисперсные частицы представляют собой алюмосилицид титана, легированный цирконием типа $(\text{Ti}, \text{Zr})_5(\text{Al}, \text{Si})_3$, с силицидной оболочкой типа Ti_3Si или алюмосилицид титана.

Наличие дисперсных упрочняющих частиц сложных силицидов, находящихся в теле зерна, способствуют повышению прочностных характеристик. Включения, расположенные по границам зерен, приводят к хрупкому механизму разрушения сколом.

Показано, что дисперсионноупрочненные титановые сплавы после термомеханической обработки (прокатки) хорошо свариваются всеми наиболее распространенными методами, а сварные соединения имеют удовлетворительную структуру и механические характеристики.

По результатам проведенных исследований определено, что оптимальным комплексом механических свойств обладает электронно-лучевое сварное соединение сплава № 5 ($\text{Ti}-5,2\text{Al}-3,3\text{Sn}-4,2\text{Zr}-0,1\text{Mo}-0,6\text{V}-0,8\text{Nb}-0,6\text{Si}$) с псевдо α -структурой, равномерным распределением дисперсных упрочняющих частиц алюмосилицидов титана правильной геометрической формы.

ПРОИЗВОДСТВО СТАЛИ В УКРАИНЕ



Как сообщают металлурги страны производство стали в Украине выросло на 14 % в течение первых пяти месяцев 2016 г. до 10,6 млн. т, в основном, благодаря увеличению спроса со стороны местного рынка и экспортеров.

До этого производство стали в Украине в 2015 г. упало на 16 % до 22,9 млн. т, в основном, из-за военного конфликта на востоке страны, где сосредоточено большинство металлургических заводов.

Металлургические заводы ожидают, что производство чугуна сможет оставаться стабильным в июне на уровне 2,1 млн. т, а выпуск проката — 1,9 млн. т.

Производство украинской стали в июле, вероятно, останется также на высоком уровне — около 2,2 млн. т.

Сталь, химикаты и сельскохозяйственные товары составляют большую часть экспорта Украины.

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

ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ ЖУРНАЛА «СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ»*

1. Стандартный объем статьи 8–10 страниц текста (включая таблицы, библиографический список, рефераты, 5–6 рисунков; объем обзорной статьи может быть увеличен до 12–14 страниц). Текст печатается через 2 интервала шрифтом Times New Roman, 12 кегль.

Материал должен быть изложен кратко, без повторений в тексте данных таблиц и рисунков. На литературу, таблицы и рисунки давать ссылки в тексте.

Рисунки не следует перегружать второстепенными данными. Физические единицы и обозначения необходимо давать в Международной системе единиц СИ.

Публикацию статьи ускорит представление ее в электронном виде по e-mail в формате Word for Windows. Иллюстрации представляются в отдельных файлах в формате *.tiff (300 dpi) для растровой графики или *.cdr (версии не выше 11.0, 600 dpi) для векторной.

2. В статье должно быть не более 5 авторов (других, принимавших участие в работе, можно указать в сноске). В сведениях об авторах следует указывать место работы, должность, ученую степень, домашний адрес, телефон, адрес электронной почты (если такой есть). Кроме того, следует указать почтовый адрес организации, в которой работает автор на русском и английском языках (взять с официального сайта) и адрес электронной почты.

3. Статья должна включать реферат (объем 1400–1600 знаков с одним пробелом между словами) и ключевые слова (от 7 до 10 слов) на русском и английском языках. Реферат должен достаточно полно раскрывать содержание статьи. В нем должны быть четко поставлены цели и задачи, приведены методы, результаты, область применения и выводы.

4. Каждая статья должна содержать библиографический список, включающий не менее 8–10 ссылок (ссылки на собственные работы авторов и организацию, в которой работает автор, должны составлять не более четверти списка; ссылки на источники от 2000 г. обязательны).

Упомянутую в статье литературу следует оформлять в следующем порядке:

- для книг: фамилия, инициалы автора(ов), полное название, город, издательство, год издания, общее количество страниц;
- для журнальных статей: фамилия, инициалы автора(ов), название статьи, журнал, год издания, том, номер или выпуск, страницы (иностранские издания приводятся на языке оригинала);
- для статей в сборнике: название статьи, авторы, название сборника, номер выпуска или тома, место издания, издательство (или издающая организация), страницы начала и конца статьи;
- для интернет-ссылок: название ресурса, режим доступа.

Примеры оформления литературы (более подробно см. Бюллетень ВАК Украины, № 5, 2009):

- (один автор) Марченко А. Е. Реологические исследования неизотермических напорных потоков обмазочных масс для сварочных электродов / А. Е. Марченко // Автоматическая сварка. — 2016. — № 1. — С. 19–32.
- (два автора) Головки В. В. Моделирование химического состава металла ванны при дуговых способах сварки / В. В. Головки, Л. А. Тараборкин // Автоматическая сварка. — 2016. — № 1. — С. 14–18.
- (три автора) Игнатов А. В. Характеристики неравновесной дуговой плазмы в канале сопла плазмотрона / А. В. Игнатов, И. В. Кривцун, И. Л. Семенов // Автоматическая сварка. — 2016. — № 1. — С. 3–13.
- (четыре и более авторов) Свариваемость стойкого к повреждению титанового сплава TC21 при электронно-лучевой сварке / Юань Хун, Чжан Гуо-Дун, Ван Цзин-Сю [и др.] // Автоматическая сварка. — 2016. — № 1. — С. 47–52.

5. Рукопись статьи должна быть подписана всеми авторами (или одним автором от имени авторского коллектива). К рукописи прилагается лицензионный договор по передаче авторских прав редакции журнала на публикацию статьи. Форма договора на сайте www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/license или может быть выслана редакцией по электронной почте (по запросу).

Несоответствие подаваемых в редакцию материалов по пп. 1–5 настоящих правил может служить поводом для отказа в публикации.

Коллектив авторов опубликованной статьи имеет право получить без оплаты один экземпляр соответствующего номера журнала (при наличии запроса).

Публикация статей в журнале бесплатная, гонорар не выплачивается.

*Украина, 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел./факс: (38044) 200 82 77; 200 54 84; тел.: (38044) 205 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com*

*Международный научно-теоретический и производственный журнал «Современная электрометаллургия» издается ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ ежеквартально с 1985 г. на русском языке (с 1985 по 2002 гг. издавался под названием «Проблемы специальной электрометаллургии»), ISSN 2415-8445, подписной индекс 70693. Английская версия журнала переиздается под названием «Advances in Electrometallurgy» с 2009 г. (ISSN 1810-0384) издательством «Camdridge International Science Publishing» (Великобритания).

ПОДПИСКА–2016 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», «Идея», «Прессцентр», «Информнаука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала
«Современная электрометаллургия»
 на сайте: www.patonpublishinghouse.com

Правила для авторов: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/rules
 Лицензионное соглашение: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/license
 В 2016 г. в открытом доступе архивы статей журнала за 2008–2014 гг.

РЕКЛАМА в журнале «Современная электрометаллургия»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×90 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

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 22.06.2016. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
 Усл. печ. л. 7,8. Усл. кр.-отт. 8,1. Уч.-изд. л. 9,3
 Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, пр. Акад. Вернадского, 34/1.