

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор

Б. Е. Патон

С. В. Ахонин, Г. М. Григоренко (зам. гл. ред.),
Д. М. Дяченко (отв. секр.), 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, Днепропетровск, Украина),
О. М. Ивасишин (Ин-т металлофизики, Киев),
П. И. Лобода (НТУУ «КПИ», Киев, Украина),
А. Н. Петрунько (ГП «ГНИП Институт титана», Запорожье,
Украина),
А. Д. Рябцев, А. А. Троянский (ДонНТУ, Украина)

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Д. Аблизер

(Ун-т Лотарингии, Нанси, Франция),

Г. М. Григоренко

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

К. В. Григорович

(МИСиС, Москва, РФ),

А. А. Ильин

(МАТИ-РГТУ, Москва, РФ),

Б. Короушич

(Ин-т металлов и технол., Любляна, Словения),

С. Ф. Медина

(Нац. центр металлург. исслед., Мадрид, Испания),

А. Митчелл

(Ун-т Британской Колумбии, Канада),

Б. Е. Патон

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

Ц. В. Рашев

(Ин-т металл. и технол. металлов,
София, Болгария),

Ж. Фокт

(Науч.-технол. ун-т Лилля, Франция),

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. Боженко, 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

Редактор

В. И. Котляр

Электронная верстка

Л. Н. Герасименко, Т. Ю. Снегирева

Свидетельство

о государственной регистрации

КВ 6185 от 31.05.2002

ISSN 0233-7681

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

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Медовар Л. Б., Дудка Г. А., Стовпченко А. П., Козьминский А. Н., Федоровский Б. Б., Лебедь В. А., Лесунов А. С., Ронжин А. С. Опыт и перспективы традиционного ЭШП для производства длинномерных полых слитков-труб 3

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Теличко В. А., Брукмюллер К., Ханчич А., Устинов А. И. Влияние квазикристаллических покрытий Al-Cu-Fe(B), полученных способом электронно-лучевого осаждения, на эксплуатационные свойства штампов и пресс-форм 10

Мельниченко Т. В. Влияние дефектной структуры многослойных реакционных фольг Al/Ti и Al/Ni на фазовые и структурные превращения при нагреве 18

Яковчук К. Ю. Теплопроводность и термоциклическая долговечность конденсационных термобарьерных покрытий 25

Мушегян В. О., Моляр А. Г., Грабин В. В. Разработка и получение полуфабрикатов из титанового сплава ВТ6 способом электронно-лучевой плавки с последующей термомеханической обработкой 32

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Кожемякин В. Г., Шаповалов В. А., Бурнашев В. Р., Жиров Д. М., Ботвинко Д. В. Причины разрушения и способы упрочнения медных плит кристаллизаторов МНЛЗ 37

Шаповалов В. А., Цыкуленко К. А., Бурнашев В. Р., Жиров Д. М. Исследования режимов работы плазмотрона косвенного действия с вихревой подачей плазмообразующего газа 46

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Малашенко И. С., Мазурак В. Е., Кушнарева Т. Н., Куренкова В. В., Завидонов В. Г., Явдошина Е. Ф. Пайка в вакууме литого никелевого сплава ЖСБУ композиционными припоями на основе ВПр-36. Часть 1 49

РЕЦЕНЗИИ И НАУЧНЫЕ ДИСКУССИИ

Медовар Л. Б. Отзыв на работу «Современные энергосберегающие инновационные технологии производства марганцевых ферросплавов», представленную на соискание Государственной премии Украины 59

ИНФОРМАЦИЯ

Полишко А. А. Семинар молодых ученых, аспирантов и студентов «Современные проблемы металлургии черных и цветных металлов и специальных сплавов. Материаловедение» 61

Зельниченко А. Т., Романова И. Ю. Седьмая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» 62

И. В. Кривцуно — 60 63

Диссертации на соискание ученой степени 64

Указатель статей, опубликованных в 2014 г. 65

Указатель авторов 66

Правила для авторов 67

*Журнал переиздается в полном объеме на английском языке под названием
«Advances in Electrometallurgy» (ISSN 1810-0384)
издательством «Cambridge International Science Publishing», Великобритания
www.cisp-publishing.com*

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief

B. E. Paton

S.V. Akhoni, G. M. Grigorenko (vice-chief ed.),
D. M. Dyachenko (exec. secr.), 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, Dnipropetrovsk),
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. D. Ryabtsev, A. A. Troynsky
(DonNTU, Donetsk, Ukraine)

**THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL**

D. Ablitzer

(Universite de Lorraine, Nancy, France),

G. M. Grigorenko

(PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine),

K. V. Grigorovich

(MISIS, Moscow, Russia),

A. A. Iljin

(MATI, Moscow, Russia),

B. Koroushich

(IMT, Ljubljana, Slovenia),

S. F. Medina

(CENIM, Madrid, Spain),

A. Mitchell

(University of British Columbia, Canada),

B. E. Paton

(PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine),

Ts. V. Rashev

(Institute of Metals Science, Sofia, Bulgaria),

J. Foct

(Universite de Lille, France),

Zhouhua Jiang

North-Eastern University, Shenyang, China

Founders

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, Bozhenko 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

Editor

V. I. Kotlyar

Electron galley

L. N. Gerasimenko, T. Yu. Snegiryova

State Registration Certificate

KV 6185 of 31.05.2002

ISSN 0233-7681

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

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

**Medovar L.B., Dudka G.A., Stovpchenko A.P., Kozminsky A.N.,
Fedorovsky B.B., Lebed V.A., Lesunov A.S, Ronzhin A.S.** Experience and
prospects of traditional ESR for production of long hollow ingots-pipes 3

ELECTRON BEAM PROCESSES

Telichko V.A., Bruckmuller C., Hancic A., Ustinov A.I. Effect of
quasi-crystalline coatings Al–Cu–Fe (B), produced by the method of electron
beam deposition, on service properties of dies and press moulds 10

Melnichenko T.V. Effect of defected structure of multilayer reaction foils
Al/Ti and Al/Ni on phase and structural transformations during heating 18

Yakovchuk K.Yu. Heat conductivity and thermocyclic life of condensation
thermal barrier coatings 25

Mushegyan V.O., Molyar A.G., Grabin V.V. Development and producing of
semi-products of titanium alloy VT6 using the method of electron beam melting
with subsequent thermomechanical treatment 32

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

**Kozhemyakin V.G., Shapovalov V.A., Burnashev V.R., Zhirov D.M.,
Botvinko D.V.** Causes of fracture and methods of hardening of copper plates
of moulds of machines of continuous casting of billets 37

Shapovalov V.A., Tsykulenko K.A., Burnashev V.R., Zhirov D.M.
Investigation of operation modes of indirect-action plasmatron with a
turbulence supply of plasma-forming gas 46

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

**Malashenko I.S., Mazurak V.E., Kushnareva T.N., Kurenkova V.V.,
Zavidonov V.G., Yavdoshchina E.F.** Vacuum brazing of cast nickel alloy
ZhS6U with composite brazing alloys on VPr-36 base. Part 1 49

REVIEWS AND SCIENTIFIC DISCUSSIONS

Medovar L.B. Comments on work «Advanced energy-saving innovation
technologies for production of manganese ferroalloys», submitted to
competition for the State Prize of Ukraine 59

INFORMATION

Polishko A.A. Seminar «Present-day problems of metallurgy of ferrous and
non-ferrous metals and special alloys. Materials science» for young scientists,
Ph.D. students and students 61

Zelnichenko A.T., Romanova I.Yu. VII International Conference
«Mathematical modeling and information technologies in welding and related
processes» 62

I.V. Krivtsun is 60 63

Theses for scientific degree 64

Index of articles published in 2014 65

Index of authors 66

Rules for contributing 67

«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



УДК 669.187.826

ОПЫТ И ПЕРСПЕКТИВЫ ТРАДИЦИОННОГО ЭШП ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ДЛИННОМЕРНЫХ ПОЛЫХ СЛИТКОВ–ТРУБ

Л. Б. Медовар¹, Г. А. Дудка², А. П. Стовпченко¹, А. Н. Козьминский²,
Б. Б. Федоровский³, В. А. Лебедь¹, А. С. Лесунов², А. С. Ронжин²

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

²ЗАО «Энергомаш (Белгород)–БЗЭМ».

308002, г. Белгород, пр-т Б. Хмельницкого, 111, Россия. E-mail: lesunov_as@energomash.ru

³Элмет-Рол, Украина.

А. я. 259, 03150, г. Киев. E-mail: office@elmet-roll.com.ua

Рассмотрено качество серийного металла литых труб ЭШП – полых слитков, получаемых по стандартной технологии ЭШП на ЗАО «Энергомаш (Белгород)–БЗЭМ». Проведен статистический анализ производства, который показал высокий уровень и стабильность свойств литых труб ЭШП. Проанализированы основные типы неметаллических включений. Показано, что серийная технология обеспечивает высокое качество литого металла ЭШП – не хуже качества кованных труб того же химического состава, используемых в тех же трубопроводах в энергетике. Рассмотрены возможности и проблемы производства длинномерных полых слитков на традиционных электрошлаковых печах. Выявлены принципиальные отличительные особенности процесса кристаллизации и структуры полых слитков ЭШП, обуславливающие необходимость обеспечения стабильных технологических параметров. Библиогр. 22, табл. 4, ил. 3.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; полый слиток; труба; литой металл ЭШП; качество; свойства; неметаллические включения; энергетическое машиностроение

Трубное производство является одним из наиболее сложных процессов, что определяет высокую долю консерватизма во внедрении технологических новшеств. В частности, до сих пор не применяют исходную полую заготовку, что было бы вполне логично как с точки зрения технологии, так и экономики производства. Это связано и с реальными сложностями отливки полых слитков, и со сложившимися стереотипами, а также существующим оборудованием.

Наиболее перспективным при производстве полых заготовок для изготовления труб и других цилиндрических оболочек является ЭШП полых слитков. Благодаря высокой рафинирующей способности процесса и получению плотного слитка металл полых слитков ЭШП имеет высокое качество, позволяющее применять его даже в литом виде. Именно с такой целью изготовили первые полые слитки [1–3]. С тех пор электрошлаковый переплав для производства полых слитков успешно применяют более 40 лет.

Разработаны технологии и оснастка для изготовления полых изделий разнообразных размеров и форм, среди которых толстостенные трубы, применяемые в литом виде; круглые и квадратные заготовки под ковку с отверстиями различной формы (толщина стенок от 40 до 500 мм; диаметр от 100 до 1600 мм, длина до 6 (реже 9) м, масса до 16 т).

Несмотря на превосходные свойства металла даже в литом виде [4–6] и очевидные преимущества технологии выплавки полого слитка [7–9] последняя все еще не получила должного распространения. Это связано, на наш взгляд, с отсутствием опыта у большинства производителей оборудования, а также с применением устаревших конструкций печей и технологических схем.

Тем не менее даже при использовании традиционной схемы сегодня в России печи ЭШП производят тысячи тонн полых слитков ежегодно (например, ОАО ЗМЗ – 5000 т, «Энергомаш (Белгород)–БЗЭМ» около 3500 т (на двух печах), Ормето–



ЮУМЗ — плановая производительность двухмодульной печи (в стадии освоения 6000 т).

Рассмотрим возможности традиционного ЭШП при выплавке полых слитков и качество получаемых слитков—труб более подробно.

Традиционные печи ЭШП для полых слитков: возможности и проблемы. Существуют два основных способа электрошлакового переплава полых слитков, основное отличие которых состоит в креплении внутреннего кристаллизатора (дорна): на длинной вертикальной мачте (приблизительно равной длине слитка), закрепленной внизу по оси основного кристаллизатора; на поперечной перекладине, закрепленной на верхнем фланце основного кристаллизатора. Принципиальные схемы ЭШП для полого слитка многократно публиковались, в частности в работах [10, 11].

Основным достоинством первой схемы является переплав одного электрода с высоким коэффициентом заполнения. По аналогии с прошивкой труб, на пильгер-станах этот процесс называют еще электрошлаковой прошивкой. Стойкость «прошивающего» внутреннего кристаллизатора невысока, а ввиду низкой устойчивости длинных мачт и практически неизбежного эксцентриситета высота слитка ограничивалась 2...3 м. По нашим сведениям, в настоящее время этот способ не применяют.

Вторая схема используется в промышленном масштабе для выпуска длинномерных труб. Построенные в России (в том числе и в последние несколько лет) электрошлаковые печи ЭШП работают по бифилярной многоэлектродной схеме (переплав нескольких расходоуемых электродов) с установкой дорна на фланце наружного кристаллизатора. Именно это техническое решение является подходящим для получения длинных слитков: внутренний кристаллизатор не мешает вытягивать слиток вниз или двигать кристаллизаторы вверх.

Главным недостатком применения многоэлектродной схемы является малый коэффициент заполнения (обычно не более 0,5). Естественно, что длина электродов для выплавки полого слитка удваивается, а высота печи превышает трехкратную длину слитка.

Высота построенных печей существенно превышает максимальную длину выпускаемого слитка даже при организации встречного движения кристаллизатора и слитка. Следует отметить, что ни одна из этих печей не предусматривает применение камеры для защиты плавильного пространства. Реализовать плавку в защитной атмосфере проблематично, поскольку при использовании камеры требуется увеличение высоты печи еще минимум на одну длину электрода.

С точки зрения технологии производства основную проблему представляют изготовление, подъем и установка на печь, центровка, а также стабильность плавки длинных электродов. Так, даже при диаметре 100 мм прогиб электродов при их длине

около 8...9 м составляет сантиметры и заметен невооруженным глазом. Кроме того, большая длина электродов приводит к существенным потерям напряжения в короткой цепи печи, что вызывает повышенный расход электроэнергии, а нагрев электродов — к ускоренному окислению их поверхности кислородом атмосферы, что требует дополнительного расхода раскислителей и может отрицательно влиять на качество слитка.

По мере уменьшения длины электродов их сопротивление падает, поэтому необходимо постоянно корректировать режим плавки для обеспечения стабильных производительности процесса и качества слитка.

Однако даже при применении длинных катаных электродов себестоимость заготовки (и готовой продукции) намного меньше, чем при использовании альтернативных технологий. Даже в случае применения традиционного ЭШП себестоимость его не превышает затрат на передел ковкой или прокаткой, а для труднодеформируемых сплавов электрошлаковый способ производства полых слитков с размерами, равными или приближенными к готовому изделию, обеспечивает наилучшее соотношение качества и стоимости передела.

Поэтому несмотря на все недостатки оборудования и сложности обращения с электродами эффективность процесса переплава по многоэлектродной схеме с верхним расположением дорна вполне удовлетворительна.

Особенности процесса кристаллизации и структуры полых слитков ЭШП. Необходимость строгого соблюдения заданного режима выплавки полого слитка обусловлена высокой скоростью затвердевания его стенки, сопровождаемого сжатием внутреннего кристаллизатора (дорна) усаживающимся металлом.

В полом слитке жидкая металлическая ванна имеет небольшую глубину, поскольку его стенка формируется в узком зазоре между двумя водоохлаждаемыми поверхностями. Рассчитали отношение площади поверхностей охлаждения (без учета площади поддона) кристаллизатора(ов) (в табл. 1 высота кристаллизатора принята равной 500 мм) к площади затвердевающей поверхности жидкометаллической ванны (площадь фронта затвердевания) в сплошном и полом слитках. Максимальный объем жидкометаллической ванны для сплошного слитка определили в предположении того, что ванна представляет собой полусферу с радиусом, равным радиусу слитка. Для полых слитков жидкометаллическая ванна представлена полутором, внутренний и наружный диаметры которого совпадают с этими же параметрами цилиндрического слитка, а радиус поперечного сечения его приняли равным половине толщины стенки полого слитка (табл. 1).

Для полых слитков отношение площади фронта затвердевания к площади охлаждающих поверхнос-



Таблица 1. Соотношения площади поверхности тепловода Q и фронта затвердевания $S_{ф.з}$ сплошного и полого слитков аналогичного диаметра

Диаметр слитка, мм	Диаметр внутреннего отверстия, мм	Толщина стенки, мм	Площадь поперечного сечения слитка S , мм ²	Площадь фронта затвердевания $S_{ф.з}$, мм ²	Площадь поверхности Q (кристаллизатор высотой 500 мм), мм ²	$S_{ф.з}/Q$
920	–	–	664424	5315392	1444400	2,17
920	200	360	633024	1987695	1758400	2,78
920	500	210	468174	1470066	2229400	4,76
920	700	110	279774	878490	2543400	9,09
920	800	60	162024	508755	2700400	16,67
920	820	50	136590	428892	2731800	20,00

тей выше, чем для полых, а для тонкостенных полых слитков — выше практически на порядок.

Поэтому при неверно выбранном соотношении вложенной мощности на плавление и скорости вытяжки может происходить быстрое затвердевание ванны или возникать затруднение подпитки усадки затвердевающего слитка. Иными словами, при повышенной производительности плавления и высокой скорости вытяжки возможно образование жидкометаллической ванны значительной глубины (как при непрерывном литье), затвердевание которой происходит в условиях недостатка поступления жидкого металла в зону соединения фронтов кристаллизации. В результате по линии стыка кристаллизующихся фронтов может образовываться распределенная внутренняя пористость, сопровождаемая выраженной дендритной ликвацией. При непрерывной разливке крупных сечений сегрегация и пористость частично устраняются в процессе последующей прокатки. Однако для труб ЭШП, используемых в литом виде, образование подобных макро- и микродефектов структуры недопустимо. Поэтому ЭШП производят при режимах, обеспечивающих небольшую глубину жидкометаллической ванны, что гарантирует получение плотной структуры металла по всему сечению стенки трубы.

Статистический анализ показателей плавок текущего производства полых слитков-труб ЭШП. Многолетний опыт производства и исследования качества полых слитков в бывшем СССР [12–17], а также в современном производстве — труб ЭШП в ЗАО «Энергомаш(Белгород)–БЗЭМ» — при участии многих независимых исследовательских организаций (исследования проводили НПО «ЦНИИТМАШ», ИМЕТ им. А. А. Байкова и др.) позволили рекомендовать их применение для трубопроводов тепловых и атомных электростанций в литом виде.

Сегодня в массовом масштабе выпускают литые трубы ЭШП четырех основных марок теплостойких сталей (Ст20, 15ГС, 16ГС, 15Х1М1Ф), начато внедрение высокохромистой стали 10Х9МФБ.

С целью подтверждения устойчивости и оценки текущего состояния технологии производства выполнили статистический анализ 433 плавок текущего производства всех диаметров наиболее массовых марок стали 16ГС (213 плавок), 15Х1М1Ф (220 плавок) за период 2012 г.—начало 2013 г. (табл. 2).

Несмотря на меньшую степень легирования стали 16ГС на некоторых плавках обнаружены такие отклонения от марочного состава:

Таблица 2. Средние и максимальные значения содержания элементов в составе сталей труб ЭШВ, мас. %

Сталь труб ЭШВ	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V /N	Al
15Х1М1Ф											
Среднее	0,13	0,25	0,69	0,009	0,005	1,18	0,2	0,16	0,91	0,24	0,01
Минимальное	0,11	0,17	0,63	0,004	0,001	1,11	0,12	0,009	0,88	0,21	0,005
Максимальное	0,16	0,39	0,83	0,015	0,011	1,24	0,29	0,23	0,96	0,28	0,04
Требования стандарта	0,12...0,16	0,17...0,37	0,6...0,9	0,025	0,025	1,1...1,4	0,40	0,25	0,9...1,1	0,2...0,35	–
							Макс.	Макс.			
16ГС											
Среднее	0,16	0,48	1,00	0,012	0,004	0,12	0,17	0,18	0,02	0,01	0,008
Минимальное	0,12	0,37	0,92	0,001	0,001	0,01	0,11	0,02	2,0	4,0	0,002
Максимальное	0,19	0,84	1,15	0,020	0,012	0,25	0,28	0,24	0,05	0,018	0,016
Требования стандарта	0,14...0,18	0,4...0,7	0,9...1,2	0,03	0,035	0,30	0,30	0,3	0,15	0,012	–
				Макс.	Макс.	Макс.	Макс.	Макс.	Макс.	Макс.	

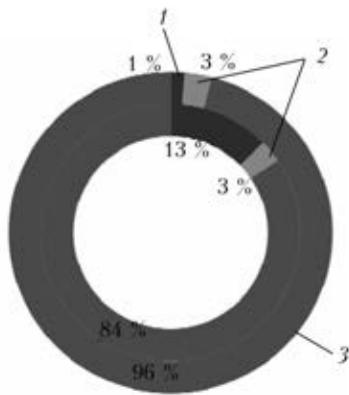


Рис. 1. Доля плавков труб ЭШП (всех диаметров) стали 15X1M1Ф (внутреннее кольцо) и 16ГС (наружное кольцо) с замечаниями по механическим свойствам (1) и макроструктуре (2); 3 – без замечаний

по содержанию углерода – в большую сторону на 8 плавках, в меньшую – на 4 плавках на значение 0,01...0,02 %, что, однако, не вызвало замечаний по макродефектам или механическим свойствам;

повышенное содержание азота (на 17 плавках), что тоже не привело к появлению каких-либо дефектов или отклонений по механическим свойствам.

С наибольшей степенью вероятности основной причиной отклонений по содержанию азота является его повышенное количество в исходных электродах, которое по условиям поставки не регламентируется.

Доля замечаний по макроструктуре (внутренние и поверхностные дефекты) для обеих марок стали не превышает 3 %, поскольку при штатных режимах ЭШП формируется плотная структура металла с минимальной сегрегацией (рис. 1). Замечания относительно механических свойств стали 15X1M1Ф (12,7 %) в основном связаны с малым значением предела текучести, что устраняют с использованием повторной термической обработки труб. Химический состав стали 15X1M1Ф анализируемых плавков не имел отклонений от марочного (табл. 2).

Поскольку статистическая выборка содержала данные по трубам/слиткам ЭШП разных диаметров, режимы выплавки которых существенно различаются, статистический анализ влияния послед-

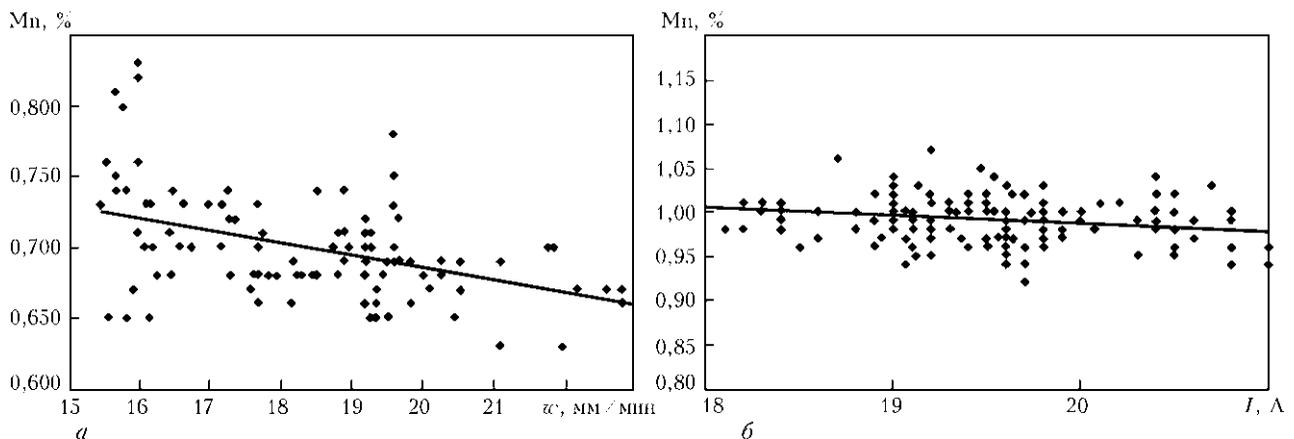


Рис. 2. Влияние средней производительности w плавки на стали 15X1M1Ф (а) и тока на стали 16ГС (б) при выплавке труб ЭШП диаметром 650 мм на содержание марганца при заданном (в технологической инструкции) постоянном расходе (а – 4,2; б – 3,5 кг) алюминия; $R^2 = 0,1799$ (а) и $0,3666$ (б)

них выполнили помарочно для наиболее массовых сходных плавков (количество плавков в статистических выборках 15X1M1Ф – 131 шт. и 16ГС – 182 шт.) с наружным диаметром труб 650 мм.

Для обеих марок стали обнаружена некоторая тенденция к уменьшению содержания марганца (в пределах марочного) при увеличении показателей производительности плавки слитков и постоянном заданном расходе алюминия на раскисление (рис. 2).

Повышенная производительность плавки приводит к некоторому снижению содержания алюминия в сталях при его постоянном расходе. Обнаруженные тенденции связаны с повышением температуры металла при более высоком значении тока процесса, что вызывает ускорение плавления электродов и, как следствие, – более высокую скорость вытяжки. Однако следует отметить, что минимальное регламентированное содержание марганца сохраняется в металле ЭШП в заданных пределах и, следовательно, указанное снижение не является браковочным признаком.

Поскольку режимы плавки строго соблюдаются, а заданные пределы варьирования основных параметров весьма узкие, то значимого влияния основных технологических параметров на состав и макроструктуру готового металла выявлено не было, что является свидетельством стабильности отработанной технологии плавки.

Неметаллические включения в металле литых труб стали 15X1M1ФШ. Для ответственных стальных изделий требуется не только контроль общего содержания и морфологии включений, но и принятие мер, предотвращающих появление размеров, больше критических (для стали труб ЭШП, согласно ТУ 1301-039-00212179–2010, регламентирован максимально допустимый балл по сульфидам 2, оксидам, силикатам – 3).

При увеличении количества оксидов или сульфидов ухудшается пластичность стали. Если включения присутствуют в сплавах с низкой пластичностью и высокой прочностью, то уменьшается вязкость разрушения. Подобное ухудшение свойств,

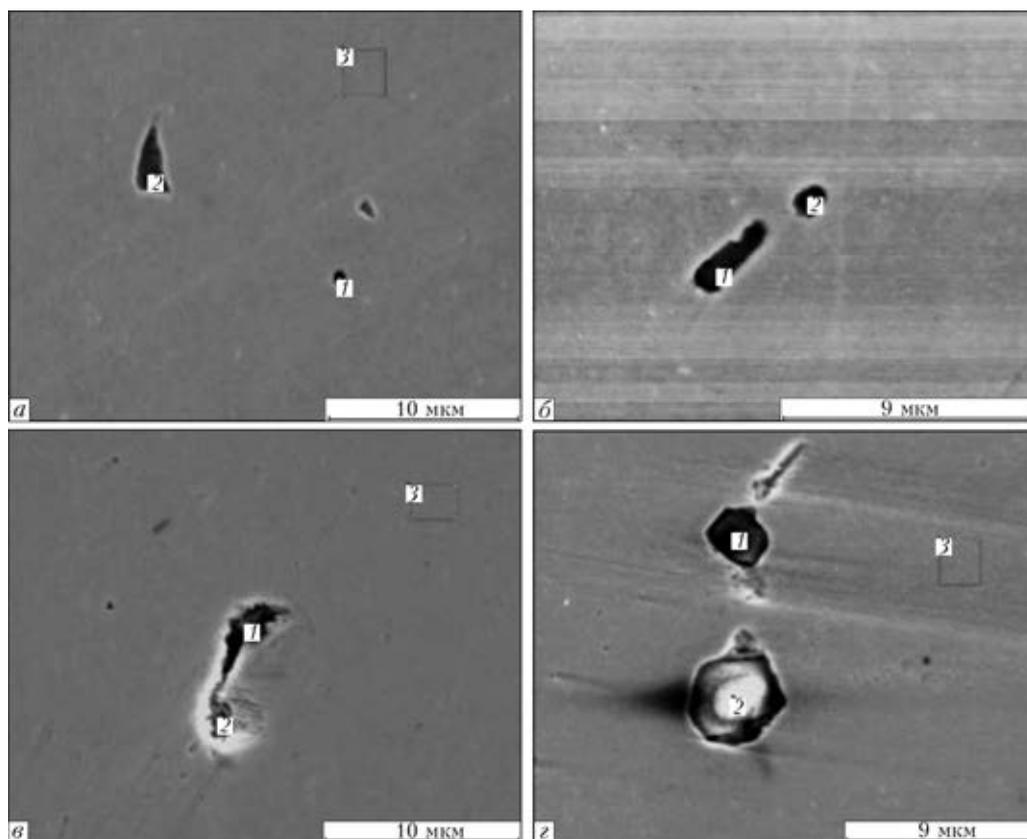


Рис. 3. Характерные неметаллические включения в металле слитка–трубы ЭШП диаметром 650 мм, сталь 15Х1М1Ф (×1000, нетравлено); 1–3 – номера спектров

вызванное включениями, отмечено в испытаниях, которые отражают медленные, быстрые или циклические показатели напряжения (на ползучесть, ударную вязкость и усталость). Включения могут быть причиной образования пустот, вызывать трещины и понижать сопротивление образованию флокенов. Источником большинства проблем, связанных с усталостью стали, являются твердые и хрупкие оксиды, особенно большие частицы глинозема размером более 30 мкм. Чтобы избежать этих проблем, нужно тщательно управлять размером и час-

тотой вредных включений, предотвращать образование включений выше критического размера.

Для определения морфологии неметаллических включений нами выполнен большой объем металлографических исследований литого металла труб ЭШП после термообработки и без нее. Следует отметить, что для стали 16ГС результаты оказались весьма близкими – морфология оксидных и сульфидных включений одинаковая, что может быть связано с применением одного и того же шлака в процессе ЭШП. На плавках текущего производства

Таблица 3. Содержание элементов в характеристических спектрах неметаллических включений (см. рис. 3)

Поле на рис. 3	№ спектра	C	Al	Si	S	O	V	Cr	Mn	Fe	Mo
a	1	5,19	1,72	0,96	3,03	–	0,41	1,39	4,58	82,72	0
a	2	23,78	0,08	39,96	0	–	0,15	0,54	0,35	34,54	0,61
a	3	1,14	0	0,17	0	–	0,18	1,33	0,59	95,45	1,13
б	1	4,36	–	–	23,92	–	0,70	0,52	46,50	20,14	–
б	2	4,17	–	–	18,81	–	1,02	2,18	41,97	26,99	–
в	1	73,83	–	0,05	0	2,38	0,07	0,51	0,35	22,82	0
в	2	6,15	–	0,14	0,16	1,19	0,23	2,58	1,50	88,05	0
в	3	2,44	–	0,27	0	0	0,40	1,40	0,74	93,10	1,65
г	1	8,30	41,17	0,12	–	47,70	–	0,21	0	2,50	0
г	2	6,30	44,26	0	–	47,29	–	0,13	0	2,01	0
г	3	1,85	0	0,21	–	0	–	1,19	0,63	94,94	1,17



Таблица 4. Механические свойства металла литых труб ЭШП (после термообработки)

Марка стали	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %	a , Дж/см ²	
					KCU	KCV
16ГС-Ш	490...635	275	18	40	59	54
	485...630	290...400	27...3	51...70		111...300
15X1M1Ф-Ш	490...655	315	18	50	59	54
	490...630	265...530	18...37	54...78		100...291

Примечание. В числителе приведены требования ТУ 1301-039-00212179–2010, в знаменателе — статистические данные.

образцы отбирали из поперечных темплетов головной части слитка, используемых для оценки макроструктуры и механических свойств. Из одного опытного слитка для оценки структуры и неметаллических включений вырезаны темплеты на высоте, соответствующей пониженной производительности плавки.

Во всех исследованных образцах (более 50 образцов текущих плавов и 15 опытной) большинство обнаруженных включений имеют мелкие размеры (преимущественно менее 4 мкм, реже до 8 мкм), распределены в структуре равномерно и имеют близкие состав и морфологию. Это оксиды алюминия, сульфиды марганца и сложные оксисульфиды марганца-алюминия, редко — силикаты и нитриды.

Наиболее крупные и характерные неметаллические включения, обнаруженные при оптической металлографии, приведены на рис. 3 и в табл. 3.

Самые крупные включения имеют размер примерно 20 мкм, вытянутую или пленочную форму и по своим морфологическим признакам позволяют идентифицировать их как оксиды алюминия. Данные предположения подтверждены микрорентгоспектральным анализом.

Следует отметить, что обнаруженные на нетравленых шлифах типы включений характерны как для исходного литого, так и для термообработанного металла. Существенные отличия не обнаружены.

Для оценки содержания оксидных неметаллических включений (сульфидные разрушаются при выделении) выполнили электролитическое растворение металла опытной плавки без термообработки и после нее. Показано, что общая масса включений в литом металле составляет 0,010...0,018, а после термообработки — 0,4...0,9 мас. %. С учетом отсутствия существенных различий при количественной металлографической оценке неметаллических включений можно полагать, что в ходе термообработки активно протекают процессы карбидообразования. Поэтому представляет интерес исследовать влияние режимов термической обработки, оптимизация которой может обеспечить более высокие значения свойств, особенно при испытаниях на длительную прочность при высоких температурах.

Качество и механические свойства металла слитков-труб ЭШП. Слитки и трубы ЭШП используют в трубопроводах без деформации, но после термической

обработки и обточки. Поэтому точность их геометрии и качество поверхности удовлетворяют самым строгим требованиям. Каждая труба ЭШП проходит тотальный ультразвуковой контроль, что гарантирует отсутствие макро- и микродефектов.

В табл. 4 приведен требуемый техническими условиями уровень механических свойств металла, полностью совпадающий с аналогичными требованиями к катаным трубам из стали тех же марок. Это вполне закономерно, поскольку и литые, и катаные трубы имеют одинаковое назначение и применяются в одних и тех же трубопроводах. Следует подчеркнуть, что требуемые (и обеспечиваемые!!!) свойства литого электрошлакового металла не уступают металлу кованых труб. На практике трубы из литого металла ЭШП демонстрируют в 2...3 раза более высокую ударную вязкость, что подтверждает их высокое качество.

Металл труб ЭШП показывает высокие значения предела длительной прочности при повышенных температурах (до 500 °С для сталей 20, 16ГС и 16 ГС и до 600 °С — для сталей 15X1M1Ф и 10X9МФБ). Комплекс механических свойств труб ЭШП, определяющий их работоспособность, не уступает уровню требований, предъявляемых к кованым трубам из стали той же марки, что позволяет использовать их в системах трубопроводов энергетических установок, в том числе и для атомных электростанций.

Опыт производства литых труб для ТЭЦ и АЭС показывает, что ЭШП полого слитка в настоящее время — это устойчивая и хорошо зарекомендовавшая себя технология, позволяющая выпускать конкурентную продукцию высокого качества.

На основании анализа многолетнего успешного опыта и новых производственных результатов можно утверждать, что традиционный способ ЭШП обеспечивает высокое качество полых слитков.

В настоящее время разработаны и опробованы в промышленности новые технологии ЭШП полых слитков и соответствующее им новое поколение печей. Это ЭШП полых слитков со сменой электродов и прямым использованием жидкого металла без изготовления расходных электродов [18–22]. Новые технологии ЭШП позволяют расширить сортимент сталей и сплавов для получения полых слитков ЭШП, а также значительно увеличить их массу. Освоенная ЗАО «Энергомаш (Белгород)–БЗЭМ»



технология серийного производства литых труб ЭШП взамен кованных всесторонне проверена, получена статистически подтвержденная информация о качестве литого электрошлакового металла и стабильности его служебных свойств. Таким образом, не только на единичных изделиях, но и в массовом производстве полностью подтверждена возможность широкой замены кованого металла открытой выплавки литым электрошлаковым металлом.

1. Патон Б. Е., Медовар Б. И. Электрошлаковый металл. — Киев: Наук. думка, 1981. — 677 с.
2. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Бойко Г. А. Электрошлаковое литье. — Киев: Наук. думка, 1980. — 192 с.
3. Клейн Г. Дж., Венал У. В. Электрошлаковая выплавка полых слитков // Электрошлаковый переплав. — Киев: Наук. думка, 1979. — С. 155–169.
4. ЭШЛ длинных заготовок с получением одновременно нескольких отверстий малого диаметра / Б. Б. Федоровский, Г. А. Тимашов, Л. И. Бондаренко, М. Т. Левчук // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1986. — № 3. — С. 38–39.
5. Электрошлаковая отливка заготовок корпусов двухчервячных грануляторов / Б. И. Медовар, Г. А. Тимашов, Б. Б. Федоровский и др. // Там же. — 1979. — № 1. — С. 41–43.
6. Электрошлаковая выплавка и термическая обработка полых слитков с прямоугольным отверстием из среднелегированных Cr–Ni–Mo и Cr–Ni–Mo–V сталей / Л. В. Чеботило, Б. И. Медовар, И. Е. Косматенко и др. // Спец. электрометаллургия. — 1985. — Вып. 59. — С. 24–31.
7. Tarmann R., Poppmeier W. Hollow tube round through continuous casting // J. of Metals. — 1966. — № 18. — P. 453.
8. Марченко И. К., Мошкевич Е. И. Производство стальных слитков полунепрерывным литьем. — Киев: Техника, 1981. — 160 с.
9. Medovar L., Stovpchenko A. ESR of the heavy hollow ingots // Proc. of 1st Intern. conf. on Casting, Rolling and forging, 3–7 June 2012, Aachen, Germany. — Aachen, 2012. — P. 131.
10. Evolution of ESR technology and equipment for long hollow ingots manufacture / L. Medovar, G. Stovpchenko, G. Dudka et al. // Proc. of Liquid Metal Processing and Casting conf. (LMPC2013) (Austin, Texas, September 2013). — Austin, 2013. — P. 37.
11. О возможности совмещения ЭШП и непрерывной разливки при получении полых слитков / Л. Б. Медовар, А. П. Стовпченко, Б. Б. Федоровский, Г. В. Нощенко // Электрометаллургия. — 2011. — № 7. — С. 2–6.
12. Исследование качества литого и деформированного металла из полых слитков ЭШП / А. К. Петров, Ю. С. Фурман, Б. М. Никитин и др. // Спец. электрометаллургия. — 1973. — № 20. — С. 18–24.
13. Качество электрошлаковых полых слитков стали ШХ15 / А. К. Петров, В. В. Лоза, Б. М. Никитин и др. // Там же. — 1979. — № 40. — С. 40–42.
14. Коваль А. Е., Лямцев К. К., Конрад Ю. Г. О свойствах и работоспособности штамповых сталей электрошлакового переплава // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1982. — № 16. — С. 23–26.
15. Электрошлаковая выплавка заготовок сосудов высокого давления из аустенитной стали / Б. И. Медовар, А. Д. Епурной, В. Я. Саенко и др. // Там же. — 1981. — № 15. — С. 13–15.
16. Электрошлаковая выплавка полых слитков из хромоникелемолибденованадиевой стали / Б. Е. Патон, Л. В. Чеботило, Б. И. Медовар и др. // Спец. электрометаллургия. — 1984. — Вып. 55. — С. 3–10.
17. Глушкин Л. Я., Житков В. В., Мизецкий В. Л. Опыт изготовления заготовок сосудов высокого давления из сталей переходного класса // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1988. — № 3. — С. 15–18.
18. О возможности совмещения ЭШП и непрерывной разливки при получении полых слитков / Л. Б. Медовар, А. П. Стовпченко, Б. Б. Федоровский, Г. В. Нощенко // Электрометаллургия. — 2011. — № 7. — С. 2–6.
19. Electroslag surfacing by liquid metal — a new way for HSS-rolls manufacturing / B. Medovar, L. Medovar, A. Chernets et al. // 38th MWSR Conf. Proc., Vol. XXXIV. — Cleveland, Ohio, 1996. — P. 83–87.
20. New technological process of producing super-large steel ingots by ESC LM method / B. E. Paton, L. B. Medovar, V. Ya. Saenko et al. // Advances in Electrometallurgy. — 2007. — 1. — P. 3–7.
21. Концепция универсальной печи ЭШП для производства крупных слитков / Л. Б. Медовар, А. П. Стовпченко, В. Я. Саенко и др. // Электрометаллургия. — 2010. — № 11. — С. 12–18.
22. Medovar L. B., Jiang Zh., Stovpchenko A. P. Continuous Casting of Hollow Tubular Billets // The 4th Intern. congress on the science and technology of steelmaking ICS 2008 (Gifu, Japan 6–8, Oct. 2008). — Gifu, 2008. — P. 120.

Considered is the quality of serial metal of cast ESR pipes-hollow ingots, produced by the standard ESR technology at the CJSC «Energomach» (Belgorod)–BZEM». Statistic analysis of production was made and deviations from technical specifications for chemical composition, structure and service characteristics were determined. Main types of nonmetallic inclusions were analyzed. It is shown that the serial technology provides the high quality of cast ESR metal, not inferior to the quality of forged pipes of the same chemical composition, used in parallel with cast ESR pipes in power engineering. Feasibilities and problems of production of long hollow ingots in traditional electroslag furnaces were studied. Principal peculiar features of the solidification process and structure of ESR hollow ingots, predetermining the need in minimum deviation of technological parameters from preset ones, were revealed. 22 Ref., 4 Tables, 3 Figures.

Key words: electroslag remelting; hollow ingot; pipe; cast ESR metal; quality; properties; nonmetallic inclusions; power machine building

Поступила 04.02.2014



УДК 621.739.1;620.198

ВЛИЯНИЕ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ Al–Cu–Fe(B), ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ОСАЖДЕНИЯ, НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ШТАМПОВ И ПРЕСС-ФОРМ

В. А. Теличко¹, К. Брукмюллер², А. Ханчич³, А. И. Устинов¹

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

²Ernst Witner GmbH. Missindorfstrasse 21/2.
Stock, A-1140, Vienna, Austria. E-mail: christian.bruckmueller@wittner.at

³TECOS Slovenian Tool and Die Development Centre.
Kidriceva ulicac 25, SI-3000, Celje, Slovenia. E-mail: ales.hancic@tecos.si

Рабочие поверхности ряда инструментов, например пресс-форм и штампов, при контакте с обрабатываемыми материалами (пластмасса, армированная углеродными волокнами, сталь, разогретая до 1150 °С) изнашиваются. Кроме того, на их рабочую поверхность налипают обрабатываемый материал, что приводит к изменению размеров, изготавливаемых с их помощью изделий, а также к ухудшению качества обрабатываемых поверхностей. Защитные покрытия для таких инструментов должны отличаться не только повышенной твердостью, но и низкими значениями коэффициента трения и поверхностной энергии. Таким сочетанием свойств характеризуются сплавы с квазикристаллической структурой. Рассмотрена возможность получения способом электронно-лучевого осаждения квазикристаллических покрытий на основе сплава Al–Cu–Fe с добавками бора (Al–Cu–Fe(B)) на рабочие поверхности пресс-форм и штампов, исследована их стойкость против износа в условиях эксплуатации. Показано, что применение квазикристаллических покрытий увеличивает стойкость против износа таких инструментов и продлевает срок их эксплуатации. Библиогр. 12, табл. 1, ил. 12.

Ключевые слова: защитное покрытие; квазикристаллические покрытия; износостойкость; рабочая поверхность инструментов, эрозийное разрушение

Сплавы Al–Cu–Fe с квазикристаллической структурой отличаются уникальным сочетанием таких свойств, как высокие значения твердости (7...10 ГПа) и модуля упругости (120...200 ГПа), относительно низкий уровень коэффициента трения (по алмазу 0,07...0,10; по стали 0,19...0,22) и поверхностной энергии (28...30 мДж/м²), высокая коррозионная стойкость и др. [1] Это, а также относительно невысокая стоимость металлов, содержащихся в сплавах, позволяют рассматривать их в качестве перспективных для использования как основу для нового класса функциональных покрытий (износостойких, термобарьерных, антифрикционных, антипригарных покрытий и т. п.) [2]. Кроме того, из-за отсутствия у квазикристаллов склонности к прихватуванию (холодной сварке) при контакте в узлах трения со сталью [3] их ис-

пользование для антифрикционных покрытий в этих участках [4] также может быть перспективным.

На трибологические свойства квазикристаллических покрытий (ККП) могут оказывать влияние их микроструктура и технологические параметры получения [5]. Результаты фреттинг-тестов свидетельствуют о том, что однофазное покрытие с икосаэдрической структурой имеет лучшую устойчивость против прихватувания, тогда как покрытия, структура которых состоит из смеси икосаэдрической и кубической фаз, характеризуются более высокой износостойкостью [6].

Таким образом, исследования показали, что ККП могут улучшить характеристики деталей и инструментов, работающих в условиях механического контакта с другими материалами (в парах трения,



при обработке материалов и т. п.). Вместе с тем эффективность применения таких покрытий до настоящего времени остается не установленной. Для выяснения влияния ККП на свойства инструмента, работающего в условиях контакта с обрабатываемыми материалами, необходимо было получить такие покрытия на рабочих поверхностях и испытать их при условиях, в которых они работают без покрытия или с покрытиями на основе других соединений.

Для получения ККП применяли различные способы осаждения: магнетронное распыление [7], плазменное напыление [8], вакуумное осаждение из паровой фазы [9, 10]. В результате исследований установлено, что при использовании этих способов неизбежно возникают трудности в получении квазикристаллической структуры покрытия, связанные с узкой областью ее гомогенности, необходимостью проведения дополнительной термической обработки покрытия для формирования в нем заданной структуры, обеспечением адгезии покрытия с подложкой, предотвращением загрязнения покрытия примесями и т. п. Кроме того, важным условием практического применения ККП является разработка способа, обеспечивающего высокую скорость их осаждения на рабочие поверхности инструментов сложной формы.

Как показано в работе [11] на примере системы Al–Cu–Fe, способом электронно-лучевого осаждения можно получать покрытия с квазикристаллической структурой и высокой адгезионной прочностью непосредственно в процессе конденсации паровой фазы. При этом скорость осаждения может составлять 100...200 нм/с, что позволяет получать покрытия заданной толщины за относительно короткий промежуток времени.

Влияние ККП на эксплуатационные свойства обрабатываемых инструментов изучали на штампах и пресс-формах. Выбор данного вида инструментов для исследования эффективности применения ККП обусловлен тем, что в процессе получения изделий заданного размера и качества поверхности из разогретого металла с помощью штампа или расплава

пластмассы, армированной углеродными волокнами, с применением пресс-форм их рабочие поверхности подвергаются комплексному воздействию обрабатываемых материалов. В результате этого они изнашивались, а на их поверхности образовывались дефекты, происходило налипание обрабатываемого материала. Очевидно, что осаждение твердых покрытий на рабочей поверхности таких инструментов должно способствовать уменьшению износа. Кроме того, в покрытиях, характеризующихся низкой поверхностной энергией, снизится вероятность налипания обрабатываемого материала на поверхность инструмента, а, следовательно, уменьшится степень отклонения параметров изделия от проектных значений. Если покрытие отличается низким коэффициентом трения, то это будет приводить к уменьшению контактного деформирования поверхностных слоев инструмента, в результате чего вероятность появления усталостных трещин уменьшится.

Представлены результаты исследования эксплуатационных свойств пресс-форм и штампов, на рабочих поверхностях которых способом электронно-лучевого осаждения получены ККП. Они сопоставлены с эксплуатационными свойствами такого же инструмента без покрытия, инструмента с ККП, осажденного магнетронным способом, инструмента с другими защитными покрытиями (AlTiN / TiN и CrN).

Способ получения покрытий и их исследование.

Общий вид штампов и пресс-форм представлен на рис. 1. Их рабочие поверхности имеют сложную форму — отдельные участки поверхности расположены перпендикулярно друг к другу (в штампе), имеются выступы и углубления (в пресс-форме).

Для получения способом электронно-лучевого вакуумного осаждения равномерной толщины покрытий на данных поверхностях требовалось обеспечить их перемещение в паровом потоке таким образом, чтобы на все участки поверхности попадал паровой поток из испарителя, расположенного в нижней части вакуумной камеры. Этого можно достичь, если инструмент закрепить в держателе с осью вра-

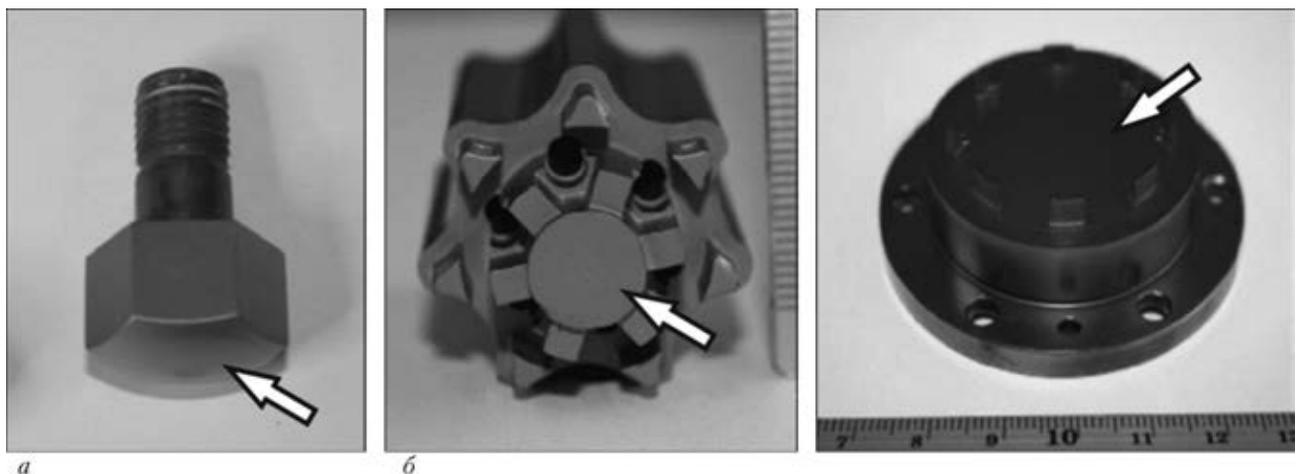


Рис. 1. Общий вид штампа (а) и пресс-форм (б); стрелками показаны рабочие поверхности инструментов

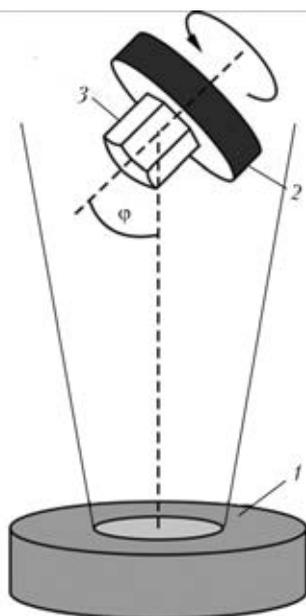


Рис. 2. Схема вакуумного осаждения покрытия на рабочую поверхность инструмента при испарении из одного источника: 1 — источник испарения; 2 — держатель инструмента (с механизмом вращения); 3 — инструмент

щения, расположенной под некоторым углом φ к вертикальной оси (рис. 2).

Испарение слитка сплава Al–Cu–Fe(B) осуществляли из водоохлаждаемого тигля. Слитки для испарения заданного состава получали способом индукционной плавки компонентов с последующей быстрой кристаллизацией расплава в массивной медной изложнице, что обеспечивало получение однородного распределения химического состава по длине слитка. Для нанесения двухфазного покрытия, состоящего из икосаэдрической (i) и кубической (β) фаз, приготовили несколько слитков (таблица).

Нагрев инструмента до заданной температуры и ее поддержание в процессе осаждения осуществляли с помощью нагревательной электронно-лучевой

Состав слитков, мас. %

Слитки	Al	Fe	Cu
Sl_08-1	41,4	21,2	36,6
Sl_08-2	46,7	19,2	33,3
Sl_08-4	39,4	18,4	41,4
Sl_08-5	50,4	19,0	29,8
Sl_09-1	45,6	24,5	29,1
Sl_09-2	46,5	21,9	30,8
Sl_09-3	46,6	25,4	27,2
Sl_09-4	51,2	8,4	39,6
Sl_09-5	45,6	41,9	11,7
Sl_10-1	42,3	18,1	38,8

Примечание. В сплавы вводили 0,8 мас. % бора согласно данным работы [12].

пушки. По мере испарения слитка его поднимали вверх с целью поддержания ванны на заданном уровне, благодаря чему ее состав и скорость испарения компонентов слитка оставались неизменными.

Для определения характеристик микро- и субструктуры покрытий использовали способы оптической и электронной микроскопии. Образцы для проведения металлографических исследований готовили по стандартной методике с использованием шлифовально-полировального станка Abramin фирмы «Struers».

Структуру поперечного сечения конденсатов анализировали с помощью сканирующего электронного микроскопа CamScan-4 при значениях напряжения 5...30 кВ и увеличении 20...10000.

Рентгеноспектральный микроанализ проводили на сканирующем электронном микроскопе CamScan4, оснащенный энергодисперсионным спектрометром для локального анализа ENERGY-200. Об-

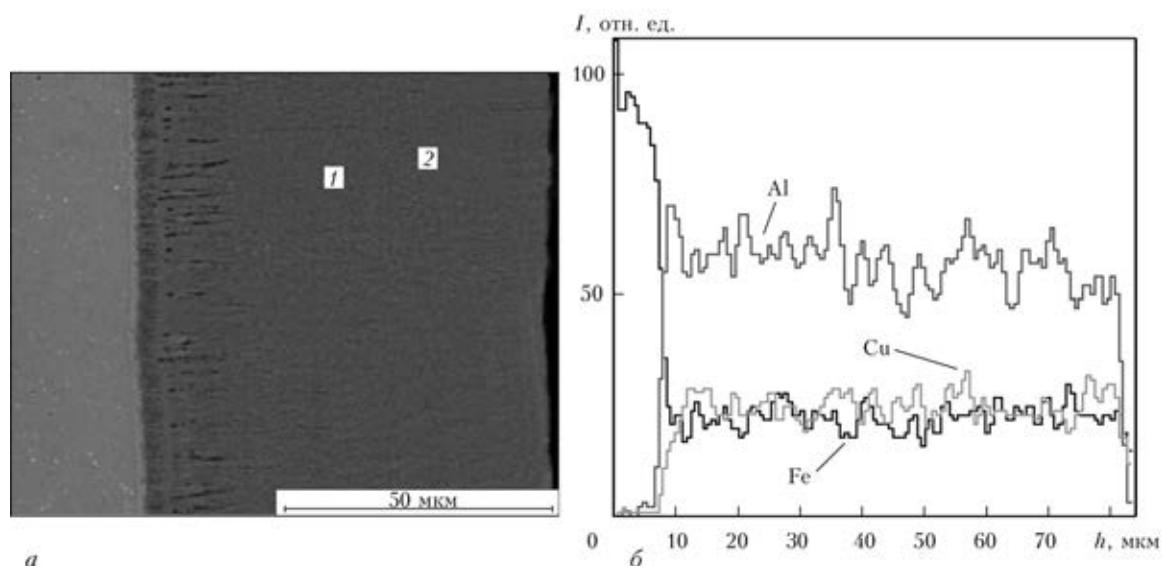


Рис. 3. Микроструктура поперечного сечения покрытия (а) и распределение элементов по толщине покрытия, осадженного на штамп (б); I — интенсивность

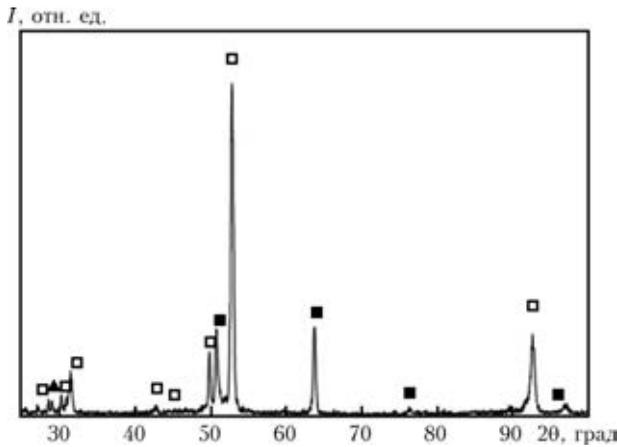


Рис. 4. Дифрактограмма покрытия на основе сплава Al–Cu–Fe: I – интенсивность в излучении CoK_{α} ; \square – i -AlCuFe; \blacktriangle – пластилин (держатель образца); \blacksquare – β -Al(Cu/Fe)

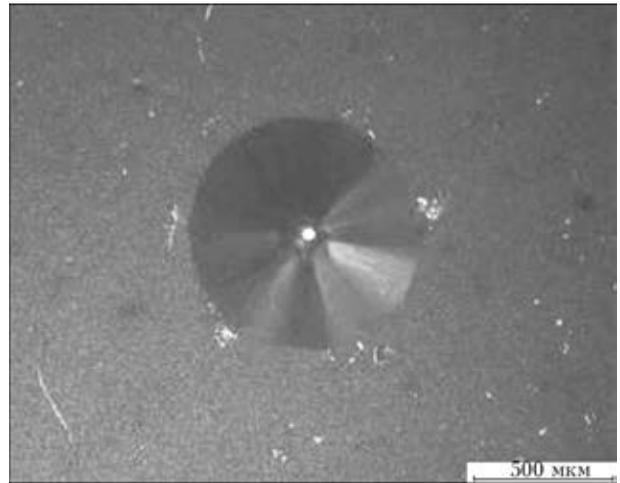


Рис. 5. Микроструктура участка образца с покрытием Al–Cu–Fe(B), подвергнутого индентированию по способу Rockwell с конусным индентором

разцы для микроанализа готовились в виде плоских макрошлифов.

Микротвердость конденсатов измеряли методом Виккерса при нагрузке на индентор 0,098...0,196 Н с использованием устройства к оптическому микроскопу Polyvar-Met. Адгезию покрытий оценивали путем индентирования поверхности покрытия по методу Rockwell с применением конусного алмазного индентора с углом заострения 120°. Индентировали поверхность при нагрузке 1500 Н. Характер разрушения покрытия оценивали с помощью оптического и сканирующего электронных микроскопов.

Рентгеновский дифракционный фазовый анализ проводили на дифрактометре общего назначения ДРОН-4-07 в излучении кобальтового анода при напряжении на рентгеновской трубке 30 кВ и токе накала 20 мА.

Характеристика микроструктуры ККП. На рис. 3 представлены микроструктура и распределение элементов по толщине поперечного сечения ККП покрытий, полученных на рабочих поверхностях инструментов. Распределение элементов по толщине покрытия равномерно и одинаково: алюминия в спектрах № 1 и 2 – 59,66; железа – 13,83; меди – 26,51 ат. %.

Из дифрактограммы, представленной на рис. 4, установлено, что покрытие имеет двухфазный состав: 80 % i -фазы и 20 % β -фазы. Такое соотношение фаз определено в работе [6] как наиболее оптимальное для обеспечения покрытию высокой эрозионной стойкости и низкого коэффициента трения.

Из анализа микроструктуры области индентирования поверхности покрытия видно, что его отслоение от подложки зафиксировано только в области контакта с индентором (рис. 5). Такой характер разрушения свидетельствует о высокой прочности соединения покрытия и подложки.

Поскольку разные части рабочей поверхности инструментов испытывают неодинаковую интенсивность воздействия со стороны материала, из которого формируется изделие, например фронтальная и боковые поверхности штампа, степень их износа бу-

дет различной. Поэтому толщину покрытия на разных участках рабочей поверхности варьировали путем изменения угла наклона оси вращения φ . В этом случае значения толщины H на фронтальных участках рабочей поверхности (участки поверхности, перпендикулярные оси вращения инструмента) и L на боковой (параллельной оси вращения) соотносятся как $\frac{L}{H} = \frac{1}{\pi} \operatorname{tg} \varphi$. На рис. 6 представлен фрагмент

поперечного сечения штампа с ККП, осажденной при вращении вокруг оси, ориентированной под углом к вертикальной оси $\varphi \approx 40^\circ$. Видно, что значения толщин ККП на боковой поверхности при такой ориентации штампа меньше, чем на фронтальной, и они соотносятся как 1:3, что необходимо, поскольку фронтальная часть штампа подвергается более интенсивному и длительному воздействию со стороны обрабатываемого материала.

При анализе микроструктуры ККП можно отметить столбчатую структуру зерен. Причем ориентация столбчатых зерен по отношению к поверхности штампа на различных участках отличается: на

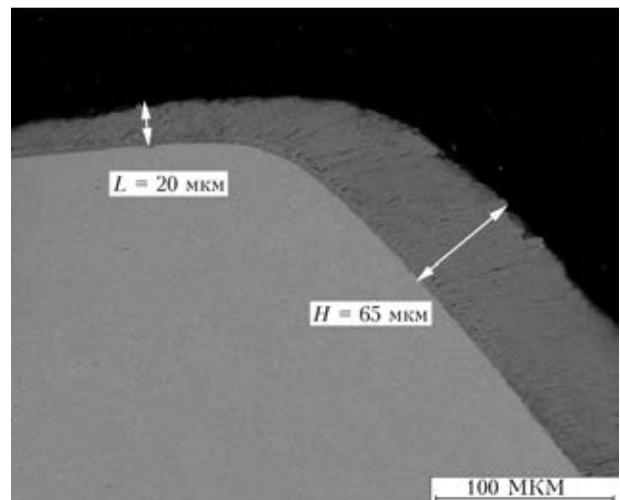


Рис. 6. Микроструктура поперечного сечения штампа с осажденным на его рабочую поверхность квазикристаллическим покрытием Al–Cu–Fe

фронтальной поверхности штампа столбчатые зерна почти перпендикулярны поверхности, а на боковых — ориентированы под углом к ней. Такое изменение микроструктуры при переходе от фронтальной на боковую поверхность обусловлено направлением парового потока. Микротвердость покрытий, измеренная на их поперечных сечениях, составила 11...12 ГПа.

Исследование эксплуатационных свойств пресс-форм.

В настоящее время пластмассы получили широкое применение в промышленности как конструкционные материалы. Для достижения необходимого уровня прочности в пластмассу вводят различные армирующие наполнители, в частности углеродное волокно. В процессе производства способом формовки под давлением такие добавки работают как абразивные частицы, что приводит к износу пресс-формы, в результате чего размеры пластмассовых деталей отклоняются от заданных. Если отклонение достигает некоторого критического значения, формовочное оборудование останавливают и производят замену пресс-формы, что приводит к повышению себестоимости продукции. Опытная партия пресс-форм с ККП установлена в формовочные машины для изготовления пластмассовых деталей на производстве фирмы «Ernst Wittner Ges.mbH».

Общий вид некоторых пластмассовых изделий представлен на рис. 7. Для их получения используют пресс-формы различного вида (рис. 1, б). Процесс изготовления изделий включает подачу гранул в шнек, в котором в результате вращения создается давление и поднимается температура пластмассы до 350 °С. Расплавленная пластмасса подается в зазор между пресс-формой и поршнем, где происходит формирование изделия с заданными размерами. После завершения процесса выпускное отверстие закрывается, камера, в которой находились пресс-форма и поршень, открываются, готовое изделие извлекается из установки. Этот процесс происходит в автоматическом режиме, что позволяет точно контролировать параметры процесса.



Рис. 7. Изделия, изготовленные с помощью пресс-форм из пластмассы, упрочненной углеродными волокнами

Экспериментально установлено, что пресс-формы без покрытий обеспечивают изготовление из пластмассы 10000 изделий, размеры которых удовлетворяют техническим требованиям к их использованию в качестве деталей механических устройств. Пресс-формы с ККП испытывали при изготовлении 10000 изделий. Степень износа оценивали через каждые 100 технологических циклов. С этой целью измеряли характерные размеры готовых деталей (рис. 8).

Определено, что для обеих пресс-форм с ККП начальные стадии их работы характеризуются довольно низким износом по сравнению с пресс-формами без покрытий. Поэтому после изготовления 10000 изделий степень износа пресс-форм с ККП оказалась на 25...30 % ниже, чем у пресс-форм без покрытия. Следовательно, пресс-формы с ККП могут обеспечить изготовление 12500...13000 изделий. С учетом высокой стоимости изготовления новых пресс-форм (в среднем несколько тысяч евро) использование ККП в качестве защитных может обеспечить значительный экономический эффект.

Исследование эксплуатационных свойств штампов с ККП.

При изготовлении стальных изделий способом штамповки поверхность штампа механически контактирует со стальной заготовкой, разогретой до температуры около 1150 °С. Поскольку процесс

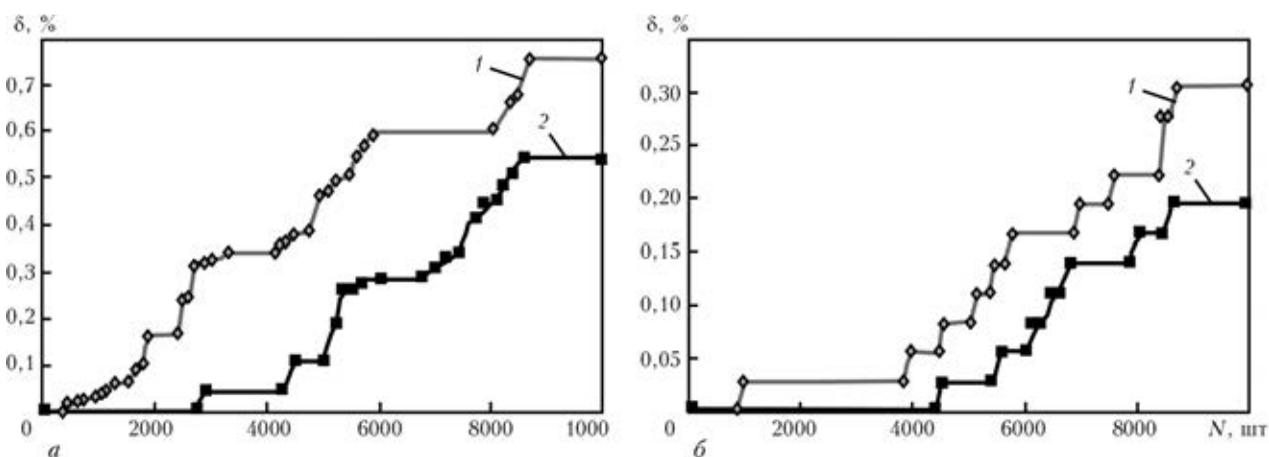


Рис. 8. Изменение характерных размеров готовых изделий, полученных с помощью двух различных пресс-форм (а, б); по горизонтали показано количество готовых изделий; по вертикали — относительное изменение размеров δ ; 1 — без покрытия; 2 — с покрытием

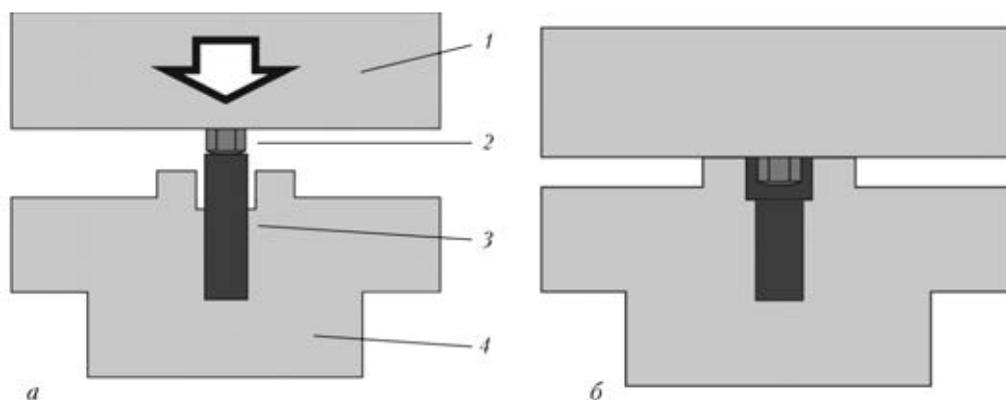


Рис. 9. Схема устройства для штампования стальных изделий (крепежа) в матрице: *а* — перед штампованием; *б* — штампование; 1 — верхняя часть пресса; 2 — штамп; 3 — заготовка; 4 — пресс-форма

штамповки одной детали происходит в течение короткого времени, штамп не нагревается до высокой температуры. Однако вследствие скольжения металла, из которого изготавливается деталь, по поверхности штампа на ней появляются повреждения. Можно предположить, что характер повреждений и скорость их нарастания существенно зависят от механического взаимодействия поверхности штампа и металла. Уменьшение коэффициента трения и прочности механического соединения материалов штампа и стальной заготовки будут способствовать снижению степени повреждения поверхности штампа и, как следствие, продолжительности эксплуатации штампа возрастет. Уменьшение количества штампов и длительности их замены будут способствовать сокращению затрат на изготовление изделий этим способом.

Исследования эффективности ККП, полученных способом электронно-лучевого осаждения на рабочей поверхности штампов, проведены Словенским исследовательским центром TECOS (Slovenian Tool and Die Development Centre) путем сравнения количества изделий (в пересчете на один штамп), изготовленных с помощью штампов без и с покрытиями на основе TiAlN, CrN, Al-Cu-Fe-V способами магнетронного (тонкие) и электронно-лучевого (толстые) осаждения.

Для получения стальных винтов способом горячего формования в матрицу закладывали предварительно разогретую цилиндрическую заготовку (рис. 9, 10). Затем под давлением штампа со сменной рабочей частью формировали головку винта вместе с резьбовой частью путем вдавливания в заготовку. Под внешним давлением металл заготовки деформируется и формируется готовое изделие (рис. 10, б).

Рабочая поверхность изделия в процессе штамповки подвергается воздействию больших механических и термических нагрузок, что может сопровождаться его износом и изменением размеров. Кроме того, на поверхность штампа может налипать материал, в результате чего качество поверхности изделий ухудшается. Циклическое взаимодействие с обрабатываемым материалом приводит также к появлению на его поверхности усталостных трещин (рис. 11, б), которые оставляют свой отпечаток на поверхности изделий. Изменение размера изделия и качества его поверхности до предельно допустимых значений является сигналом к остановке работы штампа и его замене. По такой схеме испытаны штампы с различными типами покрытий.

Штампы с ККП характеризуются меньшей шероховатостью поверхности в исходном состоянии, а после многократных рабочих циклов на их рабо-

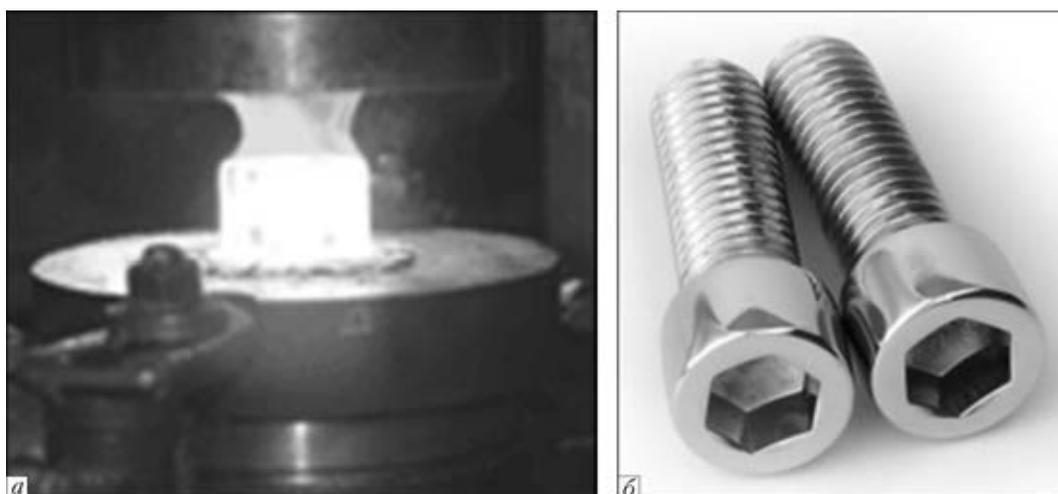


Рис. 10. Внешний вид стальной заготовки перед штампованием (*а*) и готовое изделие (*б*)

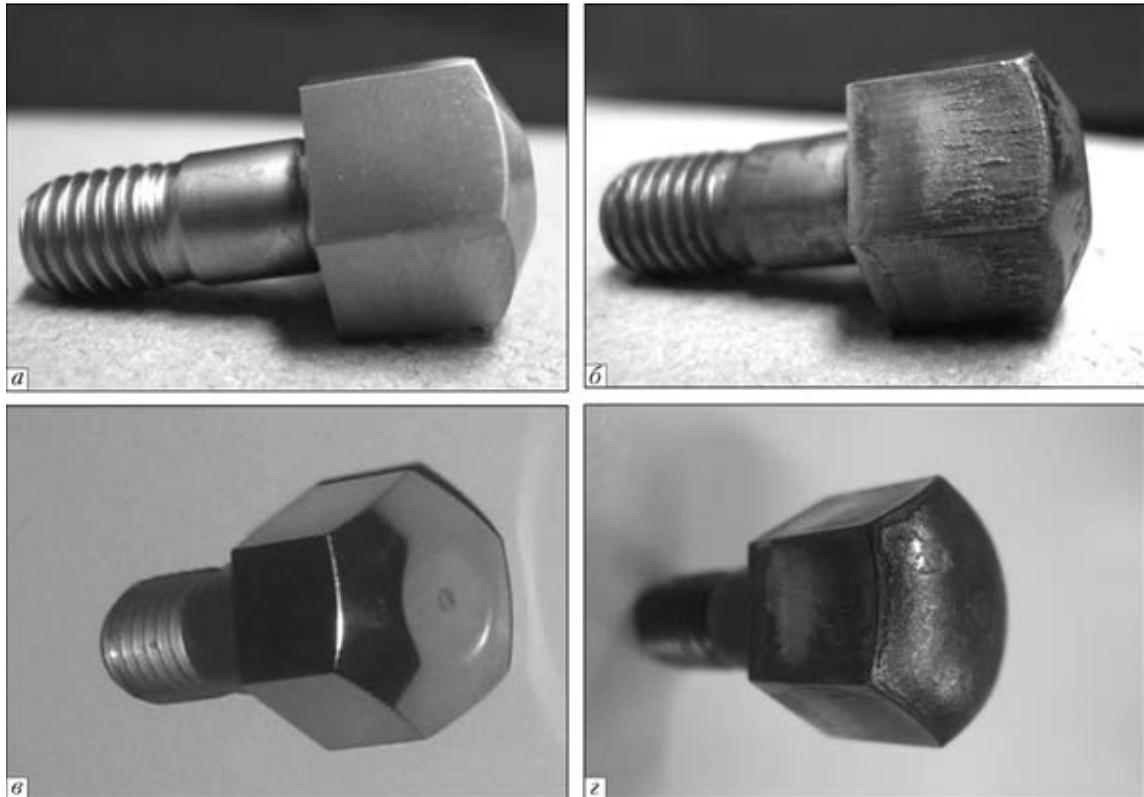


Рис. 11. Общий вид штампа без покрытия (а); после изготовления 150 винтов (б); осаждения на него ККП (с); изготовления 300 изделий (д)

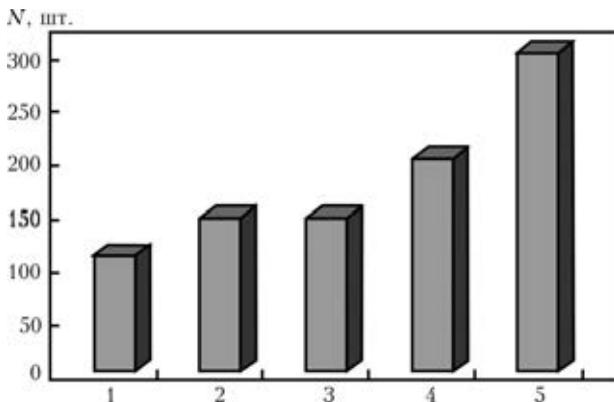


Рис. 12. Количество изготовленных изделий штампами с различными типами поверхности: 1 – азотированная без покрытия; 2 – AlTiN/TiN; 3 – CrN; 4 – AlCuFe(B), полученное способом магнетронного осаждения; 5 – AlCuFe(B), выполненное способом электронно-лучевого осаждения в вакууме

чей поверхности (боковые грани штампа) не обнаружено интенсивного образования усталостных трещин (рис. 11, в). Можно предположить, что ККП обеспечивает снижение уровня циклических нагрузок в процессе рабочего цикла. Это может быть следствием как уменьшения контактных напряжений на поверхности штампа из-за более низкого коэффициента трения ККП с обрабатываемым материалом, так и снижения в приповерхностных слоях рабочей поверхности штампа пиковых температур из-за низкой теплопроводности квазикристаллического покрытия. В пользу такого предположения свидетельствуют результаты испытания штампов с тонкими (5 мкм) ККП, которые показали их более низкую стойкость, чем у толстых (65 мкм).

Результаты испытаний штампов с ККП различной толщины (5 и 65 мкм), штампов с защитными покрытиями на основе нитрида титана и хрома, а также штампов без покрытий показали, что штампы с ККП имеют срок службы больший почти втрое, чем штампы без покрытия, и вдвое, нежели штампы с другими типами покрытий (рис. 12).

Следовательно, толстые ККП, полученные вакуумным осаждением на рабочие поверхности штампов, могут обеспечить существенное увеличение продолжительности их эксплуатации, что будет способствовать повышению производительности оборудования и сокращению затрат на изготовление новых штампов.

Выводы

1. Определено условие получения способом электронно-лучевого вакуумного осаждения толстых покрытий на основе сплава AlCuFe(B) на рабочие поверхности штампов и пресс-форм с высоким уровнем адгезии.

2. При испытании опытной партии пресс-форм сложной формы с покрытиями установлено, что скорость изменения размера штампа при изготовлении деталей из армированной углеродными волокнами пластмассы в зависимости от количества рабочих циклов инструмента уменьшается на 20...30 % по сравнению с пресс-формами без покрытий. Это может быть обусловлено повышенной эрозионной стойкостью и низкой поверхностной энергией ККП, замедляющих износ пресс-форм.



3. Результаты испытания опытной партии штампов с ККП в производственных условиях показали, что такие покрытия существенно (в 2...3 раза) увеличивают продолжительность их работы по сравнению со штампами без покрытия или с другими защитными покрытиями. Повышение износостойкости штампов связывается с уменьшением вероятности образования усталостных трещин и их эрозионного износа.

1. *Sordelet D. J., Dubois J. M.* Quasi-crystals – perspectives and potential applications // MRS Bulletin. – 1997. – **22**. – P. 34–37.
2. *Sordelet D. J., Kim J. S., Besser M. F.* Dry sliding of polycrystalline and crystalline Al–Cu–Fe alloys // Mat. Res. Soc. Symp. Proc. – 1999. – **553**. – P. 459–470.
3. *Friction and fretting on quasicrystals under vacuum* // J.-M. Dubois, P. Brunet, W. Costin, A. Merstallinger // J. Non-Cryst. Solids. – 2004. – **334, 335**. – P. 475–480.
4. *Cold welding and fretting tests on quasicrystals and related compounds* // M. Sales, A. Merstallinger, P. Brunet, de M. C. Weerd // Philos. Mag. – 2006. – **86**. – P. 965–970.
5. *Tribological properties of Al–Ni–Co–Si quasicrystalline coatings against Cr-coated cast iron disc* // E. Fleury, S. M. Lee, J. S. Kim et al. // Wear. – 2002. – **253**. – P. 1057–1069.
6. *Effect of the addition of crystalline β -phase in Al–Cu–Fe quasicrystalline coatings on their tribological properties* // M. Sales, A. Merstallinger, A. I. Ustinov et al. // Surface & Coatings Technology. – 2007. – **201**. – P. 6206–6211.
7. *Deposition of coatings containing quasicrystalline AlCuFeB and β -phase by magnetron sputtering* // W. Vollnhofer, C. Eisenmenger-Sittner, G. Mozdzen, E. Neubauer // Ibid. – 2012. – **211**. – P. 122–126.
8. *Газотермічні покриття, що містять квазікристалічну фазу, властивості і застосування (огляд)* // Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, Л. І. Адеєва та ін. // Фізика і хімія твердого тіла. – 2005. – **6**, № 1. – С. 124–136.
9. *Verma A., Chopra K. L.* Icosahedral Al–Mn Thin Films // Phil. Mag. Lett. – 1987. – **55**. – P. 201–207.
10. *Eisenhammer T., Trampert A.* Formation of quasicrystalline AlCuFe by physical vapor deposition: phase selection via nanocluster nucleation // Phys. Rev. Lett. – 1997. – **78**. – P. 262–265.
11. *Устинов А. И., Мовчан Б. А., Полищук С. С.* Получение квазикристаллических покрытий из сплава Al–Cu–Fe электронно-лучевым осаждением в вакууме, Металлофизика и новейшие технологии. – 2002. – **24**. – С. 365–371.
12. *Dubois J.-M.* New prospects from potential applications of quasicrystalline materials // Mater. Sci. Eng. – 2000. – **A 294–296**. – P. 4–9.

Working surfaces of some tools, for example, press-moulds and dies, are worn-out in contact with materials, being machined (plastic, reinforced with carbon fibers, steel, heated up to 1150 °C). Moreover, the material being machined is stuck to their working surface, thus leading to the change in sizes of products being manufactured and also to deterioration of quality of surfaces being machined. The protective coatings for such tools should be characterized not only by the increased hardness, but also by the low values of friction coefficient and surface energy. The alloys with a quasi-crystalline structure are characterized by the combination of these properties. Considered is the feasibility of producing of quasi-crystalline coatings on the base of alloy Al–Cu–Fe with additions of boron (Al–Cu–Fe(B)) on the working surfaces of press-moulds and dies by the method of electron beam deposition, their wear resistance under the service conditions was investigated. It is shown that application of quasi-crystalline coatings increases the wear resistance of these tools and extends the term of their service. 12 Ref., 1 Table, 12 Figures.

Key words: protective coating; quasi-crystalline coatings; wear resistance; working surface of tools; erosion fracture

Поступила 21.05.2014

МОДЕРНИЗАЦИЯ ПРОИЗВОДСТВЕННОГО ПРОЦЕССА НА ЗТМК



На участке механической обработки титановых слитков ООО «Запорожский титано-магниевый комбинат» завершается комплектация оборудования, необходимого для обеспечения производственного процесса. Установлены обновленные токарные станки для обработки титановых слитков, а также ленточношлифовый станок для торцевания титановых слитков и слябов (обрезки их верхней, головной и нижней частей).

До приобретения ленточношлифового станка для выполнения данных работ применяли токарный станок, на котором при помощи реза стачивали слиток до максимально возможного диаметра, а затем производили его обрезку при помощи плазменной резки. Такая технология с точки зрения технологической и экономической целесообразности была весьма затратной, поскольку существенно удлинялись временные рамки выполнения работ, а также значительно увеличивалось количество отходов металла. Для придания полученной поверхности товарного вида требовалась дополнительная шлифовка. Кроме того, подобная технология не соответствовала общепринятым стандартам организации аналогичного производства на других предприятиях отрасли.

Теперь на ленточношлифовом станке обеспечивается срез металла с крайне малым количеством отходов, в результате чего поверхность становится ровной и не требует дополнительной шлифовки. Соответственно сократился и процесс производства.

Таким образом, на участке механической обработки титановых слитков удалось сформировать аппаратно-технологическую цепочку по стандартам производства титановых слитков.

Для обеспечения аналогичной обработки титановых слябов, которые выплавляются на электронно-лучевой установке, необходим строгальный станок. Такой уже имеется на предприятии. После выполнения соответствующих работ он будет введен в строй. Таким образом, на участке механической обработки титановых слитков и слябов будет обеспечен полный цикл производственного процесса.

<http://ztmc.zp.ua>



ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МНОГОСЛОЙНЫХ РЕАКЦИОННЫХ ФОЛЬГ Al/Ti И Al/Ni НА ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ

Т. В. Мельниченко

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

Способом сканирующей электронной микроскопии изучены закономерности формирования структуры многослойных фольг Al/Ti и Al/Ni, полученных с использованием электронно-лучевого осаждения из паровой фазы, в исходном состоянии и после нагрева с разной скоростью. Показано, что шероховатость границ раздела между слоями фольги определяется соотношением энергии границы зерна и свободной поверхностной энергии соответствующего компонента. Установлено, что особенности формирования структуры фольг Al/Ti и Al/Ni после осаждения обеспечивают различный характер фазовых превращений (двух- и одноканальный), влияют на формирование структуры фольг при нагреве. Проведен сравнительный анализ особенностей формирования структуры в фольгах Al/Ti и Al/Ni в процессе фазовых превращений, инициированных нагревом с учетом шероховатости поверхности слоев, взаимной диффузии компонентов фольги и объемных изменений, вызванных образованием интерметаллидных соединений. Показано, что в фольге Al/Ti в процессе твердофазных реакций формируется структура с более высокой степенью пористости, чем в фольге Al/Ni, что влияет на характер прохождения реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза реакции. Особенности структурообразования многослойной реакционной фольги при нагреве будут определять выбор состава промежуточной фольги при диффузионной сварке материалов. Библиогр. 21, табл. 3, ил. 9.

Ключевые слова: электронно-лучевое осаждение; многослойная фольга; титан; алюминий; никель; нагрев; структура; фазовые превращения; объемный эффект; пористость

Многослойные фольги, состоящие из слоев интерметаллидообразующих компонентов, представляют интерес с точки зрения использования их в качестве функциональных материалов. Фазовые и структурные изменения, происходящие в таких фольгах при нагреве, влияют на формирование их физических и термомеханических свойств. Так, твердофазные реакции в многослойной фольге при ее нагреве сопровождаются значительным тепловыделением [1, 2], а особенности структурообразования фольги влияют на ее физические свойства, например возникновение сверхпластичности при относительно низких температурах [3, 4].

Реакционные свойства многослойной фольги используют при соединении материалов способами пайки и сварки. Локальное повышение температуры в зоне соединения не приводит к деградации свойств компонентов электронных систем при их сборке [5, 6]. Известно использование многослойных фольг в качестве промежуточной прослойки при диффузионной сварке трудносвариваемых (интерметаллиды, жаропрочные сплавы, композиты) и разнородных материалов [7–10]. Авторы данных работ показывают, что промежуточная многослойная фольга способствует ускорению диффу-

зионных процессов в области стыка, что снижает тепловложение в процессе сварки.

Свойства многослойной фольги определяются ее химическим составом, толщиной слоев компонентов [11–13] и способом получения [2]. Существуют несколько способов изготовления многослойных реакционных фольг: магнетронное напыление, вакуумное осаждение, многократная прокатка. Многослойные фольги, полученные разными способами, имеют различные характеристики (наличие примесей, текстура, дефектность фольги, состояние границы между слоями и др.), которые влияют на их свойства и поведение при нагреве. С другой стороны, химический состав фольги предопределяет характер протекания твердофазных реакций в фольге при нагреве [12, 14].

В случае использования многослойной фольги в качестве промежуточной при соединении материалов ее теплофизические свойства, особенности фазовых и структурных превращений будут влиять на физико-химические процессы в области соединения: взаимную диффузию компонентов, появление жидкой фазы, создание физического контакта, формирование структурных дефектов. Наличие данных об условиях формирования структуры и свойств промежуточной многослойной фольги в исходном

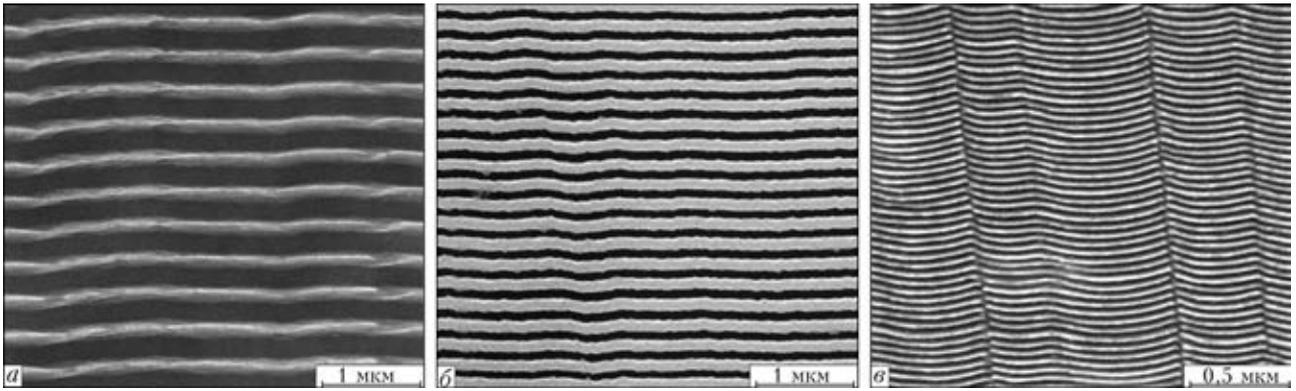


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения многослойной фольги с периодом чередования слоев, нм: *a* – Al/Ti 300; *б* – Al/Ni 240; *в* – Al/Ti 60

состоянии и при нагреве позволит прогнозировать ее влияние на формирование конкретных соединений материалов. В работе проанализированы закономерности формирования структурных характеристик многослойных реакционных фольг Al/Ti и Al/Ni, полученных способом электронно-лучевого осаждения в вакууме.

Способы получения и исследования многослойных фольг. Многослойные реакционные фольги Al/Ni и Al/Ti толщиной 30...50 мкм, с периодом чередования слоев (сумма толщин слоев компонентов фольги) 40...800 нм и химическим составом, близким к таковому интерметаллидов AlTi и AlNi, получали способом электронно-лучевого испарения металлов в вакууме с последующим чередующимся осаждением их паровых потоков на водоохлаждаемую подложку. Для легкого отделения фольги на подложку предварительно наносили антиадгезионный слой NaCl. Способ получения фольг подробно описан в работе [15]. Период чередования слоев компонентов (сумма толщин двух слоев) и химический состав фольги (соответствует соотношению толщин слоев) определяется скоростью вращения подложки и интенсивностью испарения слитков. Температуру подложки поддерживали такой, чтобы предотвратить диффузионное взаимодействие компонентов слоев во время осаждения. Образцы для проведения металлографического анализа готовили по стандартной методике на шлифовально-полировальном станке Abramin фирмы «Struers».

Для выявления структуры фольги проводили соответствующее избирательное травление образцов. Структуру и химический состав фольги после осаждения и нагрева анализировали с использованием сканирующей электронной микроскопии (сканирующий микроскоп CamScan, оснащенный энергодисперсионной системой локального анализа Energy 200).

Структура многослойных фольг Al/Ti и Al/Ni после осаждения. Многослойные фольги Al/Ti и Al/Ni, полученные способом электронно-лучевого осаждения, состоят из непрерывно чередующихся слоев компонентов с четкими границами между слоями (рис. 1, *a*, *б*). Характерной особенностью структуры многослойных фольг является формирование столбчатых кристаллитов, ориентированных вдоль парового потока и имеющих длину, равную толщине фольги (рис. 1, *в*). Формирование такой столбчатой структуры характерно для конденсатов, осажденных из паровой фазы при температуре менее $0,3T_{пл}$. Кристаллиты состоят из чередующихся слоев компонентов фольги, непрерывно пересекающих их границы. Слои состоят из зерен, соизмеримых с толщиной слоев и вытянутых в направлении, перпендикулярном плоскости слоев. Такой ориентированный рост структурных составляющих фольги обеспечивает формирование в ней кристаллографической текстуры. Так, согласно результатам текстурного рентгендифракционного анализа, при формировании многослойной фольги Al/Ti выполняется ориента-

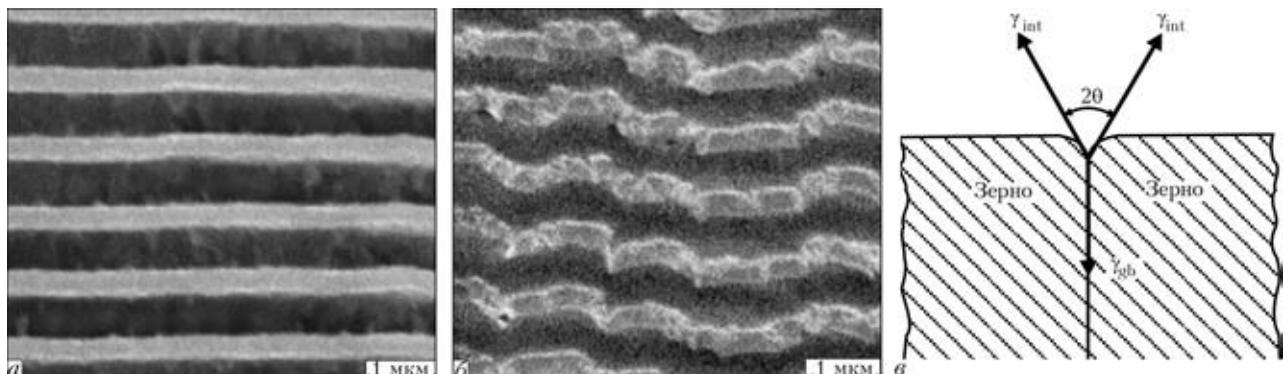


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения многослойной фольги: *a* – Al/Ni с периодом чередования слоев 800 нм; *б* – Al/Ti с периодом чередования слоев 800 нм; *в* – схема формирования желобка в области пересечения границы зерна с поверхностью слоя



Таблица 1. Свободная энергия границы зерна γ_{gb} и поверхностная свободная энергия компонентов многослойных фольг γ_{int}

Компонент многослойных фольг	$T_{пл}, ^\circ\text{C}$	$\gamma_{gb}, \text{Дж/м}^2$	$\gamma_{int}, \text{Дж/м}^2$	γ_{gb}/γ_{int}
Al	660	0,324 [18]	1,27 [20]	0,255
Ni	1453	0,865 [18]	2,63 [20]	0,329
Ti	1668	1,1 [19]	1,95 [20]	0,564

ционное соотношение (001)Ti|| (111) Al, а фольги Al/Ni – (111) Ni|| (111) Al.

Характерной особенностью структуры многослойных фольг Al/Ti и Al/Ni является шероховатость границы между слоями компонентов. Это связано с формированием так называемых желобков в местах пересечения границы между слоями с границами зерен в слоях и столбчатых кристаллитов. Поскольку многослойные фольги получены при низкой температуре осаждения, что обеспечивает химическую стабильность слоев и отсутствие напряжений в фольге, шероховатость слоев в значительной степени определяется соотношением свободной энергии поверхностной и границ зерен [16, 17] и отличается для разных компонентов. Так, наибольшая шероховатость зафиксирована в многослойной фольге Al/Ti в слоях титана. Это хорошо видно при сравнительном анализе микроструктуры фольг с субмикронным периодом чередования слоев (рис. 2, а, б).

При формировании многослойной фольги, в которой отсутствует взаимодействие на границе между слоями компонентов, в месте пересечения границы зерна с границей между слоями формируется желобок с равновесным углом раскрытия (рис. 2, в), который определяется соотношением свободной энергии границы зерна γ_{gb} и поверхностной свободной энергии γ_{int} согласно формуле $2 \cos \theta = \gamma_{gb}/\gamma_{int}$.

С увеличением отношения γ_{gb}/γ_{int} желобок углубляется, и шероховатость поверхности слоя возрастает. В поликристаллических многослойных системах значение величины γ_{gb}/γ_{int} для слоя зависит от его состава и ориентации. Проведена оценка значения γ_{gb}/γ_{int} для разных слоев систем Al/Ti и Al/Ni с учетом кристаллографической ориентации структурных составляющих многослойной фольги (табл. 1).

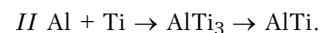
Таблица 2. Фазовый состав многослойных фольг Al/Ti и Al/Ni после нагрева

Температура, $^\circ\text{C}$	Фазовый состав	Температура, $^\circ\text{C}$	Фазовый состав
Al/Ti		Al/Ni	
300	Al, Ti	270...400	Al, Ni, Al ₃ Ni
350	Al, Ti, Al ₃ Ti	450	Ni, Al ₃ Ni, Al ₃ Ni ₂
450	Al, Ti, Al ₅ Ti ₂	500	Ni, Al ₃ Ni ₂ , AlNi
550	Al, Ti, Al ₅ Ti ₂ , AlTi ₃	550	Ni, AlNi
650	Al ₂ Ti, AlTi	600	AlNi

Максимальное значение γ_{gb}/γ_{int} отмечено для слоев титана, что обеспечивает им наибольшую шероховатость. Можно предположить, что различная шероховатость слоев титана и никеля в многослойных фольгах Al/Ti и Al/Ni будет оказывать влияние на формирование структуры фольг при нагреве.

Формирование структуры многослойных фольг Al/Ti и Al/Ni при нагреве. Многослойные фольги Al/Ti и Al/Ni соответствующего интерметаллидам состава TiAl и NiAl с периодом чередования слоев 80...800 нм нагревали до 600 $^\circ\text{C}$ со скоростью 50 $^\circ\text{C}/\text{мин}$. В работах [12, 21] показано, что при нагреве многослойных фольг, компоненты которых составляют реакционную систему, в них происходят твердофазные реакции с образованием различных интерметаллических соединений в соответствии с диаграммой состояния.

На основании полученных результатов сделан вывод о том, что при нагреве фольги Al/Ti эквиатомного состава в интервале значений температуры 250...650 $^\circ\text{C}$ реализуются две схемы фазовых превращений:



Фазовый состав фольги при разных температурах приведен в табл. 2.

Следует отметить, что последовательность фазовых превращений в фольге Al/Ti не зависит от периода чередования слоев. При нагреве многослойной фольги Al/Ni эквиатомного состава последовательность фазовых превращений следующая:

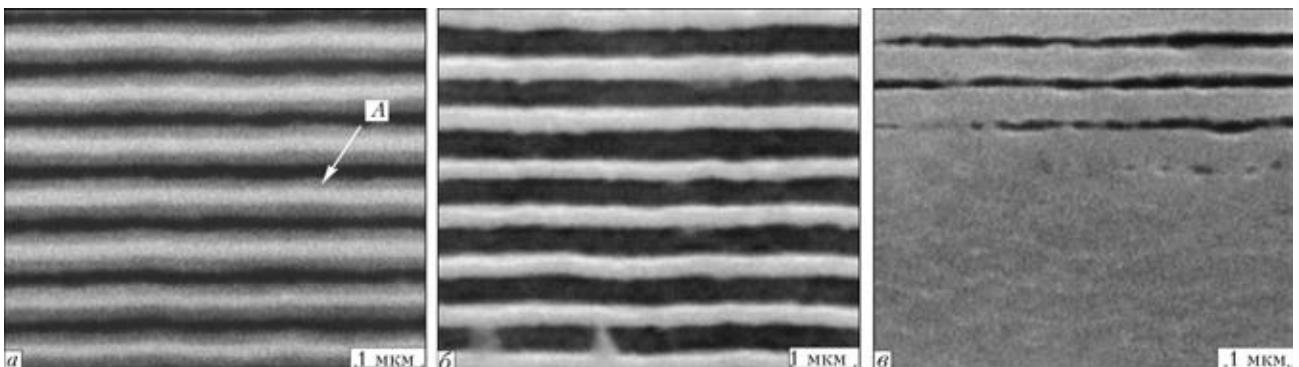


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения многослойной фольги Al/Ni с периодом чередования слоев 800 нм, нагретой до 400 (а), 450 (б), 550 $^\circ\text{C}$ (в); А – прослойка интерметаллида Al₃Ni

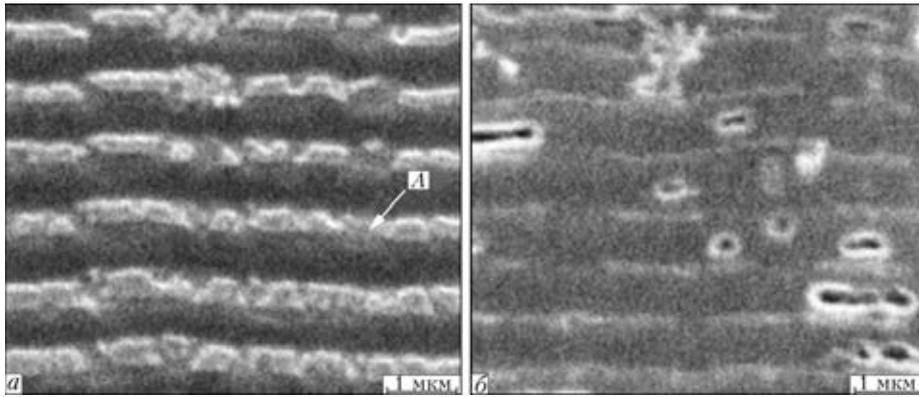
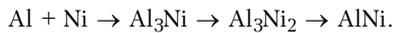


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения многослойной фольги Al/Ti с периодом чередования слоев 800 нм, нагретой до температуры 400 (а), 600 °С (б); А – область формирования интерметаллида AlTi₃



Разный характер фазовый превращений в многослойных фольгах Al/Ti и Al/Ni (двух- и одноканальный) и особенности структуры фольг после осаждения определяют формирование структуры фольг при нагреве. На рис. 3 показана микроструктура фольги Al/Ni с периодом чередования слоев 800 нм, отожженной при температуре 350...600 °С. Видно, что при нагреве фольги Al/Ni происходит промежуточное формирование интерметаллидных фаз: толщина слоев никеля и алюминия уменьшается, между ними формируется прослойка Al₃Ni (рис. 3, а). Дальнейший нагрев фольги сопровождается взаимной диффузией компонентов фольги, что приводит к формированию в фольге слоев на основе интерметаллидных фаз (рис. 3, б) с последующим образованием интерметаллида AlNi при температуре 550...600 °С (рис. 3, в).

При нагреве многослойной фольги Al/Ti с периодом чередования слоев 800 нм (рис. 4) две схемы фазовых превращений структурно реализуются в утонении слоев титана за счет формирования промежуточных интерметаллидных фаз и перемычек в слоях титана, перпендикулярных границе между слоями (рис. 4, а, А). Фазовый контраст перемычек свидетельствует о том, что они обогащены алюминием и формируются в области границ зерен в слоях титана. Можно предположить, что значительная де-

фектность границ зерен в слоях титана, обусловленная наличием желобков, способствует диффузии алюминия в область титановых границ и последующему формированию интерметаллида AlTi₃. Образование перемычек приводит к фрагментации слоев титана (рис. 4, а), которая усиливается с уменьшением толщины слоев до наноразмерного масштаба [14].

Особенностью структурообразования фольги Al/Ti при нагреве является формирование большого количества пор (рис. 4, б). Формированию пор при нагреве фольги Ti/Al способствуют следующие факторы [14]:

высокая вакансионная насыщенность фольги, обусловленная осаждением вакуумного конденсата при температуре менее 0,3T_{пл};

наличие несплошностей материала в области «желобков» на границах титановых слоев;

объемные изменения в материале фольги при прохождении фазовых превращений в процессе нагрева.

Выполнена сравнительная оценка последнего фактора при нагреве многослойных фольг Al/Ti и Al/Ni в соответствии с приведенными фазовыми превращениями в области значений температуры 250...600 °С. Для этого рассчитывали удельный объем исходных реагентов и продуктов твердофазных реакций с учетом всех атомов, участвующих в процессе формирования равновесных интерметаллидных фаз AlTi и AlNi. При расчете исходили из

Таблица 3. Удельный объем реагентов и продуктов твердофазных реакций, происходящих в многослойной фольге Al/Ti при ее нагреве

Температура, °С	Тип реакции	Удельный объем V		
		Исходные реагенты	Продукты реакции	ΔV
Al/Ti				
300...350	10Al + 10Ti = 2Al ₃ Ti + 4Al + 8Ti (схема I)	0,34348	0,24035	-0,10313
350...450	2Al ₃ Ti + 4Al + 8Ti = 2Al ₅ Ti ₂ + 6Ti (схема I)	0,24035	0,13824	-0,102
450...550	2Al ₅ Ti ₂ + 6Ti = 5Al ₂ Ti + 5Ti (схема I)	0,13824	0,16855	0,03031
	6Al + 6Ti = 2AlTi ₃ + 4Al (схема II)	0,2061	0,1	-0,1061
550...650	5Al ₂ Ti + 5Ti = 10AlTi (схема I)	0,16855	0,163	-0,0056
	2AlTi ₃ + 4Al = 6AlTi (схема II)	0,1	0,0978	-0,0022
Al/Ni				
270...400	6Al + 6Ni = 3Al + 5Ni + Al ₃ Ni	0,165	0,119	-0,046
400...450	3Al + 5Ni + Al ₃ Ni = 3Ni + Al ₃ Ni + Al ₃ Ni ₂	0,119	0,061	-0,058
450...500	3Ni + Al ₃ Ni + Al ₃ Ni ₂ = Al ₃ Ni ₂ + Ni + 3AlNi	0,061	0,061	0
500...550	Al ₃ Ni ₂ + Ni + 3AlNi = 6AlNi	0,061	0,072	0,011

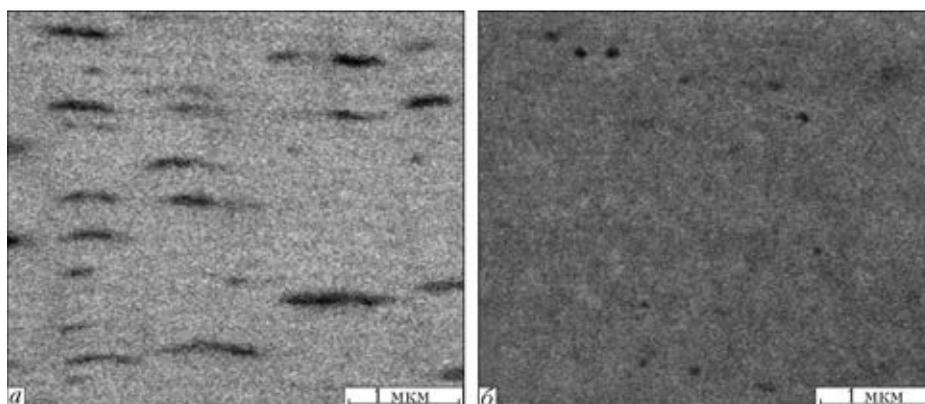


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения многослойных фольг Al/Ti (а) и Al/Ni (б) с периодом чередования слоев 150 нм после нагрева до 600 °С в вакууме



Рис. 6. Схема реализации реакции СВС в многослойной реакционной фольге: 1 — после прохождения реакции; 2 — фронта реакции; 3 — непрореагировавшая или частично прореагировавшая фольга

удельного объема, приходящегося на один атом компонентов, вступающих в реакцию, и продуктов реакции с учетом их кристаллической структуры при комнатной температуре. Результаты расчетов даны в табл. 3 (ΔV — разница удельных объемов исходных реагентов и продуктов реакций на каждой стадии фазовых превращений, знак «-» показывает, что реакция проходит с уменьшением объема материала).

Твердофазные реакции при нагреве фольг Al/Ti и Al/Ni сопровождаются объемными изменениями в материале. Сравнительный анализ полученных данных свидетельствует о том, что уменьшение объема материала при протекании фазовых превращений более значительно для фольги Al/Ti. Поскольку дефектность фольги Al/Ni после осаждения меньше благодаря отсутствию желобков, следует ожидать, что пористость фольги должна быть небольшой.

На рис. 5 приведены электронно-микроскопические изображения поперечного сечения фольг Al/Ti и Al/Ni с периодом чередования слоев

150 нм, нагретых до температуры 600 °С и с выдержкой 30 мин без выполнения избирательного травления. Объемная доля пор в фольге Al/Ti намного больше, чем в фольге Al/Ni.

Быстрый нагрев реакционных фольг Al/Ti и Al/Ni состава, близкого к эквимолярному, проводили в режиме реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Для изучения структуры фольги на фронте реакции СВС образцы фольги в виде полоски нагревали и в момент прохождения в них реакции СВС проводили закалку в воду.

На рис. 6 показана схема реализации реакции СВС в многослойной фольге. После прохождения реакции в фольге условно можно выделить три области (рис. 6).

На рис. 7 и 8 показано электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного сечения фольг Al/Ni и Al/Ti с субмикронным (250...350 нм) периодом чередования слоев после прохождения в них реакции СВС в разных областях относительно фронта реакции. Формирование структуры фольг Al/Ni и Al/Ti в области фронта реакции СВС различно. При прохождении реакции в фольге Al/Ni линия фронта реакции (линия В на рис. 7) четко выражена и отделяет слоистую область фольги от монолитной области продукта реакции — интерметаллида AlNi.

В фольге Al/Ti характер прохождения реакции качественно отличается: нет четкой линии фронта, структура в области фронта реакции монотонно из-

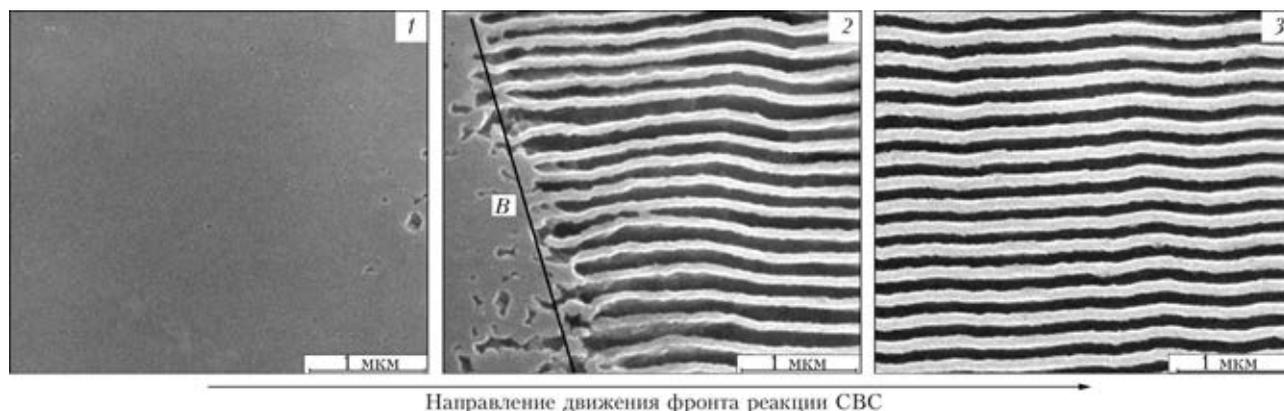


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного сечения многослойной фольги Al/Ni после прохождения реакции СВС, остановленной закалкой фольги в воду; поз. 1–3 см. на рис. 6

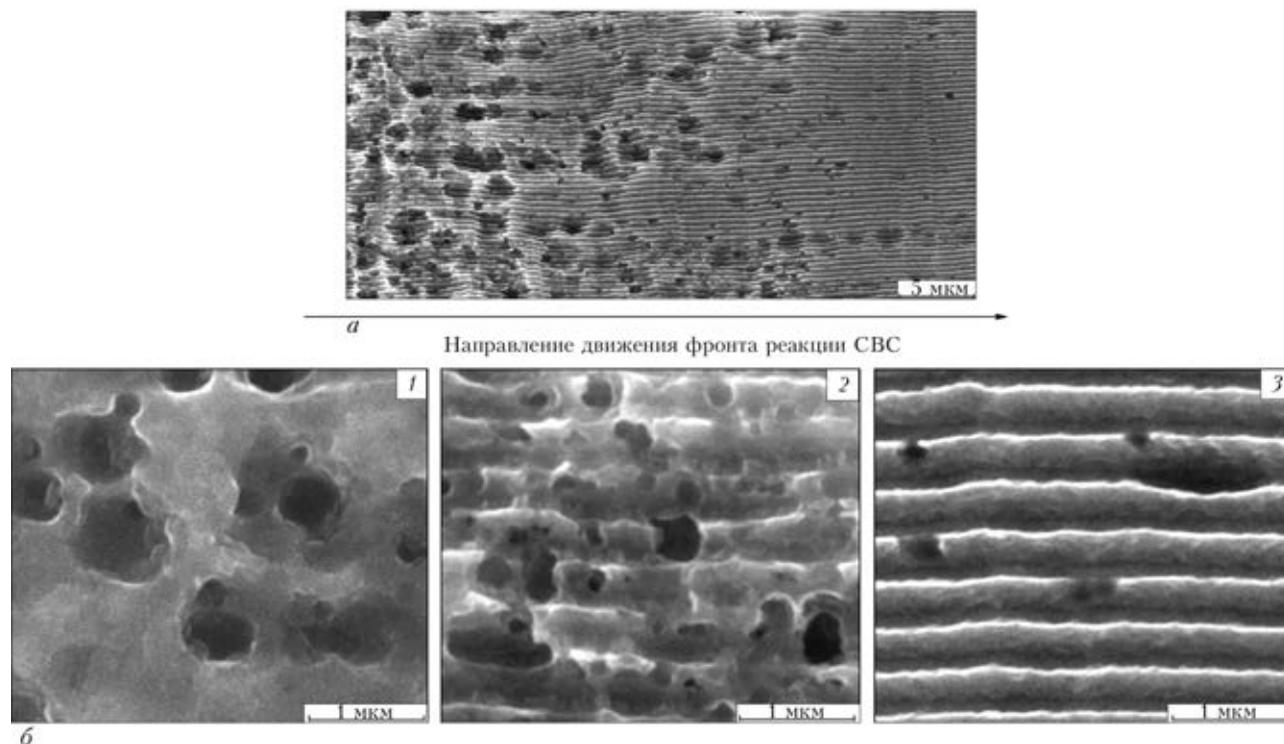


Рис. 8. Электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного сечения многослойной фольги Al/Ti после прохождения реакции СВС, остановленной закалкой фольги в воду: *a* – в области фронта реакции; *б* – в участках образца; поз. 1–3 см. на рис. 6

меняется от слоистой к однородной (рис. 8, *a*). Особенностью структурообразования при прохождении реакции СВС в реакционной фольге Al/Ti является формирование большого количества пор как на разных стадиях реакции, так и в конечном продукте – интерметаллиде (рис. 8, *б*).

Особенно хорошо это отмечено на электронно-микроскопическом изображении поперечного сечения фольги после прохождения реакции СВС в неравленном виде (рис. 9).

Полученные экспериментальные результаты позволяют определить закономерности поведения многослойной реакционной фольги при нагреве. Так, химический состав многослойной фольги влияет на формирование ее структуры при осаждении из паровой фазы. Это определяет закономерности фазовых превращений и структурообразования при нагреве. Шероховатость поверхности слоев фольги Al/Ti обеспечивает двухканальный характер фазовых превращений, при котором диффузия компонентов осуществляется латерально как вдоль границы слоев, так и по границам зерен слоя с наибольшей шероховатостью поверхности.

Формирование интерметаллидных фаз на границах зерен слоя титана в многослойной фольге Al/Ti приводит к фрагментации слоев. Гладкая поверхность слоев, как в случае фольги Al/Ni, обеспечивает одноканальный характер фазовых превращений и латеральное формирование интерметаллидных фаз между слоями компонентов фольги. С другой стороны, вакансионная насыщенность многослойных фольг, полученных путем осаждения паровой фазы при температуре менее $0,3T_{пл}$, и образование пустот в материале в результате уменьшения объема фаз при их превращениях, способствует формированию пористости в фольге при нагреве.

Пустоты, формирующиеся в области «желобков», будут увеличивать объемную долю пор.

Показано, что при нагреве в фольге Al/Ti формируется значительно большая пористость, по сравнению с фольгой Al/Ni, поскольку шероховатость слоев в фольге Al/Ni мала, а фазовые превращения сопровождаются меньшим объемным эффектом.

Различный характер структурообразования фольг Al/Ti и Al/Ni сказывается на прохождении в них реакции СВС. Очевидно, что латеральное формирование интерметаллидных фаз и малая пористость в фольге Al/Ni способствуют выраженному фронту реакции и формированию монолитного интерметаллидного материала.

Двухканальный характер фазовых превращений и большое количество пор в фольге Al/Ti при-

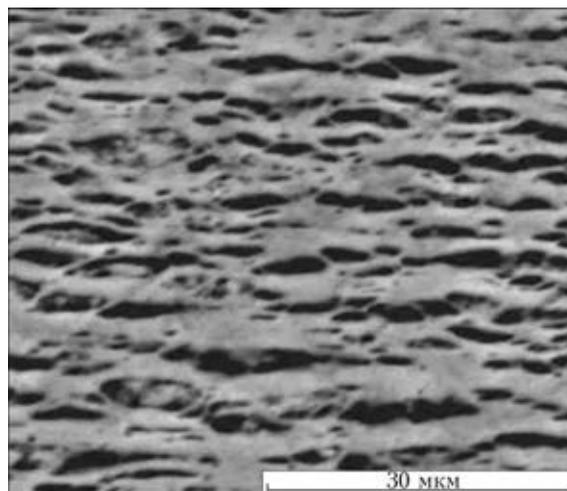


Рис. 9. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения фольги Ti/Al после прохождения в ней реакции СВС



водит к растянутому фронту реакции и формированию высокопористого интерметаллида. Вследствие отмеченных особенностей структурообразования скорость прохождения реакции СВС и реакционная способность в многослойной фольге Al/Ni значительно больше, чем в фольге Al/Ti. С другой стороны, появление пористости приводит к сверхпластической деформации фольги Al/Ti при термомеханическом нагружении [4].

Отмеченные особенности формирования структуры многослойных фольг при нагреве будут определять возможности их практического использования в качестве функциональных материалов, например в случае использования в качестве промежуточной прослойки при соединении способом прессования давления материалов. При этом выбор химического состава фольги должен основываться на корреляционных зависимостях между параметрами процесса соединения конкретных материалов, особенностях формирования структуры, фазовых превращениях в фольге и ее теплофизических характеристиках.

Выводы

1. Шероховатость границы раздела слоев в многослойной реакционной фольге, полученной способом электронно-лучевого осаждения в вакууме, зависит от соотношения свободных значений энергии границы зерна и поверхностной энергии соответствующего компонента.

2. В многослойной реакционной фольге Al/Ti в процессе твердофазных реакций формируется структура с более высокой степенью пористости, чем в фольге Al/Ni.

3. Уровень дефектности структуры многослойной реакционной фольги (шероховатость поверхности слоев, пористость) влияют на характер протекания твердофазных реакций при нагреве, а также на закономерности структурообразования.

1. Ma E., Thompson C. V., Clevenger L. A. Self-propagating explosive reactions in Al/Ni thin films // *Appl. Phys. Lett.* — 1990. — **57**. — P. 1262–1264.
2. Рогачев А. С. Волны экзотермических реакций в многослойных нанопленках // *Успехи химии.* — 2008. — № 77. — С. 22–38.
3. Устинов А. И., Мельниченко Т. В., Шишкин А. Е. Деформационное поведение многослойных фольг Al/Si при нагреве в условиях постоянно действующих внешних на-

- грузок // *Металлофизика и новейшие технологии.* — 2011. — **33**, № 10. — С. 1415–1423.
4. Устинов А. И., Мельниченко Т. В., Шишкин А. Е. Деформационное поведение многослойных вакуумных конденсатов Ti/Al при нагреве в условиях постоянно действующих нагрузок // *Современ. электротехнология.* — 2013. — № 4. — С. 27–33.
 5. Wang J., Besnoin E., Duckam A. Room-temperature soldering with nanostructured foils // *Appl. Phys. Lett.* — 2003. — **83**, № 19. — P. 3987–3989.
 6. Tong M. S., Sturgess D., Tu K. N. Solder joints fabricated by explosively reacting nanolayers // *Ibid.* — 2008. — **92**, № 14. — P. 144101–144104.
 7. Cao J., Feng J. C., Li Z. R. Microstructure and fracture properties of reaction-assisted diffusion bonding of TiAl intermetallic with Al/Ni multilayer foils // *J. of Alloys and Compounds.* — 2008. — **466**. — P. 363–367.
 8. Диффузионная сварка композитов AMg5 + 27 % Al₂O₃ с применением нанослойной фольги Ni/Al / А. Я. Ищенко, Ю. В. Фальченко, А. И. Устинов и др. // *Автомат. сварка.* — 2007. — № 7. — С. 5–9.
 9. Ustinov A. I., Falchenko Yu. V., Ishchenko A. Ya. Diffusion welding of γ -TiAl based alloys through nano-layered foil of Ti/Al system // *Intermetallics.* — 2008. — **16**, № 8. — P. 1043–1045.
 10. Ramos A. S., Vieira M. T., Simoes S. Joining of superalloys to intermetallics using nanolayers // *Advanced Materials Research.* — 2009. — **59**. — P. 225–229.
 11. Besnoin E., Cerutti S., Knio O. M. Effect of reactant and product melting on self-propagating reactions in multilayer foils // *J. Appl. Phys.* — 2002. — **92**, № 9. — P. 5474–5481.
 12. Ustinov A., Olikhovska L., Melnichenko T. Effect of overall composition on thermally induced solid-state transformations in EB PVD Al/Ni multilayers // *Surface & Coatings Technology.* — 2008. — **202**. — P. 3832–3838.
 13. Knepper R., Snyder M. R., Fritz G. Effect of varying bilayer spacing distribution on reaction heat and velocity in reactive Al/Ni multilayers // *J. Appl. Phys.* — 2009. — **105**, № 8. — P. 1–9.
 14. Мельниченко Т. В. Структурообразование в многослойной реакционной системе Ti/Al // *Современ. электротехнология.* — 2013. — № 2. — С. 41–47.
 15. Paton B. E., Movchan B. A. Composite materials deposited from the vapour phase in vacuum // *Soviet technology reviews; Section C, Welding and surfacing reviews.* — 1991. — **2**. — P. 43–64.
 16. Lewis C., Josell D., Weihs T. P. Stability in thin film multilayers and microlaminates: the role of free energy, structure and orientation at interfaces and grain boundaries // *Scripta Materialia.* — 2003. — **48**. — P. 1079–1085.
 17. Zhang Z., Lagally M. G. Atomistic processes in the early stages of thin-film growth // *Science.* — 1997. — **276**, № 5311. — P. 377–383.
 18. Murr L. E. *Interfacial phenomena in metals and alloys.* — Reading, Mass.: Addison-Wesley Publishing Co, 1975. — 370 p.
 19. Measurement of the grain boundary energy of commercially-pure grade 2 titanium at high temperature / C. C. Camilo, E. C. Souza, P. L. D., Lorenzo, J. M. D. A. Rollo // *Braz. J. Biom. Eng.* — 2011. — **27**, № 3. — P. 175–181.
 20. Skriver H. L., Rosenqvist N. M. Surface energy and work function of elemental metals // *Physical Review B.* — 1992. — **45**, № 11. — P. 7157–7168.
 21. Устинов А. И., Олиховская Л. А., Мельниченко Т. В. Твердофазные реакции при нагреве многослойных фольг Al/Ti, полученных способом электронно-лучевого осаждения // *Современ. электротехнология.* — 2008. — № 2. — С. 19–26.

Regularities of formation of structure of multilayer foils Al/Ti and Al/Ni, produced by electron beam deposition from gas phase, were studied by the method of scanning electron microscopy in initial state and after heating at different rate. It is shown that roughness of interface between foil layers is determined by ratio of energy of grain boundary and free surface energy of the appropriate component. It was found that peculiarities of formation of structure of foils Al/Ti and Al/Ni after deposition provide different nature of phase transformations: (two- and single-channel), effect on formation of structure of foils during heating. The comparative analysis was made of specifics of formation of structure in foils Al/Ti and Al/Ni in the process of phase transformations, initiated by heating with account for roughness of surface of layers, mutual diffusion of foil components and volume changes caused by the formation of intermetallic compounds. It is shown that in foil Al/Ti the structure with higher degree of porosity is formed in the process of solid-phase reactions than in foil Al/Ni, thus influencing the nature of proceeding of SHS reaction. Peculiarities of structure formation of multilayer reaction foil during heating will define the selection of composition of intermediate foil in diffusion welding of materials. 21 Ref., 3 Tables, 9 Figures.

Key words: electron beam deposition; multilayer foil; titanium; aluminium; nickel; heating; structure; phase transformations; volume effect; porosity

Поступила 07.07.2014



УДК 669.187.526.001.5

ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ И ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ КОНДЕНСАЦИОННЫХ ТЕРМОБАРЬЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ

К. Ю. Яковчук

Государственное предприятие

«Международный центр электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины».
03150, г. Киев-150, ул. Горького, 68. E-mail: jakovchuk@paton.icebt.kiev.ua

Проанализированы существующие способы снижения теплопроводности слоя $ZrO_2-Y_2O_3$ современных термобарьерных покрытий. Приведены результаты исследований теплопроводности некоторых вариантов внешнего керамического слоя $ZrO_2-8 \text{ мас. \% } Y_2O_3$ толщиной 190 мкм, полученных способом электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме при различных значениях температуры подложки, включая градиентный слой $ZrO_2-8 \text{ мас. \% } Y_2O_3 + Gd_2O_3$ толщиной 150 мкм, в интервале температуры измерений 20...1000 °С. Представлены результаты исследований структуры и свойств (микротвердости и термоциклической долговечности) градиентных термобарьерных покрытий на образцах из жаропрочного сплава ЖС32ВИ и CMSX-4, содержащих металлический жаростойкий слой NiCoCrAlY или NiAl, а также внешний керамический слой $ZrO_2-Y_2O_3$, осажденный при различных технологических параметрах. Показано, что перспективными направлениями для снижения теплопроводности внешнего керамического слоя до уровня 0,9...1,1 Вт/м·К без существенного снижения (не более 10 %) их термоциклической долговечности является осаждение керамического слоя с градиентной микроструктурой путем введения в его состав редкоземельных оксидов, а также постепенное снижение температуры подложки (защищаемой детали) в процессе нанесения покрытия. Библиогр. 22, ил. 7.

Ключевые слова: конденсационные покрытия; внешний керамический слой; теплопроводность слоя; диоксид циркония; жаропрочные сплавы; термоциклическая долговечность; конденсационные покрытия; градиентные термобарьерные покрытия

Широкое распространение термобарьерных (теплозащитных) покрытий обусловлено ростом мощности, КПД и рабочей температуры газотурбинных двигателей (ГТД), необходимостью защиты их деталей от агрессивного воздействия высокотемпературного газового потока. Применяемые ранее на рабочих и сопловых лопатках ГТД жаростойкие металлические покрытия (типа MeCrAlY или на основе алюминидов) уже не могли обеспечить требуемый ресурс при температуре газа более 1200 °С, в том числе на воздухоохлаждаемых лопатках, изготавливаемых из никелевых и кобальтовых жаропрочных сплавов [1–3].

Традиционное термобарьерное покрытие, осаждаемое на поверхность подложки из жаропрочного сплава, представляет собой многослойную композицию: внутренний металлический жаростойкий слой на основе алюминидов или сплавов типа MeCrAlY и внешний керамический слой с низким уровнем теплопроводности на основе диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом иттрия $ZrO_2-Y_2O_3$ (YSZ).

Использование данных покрытий на лопатках обеспечило возможность повышения температуры

газового потока и повысило работоспособность защищаемых лопаток за счет снижения температуры поверхности жаропрочного сплава [1–5].

Нанесение многослойных термобарьерных покрытий производится с использованием различных технологических процессов (диффузионное насыщение, плазменное напыление, электронно-лучевое осаждение). К настоящему времени признано, что наибольшей долговечности внешнего керамического слоя YSZ достигают при его нанесении путем электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме за счет формирования столбчатой микроструктуры, обеспечивающей релаксацию возникающих при теплосменах термических напряжений [2–6].

Совершенствование термобарьерных покрытий необходимо для улучшения их служебных характеристик, в первую очередь снижения теплопроводности внешнего керамического слоя (что позволяет уменьшить термическую нагрузку на жаростойкий металлический слой и защищаемую деталь) и повышения срока их службы на деталях из жаропрочных сплавов в условиях теплосмен (термоциклической долговечности).

Одним из главных факторов, определяющих уровень теплопроводности конденсационного слоя



YSZ со столбчатой микроструктурой, является его пористость (меж- и внутрисклончатая) [7–9], которая в свою очередь зависит от таких факторов, как химический состав, толщина керамического слоя и технологические параметры его осаждения (температура подложки, угол падения парового потока относительно подложки, рельеф поверхности конденсации, давление остаточных газов в вакуумной камере при нанесении покрытия, скорость осаждения покрытия) [10–12].

Применение для снижения теплопроводности дополнительного легирования внешнего слоя YSZ путем введения в его состав различных редкоземельных оксидов (REO) отрицательно сказывается на термоциклической долговечности покрытия. Поэтому требуется создание двухслойных керамических композиций типа YSZ/YSZ + REO, в которых с подложкой контактирует слой традиционного YSZ [13, 14]. Получение подобных многослойных структур связано с усложнением технологического процесса, кроме того, появление границ раздела в керамическом слое также негативно сказывается на его напряженном состоянии и долговечности.

Рассмотрены результаты исследований структуры, а также теплопроводности и термоциклической долговечности различных вариантов многослойных термобарьерных покрытий (в том числе градиентных), полученных способом электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме (EB PVD) по одностадийной технологии с использованием композиционного керамического слитка [15].

Покрытия наносили путем испарения металлических и керамических слитков соответствующего химического состава диаметром 68,5 мм в электронно-лучевой установке типа УЕ-207 [16] с использованием прямого электронно-лучевого нагрева образцов.

Исследование теплопроводности проводили на образцах-купонах диаметром 12,7 мм сплава FeCrAlY толщиной 0,48 мм и сапфира толщиной 1,02 мм, на поверхность которых осаждали только керамический слой. Образцы закрепляли в гексагональной оснастке (рис. 1), установленной на горизонталь-

ном валу электронно-лучевой установки над тиглем с испаряемым керамическим слитком. Оснастка вращалась со скоростью 25 об/мин.

Ускоряющее напряжение составляло 20 кВ, ток луча для испарения — 1,4...1,5 А, вакуум — около $3 \cdot 10^{-4}$ Па, расстояние от поверхности испаряемого слитка до образцов — 300 мм. Температуру образцов в процессе предварительного нагрева и осаждения покрытия контролировали хромель-алюмелевыми термопарами, закрепленными в образце-свидетеле.

После осаждения слоя на основе YSZ толщиной 190 мкм значение теплопроводности определяли в Аэрокосмическом центре (Германия) по методу «laser flash» на оборудовании, описанном в работе [17].

Исследование микроструктуры, микротвердости и термоциклической долговечности термобарьерных покрытий выполняли на образцах никелевых жаропрочных сплавов типа ЖС32ВИ и CMSX-4 толщиной 4 мм и диаметром соответственно 12,5 и 25,4 мм. Перед нанесением термобарьерного покрытия по одностадийной технологии на поверхность образцов, нагретых до 950 °С, осаждали жаростойкий металлический слой Ni-18 % Co-18 % Cr-11,5 % Al-0,4 % Y толщиной 80...90 мкм или NiAl толщиной 45...50 мкм путем электронно-лучевого испарения сплава соответствующего состава, расположенного в одном из тиглей установки. Сразу после нанесения металлического слоя оснастку с образцами перемещали, располагали над испарителем карусельного типа [15, 16], откуда осуществляли процесс нагрева и испарения композиционного керамического слитка и внешнего керамического слоя (толщина слоя составляла 120...150 мкм). Заключительной операцией для таких образцов после нанесения покрытия являлся вакуумный отжиг при температуре 1100 °С, 1 ч.

Микроструктуру и микротвердость полученных покрытий, а также толщину индивидуальных слоев исследовали на оптическом микроскопе PolyvarMet и сканирующем электронном микроскопе CamScan 4D. Состав осажденного слоя определяли энергодисперсионным рентгеновским методом (EDX) при помощи приставки INCA-200.

Исследования термоциклической долговечности термобарьерных покрытий проведены на установке Automatic Rapid Temperature Furnace CM (США) по следующему режиму: нагрев на воздухе до 1150 °С, 7 мин, выдержка образцов в печи при этой температуре в течение 45 мин, охлаждение образцов воздушным потоком вентилятора до температуры 40 °С в течение 8 мин. Испытания прекращали после разрушения покрытия, за которое принимали отслоение внешнего

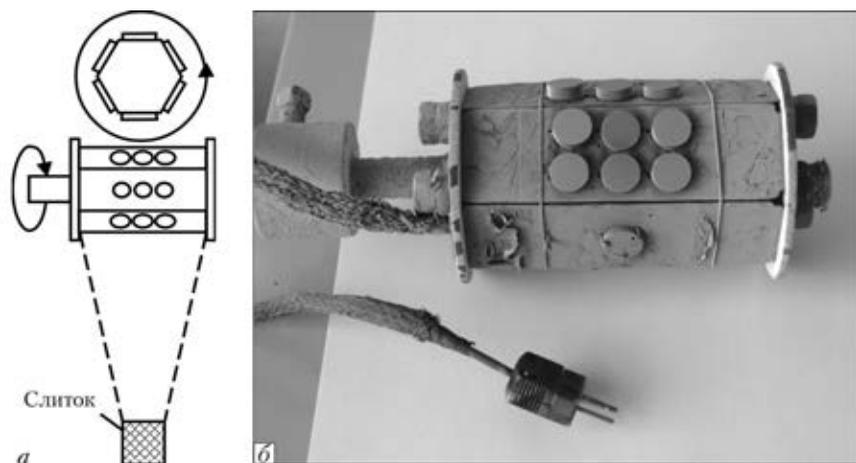


Рис. 1. Схема расположения оснастки с образцами в процессе испарения (а) и внешний вид (б) образцов-купонов, закрепленных в оснастке

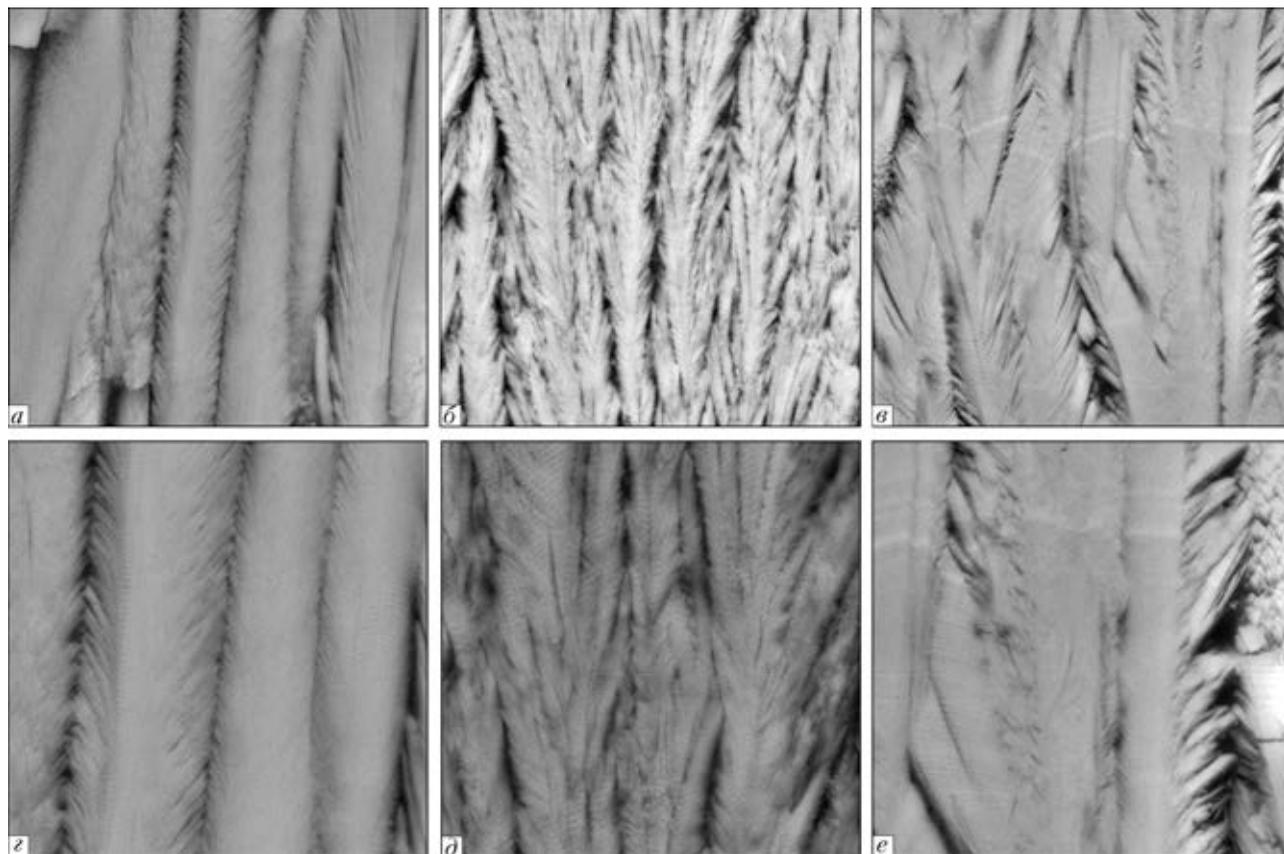


Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения внешнего керамического слоя в состоянии после осаждения при температуре подложки, °С: а, г – 8YSZ, 850; б, д – 8YSZ, 600; в, е – 8YSZ + Gd₂O₃, 850; а-в – $\times 10000$; г-е – $\times 20000$

керамического слоя покрытия с 20 % площади поверхности образца. Одновременно испытывали по 3...5 образцов каждого варианта покрытия.

На рис. 2 приведены микроструктуры внешнего керамического слоя 8YSZ, а также слоя 8YSZ, легированного оксидом гадолиния, осажденных при различной температуре подложки. Основным параметром, определяющим структуру осажденного слоя, является температура подложки (поверхности конденсации) [18]. Атомы (молекулы) из парового потока испаряемого материала, имеющие определенную кинетическую энергию, в процессе взаимодействия (соударений) с поверхностью конденсации переходят в адсорбированное состояние и обмениваются энергией с поверхностными атомами подложки, мигрируя по ее поверхности. Температура поверхности конденсации предопределяет уровень термической активности адсорбированных атомов, количество «прыжков» на поверхности, вероятность соударений и взаимодействия с другими адсорбированными атомами, а также формирование соответствующей атомной конфигурации осаждаемого слоя [18]. Наиболее высокой долговечностью в условиях теплосмен отличается слой диоксида циркония с четко выраженной столбчатой микроструктурой, содержащей множество индивидуальных столбчатых кристаллитов, отделенных друг от друга межстолбчатыми порами. Для надежного формирования подобной структуры при прямом электронно-лучевом испарении частично или полностью стабилизированного диоксида циркония

температуру подложки поддерживают на довольно высоком уровне (850...1050 °С). Как следует из приведенных на рис. 2 микроструктур, при изменении химического состава керамики на основе диоксида циркония или температуры подложки в процессе осаждения столбчатый характер слоя YSZ остается неизменным, однако размеры и внутренняя структура единичных столбчатых кристаллитов изменяются.

При температуре подложки 850 °С диаметр единичных столбчатых кристаллитов 8YSZ (рис. 2, а, г), ориентированных по нормали к поверхности конденсации, составляет около 4...6 мкм, размер межкристаллитных пор и пустот не превышает 1 мкм, каждый из индивидуальных цилиндрических столбчатых кристаллитов является плотным и беспористым, его микротвердость находится на уровне 3 ГПа.

При снижении температуры осаждения до 600 °С формируется структура слоя 8YSZ (рис. 2, б, д), содержащая кристаллиты диаметром около 2 мкм, в отдельных местах достаточно плотно соединенные друг с другом. При этом каждый кристаллит имеет характерное дендритоподобное строение и многочисленные внутрикристаллитные поры размером около 1 мкм, микротвердость слоя находится на уровне 2 ГПа.

Результаты измерения теплопроводности различных вариантов внешнего керамического слоя на основе диоксида циркония (рис. 3) свидетельствуют о том, что при температуре подложки 850 °С уровень теплопроводности слоя 8YSZ в диапазоне значений

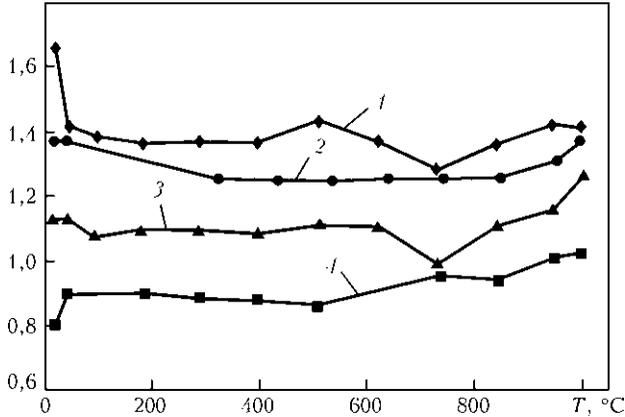
κ , Вт/м·К


Рис. 3. Зависимость теплопроводности κ внешнего керамического слоя от температуры измерения на подложке, °С: 1 – 8YSZ, подложка FeCrAlY, 850; 2 – 8YSZ, сапфировая, 850; 3 – 8YSZ + Gd₂O₃, подложка FeCrAlY, 850; 4 – 8YSZ, сапфировая, 600

температуры измерений теплопроводности 20...1000 °С составляет 1,3...1,4 Вт/м·К (линии 1 и 2). Данный уровень теплопроводности несколько ниже упомянутых в литературе значений теплопроводности конденсированного слоя 8YSZ (около 1,8 Вт/м·К) [3, 17, 19–21], полученных при более высоких значениях температуры подложки – 900...1000 °С.

Понижение температуры подложки в процессе осаждения слоя 8YSZ до 600 °С (линия 4) приводит к существенному уменьшению уровня теплопровод-

ности – до 0,9 Вт/м·К. Очевидно, что сформировавшаяся в процессе конденсации (при температуре, пониженной до 600 °С) дендритная микроструктура единичных кристаллитов, содержащих внутрикристаллитную (междендритную) пористость, обеспечивает уменьшение теплопроводности внешнего керамического слоя более, чем на 30 %.

На рис. 4, а представлена схема композиционного керамического слитка 8YSZ (а), содержащего верхнюю металлическую вставку из NiAl и донные вставки-стержни из оксида гадолиния. На рис. 4, б, в показаны распределение химических элементов по толщине градиентного покрытия NiAl/8YSZ + (8YSZ + Gd₂O₃) и его микроструктура. Осаждение подобных многослойных покрытий производится на электронно-лучевой установке за один технологический цикл путем последовательного испарения указанного композиционного керамического слитка [15, 22], содержащего металлические или керамические вставки, которые обеспечивают формирование слоев покрытия требуемого состава и толщины. Особенностью данного покрытия является градиентный внешний керамический слой, содержащий внутреннюю зону 8YSZ толщиной около 30 мкм, которая граничит с поверхностью жаростойкого связующего слоя NiAl, и внешней зону толщиной около 120 мкм с градиентно увеличивающимся содержанием оксида гадолиния – от 0 до 25 % (рис. 4, в).

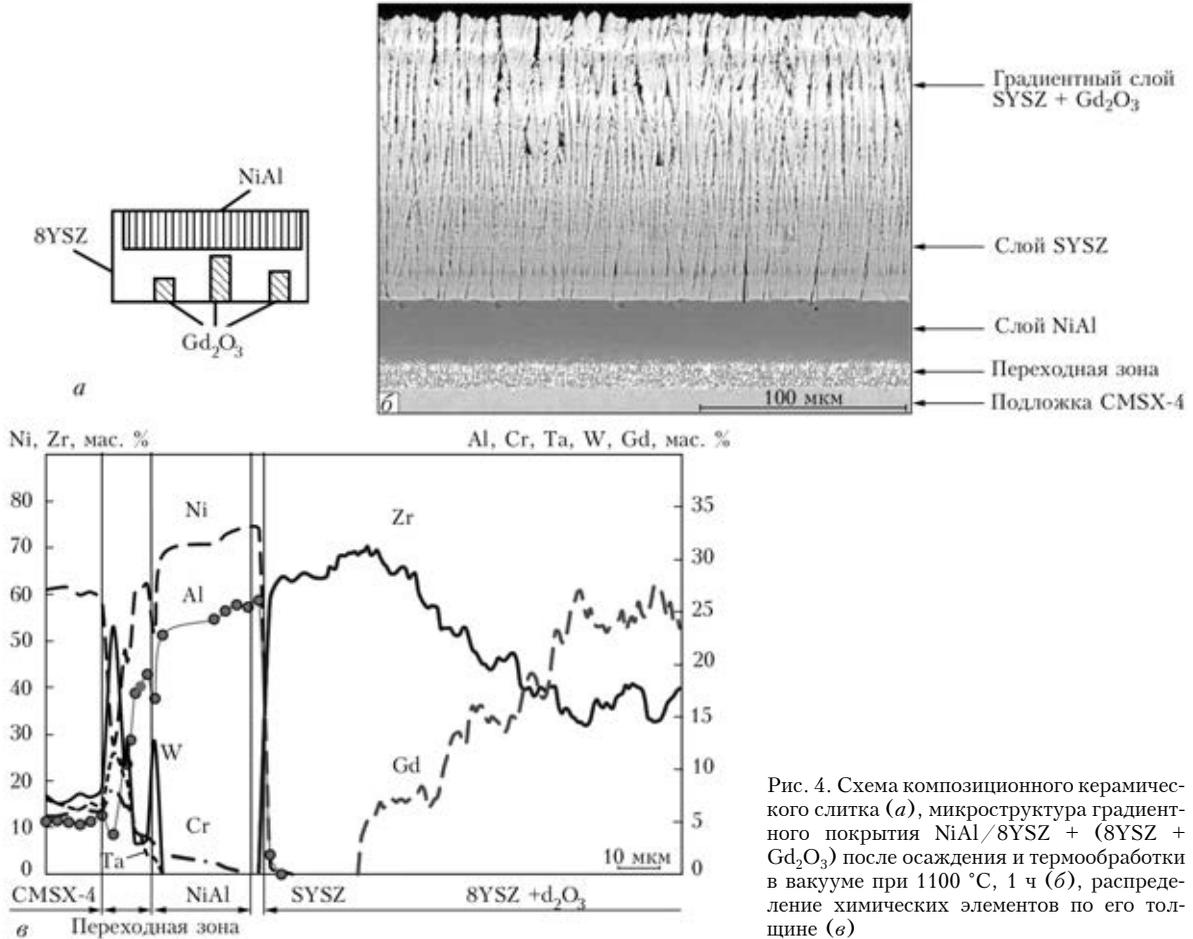


Рис. 4. Схема композиционного керамического слитка (а), микроструктура градиентного покрытия NiAl/8YSZ + (8YSZ + Gd₂O₃) после осаждения и термообработки в вакууме при 1100 °С, 1 ч (б), распределение химических элементов по его толщине (в)



Микроструктура слоя 8YSZ, содержащего около 20 % оксида гадолиния, представлена на рис. 2, *в, е* (после осаждения). Столбчатые кристаллиты имеют диаметр 4...6 мкм, размер межкристаллитных пор составляет 1,0...1,5 мкм. Наружная поверхность кристаллитов имеет дендритоподобную структуру, сердцевина кристаллитов остается плотной и беспористой. Внутри кристаллитов зафиксированы чередующиеся слои из-за появления в процессе конденсации зон с различным содержанием оксида гадолиния, микротвердость слоя составляет 2,2 ГПа.

Теплопроводность данного покрытия толщиной 150 мкм равняется 1,1 Вт/м·К в интервале значений температуры измерения 20...850 °С и повышается до 1, 25 Вт/м·К при 1000 °С (рис. 3, линия 3). Снижение уровня теплопроводности градиентного керамического слоя с добавками оксида гадолиния по сравнению с теплопроводностью слоя 8YSZ может быть связано как с появлением внутрисклончатой пористости за счет образования при конденсации дендритоподобных столбчатых кристаллитов, так и со снижением фоновой проводимости теплового потока через кристаллическую решетку диоксида циркония вследствие формирования более дефектной флюоритной (или пироклорной) структуры типа $Gd_2Zr_2O_7$ с более низкой теплопроводностью [22].

Определяющим фактором при разработке или выборе термобарьерного покрытия является его термоциклическая долговечность на конкретной подложке (жаропрочном сплаве). На рис. 5 представлены результаты термоциклических испытаний термобарьерных градиентных покрытий, содержащих жаростойкий слой на основе NiCoCrAlY + AlCr (или NiAl) с указанными вариантами внешнего керамического слоя.

Наиболее высокой термоциклической долговечностью характеризуется покрытие с внешним керамическим слоем 8YSZ, осажденным при температуре подложки 850 °С. При снижении температуры конденсации до 600 °С термоциклическая долговечность слоя 8YSZ уменьшается в 4 раза (около 90 термоциклов). Однако, если начинать процесс оса-

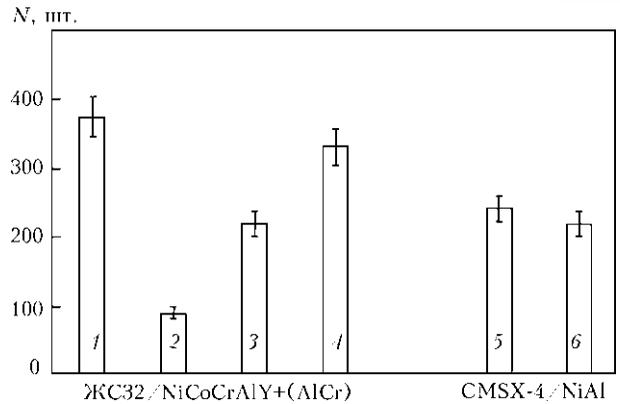


Рис. 5. Термоциклическая долговечность внешнего керамического слоя градиентных термобарьерных покрытий типа NiCoCrAlY + AlCr/8YSZ на жаропрочном сплаве ЖС32ВИ (1-4) и NiAl/8YSZ на жаропрочном сплаве CMSX-4 (5-6), осажденных при температуре подложки, °С: 1, 5 – слой 8YSZ, 850; 2 – слой 8YSZ, 600; 3 – слой 8YSZ, 850/600; 4, 6 – слой 8YSZ + Gd_2O_3 , 850

ждения слоя 8YSZ при температуре подложки 850 °С, а затем снизить ее температуру до 600 °С, то термоциклическая долговечность покрытия повышается до 210 термоциклов (рис. 3). Одним из возможных объяснений подобного эффекта может быть различие в микроструктуре керамического слоя, осаждающегося на металлическую поверхность при различных значениях температуры (рис. 6).

Слой 8YSZ, осаждение которого началось и продолжалось при температуре подложки 600 °С (рис. 6), имеет дендритное строение столбчатых кристаллитов (микротвердость 2 ГПа), образовавшихся практически у границы контакта с подложкой. При осаждении слоя 8YSZ на поверхность подложки, нагретой до 850 °С, образуется слой толщиной около 20 мкм (микротвердость 3,1 ГПа), состоящий из плотных столбчатых кристаллитов, которые с понижением температуры подложки до 600 °С по мере осаждения слоя трансформируются в кристаллиты с внутридендритной структурой (микротвердость слоя при этом снижается до 2 ГПа). Возможно, именно этот слой со столбчатой микроструктурой, примыкающий к подложке, обеспечивает более

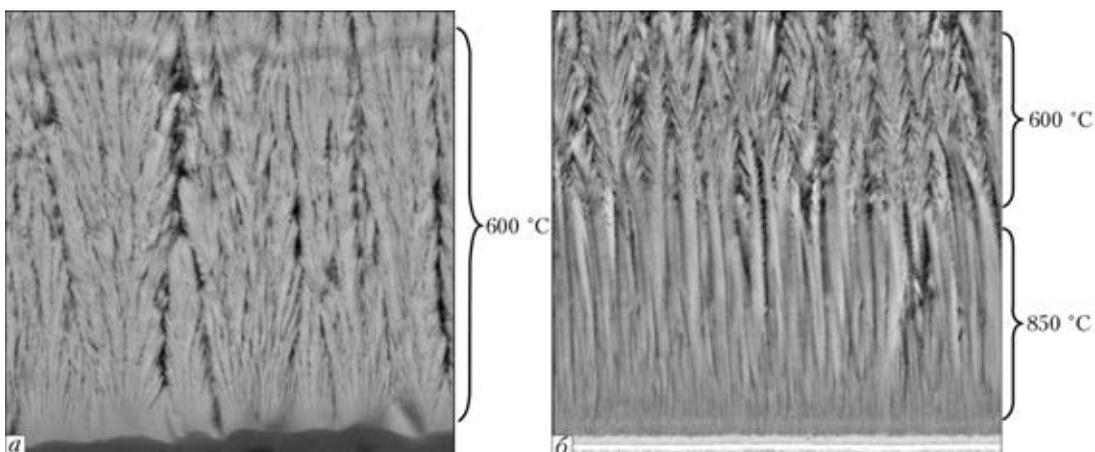


Рис. 6. Микроструктура границы раздела слой 8YSZ–подложка при температуре подложки в начале конденсации 600 (а) и 850 °С (б), а также в процессе конденсации 600 °С (б), $\times 5000$

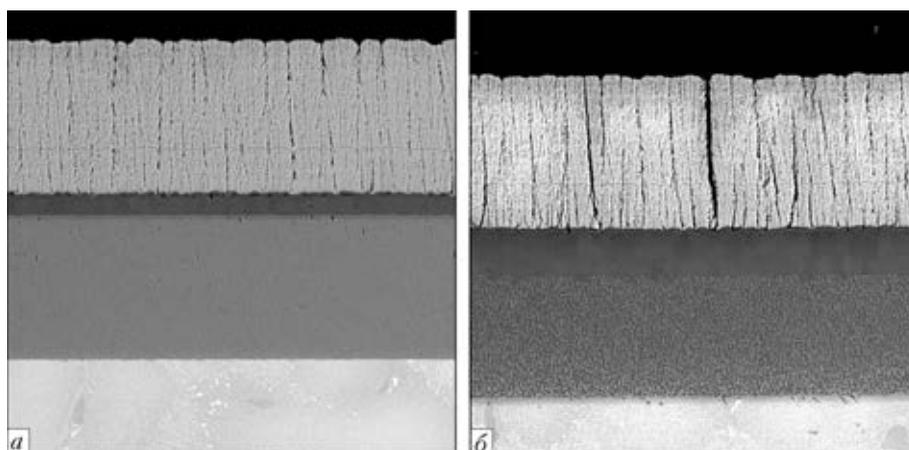


Рис. 7. Микроструктура ($\times 600$) покрытия $\text{NiCoCrAlY}+(\text{AlCr})/8\text{YSZ}$, полученного по одностадийной технологии при осаждении внешнего керамического слоя (температура $600\text{ }^\circ\text{C}$) в состоянии после осаждения (а) и отжига в вакууме при $1100\text{ }^\circ\text{C}$, 1 ч (б)

высокую термоциклическую долговечность всего слоя 8YSZ за счет лучшей релаксации возникающих при теплосменах напряжений. Следует отметить, что исследования теплопроводности, представленные на рис. 3 (линия 4), проведены на образце со слоем 8YSZ, осажденном на подложку с начальной температурой $850\text{ }^\circ\text{C}$ и с последующим снижением температуры конденсации до $600\text{ }^\circ\text{C}$.

Негативным фактором, сокращающим долговечность керамического слоя, является низкое сопротивление спеканию под воздействием высокой температуры. Слой 8YSZ, осажденный при $600\text{ }^\circ\text{C}$, уже после вакуумной термообработки при $1100\text{ }^\circ\text{C}$, 1 ч имел фрагментацию — растрескивание с появлением сквозных микротрещин от поверхности до подложки (рис. 7), а его микротвердость достигала 4,1 ГПа, в отличие от других исследованных покрытий с микротвердостью ниже 4 ГПа и отсутствием фрагментации.

Термоциклическая долговечность градиентного термобарьерного покрытия с добавками оксида гадолиния в слой 8YSZ близка к аналогичным значениям долговечности слоя 8YSZ на образцах сплавов ЖС32ВИ и CMSX-4 (снижение уровня долговечности не превышало 10 %) (рис. 5, столбцы 1, 4, 6).

Выводы

1. Снижение температуры конденсации (подложки) от 850 до $600\text{ }^\circ\text{C}$ при электронно-лучевом осаждении слоя 8YSZ толщиной 190 мкм приводит к переходу от микроструктуры, состоящей из плотных столбчатых кристаллитов размером 4...6 мкм, к дендритно-столбчатой с кристаллитами размером около 2 мкм, имеющими внутрисклончатую пористость. При этом микротвердость снижается от 3 до 2 ГПа.

2. У дендритно-столбчатой микроструктуры слоя 8YSZ примерно на 30 % теплопроводность ниже (на уровне 0,9 Вт/м·К), чем у слоя 8YSZ со столбчатой микроструктурой (1,3...1,4 Вт/м·К).

3. Переход от столбчатой к дендритно-столбчатой микроструктуре внешнего керамического слоя 8YSZ приводит к снижению его термоциклической долговечности в 4 раза.

4. Градиентное введение оксида гадолиния (до 25 %) в слой 8YSZ, осаждаемый при температуре подложки $850\text{ }^\circ\text{C}$, обеспечивает снижение его теплопроводности до 1,1 Вт/м·К (в результате формирования столбчатых кристаллитов размером 4...6 мкм с дендритоподобной поверхностью, внутренней микрослойной структурой, микротвердостью 2,2 ГПа при одновременном сохранении уровня термоциклической долговечности).

5. Одним из направлений дальнейших исследований применительно к снижению теплопроводности внешнего керамического слоя при одновременном повышении его термоциклической долговечности может стать оптимизация состава добавок редкоземельных оксидов в градиентную зону слоя 8YSZ со ступенчатым изменением температуры подложки при осаждении внешнего керамического слоя.

Автор выражает искреннюю благодарность доктору Uwe Schulz (DLR, Germany) за предоставленные образцы и проведенные измерения теплопроводности, а также сотрудникам ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины Ю. Э. Рудому, А. В. Микитчику и В. В. Трохимченко за помощь при подготовке статьи.

1. Мовчан Б. А., Малащенко И. С. Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме. — Киев: Наук. думка, 1983. — 232 с.
2. Miller R. A. Thermal barrier coatings for aircraft engines: History and Directions // J. of thermal spray technology. — 1997. — № 6. — P. 36–42.
3. Levi C. G. Emerging materials and processes for thermal barrier systems // Solid state and materials science. — 2004. — № 38. — P. 77–91.
4. Clarke D. R., Oechsner M., Padture N. Thermal barrier coatings for more efficient gas-turbine engines // MRS Bulletin. — 2012. — 37, №10. — P. 891–898.
5. Каблов Е. Н., Мубояджан С. А. Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбин перспективных ГТД // Авиационные материалы и технологии: Юбилейн. науч.-техн. сб. — М.: Наука, 2012. — С. 60–70.
6. Schulz U., Fritscher K., Ebach-Stahl A. Cyclic behaviour of EB-PVD thermal barrier coating systems with modified bond coats // Surface and Coatings Technology. — 2008. — 203. — P. 449–455.
7. Methods to reduce the thermal conductivity of EB-PVD TBCs / J. R. Nichols, K. J. Lawson, A. Johnstone, D. S. Rickaby // Ibid. — 2002. — 151–152. — P. 383–391.
8. Morphology and thermal conductivity of yttria-stabilized zirconia coatings / H. Zhao, F. Yu, T. D. Bennett,



- H. N. G. Wadley // *Acta mater.* — 2006. — № 54. — P. 5195–5207.
9. Altun O., Boke Y. E. Effect of the microstructure of EB-PVD thermal barrier coatings on the thermal conductivity and the methods to reduce the thermal conductivity // *Archives of materials science and engineering.* — 2009. — 40, is. 1. — P. 47–52.
 10. Hass D. D., Slifka A. J., Wadley H. N. G. Low thermal conductivity vapor deposited zirconia, microstructures // *Acta mater.* — 2001. — № 49. — P. 973–983.
 11. Thermal conductivity of zirconia coatings with Zig-Zag pore microstructures // S. Gu., T. G. Lu, D. D. Hass, H. N. G. Wadley // *Ibid.* — 2001. — № 49. — P. 2539–2547.
 12. Schulz U., Terry S. G., Levi C. G. Microstructure and texture of EB-PVD TBCs grown under different rotation modes // *Materials science and engineering: A.* — 2003. — 360, is. 1–2. — P. 319–329.
 13. Environmental degradation of thermal barrier coatings by molten deposits // C. G. Levi, J. W. Hutchinson, M. H. Vidal-Setif, C. A. Johnson // *MRS Bulletin.* — 2012. — 37, № 10. — P. 932–941.
 14. Thermal shock behaviour of toughened gadolinium zirconate/YSZ double-layered thermal barrier coating // Xinghua Zhong, Huayu Zhao, Xiaming Zhou et al. // *J. of alloy and compounds.* — 2014. — № 593. — P. 50–55.
 15. Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э. Одностадийная электронно-лучевая технология осаждения термобарьерных градиентных покрытий // *Современ. электрометаллургия.* — 2003. — № 2. — С. 10–16.
 16. Мовчан Б. А., Яковчук К. Ю. Электронно-лучевые установки для испарения и осаждения неорганических материалов и покрытий // Там же. — 2004. — № 2. — С. 10–15.
 17. Ratzet-Scheibe H.-J., Schulz U., Krell T. The effect of coating thickness on the thermal conductivity of EB-PVD PYSZ thermal barrier coatings // *Surface and Coatings Technology.* — 2006. — № 200. — P. 5636–5644.
 18. Мовчан Б. А., Демчишин А. В. Исследование структуры и свойств толстых вакуумных конденсатов никеля, титана, вольфрама, оксида алюминия и диоксида циркония // *Физика металлов и металловедение.* — 1969. — 28, № 4. — С. 653–660.
 19. Schulz U., Fritscher K., Leyens C. Two-source jumping beam evaporation for advanced EB-PVD TBC systems // *Surface and Coatings Technology.* — 2000. — № 133, 134. — P. 40–48.
 20. Processing science of advanced thermal barrier systems // S. Sanpath, U. Schulz, M. O. Jarligo, S. Kuroda // *MRS Bulletin.* — 2012. — 37, № 10. — P. 903–910.
 21. Low thermal conductivity oxides // W. Pan, S. R. Phillpot, C. Wan, A. Chernatinskiy // *Ibid.* — 2012. — 37, № 10. — P. 917–922.
 22. Мовчан Б. А., Яковчук К. Ю. Advanced graded protective coatings, deposited by EB-PVD // *Materials Science Forum.* — 2007. — № 546–549. — P. 1681–1688.

Existing methods of reducing the heat conductivity of ZrO_2 - Y_2O_3 layer of modern thermal barrier coatings were analyzed. Given are the results of investigations of heat conductivity of some variants of external ceramic layer ZrO_2 -8 mass.% Y_2O_3 of 190 μm thickness, produced by the method of electron beam evaporation and condensation in vacuum at different values of substrate temperature, including the gradient layer ZrO_2 -8 mass.% Y_2O_3 + Gd_2O_3 in the 20...1000 °C interval of temperature measurements. Presented are the results of investigations of structure and properties (microhardness and thermocyclic life) of gradient thermal barrier coatings on samples of high-temperature alloy ZhS32VI and CMSX-4, containing a metallic high-temperature layer of NiCoCrAlY or NiAl, and also the external ceramic layer ZrO_2 - Y_2O_3 , deposited at different technological parameters. It is shown that challenging directions for reducing the heat conductivity of external ceramic layer to the level of 0.9...1.2 W/m·K without the noticeable reduction (not more than 10 %) of their thermocyclic life is the deposition of ceramic layer with a gradient microstructure by adding of rare-earth oxides into its composition, as well as a gradual reduction in temperature of the substrate (part being protected) in the process of coating deposition. 22 Ref., 7 Figures.

Key words: condensation thermal barrier coatings; external ceramic layer; layer heat conductivity; zirconium dioxide; high-temperature alloys; thermocyclic life; thermal barrier coatings

Поступила 03.11.2014

ЗТМК ОСВОИЛ НОВЫЙ ТИТАНОВЫЙ ПЕРЕДЕЛ



ЗТМК освоил новый титановый передел, благодаря чему для него теперь открыт мировой рынок. Предприятие начало производство продукции более глубокого передела — титановых слитков и слябов — и в настоящее время уже произвело 90 т этих изделий. В перспективе рассматривается расширение производства до 12 тыс. т в год. Об этом сообщил директор ООО «ЗТМК» Владимир Сивак. По его словам, предприятие также освоило технологию производства легированных сплавов, в том числе титана с алюминием и кислородом. Как показали маркетинговые исследования, данные продукты пользуются наибольшим спросом у потребителей. Если о производстве слитков на комбинате говорили еще в начале 2000-х, то слябы являются действительно новым продуктом для предприятия после титановой губки и слитков.

<http://www.fixygen.ua>

УДК 669.187.82

РАЗРАБОТКА И ПОЛУЧЕНИЕ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

В. О. Мушегян¹, А. Г. Моляр², В. В. Грабин³

¹ГП НТЦ «Патон-Армения» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины.

03142, г. Киев, бульв. Академика Вернадского, 39. E-mail: molyar@imp.kiev.ua

³ГП «Международный центр электронно-лучевых технологий» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.
03680, Киев, ул. Горького, 68. E-mail: vvgrabin@gmfil.com

Разработана сквозная технология получения проката (прутков) из титановых сплавов ВТ6. Технология включает электронно-лучевую плавку с промежуточной емкостью с использованием периферийного нагрева, а также стана шаговой прокатки. В процессе плавки поддерживали глубину жидкой ванны в кристаллизаторе в пределах 4...6 мм. Получены слитки диаметром 70 мм, которые переработаны в прокатную заготовку диаметром 62 мм и прокатаны без предварительной термомеханической обработки на пруток диаметром 20 мм. Исследованы химический состав, структура и механические свойства исходных и полученных прутков титановых сплавов. Достигнут высокий уровень механических свойств материала прутков: временное сопротивление при растяжении составило ± 1023 МПа, относительное удлинение — более 17 %. Показано, что качество прутков соответствует требованиям ОСТ 190006–86, ОСТ 190173–75. Библиогр. 8, табл. 2, ил. 9.

Ключевые слова: титан; гомогенизирующий отжиг; лигатура; электронно-лучевой переплав; рафинирование; прокат; технические условия; шаговая прокатка

Способ получения слитков и их дальнейшая термомеханическая обработка при изготовлении полуфабрикатов являются определяющими факторами в обеспечении физико-механических свойств титановых сплавов [1–5].

С целью определения комплекса свойств сплава ВТ6 (Ti–6Al–4V) в ИЭС им. Е. О. Патона и НТЦ «Патон-Армения» проведены исследования прутков, изготовленных способом шаговой прокатки из

слитка, полученного с применением электронно-лучевой плавки.

Экспериментальные плавки проводили на электронно-лучевой установке МВ-1 с промежуточной емкостью собственного изготовления (рис. 1). Главной технической особенностью электронно-лучевой установки МВ-1 является возможность плавки тугоплавких металлов — высокая удельная мощность электронно-лучевого нагрева относительно объема

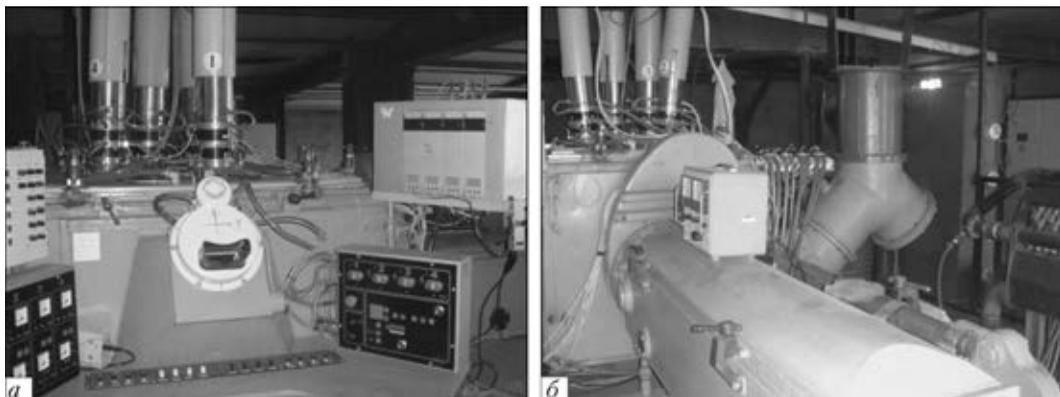


Рис. 1. Пульт оператора установки МВ-1 (а) и вид со стороны камеры загрузки (б)

© В. О. МУШЕГЯН, А. Г. МОЛЯР, В. В. ГРАБИН, 2014



Таблица 1. Химический состав слитка ВТ6 ЭЛПЕ диаметром 70 мм и прутка диаметром 20

Вид образца	Место вырезки	Массовая доля элементов, %			
		Al	V	Zr	Si
Слиток Ø70	Голова	6,21	4,28	–	0,040
	Дно	5,75	4,21	–	0,038
Пруток Ø20	Начало	5,97	4,18	–	0,028
	Конец	5,48	4,11	0,01	0,018
ОСТ 1 90013–86		5,3...6,8	3,5...5,3	–	≤0,100

камеры плавки и конструктивные решения технологической оснастки, позволяющие эффективно производить дегазацию и плавку исходного сырья. При необходимости установка позволяет создавать локальную электронную бомбардировку удельной мощностью $5 \cdot 10^8$ Вт/м² [3, 4].

Техническая характеристика установки МВ-1

Максимальная мощность, кВт	480
Ускоряющее напряжение, кВ	30
Количество пушек, шт.	4
Наибольшие размеры заготовки, м:	
длина	2,2
сечение	0,50×0,45
Наибольшие размеры слитков, м:	
длина	2,0
диаметр	0,13
Для прямоугольного сечения	0,2×0,3
Производительность высоковакуумной системы откачки, л/с	15000
Рабочий вакуум в камере плавки, Па	$1 \cdot 10^{-2}$
Максимальный расход охлаждающей воды, м ³ /ч	1-40
Габаритные размеры установки, м	5×7×5

В качестве исходной шихты использовали титановую губку ТГ-100 как основу с добавлением легирующих в количестве, необходимом для достижения заданного химического состава сплава и компенсации потерь на испарение согласно ОСТ190013–86. В процессе плавки поддерживали глубину жидкой ванны в кристаллизаторе в пределах 4...6 мм. Для исследований выплавляли экспе-

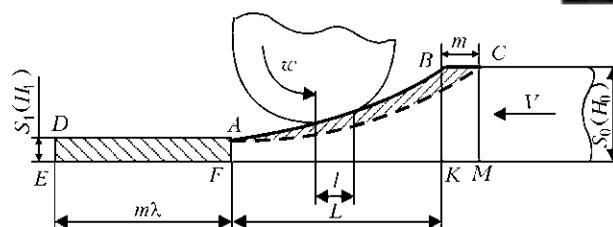


Рис. 2. Процесс шаговой прокатки



Рис. 3. Общий вид стана

риментальный слиток диаметром 70 мм, химический состав которого, определенный на образцах, вырезанных из головной и донной частей, представлен в табл. 1.

Полученную на тех же технологических режимах ЭЛПЕ опытно-промышленную партию слитков подвергали гомогенизирующему отжигу при температуре 950 °С. Затем протачивали до диаметра 60 мм и прокатывали на шаговом прокатном стане СШ-175. Процесс шаговой прокатки [5] используют для получения малотоннажных партий заготовок и профилей. Суть процесса заключается в том, что при деформации заготовки на части ее длины образуется переходной участок АВ, называемый конусом деформации. Длина конуса L превышает длину мгновенного очага деформации l (рис. 2). Поперечное сечение заготовки на конусе деформации изменяется от сечения исходной заготовки S₀ или ее высоты H₀ до сечения готового профиля S₁ или его высоты H₁. В каждом шаге деформации в валки

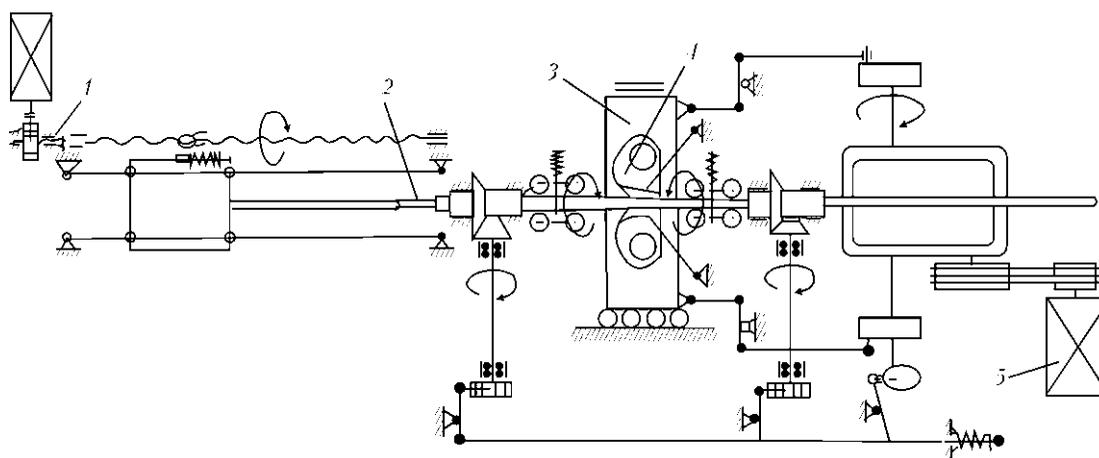


Рис. 4. Кинематическая схема стана: 1 – привод механизма подачи; 2 – толкатель задающего устройства; 3 – прокатная клеть; 4 – валки; 5 – электродвигатель главного привода стана прокатной клетки

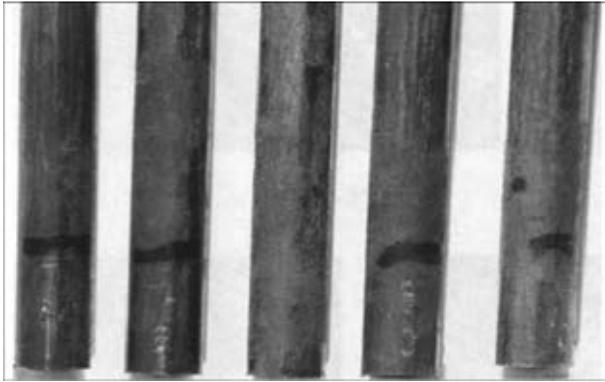


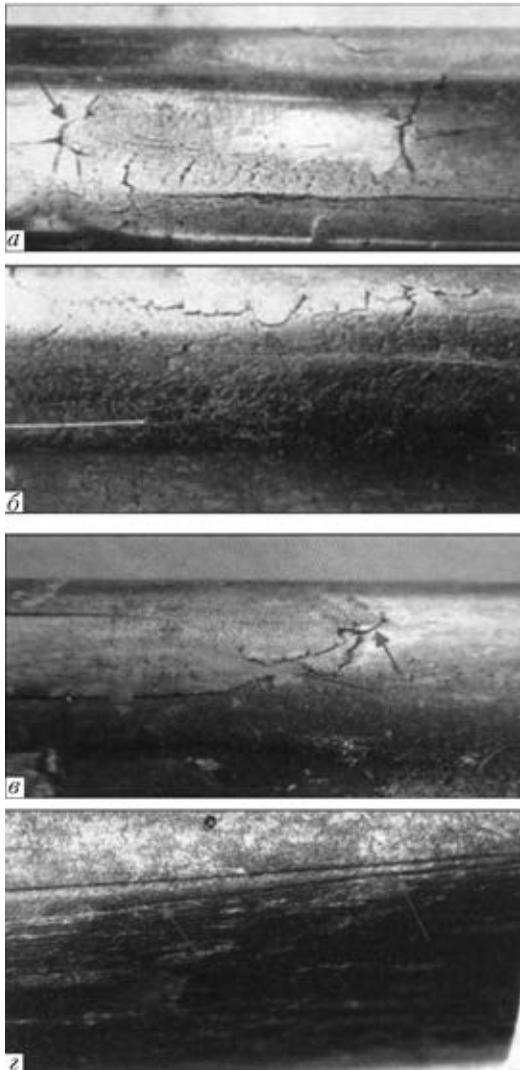
Рис. 5. Внешний вид прутков

задается заготовка с выкатанным конусом деформации, смещенным в сторону готового профиля на длину подачи m .

При деформации заготовки каждый из валков осуществляет смещение объема металла ABC в сторону готового профиля. Длина готового профиля, получаемого за шаг деформации, составляет $m\lambda$, где

$$\lambda = \frac{S_0}{S_1},$$

поскольку объем металла ABC равен объему металла $ADEF$ или $BCMK$.

Рис. 6. Характерные дефекты поверхности прутков ($\times 6$)

Для создания требуемых технологических условий деформации заготовки кантуются после каждого шага деформации на угол π/n , где n – количество прокатных валков, одновременно деформирующих заготовку. Процесс шаговой прокатки реализуется на станах специальной конструкции, которые разделяются на станы валковые с вращающимися и качающимися валками и станы роликовые. Стан СШ 175 относится к станам с качающимися валками (рис. 3).

Технологический процесс получения заготовок на стане с качающимися валками СШ175 происходит следующим образом (рис. 4). Нагретую заготовку подают к стану и устанавливают по оси прокатки перед толкателем задающего устройства. Включается привод механизма подачи, и заготовка ускоренно подается в прокатную клеть. При проходе заготовки к валкам прокатной клетки привод механизма переводится в режим подачи, включается электродвигатель главного привода стана и начинается процесс шаговой прокатки. При прокатке валками переменного радиуса в каждом шаге деформации на заготовке образуется переходный участок (конус деформации) от исходной заготовки к готовому профилю. После каждого шага деформации во время

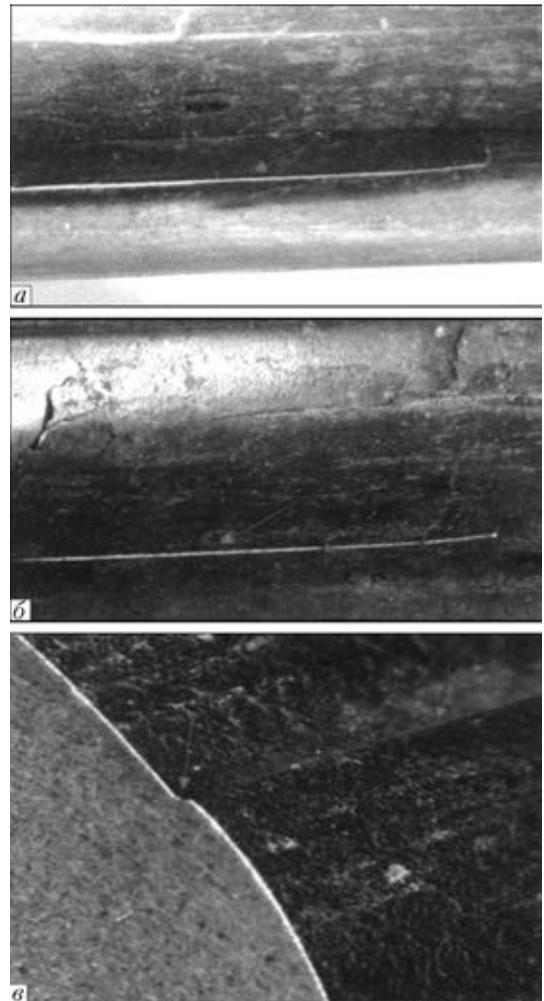
Рис. 7. Фрагменты поверхности (а, б) и торца (в) прутков ($\times 6$)



Таблица 2. Механические свойства прутков диаметром 20 мм

Сплав	Условный № прутка	σ_b , МПа	δ , %	φ , %	KCU, Дж/см ²	HB ($d_{отт}$), мм
ВТ6	4	1008...1023	16,0	36,0	7,25	3,5
			13,2	35,8	7,50	3,5
	5	1016...1007	16,0	38,8	7,75	3,5
			17,2	35,8	7,75	3,5
ОСТ 190173-75	-	920...1007	>10	>30	>40	3,3...3,8

образования зазора между валками, превышающего высоту исходной заготовки, последнюю перемещают на длину подачи и кантуют на угол 45, 60 и /или 90° (в зависимости от формы поперечного сечения получаемого профиля). После прокатки исходной заготовки главный привод стана отключается, а каретка с толкателем возвращаются механизмом подачи в исходное положение. Стан работает в полуавтоматическом режиме, при котором оператор дает команду только на начало прокатки. Механизмы стана могут работать в ручном (настроечном) режиме управления. На стане могут быть прокатаны заготовки из конструкционной, инструментальной, жаропрочной стали и других, а также из цветных металлов на основе меди, никеля, титана, молибдена. Структура и механические свойства получае-

мого проката соответствуют техническим требованиям.

Слитки перед прокаткой нагревали в установке ТВЧ (входит в комплект стана СШ-175) до температуры 850 °С и прокатывали за один проход до диаметра 20 мм (рис. 5). Прокатанные прутки подвергались отжигу согласно инструкции ВИАМ ПИ 1.2.587-02, после чего были проведены исследования состояния поверхности прутков; механических свойств; макро- и микроструктуры.

Оценка состояния поверхности. Визуальный осмотр и под бинокулярным микроскопом показали, что на поверхности прутков из сплавов имеются несплошности в виде отслоений, поперечных разрывов металла (рис. 6, а-в) и прерывистых линейных несплошностей продольной ориентации (рис. 6, г).

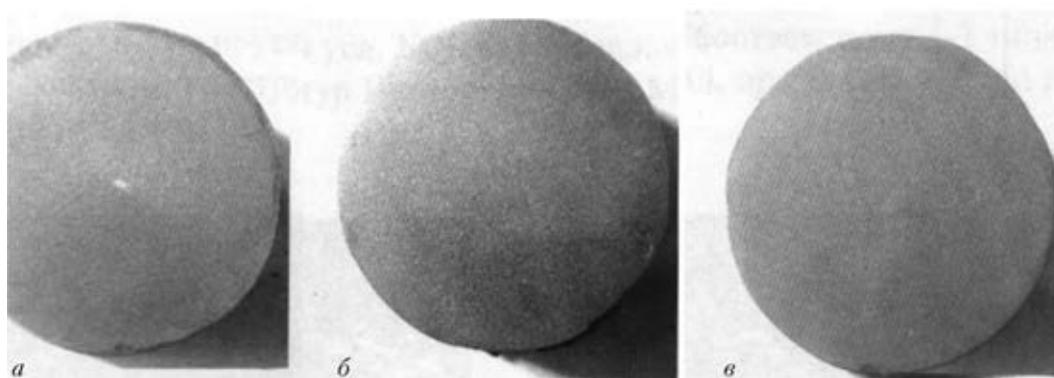


Рис. 8. Макроструктура (×3) поперечных темплетов прутков ВТ6 диаметром 20 мм; условные номера а – 3; б – 4; в – 5

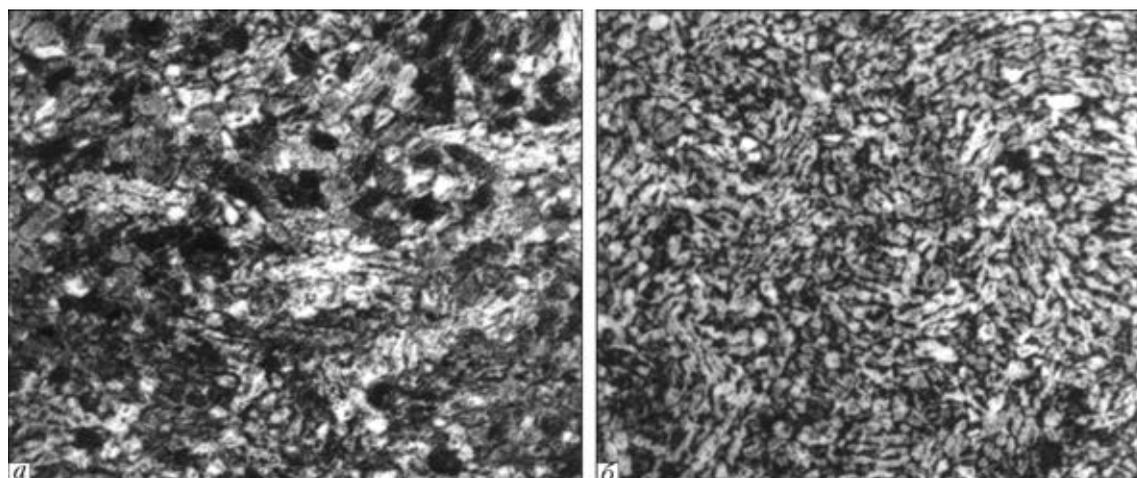


Рис. 9. Микроструктура (×500) прутков ВТ6 диаметром 20 мм; условные номера 4 (а) и 5 (б)



Следует отметить, что на поверхности всех прутков имеются прерывистые продольные углубления (рис. 7, а, б). В ходе исследования поперечного шлифа установлено, что углубление представляет собой пологий уступ высотой примерно 0,3 мм, по-видимому, являющийся следом от ковочного инструмента (рис. 7, в).

Механические свойства полуфабрикатов определяли на образцах, изготовленных из прутков диаметром 20 мм, отожженных по инструкции ВИАМ ПИ 1.2.587-02. Результаты исследований представлены в табл. 2.

Макроструктуру исследовали на темплетях, изготовленных в поперечном сечении термообработанных прутков [6, 7]. Визуальный осмотр показал, что фон макроструктуры прутков матовый, размер макрозерна соответствует баллу 2 по 10-балльной шкале макроструктур Инструкции ВИАМ № 1054 при норме не более балла 4 по ОСТ 190006-86, ОСТ 190173-75 (рис. 8).

Микроструктуру прутков исследовали на шлифах, изготовленных в поперечном сечении половинок ударных образцов.

Микроструктура прутков условных № 4, 5 из сплава ВТ6 соответствует типам 1, 2 по 9-типной шкале микроструктур Инструкции ВИАМ № 1054 при норме 1-7 ОСТ 190173-75 (рис. 9).

Выводы

1. Установлено, что прутки из сплава ВТ6 требуемого качества могут быть изготовлены из слитка электронно-лучевой плавки путем шаговой прокатки.

2. Качество материала прутков диаметром 20 мм из сплавов ВТ6 по химическому составу, механическим свойствам и микроструктуре соответствует требованиям ОСТ 190006-86, ОСТ 190173-75.

3. На поверхности и в сечении концевой части прутков (на длине примерно 50 мм от торца) выявлены дефекты прокатного происхождения — закаты, морщины, трещины, пустоты. Вместе с тем дефекты не глубокие, не выводят пруток за пределы минусового допуска по диаметру и на качество прутка не влияют.

1. *Mushegyan V. O.* Electron beam melting of reduced molybdenum concentrate // *Advances in Electrometallurgy.* — 2009. — № 7. — P. 225–228.
2. *Ильин А. А., Колачев Б. А., Польки И. С.* Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. — М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. — 520 с.
3. *Мушегян В. О.* Новая технология получения молибденового прутка с использованием электронно-лучевой плавки // *Современ. электрометаллургия.* — 2013. — № 2. — С. 12–15.
4. *Мушегян В. О., Тарасюк А. А.* Формирование оптимальных режимов электронно-лучевого нагрева для плавления молибдена на установке МВ-1 // *Там же.* — 2010. — № 4. — С. 16–19.
5. *Финкельштейн Я. С.* Справочник по прокатному и трубному производству. — М.: Металлургия, 1975. — 400 с.
6. *Марковский П. Є., Моляр О. Г.* Підвищення механічних характеристик сплаву Т110 шляхом оптимізації термомеханічної і термічної обробок // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* — 2012. — 48, № 3. — С. 66–71.
7. *Получение прутков из титанового сплава ВТ20 и молибдена путем прямой шаговой прокатки литой заготовки (слитка)* / О. М. Ивасишин, П. Е. Марковский, А. Г. Моляр и др. // *Сб. тр. междунар. конф. «Ti-2013 в СНГ» (г. Донецк, 26–29 мая 2013 г.).* — Донецк, 2014. — С. 15–18.

The end-to-end technology has been developed for producing the rolled metal (rods) of titanium alloys VT6. The technology includes the electron beam cold hearth melting using a periphery heating and also a mill with a stepping rolling. During melting the depth of molten pool in mould was maintained within the ranges of 4...6 mm. The ingots of 70 mm diameter were produced, which were processed into rolled billet of 62 mm diameter and rolled without preliminary thermomechanical treatment for 20 mm diameter rod. Chemical composition, structure and mechanical properties of initial and produced rods of titanium alloys were investigated. The high level of mechanical properties of rod material was attained: ultimate tensile strength was ± 1023 МПа, elongation was not more than 17 %. It is shown that the quality of rods meets the requirements of OСТ 190006-86, OСТ 190173-75. 8 Ref., 2 Tables, 9 Figures.

Key words: titanium; homogenizing annealing; master alloy; electron beam remelting; refining; rolled metal; technical specifications; stepping rolling

Поступила 21.03.2014

ЗТМК УВЕЛИЧИЛ РЕАЛИЗАЦІЮ ГУБЧАТОГО ТИТАНА



<http://ztmc.zp.ua>

ООО «Запорожский титано-магнийский комбинат», входящее в титановый бизнес Group DF, в апреле 2014 г. увеличило реализацию губчатого титана на 34,5 % (от 528 до 710 т) по сравнению с мартом 2014 г.

По итогам первых четырех месяцев текущего года ЗТМК перевыполняет планы по производству готовой продукции. Произведено 2001 т губчатого титана, что на 3,7 % больше, чем было запланировано. В то же время на комбинате продолжается плановая техническая модернизация, нацеленная на увеличение мощностей. Только за период с января по апрель 2014 г. инвестиции Group DF позволили комбинату выполнить работы, связанные с проектами стратегического развития и модернизации на сумму 4,67 млн грн. Кроме того, выполнены работы по капитальному ремонту технологического оборудования на сумму 4,73 млн грн.

Программа технической модернизации ЗТМК предусматривает поэтапные инвестиции в строительство новых мощностей по выпуску титановой губки, в результате чего комбинат сможет выпускать до 40 тыс. т продукции в год. Повышение мощностей позволит Украине увеличить долю в мировом производстве титановой губки от нынешних 5 до 14 %.



УДК 669.187.58

ПРИЧИНЫ РАЗРУШЕНИЯ И СПОСОБЫ УПРОЧНЕНИЯ МЕДНЫХ ПЛИТ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ МНЛЗ

**В. Г. Кожемякин, В. А. Шаповалов,
В. Р. Бурнашев, Д. М. Жиров, Д. В. Ботвинко**

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

Рассмотрены механизмы появления дефектов, основные типы разрушений и причины выхода из строя медных кристаллизаторов МНЛЗ. Определены недостатки и критерии отбраковки узких и широких стенок кристаллизатора МНЛЗ. Рассмотрены некоторые способы повышения стойкости стенок кристаллизатора (упрочнение металла и применение износостойких покрытий). Дана характеристика материалу, используемому для стенок кристаллизаторов. Рассмотрены легирующие элементы, служащие для упрочнения и повышения температуры рекристаллизации медных сплавов при практически неизменной теплопроводности. Выявлены недостатки существующих способов упрочнения медных плит кристаллизаторов МНЛЗ. Проведен анализ сплавов на основе меди для изготовления кристаллизаторов МНЛЗ. Показаны наиболее распространенные покрытия. Выявлены основные недостатки применяемых покрытий. Рассмотрены основные способы восстановления и упрочнения поверхностного слоя плит кристаллизаторов. Предложена технология плазменно-дугового рафинирования поверхности для восстановления и легирования поверхностного слоя медных плит кристаллизаторов МНЛЗ. Библиогр. 28, табл. 2, ил. 11.

Ключевые слова: кристаллизатор МНЛЗ; дефекты; износ; основные типы разрушения; способы повышения стойкости; упрочнение металла; износостойкие покрытия; теплопроводность

В металлургическом производстве значительную часть себестоимости продукции составляют затраты на ремонт агрегатов, сменное оборудование и запасные части. В связи с этим задача повышения износостойкости быстроизнашивающихся деталей металлургических агрегатов, работающих в особо жестких условиях нагрева, напряжений, агрессивных сред и других неблагоприятных факторов, в настоящее время наиболее актуальна.

Важнейшей проблемой в черной металлургии является повышение ресурса медных стенок кристаллизатора машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Это связано с тем, что медь, имеющая высокую теплопроводность, обеспечивает быстрое формирование корочки металла на поверхности образующегося слитка. При движении металла через кристаллизатор в зоне взаимодействия поверхностей происходит значительный абразивный износ меди, особенно боковых стенок, движущаяся корочка заготовки вызывает при контакте сильный износ поверхности кристаллизатора, приводящий к изме-

нению исходной геометрии кристаллизатора (рис. 1).

Основной механизм появления дефектов (риски, раковины, истирание поверхности) и разрушения кристаллизаторов связан преимущественно с износом (рис. 1) [1, 2].

Выделяют следующие причины выхода из строя кристаллизаторов: истирание меди, трещины на рабочей поверхности медных облицовок, коробление кристаллизаторов, а также небрежность пер-

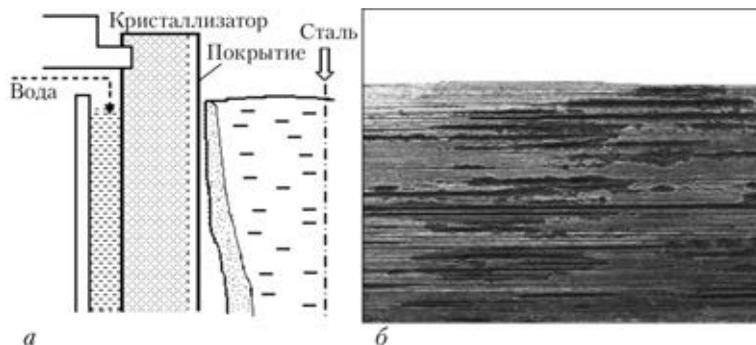


Рис. 1. Схема работы кристаллизатора (а) и вид поверхности стенки кристаллизатора МНЛЗ после эксплуатации (б) [2]

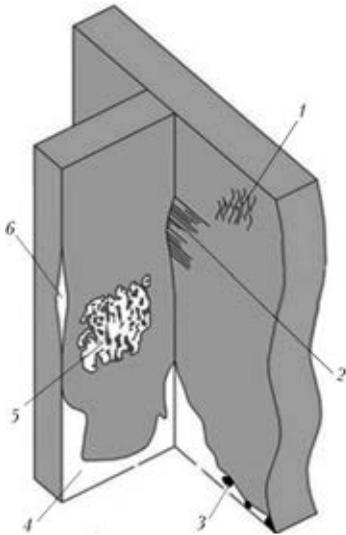


Рис. 2. Основные типы повреждения стенок кристаллизатора: 1 – тепловые трещины; 2 – трещины вследствие температурного расширения; 3 – коррозия; 4 – износ; 5 – разрушение покрытия в участках эрозии; 6 – уменьшение ширины

сонала [3, 4]. Основной является сравнительно быстрый износ его нижней части, который начинается с истирания защитного покрытия, а затем и непосредственно тела медной плиты. При этом износ может составлять 1,5...2,5 мм, существенно колебаться по периметру медной плиты [3].

Замена плит, как правило, производится в следующих случаях: при значительной деформации профиля, наличии грубых дефектов на рабочей поверхности (особенно в верхней части), существенном механическом износе в нижней части.

Критерием отбраковки узких стенок служит износ или истирание контактных поверхностей стали, широких стенок, трещинообразование в зоне зеркала расплава.

На рис. 2 схематично показаны основные типы повреждений кристаллизаторов на МНЛЗ, обусловленные низкой механической прочностью материала кристаллизатора – меди [2].

Недостатком медных кристаллизаторов являются их низкие прочностные свойства при рабочих температурах (около 400 °С). При значениях температуры медных стенок в процессе разлива (300...400 °С) в меди происходит процесс рекристаллизации (150...200 °С), т. е. укрупнение зерен. Крупные зерна имеют меньшую твердость, из-за чего металл разупрочняется [5].

После разлива определенного количества металла изношенные кристаллизаторы отправляют в ремонт, который заключается в механической обработке поверхности – острожке. Пройдя 4...8 циклов строжек, медные стенки кристаллизатора утилизируются [5]. Исходя из этого, необходимо повышать стойкость стенки кристаллизатора не меняя теплопроводность. Данную проблему решают путем обеспечения высокого ресурса стенок за счет применения более толстых стенок, увеличения количества их перестрожек или применения более тонких уп-

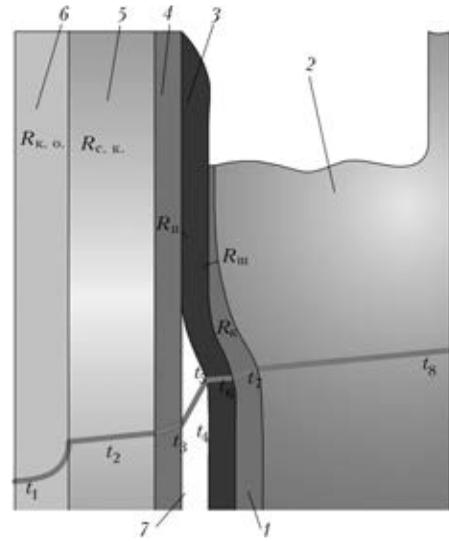


Рис. 3. Схема теплоотвода в кристаллизаторе, система жидкая сталь-охлаждающая вода: 1 – твердая корочка; 2 – жидкий металл; 3 – шлаковая охлаждающая смесь; 4 – защитное покрытие; 5 – стенка кристаллизатора; 6 – охлаждающая вода; 7 – газовый зазор

роченных стенок кристаллизатора с износостойким покрытием [6].

Основной характеристикой кристаллизатора является его высокая теплопроводность. На тепловое состояние кристаллизатора (плотность теплового потока) влияет термосопротивление от жидкой стали к охлаждающей воде (рис. 3), т. е. корка заготовки, шлак (газовый зазор), покрытие кристаллизатора, стенка кристаллизатора и термосопротивление конвективного теплообмена на поверхности канала охлаждения [6, 7].

$$q = \frac{T_{ж.м} - T_в}{R_k + R_ш + R_п + R_{c.к} + R_{к.о}},$$

где q – плотность теплового потока; $T_{ж.м}$ и $T_в$ – температура соответственно жидкого металла и воды; $R_k, R_ш, R_п, R_{c.к}, R_{к.о}$ – термосопротивления корки, шлака, покрытия, стенки кристаллизатора, обусловленные теплоотдачей на поверхности канала охлаждения.

Термосопротивление покрытия кристаллизатора определяется уравнением

$$R_п = \frac{\delta_п}{\lambda_п}, \tag{1}$$

где $\delta_п, \lambda_п$ – толщина и коэффициент теплопроводности корки.

Термосопротивление стенки кристаллизатора вычисляется по уравнению

$$R_{c.к} = \frac{\delta_{c.к}}{\lambda_{c.к}}, \tag{2}$$

где $\delta_{c.к}, \lambda_{c.к}$ – толщина и коэффициент теплопроводности стенки кристаллизатора.

Из уравнений (1) и (2) следует, что для увеличения теплопроводности необходимо иметь наи-

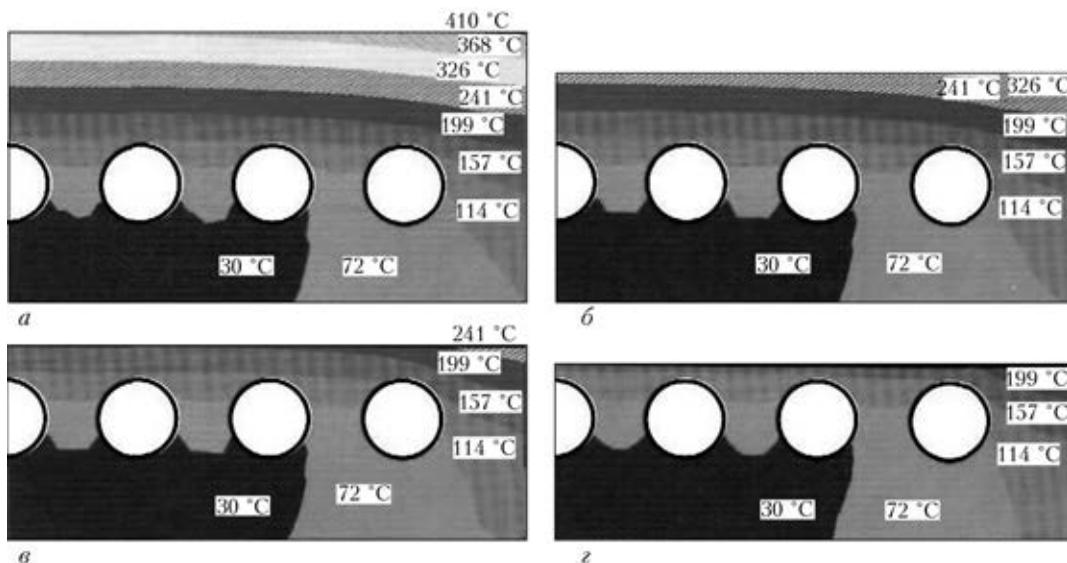


Рис. 4. Пример изменения теплового состояния стенок кристаллизатора с цилиндрическими сверленными каналами в зависимости от полезной толщины стенки, мм [6]: а – 29; б – 19; в – 9; з – 4

меньшую толщину покрытия и стенки кристаллизатора с высоким коэффициентом теплопроводности. Для крупнослябовых МНЛЗ, работающих в диапазоне скоростей до 1,6...2,0 м/мин, применение стенок с полезной толщиной до 30 мм оправдано. Для тонкослябовых МНЛЗ следует стремиться к минимальной толщине стенки кристаллизатора, поскольку при высоких скоростях литья актуальна борьба за каждый миллиметр толщины корки отливаемого металла. Допустимое минимальное расстояние от рабочей поверхности до поверхности каналов охлаждения составляет 10 мм.

Использование медных плит кристаллизаторов с большей полезной толщиной не является целесообразным с точки зрения теплопроводности и экономии дорогостоящей меди. Стойкость кристаллизаторов с медными рабочими стенками в условиях высокопроизводительной работы МНЛЗ недостаточна [6]. В этом случае восстановление производят с помощью перестожки, рациональная глубина перестожки рабочей поверхности определяется износом в углах и внизу медной плиты (1,5...2,5 мм). Таким образом, износ имеет небольшую долю в общей площади рабочей поверхности, большая часть меди сострагивается, что не является экономичным способом восстановления кристаллизатора.

Использование более тонких стенок кристаллизатора способствует лучшему теплообмену между жидкой сталью и охлаждающей водой и в результате – улучшению качества слитка на выходе из кристаллизатора. Это видно из уравнений термосопротивления (1), (2) для стенки кристаллизатора и рис. 4. Уменьшение полезной толщины стенки кристаллизатора при разливке крупных слябов приводит к росту толщины корки на выходе из кристаллизатора с темпом 0,16 мм прироста корки на 1 мм.

Существует несколько способов повышения стойкости узких стенок кристаллизаторов [8]: изготовление из более износостойких медных сплавов;

нанесение износостойких покрытий на рабочую поверхность (удаляемых во время ремонта несмотря на локальный характер износа); использование неплюсской формы.

Эффективным способом увеличения износостойкости является упрочнение металла. Материал стенок кристаллизаторов должен быть достаточно теплопроводным и жаропрочным, химически не активным по отношению к расплаву, довольно твердым, выдерживать дополнительное термоциклирование в диапазоне рабочих температур разливки, отличаться стабильностью свойств [9].

Существенно повысить прочность меди можно путем легирования. Суммарное содержание легирующих элементов в сплавах высокой теплопроводности находится в пределах от 0,1 до 3,0...5,0 % [10, 11].

Легирующим элементом, существенно упрочняющим медь, является хром. Так, при введении 1 % хрома твердость меди повышается в 2,5 раза, а электропроводность уменьшается всего на 20...30 %. Данные о растворимости свидетельствуют о том, что на основе системы Cu–Cr возможно создание дисперсионно-твердеющих медных сплавов. Серебряные бронзы прочнее меди и характеризуются более высокими значениями электро- и теплопроводности. Температуру рекристаллизации меди больше всего повышают переходные металлы IVА группы – цирконий, гафний, титан (рис. 5). Сплав меди с 0,03...0,10 % циркония имеет температуру рекристаллизации 500 °С. Цирконий обеспечивает значительный рост сопротивления ползучести при повышенных температурах [10, 11].

Никель, существенно упрочняя медь, мало меняет характеристики ее пластичности и ударную вязкость, при этом повышает показатели жаропрочности, модуля упругости и понижает коэффициент линейного расширения [10, 11]. Наилучшее сочетание прочностных свойств и теплопроводности до-

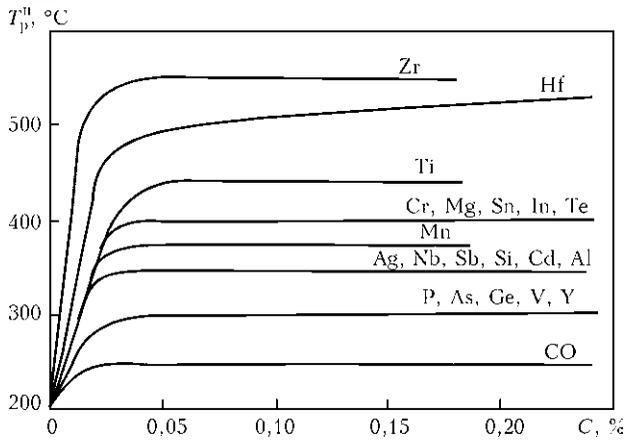


Рис. 5. Влияние примесей и легирующих элементов на температуру рекристаллизации меди; T_p^H — температура начала рекристаллизации [10]; C — содержание компонентов, %

стигается при комплексном легировании меди несколькими элементами.

Хромоциркониевая бронза БрХЦр по механическим свойствам, температуре разупрочнения при нагревах, жаропрочности существенно превосходит двойную хромовую бронзу БрХ. При этом электро- и теплопроводность двойного и тройного сплавов практически одинакова. С понижением температуры растворимость хрома и циркония в меди уменьшается, что важно для термической обработки сплава и последующего увеличения его твердости через σ_n , МПа

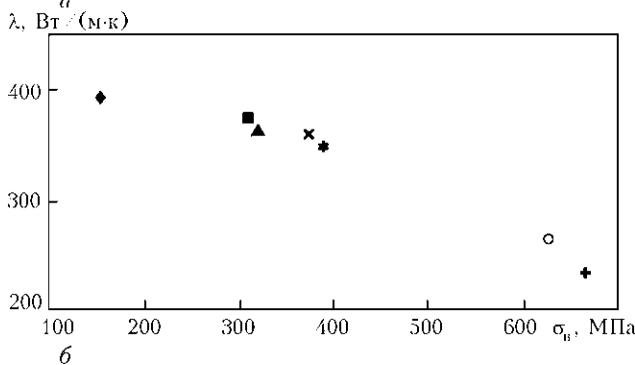
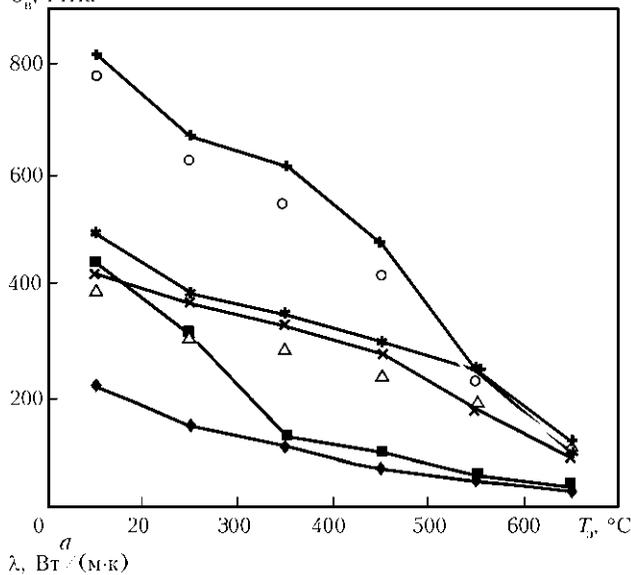


Рис. 6. Временное сопротивление меди и медных сплавов: a — σ_n и теплопроводность λ при 300 °С; b — σ_n в зависимости от температуры [10, 11]

дисперсионное твердение [10, 11]. В качестве легирующих элементов в хромовые бронзы вводят также тугоплавкие переходные металлы — ванадий и ниобий [10, 11].

Основными требованиями к материалу кристаллизатора являются его высокие значения теплопроводности и прочности при повышенных температурах. На рис. 6 показаны данные предела текучести медных сплавов в зависимости от температуры прочности и теплопроводности меди и медных сплавов.

В настоящее время существует множество сплавов на основе меди для изготовления кристаллизаторов МНЛЗ — CuAg, CuAgP, CuCr, CuZrCr, CuNiBe, CuZrNiBe, CuBeZrTi [10–13]. Однако они имеют существенный недостаток: теплопроводность у них ниже, чем у меди, а кроме того, изготовление специальных сплавов весьма дорого и трудоемко [5].

Повышение стойкости кристаллизаторов способствует значительному уменьшению склонности кристаллизаторов к термическим трещинам и искажению геометрии, незначительному повышению сопротивления против износа стенок. Поэтому в мировой практике для увеличения стойкости кристаллизаторов в последнее время применяются процессы поверхностного упрочнения, т. е. нанесение защитных покрытий [14].

Эффективным способом повышения стойкости кристаллизаторов является применение износостойких покрытий химическими, электрохимическими, электролитическими, лазерными и электронно-лучевыми способами. Существуют различные варианты и способы нанесения защитных покрытий — одно- и многослойные, наносимые способами электрохимическим, напыления, накатки.

Наносимые покрытия должны иметь высокие значения износостойкости и твердости, незначительную смачиваемость жидкой сталью, высокую адгезию покрытий с медной основой, способность обеспечить достаточный теплоотвод и, по возможности, небольшую разницу в коэффициентах теплового расширения покрытий и основы.

Наиболее распространенными покрытиями являются гальванические, а также газопламенное напыление Ni, Cr, Ni-Fe, Ni-Co, Ni-P, Ni-B, Ni-Cr [3, 8, 15].

Нанесение покрытий на поверхности гильз и плит кристаллизаторов производят, как правило, для увеличения их долговечности, а также улучшения качества отливаемых заготовок. Рабочие поверхности пластин кристаллизаторов довольно часто подвергают частичному или полному покрытию слоем хрома, никеля или никелевых сплавов [13].

Материалы износостойких покрытий имеют низкий коэффициент теплопроводности по сравнению с чистой медью. Хромовые покрытия рабочих поверхностей стенок кристаллизаторов толщиной 0,10...0,15 мм меняют температурные характеристики, повышая температуру ребра на 2...3, а середины стенки — на 6...8 °С. Никелевые покрытия увеличивают температуру стенок в зависимости от



толщины, °С: при 0,7 мм на 11; 1 мм на 15; 2 мм — на 30; 3 мм — на 45 [16].

Недостатком защитных покрытий для кристаллизаторов является их низкая теплопроводность, в результате чего повышается температура стенок, возрастают термические напряжения из-за разницы в коэффициентах теплового расширения меди и покрытия, при значениях температуры 300 °С (выше температуры начала рекристаллизации и размягчения меди) возможно отслаивание покрытия вследствие ослабления сил адгезии между медью и хромом [17].

Главным недостатком данных покрытий является их незначительная толщина (до 1 мм). Получение покрытий большей толщины сопряжено с ухудшением прочности сцепления покрытия с медной основой [18].

Существующие технологии нанесения различных защитных покрытий позволяют увеличить стойкость медных панелей кристаллизаторов, но через 4...8 циклов механической обработки (остройки) и нанесения нового защитного покрытия слой меди на плите истирается до браковочного состояния, и плита утилизируется.

Наибольший интерес представляют способы, с помощью которых можно достичь значительного упрочнения поверхностных слоев медных плит кристаллизаторов (сочетание высокой твердости и прочности поверхностного слоя с вязкостью и высокой пластичностью основы медных кристаллизаторов).

Значительный эффект поверхностного упрочнения достигается за счет повышения не только твердости, но и износо- и коррозионной стойкости рабочей поверхности кристаллизаторов.

Целью упрочнения поверхностного слоя кристаллизаторов МНЛЗ является повышение его стойкости, т. е. увеличение количества плавков.

Кристаллизаторы из меди без покрытий имеют ресурс, не превосходящий 50 плавков (7,5 тыс. т разливки стали) [8]. Применение различных сплавов меди дает увеличение стойкости кристаллизаторов (средняя стойкость за одну кампанию эксплуатации) сплава МЗрЖ — 125 плавков (4850 т), сплава МСр_{0,1} — до 290 плавков (11252 т), сплава БрХ1Цр — 474 плавков (18201,6 т), сплава МНБ2,0-0,4 — 656 плавков (25190,4 т) [19]. На ОАО «НТМК» холоднокатаные стенки из сплава МСр_{0,1} показали износостойкость в 1,5 раза большую, чем у стенок производства «Фест-Альпине», изготовленных из обычной меди. Стойкость применяемых в России стенок кристаллизаторов в настоящее время составляет в среднем от 400 до 600 плавков (т. е. от 64...96 тыс. т разлитой стали) [20].

Стойкость никеля гальванического покрытия составляет в среднем 300 плавков, покрытия Со-Ni — 400 плавков. При газотермическом способе напыления сплавом Ni-Cr по технологии японской компании «Mishima Kosan» стойкость стенок кристаллизаторов повышается до 8 раз — 3984 плавки

(600 тыс. т) [9, 20]. Испытания компании VAI показали, что покрытия с «экстремально» высоким показателем твердости (до 1200 HV), называемые «Ceramic», дают показатель стойкости в 1200 плавков. Соотношение стоимости покрытия и стойкости свидетельствует об их экономической неэффективности.

При высокой стойкости кристаллизатора экономический эффект достигается за счет сокращения количества ремонтов кристаллизатора, времени, затрачиваемого на обслуживание кристаллизатора, и как следствие, — повышения годовой производительности и относительной стоимости разливки одной плавки металла.

Как следует из анализа литературных источников [21–26], восстановление и упрочнение поверхностного слоя кристаллизатора МНЛЗ возможно с помощью следующих способов сварки, напыления, наплавки и электрохимического (рис. 7):

сварка давлением (сварка трением с перемешиванием, сварка взрывом);

газотермическое напыление (газопламенное, высокоскоростное газопламенное, детонационное, плазменное, напыление с оплавлением, электродуговая металлизация и активированная электродуговая металлизация);

наплавка (газовая, электродуговая, плазменно-дуговая, электрошлаковая, электронно-лучевая, лазерная);

электрохимический способ.

Из рассмотренных способов восстановления и упрочнения поверхностного слоя кристаллизатора МНЛЗ можно выделить три основных способа обработки: электродуговой, плазменно-дуговой и электрошлаковой.

При выборе рационального способа восстановления и упрочнения медных плит кристаллизаторов МНЛЗ необходимо учитывать следующие факторы: требования к качеству наплавленного металла; размер проплавления; производительность наплавки и др. Определенные преимущества имеют способы наплавки, обеспечивающие минимальное проплавление основного металла и малую толщину наплавленного слоя.

Для выбора подходящего способа восстановления и упрочнения поверхностного слоя кристаллизатора МНЛЗ сравним их основные параметры (табл. 1).

Плазменная наплавка относится к прецизионным процессам, поскольку позволяет наплавить слой заданной толщины (от 0,3 до 10 мм) как на всю деталь, так и на определенный участок с лимитированной долей основного металла (5...10 %). Плазменно-дуговую наплавку выполняют в контролируемой инертной атмосфере в герметичной камере. Преимущества этого вида наплавки заключаются в малой глубине проплавления основного металла, возможности наплавки тонких слоев, высоком качестве наплавленного металла без напылов. Большая концентрация тепловой энергии в плазменной струе, стабильность дугового разряда, воз-



Рис. 7. Способы восстановления и упрочнения поверхностного слоя плит кристаллизаторов МНЛЗ

возможность отдельного регулирования степени нагрева основного и присадочного материалов обеспечивают преимущества плазменной наплавки перед другими видами, особенно в тех случаях, когда присадочный материал по составу и свойствам отличается от основного. Малое вложение тепла в обрабатываемую деталь обеспечивает небольшие деформации и термические воздействия на структуру основы, небольшие припуски на последующую механическую обработку. Плазменная наплавка характеризуется такими важными преимуществами, как возможность легирования слоев наплавки, применение любых наплавочных металлов.

По сравнению с аналогами (электрошлаковая и электродуговая) процесс плазменно-дуговой наплавки имеет следующие преимущества:

- высокую стабильность и устойчивость дуги;
- увеличенный зазор между изделием и соплом плазмотрона позволяет снизить требования к точности его поддержания, облегчить наблюдение за наплавкой и обеспечить свободу маневра с присадочным материалом;
- большую номенклатуру наплавочных материалов;
- возможность обеспечения необходимого состава, структуры и свойств уже в первом слое металла наплавки;

точно заданную глубину проплавления и толщину покрытия, высокую равномерность по толщине слоя;

минимальную долю основного металла в наплавленном, отсутствие разбавления наплавленного покрытия основным металлом;

малые остаточные напряжения и деформации, наименьшее снижение сопротивления усталости наплавленного изделия;

незначительный припуск на последующую механическую обработку;

возможность процесса наплавки деталей малых размеров;

высокий уровень механизации и автоматизации технологического процесса.

Из рассмотренных способов восстановления и упрочнения поверхностного слоя кристаллизатора МНЛЗ наиболее подходящим для данного процесса восстановления и повышения стойкости медных кристаллизаторов является плазменно-дуговой.

Восстановление и упрочнение медных плит кристаллизаторов МНЛЗ возможно с помощью разработанного в ИЭС им. Е. О. Патона способа плазменно-дугового рафинирования поверхности (ПДРП) [28].

Плазменно-дуговой переплав поверхностного слоя — это безотходная технология устранения дефектов в виде газовых пузырей, крупных неметаллических включений и оксидных плен, образующихся в наружном слое слитков и заготовок в процессе их формирования. Этот процесс разработан для замены существующих способов подготовки слитков к последующей модификации, основанных на удалении дефектного слоя.

ПДРП слоя проводится в контролируемой инертной атмосфере в герметичной камере. При движении заготовки относительно плазмотрона перемещается фронт плавления и кристаллизации ме-

Таблица 1. Основные технологические параметры способов восстановления и упрочнения поверхностного слоя плит кристаллизаторов МНЛЗ [27]

Способ восстановления / упрочнения	Толщина наплавленного слоя, мм	Расход электрической энергии, кВт·ч / кг	Производительность, кг / ч
Электродуговой	2...15	0,4...0,5	5
Плазменно-дуговой	0,3...10,0	0,9...1,2	1,3
ЭШН	Более 14...16	До 18	До 150

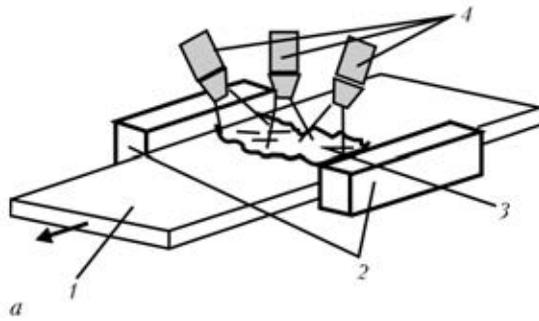


Рис. 8. Плазменно-дуговая установка ОБ-1957: а — схема; б — внешний вид; 1 — обрабатываемая заготовка; 2 — кристаллизатор; 3 — ванна жидкого металла; 4 — плазмотроны

талла, последовательно обрабатывается вся поверхность заготовки (рис. 8).

Высокопроизводительный процесс переплава поверхностного слоя при обработке плоских заготовок обеспечивается путем поддержания слоя расплавленного металла по всей ширине заготовки в результате равномерного рассредоточения тепловых потоков от плазменных дуг по поверхности обрабатываемой заготовки, при котором осуществляется рафинирование и формирование качественной поверхности (рис. 9).

При этом формируется качественная поверхность слитков — переплавленный слой плотный; трещины, завороты, плены, поры, свищи и другие макроскопические дефекты в процессе переплава исчезают. Толщина переплавленного слоя составляет 5...20 мм.

При ПДРП возможно также легирование поверхностного слоя. Совмещение переплава с легированием и дисперсионным упрочнением поверхностного слоя позволяет не только восстанавливать медные панели кристаллизаторов, обеспечивая надежное соединение металла панели с наплавленным слоем, но и повышать их износостойкость при незначительном изменении теплопроводности. Благодаря легированию поверхностный слой приобретает новые свойства с возможностью их



Рис. 9. Процесс ПДРП слоя

изменения в нужном направлении в зависимости от вводимых модификаторов и легирующих добавок.

Выбраны элементы для упрочнения поверхностного слоя медных плит кристаллизаторов МНЛЗ, существенно повышающие стойкость поверхностного слоя меди при рабочих температурах (300...400 °С) и практически не снижающие теплопроводность меди.

Таким образом, определены сплавы на основе меди с высокими значениями теплопроводности, температуры разупрочнения и стойкости для упрочнения поверхностного слоя медных плит кристал-

Таблица 2. Свойства медных сплавов для изготовления стенок кристаллизаторов

Марка сплава	При 20 °С			При 300 °С			Температура разупрочнения, °С
	λ , Вт/(м·к)	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	λ , Вт/(м·к)	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	
Cu (г/д)	410	60	45	393	50	40	250...280
CuAg (х/д)	380	220	20	375	160	25	350
CuNi	180	600	10	240	480	6	550
CuCr (т/о)	350	280	20	360	220	15	500
CuCrZr (т/о)	340	330	25	350	280	20	550
CuZr (х/д)	370	300	15	365	280	15	500
CuHf	360	430	15	355	410	10	520
CuTi	160	800	15	230	680	10	450
CuNiB	170	550	10	220	440	6	550

Примечание. Здесь г/д — горячедеформированная; х/д — холоднодеформированная; т/о — термообработанная; т/к — теплокатаная заготовка.

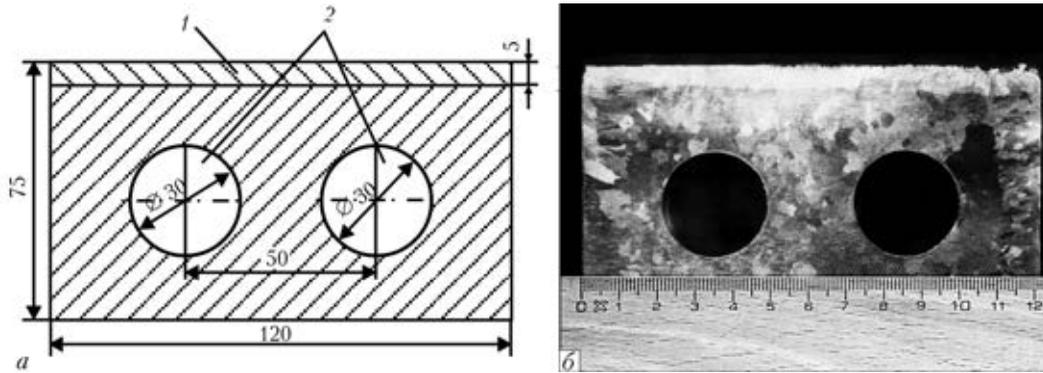


Рис. 10. Схема (а) и макрошлиф (б) поперечного сечения модели медного кристаллизатора МНЛЗ с упрочненным слоем: 1 – упрочненный слой; 2 – каналы охлаждения

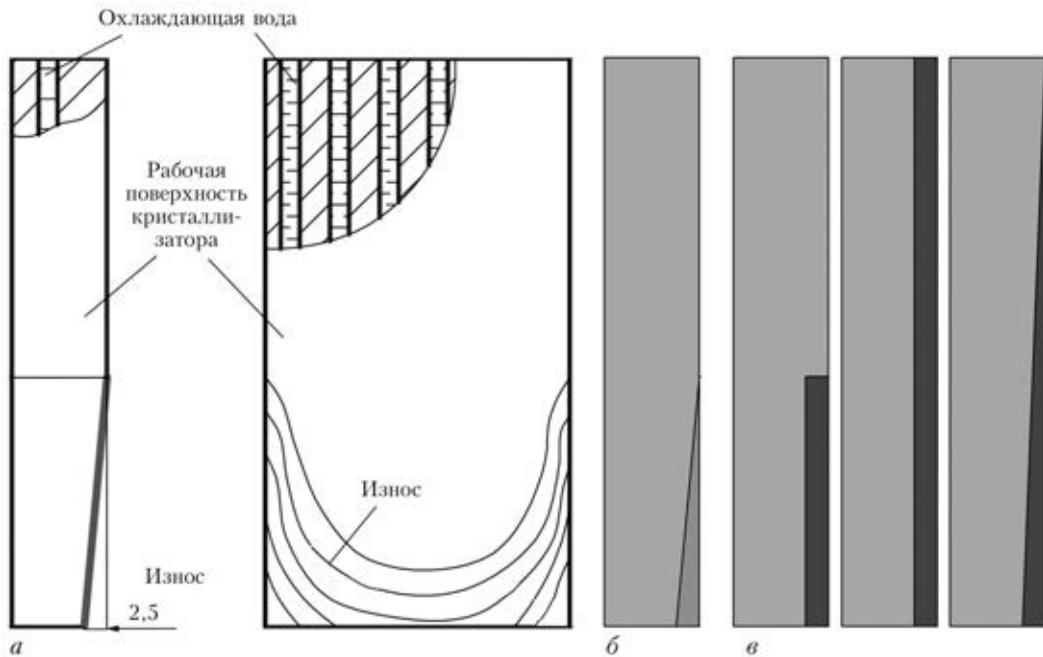


Рис. 11. Медная плита кристаллизатора МНЛЗ: а – износ медной плиты; б – восстановление изношенной поверхности плиты; в – упрочнение поверхностного слоя плиты

лизаторов МНЛЗ: CuNi, CuNiB, CuHf, CuZr, CuTi, CuAg, CuCr, CuCrZr (табл. 2).

Согласно разработанной технологии проведены эксперименты по упрочнению поверхностного слоя медного кристаллизатора МНЛЗ. Из полученных образцов изготовлены макрошлифы (рис. 10), где поверхностный слой сплошной, без дефектов. Толщина наплавленного слоя составила 5...10 мм в зависимости от технологических режимов.

Применение технологии ПДРП позволит сэкономить дорогостоящую медь (100 грн за 1 кг) в результате сокращения операции строжки и сохранить теплопроводность стенки кристаллизатора за счет частичного упрочнения. Данная технология даст возможность восстанавливать и упрочнять изношенную поверхность кристаллизатора без механической обработки поверхности (рис. 11).

Выводы

1. Анализ литературных данных позволил выявить причины выхода кристаллизатора из строя (износ,

трещины и коробление рабочей поверхности). Показано, что причиной возникающих дефектов являются низкие значения механических характеристик материала кристаллизатора – чистой меди при рабочих температурах 300...400 °С.

2. Показано, что основными недостатками сплавов, применяемых для изготовления кристаллизаторов (CuAg, CuAgP, CuCr, CuZrCr, CuNiBe, CuZrNiBe, CuBeZrTi) являются низкие значения теплопроводности и износостойкости, а недостатками покрытий (Ni, Co-Ni, Ni-Cr, Fe-Ni) – плохая адгезия с медью при увеличении толщины покрытия свыше 1 мм.

3. Предложено использовать технологию ПДРП для восстановления и легирования поверхностного слоя медных плит кристаллизаторов МНЛЗ. Выбраны сплавы на основе меди с высокими значениями теплопроводности, температуры разупрочнения и стойкости для упрочнения поверхностного слоя медных плит кристаллизаторов МНЛЗ (CuNi, CuNiB, CuHf, CuZr, CuTi, CuAg, CuCr, CuCrZr), что позволяет повысить их эксплуатационные ха-



рактеристики и сэкономить медь при незначительном изменении теплофизических характеристик.

1. Смирнов А. Н., Ухин В. Е., Подкорытов А. Л. Исследование особенностей износа гильз кристаллизаторов высокоскоростных сортовых МНЛЗ // Наук. пр. Донец. нац. техн. ун-ту. Сер. Металлургия. — 2010. — Вып. 12. — С. 157–164.
2. Особенности разрушения покрытий гильз кристаллизаторов высокоскоростных сортовых МНЛЗ / И. В. Лейрих, А. Н. Смирнов, Е. Ю. Жибоедов, Е. Н. Любименко // Там же. — 2005. — С. 155–161.
3. Пат. 2174900 РФ, В23Р6/00, В22D11/04, В23К9/04 Способ ремонта кристаллизатора / М.-Э. Х. Исакаев. — Оpubл. 20.10.2001, Бюл. № 1.
4. Лейрих И. В., Жибоедов Е. Ю. Влияние условий эксплуатации на разрушение гильз кристаллизаторов сортовых МНЛЗ // Наук. пр. Донец. нац. техн. ун-ту. Сер. Металлургия. — 2007. — Вып. 9. — С. 104–112.
5. <http://mlu.com.ua/pub/32-proizvodstvo-mednykh-stenok-kristalizatorov-dlya.html>.
6. Машины непрерывного литья заготовок. Теория и расчет / Л. В. Буланов, Л. Г. Корзунин, Е. П. Парфенов и др. — Екатеринбург: Уральский центр ПР и рекламы «Марат», 2003. — 320 с.
7. <http://uas.su/conferences/2010/50let/52/00052.php>.
8. Радюк А. Г., Горбатюк С. М., Герасимова А. А. Использование метода электродуговой металлизации для восстановления рабочих поверхностей узких стенок толстостенных слябовых кристаллизаторов // Металлургия. — 2011. — № 6. — С. 54–57.
9. Опыт внедрения передовых японских разработок непрерывной разливки стали в ОАО «ЕВРАЗ НТМК» / А. А. Вопнерук, Р. Ф. Исаков, А. Б. Котельников и др. // Сталь. — 2013. — № 9. — С. 37–41.
10. Осинцев О. Е., Федоров В. Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: Справочник. — М.: Машиностроение, 2004. — 336 с.
11. http://k_svarka.com/content/vliianie-lieghiruiushchikh-eliementov-na-svoistva-miednykh-splavov-ispol-zuiemykh-dl.
12. Li M., Zinkle S. J. Physical and mechanical properties of copper and copper alloys // Comprehensive Nuclear Materials. — 2012. — Vol. 4. — P. 667–690.
13. <http://www.metaprom-spb.com/ru/article10.html>.
14. Позин А. Е. Совершенствование конструкции узких стенок кристаллизаторов слябовых МНЛЗ на основе математического моделирования усадки непрерывно-литой заготовки: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Магнитогорск, 2011. — 20 с.
15. Jeffrey K. Brower, Keith D. Rapp, Michael J. Power advanced alternative coatings for mold copper liners // Iron&SteelTechnology. — Pittsburgh, 2005. — P. 145–157.
16. http://www.kme-osnastka.com/uploads/all/file/amt_russisch.pdf.
17. Зайцев А. А. Совершенствование тепловой работы кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок с защитными покрытиями рабочих стенок: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Череповец, 2005. — 22 с.
18. Ильичев М. В. Формирование структуры и свойств при плазменной наплавке износостойких покрытий на медь и высокоуглеродистую, марганцовистую стали: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — М., 2007. — 22 с.
19. http://www.kv-spb.ru/production/bronze/lists.jaw?printable_version.
20. http://xn--m1adakd.xn--p1ai/press/photo.php?ELEMENT_ID=1567.
21. Сидоров А. И. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой. — М.: Машиностроение; 1987. — 192 с.
22. http://www.autowelding.ru/publ/professionalno_o_pajke/naplavka_sposoby_naplavki/termicheskie_sposoby_naplavki/31-1-0-480.
23. Иноземец А. В., Власова А. М., Толмачев Т. П. Разработка альтернативной технологии получения слоистых композиционных материалов на основе металлов без взаимной растворимости. — Екатеринбург, 2012. — С. 12–13.
24. Технология восстановительного ремонта слябовых кристаллизаторов МНЛЗ способом наплавки трением с перемешиванием / Ю. Н. Никитюк, Г. М. Григоренко, В. И. Зеленин и др. // Современ. электрометаллургия. — 2013. — № 3. — С. 51–55.
25. Применение газотермических покрытий для ремонта толстостенных слябовых кристаллизаторов МНЛЗ / А. Г. Радюк, С. М. Горбатюк, А. А. Герасимова и др. // Металлургические процессы и оборудование. — 2012. — № 1. — С. 32–35.
26. <http://msd.com.ua/addition/krechmer/>.
27. <http://www.plasmacentre.ru/technology/7.php>.
28. Плазменно-дуговой переплав поверхностного слоя медных слитков // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1989. — № 4. — С. 88–93.

Mechanisms of initiation of defects, main types of fractures and causes of coming out of order of copper moulds of machines for continuous casting of billets (MCCB) were considered. Drawbacks and criteria of rejection of narrow and wide walls of the MCCB moulds were determined. Some methods were considered for improvement of fracture resistance of walls (metal hardening and application of wear-resistant coatings). The characteristic was given to material used for the mould walls. Studied are the alloying elements serving for hardening and increase in temperature of recrystallization of copper alloys at almost unchanged heat conductivity. Drawbacks of existing methods of hardening of copper plates of MCCB moulds were revealed. Analysis of alloys on copper base for manufacture of MCCB moulds was made. The most widely spread coatings are shown. The main drawbacks of used coatings are revealed. The main methods of restoration and hardening of surface layer of mould plates were considered. Technology of plasma-arc refining of surface for restoration and alloying of surface layer of copper plates of MCCB moulds was offered. 30 Ref., 2 Tables, 11 Figures.

Key words: MCCB mould; defects; wear; main types of fracture; methods of wear resistance increase; metal hardening; wear-resistant coatings; heat conductivity

Поступила 16.09.2014



УДК 533.6.011+621.365.29

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖИМОВ РАБОТЫ ПЛАЗМОТРОНА КОСВЕННОГО ДЕЙСТВИЯ С ВИХРЕВОЙ ПОДАЧЕЙ ПЛАЗМООБРАЗУЮЩЕГО ГАЗА

В. А. Шаповалов, К. А. Цыкуленко, В. Р. Бурнашев, Д. М. Жиров

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

С целью определения области устойчивой работы плазмотрона косвенного действия исследовали поведение дуги в плазмотроне с вихревой подачей плазмообразующего газа при регулировании тока дуги, давления и направления подачи газа. Установлено, что подача газа только через осевой канал катода не может обеспечить устойчивую работу плазмотрона из-за привязки дуги к горизонтальной площадке анода, что приводит к быстрому износу последнего. Подача газа в завихритель, расположенный в межэлектродной области плазмотрона, позволила перемещать анодное пятно дуги с горизонтальной на цилиндрическую поверхность осевого канала сопла и обеспечивать вращение анодного, а при повышении давления – и катодного конца дуги. Получена область устойчивого горения дуги в координатах ток–давление подаваемого газа. Одновременная подача газа через боковой завихритель и центральный осевой канал при встречных направлениях вихревых потоков способствует увеличению области устойчивого горения дуги. Показано, что конфигурация камеры плазмотрона оказывает существенное влияние на стабильность дугового разряда. Дальнейшие исследования в этом направлении позволят определить конструктивные параметры плазмотрона косвенного действия, обеспечивающие его стабильную и эффективную работу. Библиогр. 4, ил. 4.

Ключевые слова: плазмотрон косвенного действия; вихревая подача газа; устойчивость дугового разряда; режим работы; привязка дуги; газодинамика плазмотрона

В плазмотронах косвенного действия струя плазмы выносится из сопла кинетической энергией газа, подаваемого в камеру. В отличие от плазмотрона прямого действия, где электрический столб дуги совмещен с плазменной струей, в плазмотронах косвенного действия тепловая энергия передается к обрабатываемому объекту только нагретой плазменной струей [1]. Одним из способов применения такого плазмотрона является нагрев различных газов до высоких температур, что позволяет реализовать новые технологические решения, связанные с использованием горячего газа, в различных областях науки и техники.

В настоящее время большинство плазмотронов работает на постоянном токе. Такая ситуация обусловлена тем фактором, что дуга постоянного тока горит более устойчиво, чем дуга переменного тока [2]. Однако, кроме вида тока, дополнительным и весьма существенным фактором, влияющим на устойчивость горения дуги, является поток подаваемого в плазмотрон газа, воздействующий на электрическую дугу. Характер взаимодействия электрической дуги и струи подаваемого газа определяет устойчивость работы плазмотрона и влияет на его рабочие характеристики. В частности, для повышения ресурса работы сопла и плазмотрона во многих конструкциях предусмотрена вихревая подача

плазмообразующего газа, при которой анодное пятно дуги перемещается (вращается) по рабочей поверхности сопла, тем самым снижая тепловую нагрузку на стенку. В работе [3] установлено, что скорость движения анодного пятна дуги близка к скорости движения газового потока. Сделан вывод о том, что снос электрической дуги вдоль канала в значительной степени обусловлен ее взаимодействием с потоком газа.

Целью настоящей работы было определение области устойчивой работы плазмотрона косвенного действия, предназначенного для нагрева газов.

На рис. 1 представлена схема плазмотрона, режим работы которого изучали в процессе экспериментов. В плазмотроне предусмотрена вихревая подача газа (аргона) как через центральный осевой канал катода, так и через боковой завихритель, расположенный между катодом и соплом–анодом. В торец медного водоохлаждаемого катода впаяны вольфрамовые вставки, в том числе и на поверхности его осевого канала. В условиях эксперимента газ в плазмотрон подавали под давлением до $5 \cdot 10^5$ Па, а ток дуги регулировали в диапазоне 200...500 А.

Как уже отмечалось, на устойчивость дуги существенное влияние оказывает скорость газового потока. К сожалению, в условиях эксперимента на работающем плазмотроне измерить ее не представ-

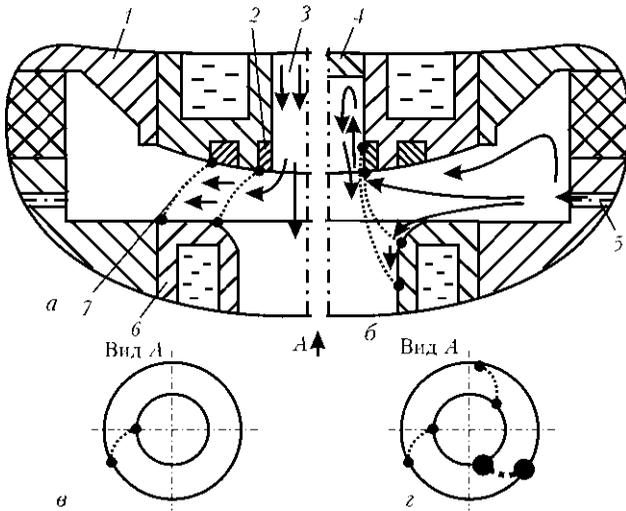


Рис. 1. Схема экспериментального плазматрона (стрелками показаны направления газовых потоков): 1 – катод; 2 – катодная вставка; 3 – осевой канал катода; 4 – заглушка; 5 – канал бокового завихрителя; 6 – сопло-анод; 7 – дуга; а – движение газовых потоков и расположение дуги при подаче газа через осевой канал; б – то же, при подаче газа через боковой завихритель; в – вид А; з – вид А при формировании нескольких дуг

лялось возможным. Однако можно утверждать, что до критических значений она зависит от давления газа, подаваемого в плазматрон. Поэтому в экспериментах регулировали и фиксировали давление, с его увеличением возрастала скорость газового потока.

Подача газа только через осевой канал катода не обеспечивает устойчивую работу плазматрона. Дуга, как правило, привязывалась к горизонтальной площадке анода, что вызывало быстрый износ последнего и даже прогар стенки. Вихревой газовый поток, выходящий из катода, под действием центробежных сил резко расширялся, что приводило к выносу за пределы осевых каналов как катодного, так и анодного пятен, перемещению их по соответствующим рабочим поверхностям. Из-за потери давления вихревой газовый поток уже не может обеспечить необходимое вращение (рис. 1, а).

Подача газа через завихритель, расположенный в межэлектродной области плазматрона, позволила перемещать анодный участок дуги с горизонтальной на цилиндрическую поверхность осевого канала сопла (рис. 1, б). Необходимо отметить, что при этом осевой канал катода был заглушен. В ходе исследований установлено, что устойчивость горения электрической дуги и режим работы плазматрона при подаче газа только через боковой завихритель зависит от соотношения значений токовой нагрузки и давления подаваемого в плазматрон газа.

На рис. 2 показана область устойчивого горения дуги, полученная в условиях эксперимента. К сожалению, в экспериментах не удалось зафиксировать начало вращения анодного участка дуги. Можно только предполагать, что скорость вращения анодного участка дуги увеличивается с повышением давления вихревого потока. Нижняя кривая соответствует условиям, когда катодное пятно дуги начинает время от времени срываться с места привязки

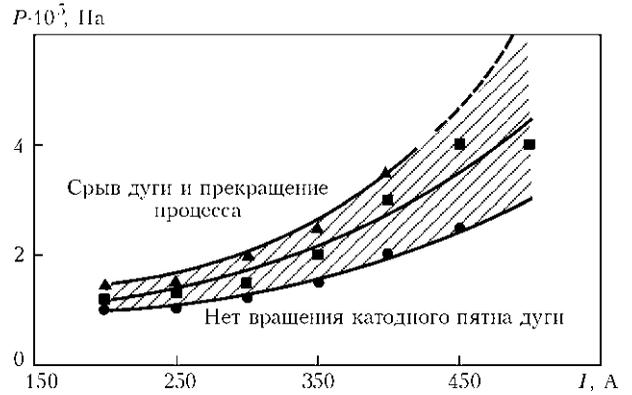


Рис. 2. Область устойчивого горения дуги

и занимать новое положение. По мере повышения давления вихревого потока такие срывы происходят чаще, затем можно зафиксировать и вращение катодного участка дуги – пятно становится практически не различимым, размытым.

Дальнейшее повышение давления вихревого потока приводит к обрыву дуги. Как видно из рис. 2, чем меньше уровень тока дуги, тем уже область ее устойчивого горения. Так, при токе 250 А обрыв дуги происходит уже при давлении подаваемого в плазматрон газа $1,5 \dots 1,7 \cdot 10^5$ Па, в то время как для тока дуги, например 400 А, это значение составляет уже $3,5 \cdot 10^5$ Па.

Вращение столба электрической дуги под действием вихревого потока газа начинается с перемещения анодного пятна дуги на цилиндрическую поверхность осевого канала сопла плазматрона. При этом плотность тока в анодном пятне, по всей видимости, снижается, участок анодной привязки с повышением давления потока газа становится все более размытым и менее заметным. Дуга изгибается в направлении газового потока и растягивается (рис. 1, б, в), о чем свидетельствует повышение напряжения (рис. 3). Увеличение давления вихревого газового потока может приводить к формированию нескольких отдельных дуг. В ходе эксперимента отмечалось два, а иногда даже три, катодных пятна привязки дуги (рис. 1, з).

Одновременная подача газа (через боковой завихритель и центральный осевой канал катода) в камеру плазматрона при закрутке указанных потоков в одном направлении, вероятно, должна способствовать более интенсивному вращению катодного пятна и, следовательно, сужению области устойчивого горения дуги. Для оценки совместного влияния указанных вихревых потоков при их разнонаправ-

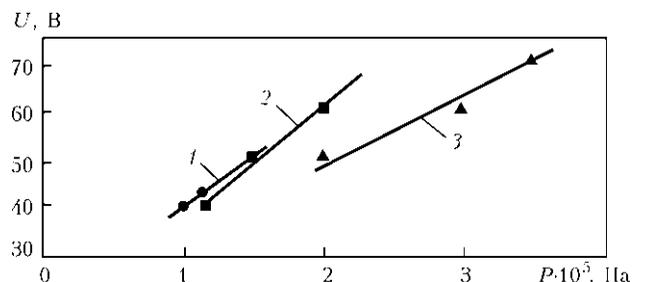


Рис. 3. Зависимость напряжения от давления подаваемого в плазматрон газа при токе, А: 1 – 200; 2 – 300; 3 – 400

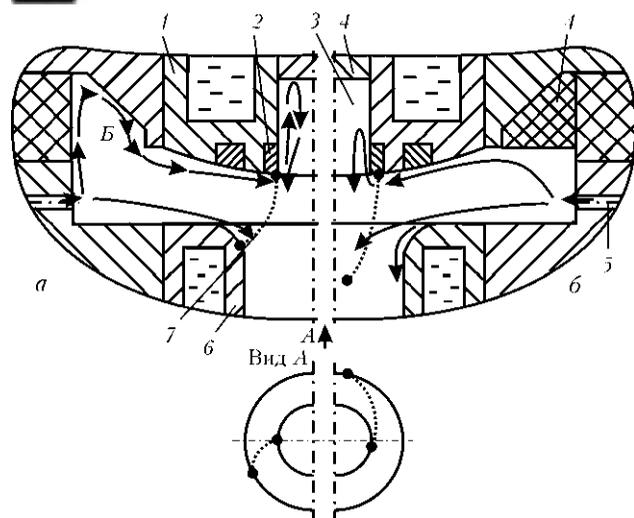


Рис. 4. Схема газовых потоков при наличии (а) и отсутствии (б) полости между боковым завихрителем и держателем катода; обозначения поз. 1–7 см. на рис. 1

ленной подаче боковой поток закручивали в одном направлении, а осевой — в противоположном.

Такой способ подачи газа несмотря на парадоксальность влияния двух встречных вихревых потоков привел к заметному расширению области устойчивого горения дуги. В ходе эксперимента давление бокового вихревого потока изменяли в пределах $(2,0...5,0) \cdot 10^5$, осевого — $(1,0...2,5) \cdot 10^5$ Па. Дуга устойчиво горела во всем указанном диапазоне. При повышении давления бокового вихревого потока напряжение на дуге увеличивается, а осевого вихревого потока — уменьшается. Это дает возможность регулировать уровень напряжения на дуге от 40 до 70 В.

Необходимо отметить, что конфигурация камеры плазматрона, форма и размеры ее внутренней поверхности, по которой распространяются вихревые потоки газа, может оказывать определенное влияние на стабильность дугового разряда. Данные о стабильности горения электрической дуги, представленные на рис. 2, а, получены в условиях, когда в камере плазматрона поверхностями бокового завихрителя и держателя катода образована кольцевая область Б (рис. 4, а), которая аналогично полю электроду плазматрона [4] способствует формированию двух вихревых потоков. Поток газа, выходящий из канала, в соответствии с направлением

закрутки распространяется вдоль стенки завихрителя в направлении как катода, так и анода. Направленный к аноду вихревой поток вызывает перемещение анодного участка привязки дуги на поверхность осевого канала сопла плазматрона. Вихревой поток, направленный к катоду, распространяется вверх, в имеющуюся свободную область Б, отражается от держателя катода и распространяется вдоль него, воздействуя на катодный участок столба электрической дуги.

Наличие области Б, а следовательно, и отраженного от держателя катода нисходящего вихревого потока приводит при повышении давления газа сверх определенного значения к обрыву дуги. Использование специальной заглушки, закрывающей указанную область Б (рис. 4, б), способствовало более стабильной работе плазматрона. Дуга горела даже при повышении давления подаваемого в камеру газа вплоть до $5 \cdot 10^5$ Па. При этом для малых значений токовой нагрузки (200...250 А) удалось существенно увеличить длину дуги — напряжение достигало 140 В (подача газа только через боковой завихритель).

Таким образом, влияние конфигурации камеры плазматрона с вихревой подачей плазмообразующего газа на характер и стабильность горения дуги еще недостаточно изучено, необходимы дополнительные исследования. Кроме того, представляет определенный интерес сравнение работы плазматрона в условиях однонаправленного и встречного вращений бокового и катодного вихревых потоков. Продолжение исследований позволит определить конструктивные параметры плазматрона косвенного действия, обеспечивающие его стабильную и эффективную работу.

1. Даутов Г. Ю., Дзюба В.Л., Карп И. Н. Плазматроны со стабилизированными электрическими дугами. — Киев: Наук. думка, 1984. — 167 с.
2. Электродуговые генераторы термической плазмы / М. Ф. Жуков, И. М. Засыпкин, А. Н. Тимошевский и др. — Новосибирск: Наука, 1999. — 712 с.
3. Меркулов В. В. Исследование тепловых и электрических характеристик плазматрона с самоустанавливающейся длиной дуги: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — М., 2011. — 20 с.
4. Вихревой эффект и газодинамика в полом электроде плазматрона / К. А. Цыкуленко, В. А. Шаповалов, В. В. Степаненко, Д. М. Жиров // Современ. электрометаллургия. — 2013. — № 4. — С. 47–53.

To determine the region of a steady operation of the indirect-action plasmatron, the arc behavior in plasmatron with a turbulence supply of plasma-forming gas at adjustment of arc current, pressure and direction of gas supply was investigated. It was found that the gas supply only through an axial channel of cathode cannot provide the stable operation of the plasmatron due to arc binding to horizontal area of anode, thus leading to a quick wear of the latter. Gas supply to a turbulator, arranged in the interelectrode region of the plasmatron, allows moving the arc anodic spot from horizontal to cylindrical surface of the nozzle axial channel and providing the rotation of arc anodic end, while at increase in pressure — the rotation of the arc cathode end. Region of stable arc burning in current-pressure of supplied gas coordinates was obtained. Simultaneous supply of gas through a lateral turbulator and central axial channel at opposite directions of turbulence flows promotes the increase in region of a stable arc burning. It is shown that the configuration of the plasmatron chamber influences greatly the stability of the arc discharge. The further investigations in this direction will make it possible to determine the design parameters of the direct-action plasmatron, providing its stable and effective operation. 4 Ref., 4 Figures.

Key words: indirect-action plasmatron; turbulence gas supply; stability of arc discharge; operation mode; arc binding; plasmatron gas flow dynamics

Поступила 24.04.2014



УДК 621.791.3.05.11:539.2:620

ПАЙКА В ВАКУУМЕ ЛИТОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖС6У КОМПОЗИЦИОННЫМИ ПРИПОЯМИ НА ОСНОВЕ ВПр-36. Часть 1

И. С. Малашенко, В. Е. Мазурак, Т. Н. Кушнарева,
В. В. Куренкова, В. Г. Завидонов, Е. Ф. Явдошина

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

Рассмотрена возможность создания композиций паяльных смесей на базе промышленного припоя ВПр-36 путем добавки в него припоев эвтектического состава для снижения температуры пайки до 1225...1230 °С и уменьшения гетерофазности формирующихся швов. Исследованы микроструктура металла паяных швов и механические свойства соединений, выполненных с технологическими зазорами 10 и 100 мкм при температуре испытаний 20, 900 и 1000 °С. Получена удовлетворительная стабильность механических свойств при введении в промышленный припой ВПр-36 припоев Ni-12Si (НС12) и Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В [#1] вместе с порошками жаропрочных сплавов ЖС-32 или Rene 142 в качестве наполнителя. Библиогр. 15, табл. 4, ил. 7.

Ключевые слова: ремонтная пайка; литейные сплавы ЖС6К и ЖС6У; высокотемпературный припой ВПр-36; припой Ni-Co-Cr-Al-2,5В; припой НС12; наполнитель; депрессант; паяное соединение; прочность; пластичность; долговечность; металл шва; упрочняющая γ' -фаза; силицидная фаза; гетерофазность

Сплав ЖС6У является одним из наиболее широко применяемых в авиационном газотурбостроении жаропрочных никелевых сплавов. Он относится к классу трудносвариваемых сплавов и практически не подвергается аргонодуговой сварке ввиду склонности к растрескиванию металла шва и зоны термического влияния при кристаллизации из-за протекания процессов дисперсионного твердения. Высокотемпературная пайка может служить альтернативным способом соединения деталей в случае изготовления узлов сложной конфигурации.

Максимально возможная (из-за опасности роста зерна) температура нагрева лопаток турбин из сплава ЖС6У согласно работе [1] составляет 1220 °С. Однако имеются данные [2], когда при ремонтно-восстановительных операциях лопаток, эксплуатировавшихся более 6000 ч, она достигает 1230 °С (4 ч) без ухудшения функциональных свойств сплава ЖС6У и опасности роста зерна.

Для промышленного припоя ВПр-36, широко применяемого в авиационном турбостроении в ЗМКБ «Прогресс», температура пайки равняется 1250...1265 °С. При довольно высокой температуре пайки (до 1265 °С) и времени выдержки 20 мин в высоколегированном растворе формируемых швов

выделяются крупные карбоборидные фазы Me(C, B) на основе ниобия, титана, вольфрама кубической формы, стабильные при высокой температуре, а также дискретные частицы неправильной формы Me₆C, значительное место занимают центрально-осевые сложнолегированные борсодержащие эвтектики (рис. 1). Центральноосевые эвтектические фазы при дальнейшей термической обработке расплавляются и протекают из междоусных пространств, нарушая сплошность и качество паяного шва, а выделение крупноразмерных карбоборидных фаз способствует хрупкому разрушению паяных соединений (ПС) при малых нагрузках, что недопустимо в условиях эксплуатации.

В работах [3–6] рассмотрены и обоснованы условия повышения технологической пластичности ПС никелевых жаропрочных соединений (ЖС), выполненных борсодержащими припоями, путем дополнительного использования в присадочных композиционных смесях порошка эвтектического сплава Ni-12 % Si (НС12). Как показала практика введения 15...20 мас. % кремнийсодержащей эвтектики в припой Ni-Co-Cr-Al-2,5В [#1] + 40 % сплава Rene 142, при пайке сплавов ВЖЛ12У [3], ЖС26ВИ [4] и ЖС6У [5] существенно повышается

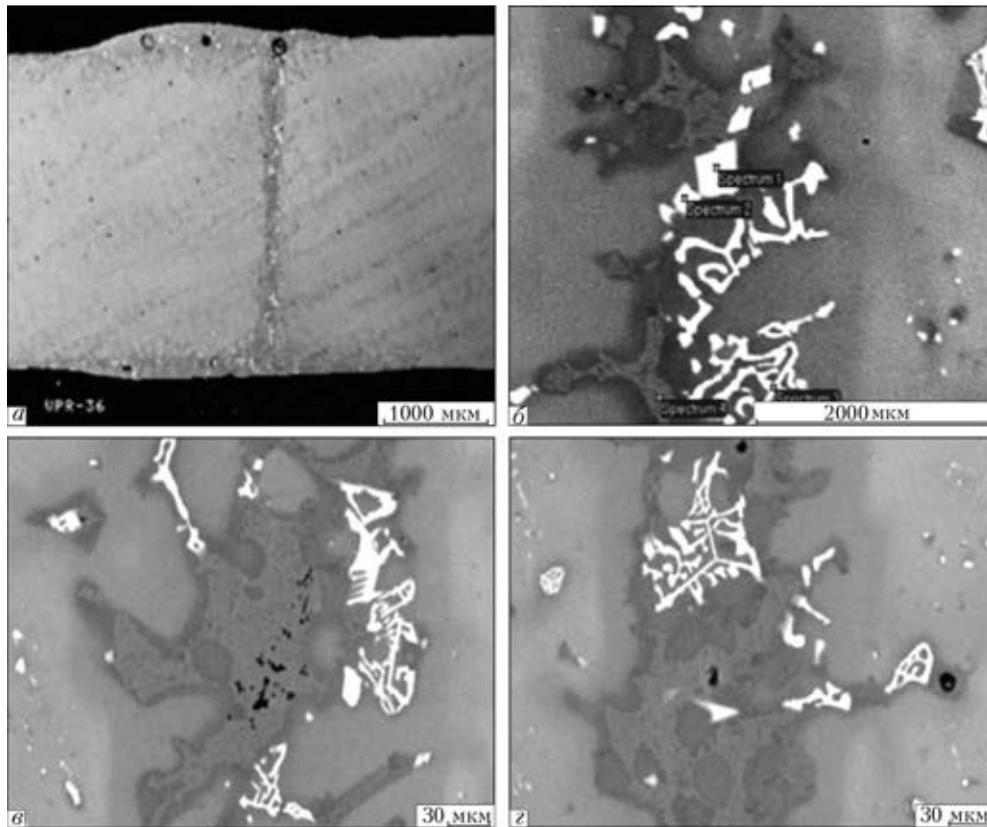


Рис. 1. Микроструктура соединения сплава ЖС26, выполненного в ЗМКБ «Прогресс» с использованием промышленной технологии пайки припоем ВПр-36 при $T_{\max} = 1265^\circ\text{C}$ в течение 20 мин: а — общий вид шва; б-г — структура закристаллизовавшегося припоя ВПр-36

вязкость разрушения и расширяется возможность деформационного упрочнения, благодаря чему можно избежать хрупкого разрушения ПС по достижению им предела упругости.

Одновременное использование бора и кремния в качестве депрессантов в присадочных материалах при высокотемпературной пайке позволяет получать ПС с улучшенными технологическими и механическими характеристиками, в частности вязкостью разрушения. Примером таких припоев с двумя депрессантами является NiCoBraz 130 (BNi-3) с $T_{\text{sol}} = 1055^\circ\text{C}$, который содержит 2,7...3,0 % кремния и 1,5...3,5 % бора [7].

Введение в качестве второго депрессанта кремния обеспечивает не только коррозионную стойкость швов, но и гарантирует надежную смачиваемость припоем материала подложки ($\theta = 3...5^\circ$), хорошую жидкотекучесть расплава для наиболее полного заполнения зазоров; создание структуры металла шва с минимальным количеством (до 5...7 об. %) вторичных боридных и карбидных фаз; уменьшение ликвационной неоднородности шва, ограничение количества межосевых боридных эвтектик; торможение диффузии бора из припоя в паяемый металл. Дополнительным положительным фактором введения второго депрессанта в борсодержащий припой является снижение характеристических температур припоя (температуры пайки) и сужение интервала кристаллизации расплава. При этом кремний нейтрализует активное эрозионное воздействие бора на паяемую основу [8, 9].

Цель данной работы заключалась в поиске рациональных составов композиционных систем при-

поев на основе припоя ВПр-36, обеспечивающих снижение температуры пайки соединений сплава ЖС6У и гарантирующих формирование высокопрочных ПС с достаточной технологической пластичностью. Задача состояла в получении паяльной композиции, обеспечивающей запас пластичности (работы разрушения ПС) в твердом состоянии.

Материалы и методы исследования. Для пайки использовали литые пластины сплава ЖС6У, полученные по выплавляемым моделям из ЗМКБ «Прогресс». Перед пайкой заготовки отжигали в вакууме при 1220°C в течение 2 ч для выравнивания структуры литого металла. Заготовки собирали встык с «нулевым» зазором или с зазором шириной 100 мкм путем конденсаторной сварки, используя сеточку из технического чистого никеля с размером ячейки около 100 мкм.

На противоположную (по отношению к сеточке) поверхность наносили припой, замешанный на органическом связующем. Поверхность предварительно зачищали абразивной бумагой на основе SiC для лучшего смачивания припоем [10]. Высота валика припоя равнялась 1,5...2,0 мм, ширина достигала 3 мм. Валик наносили вдоль соединительного зазора.

Температура пайки в вакууме обычно составляла 1230°C . По желанию заказчика температуру пайки снижали до 1225°C при времени ведения процесса 18...20 мин.

Гомогенизацию образцов ПС проводили при 1160°C в вакууме в течение 2...4 ч для достижения максимального растворения карбидных и интерме-



Таблица 1. Содержание компонентов (паспортные данные) в жаропрочных никелевых сплавах и отдельных составляющих композиционного припоя на основе ВПр-36

Материал	Массовая доля элементов, %						
	Ni	C	Cr	Co	Mo	W	Al
Припой ВПр-36	Основа	0,15...0,20	8...10	8...10	1,4...2,0	2...6	2,5...6,0
Сплав ЖС6У	»	0,13...0,20	9,0...10,5	8...9	1,2...2,4	9,5...11,0	5,1...6,0
Сплав ЖС6К	»	0,13...0,20	10,5...12,5	4...5	3,5...4,5	4,5...5,5	5...6
Сплав ЖС-32	62,2	0,13	5,0	9,4	1,4	8,1	4,2
ВИ (паспорт)	Основа	0,12	4,9	9,0	1,0	8,5	5,9
Rene 142	»	0,10...0,14	6,6...7,0	11,7...12,3	1,3...1,7	4,7...5,1	5,9...5,3
Припой [#1]	»	–	9,0	14,0	–	–	3,8
Припой НС12	»	–	–	–	–	–	–
<i>Окончание табл. 1</i>							
Материал	Массовая доля элементов, %						
	Ti	Nb	Ta	Re	Si	B	Комментарии
Припой ВПр-36	–	2...5	–	–	–	0,8...1,1	–
Сплав ЖС6У	2,0...2,9	–	–	–	–	–	–
Сплав ЖС6К	2,5...3,0	–	–	–	–	–	≤2,0 Fe
Сплав ЖС-32	0	1,97	3,63	3,77	–	–	0,1 V
ВИ (паспорт)	6	1,60	4,0	3,5...4,5	–	0,01	–
Rene 142	<0,02	<0,02	6,2...6,5	2,6...3,0	–	–	1,3...1,7 Hf
Припой [#1]	»	–	–	–	–	2,5	Импортный Ni-377-2
Припой НС12	»	–	–	–	12	–	$T_e = 1143 \text{ }^\circ\text{C}$

таллидных фаз в матричном растворе. Для получения удовлетворительной технологической пластичности образцы ПС, испытываемые при 20 °С, после гомогенизации отжигали по режиму высокотемпературного старения при 1050 °С, 4 ч. (Так отжигают лопатки с жаростойкими конденсационными покрытиями Me–Cr–Al–Y).

Механические испытания образцов ПС сплавов ЖС6К и ЖС6У выполняли при 20 и 900...1000 °С на образцах с рабочей частью длиной 10 и 25 мм и сечением 3,0×1,6 мм. Скорость деформации составляла 1,6...10⁻³ 1/с.

Установлено, что на результаты испытаний ПС существенно влияет качество используемого в экспериментах металла, зависящее от способа отливки и типа шихты (чистая первичная или вторичная). Литейная микропористость, примеси, присутствующие в готовом продукте, снижают физико-механические свойства металла, и образцы ПС могут разрушаться по дефектам основы. Для обеспечения максимального выхода годной рабочей части образцов ПС перед испытаниями утоняли (делали шейку) с целью получения максимальных приложенных напряжений в окрестности полученных швов.

Для формирования качественных ПС сплавов ЖС6К и ЖС6У припоем ВПр-36 использовали подход [11], связанный с введением в борсодержащий припой [#1] + 60 % Rene 142 20 мас. %. эвтектики Ni–12Si с $T_{liq} = 1143 \text{ }^\circ\text{C}$. Вначале в базовый припой ВПр-36 добавляли эвтектической порошок НС12 ($d_3 < 100 \text{ мкм}$). В табл. 1 приведен химический

состав припойных материалов, входящих в состав композиционных припоев на основе порошка сплава ВПр-36. Введение эвтектических составляющих в ВПр-36 позволило не только снизить значения температуры ликвидуса и солидуса и интервал кристаллизации, а также частично разбавить никелем высоколегированную композицию припоя с большим количеством карбидообразующих компонентов (вторичных фаз).

Пайка пластинок сплава ЖС6К, используемого в данной работе в качестве модельного материала, чистым припоем ВПр-36 при 1230 °С не дала положительного эффекта ввиду неполного расплавления припоя и затекания расплава в зазор шириной 100 мкм. Увеличение температуры пайки до 1245 °С (15 мин) позволило получить удовлетворительный результат по прочности и ограниченную пластичность (табл. 2).

ПС, полученные при помощи бинарной системы 80 % ВПр-36 + 20 % НС12, разрушались хрупко при растяжении ниже предела текучести. Наиболее объективной причиной этого результата могло быть перелегирование матричного раствора кремнием с образованием хрупких силицидных фаз в металле шва.

Введение в композицию ВПр-36 + НС12 припоя [#1] вызывало некоторое увеличение массовой доли бора, однако способствовало тому, что разрушение образцов ПС наступало выше уровня предела упругости, а относительное удлинение соединений при 20 °С составило 0,5...0,7 %.



Таблица 2. Механические свойства образцов соединений сплава ЖС6К, выполненных модифицированными припоями на основе ВПр-36 при температуре 1230 °С (15 мин) с шириной технологического зазора 100 мкм при 20 °С*

№ образца	Состав припоя, мас. %				$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	ε , %	Версия припоя
	ВПр-36	НС12	#1	ЖС-32				
X12	100	–	–	–	795,3 809,0	795,3 848,0	0 1,0	ВПр-36
X0					–	610,5	0	
X1	80	20	–	–	–	613,0	0	21-01
X2					–	742,0	0	
X3					765,7	799,0	0,7	
X4	65	20	15	–	–	730,3	0	21-02
X5					779,5	808,3	0,5	
X6					775,5	783,6	0,5	
X7					801,4	854,3	1,2	
X8	45	20	15	20	708,0	738,3	0,7	21-03
X9*					788,3	818,3	1,0	
X13					–	706,3	0	
9					722,3	975,6	6,7	–
10	Исходный металл после отжига по режиму термообработки ПС				713,2	830,0	9,0	–
11					740,3	898,7	10,7	–
121					763,3	930,5	10,2	–

*Термообработка ПС – отжиг 1160 °С (2 ч) + 1050 °С (4 ч).

Обеспечение технологической пластичности и получение стабильного уровня прочности (800...854 МПа) при 20 °С (табл. 2) за счет добавки 10...15 мас. % борсодержащей эвтектики [#1] в комплексный припой оказалось важным положительным моментом в технологическом процессе пайки. Таким образом, определен способ оптимизации химического состава припойного материала.

Следующий этап заключался во введении в припой порошковых наполнителей суперсплавов Rene 142 или ЖС-32 для обеспечения максимально возможного уровня высокотемпературной прочности, термической стабильности и долговечности. Именно такие компоненты сплавов, как тантал и гафний, повышают термическую стабильность γ' -фазы и делают более благоприятной морфологию выделяющейся карбидной фазы, а рений обеспечивает дополнительное твердорастворное упрочнение и позволяет увеличить содержание алюминия и, следовательно, γ' -фазы в сплаве, уменьшить скорость коагуляции ее под нагрузкой.

В ходе работы выполнялись эксперименты с вариациями химического состава композиционных припоев, т. е. количества вводимых в припой составляющих НС12, [#1], ЖС-32 и Rene 142, а также с различной шириной технологического зазора при пайке образцов.

Экспериментальные результаты. Первый вариант пайки при введении в ВПр-36 10 мас. % НС12 и 30 мас. % наполнителя ЖС-32 показал низкие результаты, что, скорее всего, определялось режимом термической обработки паяных образцов с широким

технологическим зазором. Старение при 900 °С после гомогенизации ПС оказалось не совсем подходящим режимом в случае испытаний образцов в условиях 20 °С. В ходе исследования свойств литого металла шва у образцов с технологическими зазорами 10 и 100 мм финальная термообработка должна выполняться при соблюдении условий получения ненапряженной структуры литого металла с повышенной пластичностью твердого раствора и наличием в шве меньшего количества вторичных упрочняющих фаз. Это реализуется путем проведения после гомогенизации (1160 °С, 2 ч) высокотемпературного старения при (1050 °С, 4 ч) для «пластифицирования» материала шва способом частичного растворения вторичных хрупких фаз.

Такой режим термообработки применим для соединений, испытываемых при высокой температуре, что реализовали в дальнейшем.

В экспериментах по пайке сплава ЖС6У содержание ВПр-36 достигало 50...60 мас. %, а количество введенных в присадочный материал легкоплавких компонентов бор- [#1] и кремнийсодержащего НС12 составляло приблизительно по 10 мас. %. При 20 °С и высокой температуре полученные данные кратковременной прочности были вполне удовлетворительными, однако долговечность при 900 °С оставалась низкой. Это можно объяснить наличием в закристаллизованном металле швов грубых карборидных составляющих (на основе ниобия, вольфрама, хрома) и сложнелегированных эвтектик, которые, располагаясь в междендритных областях, охрупчивают границы и снижают длительную прочность.

На рис. 2 отражено соотношение прочностных характеристик сплава ЖС6К и его соединений, полученных способом пайки композиционными припоями на основе ВПр-36 при 1230 °С (20 мин) после двухстадийной термообработки при 1160 °С (4 ч) + 900 °С (4 ч). Температура испытания на растяжение на воздухе составляла 900 °С [12]. Уровень прочности ПС совпадал со значением предела текучести базового металла – 542...562 МПа. Возможно, пластическое течение (сдвиг), происходящее в основном металле, провоцирует разрушение соединений по диффузионной зоне в основном материале. Испытывали образцы с технологическим зазором около 20 и 100 мкм.

Рис. 3 иллюстрирует удовлетворительную плотность значений предела текучести и временного сопротивления ПС сплава ЖС6У, испытанного при высокой температуре. Комбинация добавок НС12

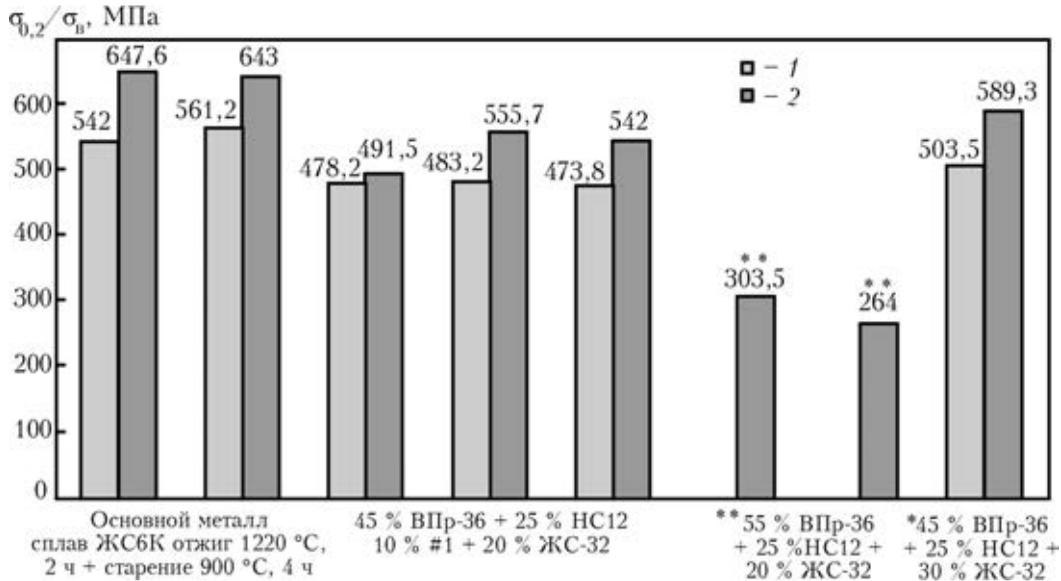


Рис. 2. Значения предела текучести и временного сопротивления соединений ЖС6К и его ПС, выполненных с технологическим зазорами 20 и 100 мкм (** и *), композиционными припоями на основе ВПр36 с добавками при $T = 1225\text{ }^{\circ}\text{C}$ (18 мин) после двухстадийной термообработки ($1160\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 ч + $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 ч). Одноосное растяжение при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ на воздухе [12]: 1 — предел текучести; 2 — временное сопротивление

и [#1] в металле шва оказалось рациональной, а увеличение массовой доли наполнителя ЖС-32 до 30 мас. % дало возможность получить повышенный уровень временного сопротивления при 900 и $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, а также относительное удлинение соединений до 3 %. Это достигнуто благодаря низкотемпературному старению при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 ч непосредственно после гомогенизации при $1160\text{ }^{\circ}\text{C}$. Согласно данным работы [13], более высокие значения предела текучести и временного сопротивления получают после старения при $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ (2...4 ч), которое выполняют после гомогенизации.

Введение 10...15 % НС12 в припой ВПр-36 способствовало обеспечению удовлетворительного протекания зазоров, минимальной пористости и не снизило значений кратковременной прочности соединений сплава ЖС6У. Массовая доля порошка ЖС-32 в припое, равная 30 мас. %, дала наиболее высокий уровень временного сопротивления готового соединения за счет наполнителя. Высокий уровень временного сопротивления при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ достигнут благодаря режиму термообработки $1160\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 ч + $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 ч, позволившему получить относительно дисперсную и регулярную упрочняющую γ' -фазу. Повышение температуры испытаний до $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ вызвало заметное разупрочнение металла ПС с 20 мас. % порошка ЖС-32, однако увеличение его содержания в композиции припоя до 30 мас. % обеспечило получение наиболее высокого значения предела временного сопротивления ПС при $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$.

При значениях температуры $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ и выше, а также неизменной скорости деформации преобладающую роль в пластическом течении металла начинают иг-

рать границы зерен, а не их тело [14]. Характер разрушения изменяется от внутри- (сдвиг) к межзеренному. Это определяется прежде всего фазовым составом основного металла, а в случае ПС — размером ячейки (зерна) металла шва как более слабой в прочностном отношении составляющей испытываемого материала.

Влияние ширины технологического зазора. Факторами, определяющими свойства ПС, являются химический состав припоя, паяемого сплава, режимы процесса пайки и термообработки, ширина технологического зазора. В испытаниях на длительную прочность при использовании образцов с шириной зазора более 100 мкм фактически определяется прочность закристаллизовавшегося металла шва соединения. В процессе механических испытаний

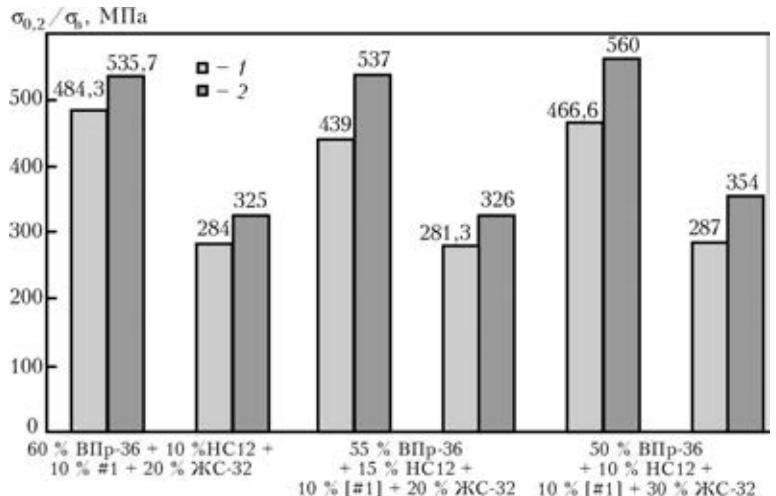


Рис. 3. Значения предела текучести и временного сопротивления соединений сплава ЖС6У с зазором около 100 мкм, выполненных комплексными припоями из сплава ВПр-36 с добавками НС12 и [#1] при $T = 1230\text{ }^{\circ}\text{C}$ (20 мин) после двухстадийной термообработки ($1160\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 ч + $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 ч). Одноосное растяжение при 900 и $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ на воздухе: 1 — предел текучести; 2 — временное сопротивление



ПС с минимальным зазором разрушение образцов происходит преимущественно по основному металлу, прочность стыковых соединений слабо зависит от ширины шва.

По химическому составу выбранный в качестве основы композиции припой ВПр-36 подобен базовому сплаву ЖС6У, однако отличается дополнительным содержанием ниобия (2...5 мас. %) и депрессанта бора (0,8...1,1 мас. %). При пайке процесс кристаллизации на подложке характеризуется активным взаимодействием между расплавленным припоем и основным металлом. Однако в случае рассматриваемой системы процесс растворения припоем основы ослабевает, и спай формируется при избирательной взаимной диффузии компонентов припоя и основного металла. Наиболее активным элементом в припое ВПр-36 является депрессант бор, скорость диффузии которого в никеле составляет $6,22 \cdot 10^{-11} \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$, а скорость диффузии кремния — $3,09 \cdot 10^{-14} \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$, т. е. на три порядка выше. Это объясняется малым значением атомного радиуса бора, у которого $r_b = 0,087 \text{ нм}$.

Наличие активного карбидообразующего элемента ниобия при достаточном содержании углерода приводит к формированию в металле шва большого количества грубых карбидных фаз при штатной температуре пайки припоя ВПр-36, т. е. фаз, значительно снижающих запас пластичности формируемых швов. При температуре пайки примерно 1220...1230 °С происходит неполное расплавление припоя и формирование некачественных швов, особенно это проявляется при широком зазоре, когда кристаллизующийся расплав имеет ячеисто-дендритную структуру, междендритные области которой обогащены легкоплавкими эвтектическими и карбоборидными включениями, действующими ослабляюще на металл шва и способствующими преждевременному разрушению соединений как при комнатной, так и при рабочей температуре (выше 800 °С).

Сравнение результатов испытаний (рис. 4) показало взаимосвязь ширины технологического зазора и прочностных характеристик соединений сплава ЖС6У, в первую очередь гарантированных применением легирующего комплекса сплава-наполни-

теля ЖС-32. Образцы, полученные способом контактной пайки с исходным зазором 10...20 мкм, были более прочными (примерно на 180 МПа) при 900 °С, чем соединения с зазором 100 мкм. Уменьшение зазора и, следовательно, количества затвердевшего металла, приводит к образованию плоских границ зерен при пайке как одно-, так и многокомпонентными припоями. С уменьшением зазора содержание основного металла в зоне сплавления возрастает, т. е. уширяется область прикристаллизованных слоев (прослойка шва, непосредственно прилегающая к основному металлу) с образованием пересыщенного твердого раствора. При узком зазоре скорость кристаллизации v_k и температурный градиент G выше, что способствует возникновению плоского фронта кристаллизации. При снижении отношения G/v_k в широком зазоре фронт кристаллизации (при достаточно большом интервале кристаллизации) приобретает ячеистую либо дендритную форму, что вызывает значительную структурную неоднородность осей и междендритных областей с образованием большого количества вторичных фаз и эвтектик, снижающих долговечность ПС.

Соединения, показанные на рис. 5, получены способом контактной пайки с минимальным исходным соединительным зазором между сопрягаемыми пластинами. Расплав припойного материала проникал в капилляр при температуре 1230 °С (20 мин), смачивал поверхность и взаимодействовал со стенками сопрягаемых пластин. При введении 10 мас. % эвтектики Ni-12 % Si достигали удовлетворительного затекания припоя в зазор. Соединения подвергали «мягкой» термообработке: после гомогенизации при 1160 °С (4 ч) применяли отжиг при 1050 °С (4 ч). В качестве наполнителя использовали порошки (25...30 мас. %) сплавов ЖС-32 или Rene 142. Существенного изменения механических свойств соединений при этом не отмечено.

Прочностные свойства соединений сплава ЖС6У при использовании различных соотношений компонентов в композиционных припоях мало отличались (рис. 5): содержание компонентов в припоях приближалось к оптимальному (табл. 3).

Введение в качестве наполнителя порошка Rene 142 в припой дало стабильный уровень прочности на уровне 831...834 МПа, что определяется легирующим комплексом суперсплава, содержащим тантал и гафний. Разрушение спаянных соединений преимущественно происходило по основному металлу между швом и галтелью перехода к головке образца. Разброс результатов испытаний связан с микронеднородностью металла литой пластины и качеством подготовки рабочей части образцов перед испытаниями. В целом повторяемость значений предела текучести и временного сопротивления образцов оказалась высокой.

Микроструктура ПС, выполненных с применением различных припоев, приведена на рис. 6. В металле швов соединений, сформированных с капиллярным зазором, зафиксирована минимальная

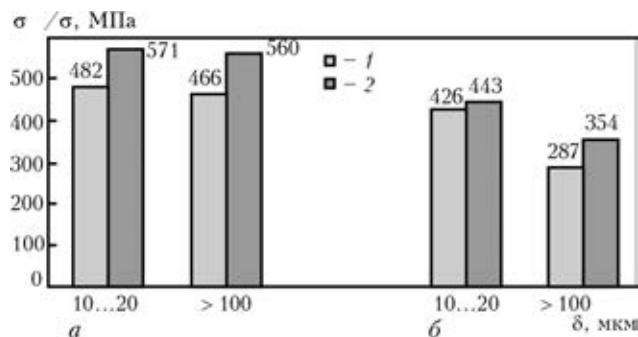


Рис. 4. Влияние ширины зазора на кратковременную прочность ПС сплава ЖС6У, выполненных 50 % припоем ВПр-36-10 НС12-10 % [#1]-30 % ЖС-32: а — предел текучести при $T_{исп} = 900 \text{ }^\circ\text{C}$; б — временное сопротивление при $T_{исп} = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$; δ — шкала зазора

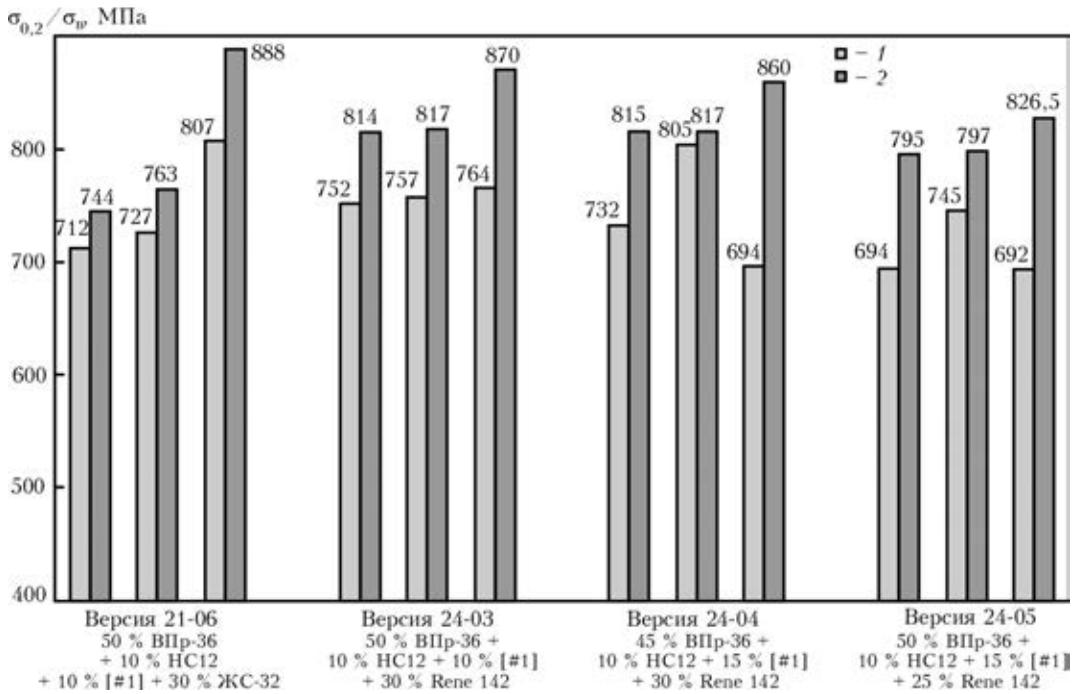


Рис. 5. Прочность ПС сплава ЖС6У на растяжение при 20 °С, выполненных при 1230 °С, 20 мин, с исходным «нулевым» технологическим зазором композиционными припоями на основе ВПр-36: 1 – предел текучести; 2 – временное сопротивление

гетерофазность металла шва без грубых карбидных фаз, дискретно выделяющихся в виде центрально-осевых фаз в верхней части шва. Высокотемпературная прочность соединений с узким соединительным зазором, выполненных с использованием аналогичных припоев, выше полученной ранее на образцах с зазором 100 мкм, что полностью объясняется законами кристаллизации расплава.

Поскольку лучшими функциональными свойствами при 20 °С и высокой температуре отличаются соединения, выполненные с применением припойных материалов 50 % ВПр-36–10 % НС12–10 % [#1]–30 % Rene 142, следует признать, что порошок наполнителя Rene 142 является более эффективной дисперсионноупрочняющей добавкой в композиционном припое на основе сплава ВПр-36, чем ЖС-32. Уменьшение содержания Rene 142 от 30 до 25 мас. % привело к снижению прочности ПС сплава ЖС6У (и одновременному росту их технологической пластичности).

Припой с 30 мас. % ЖС-32 определял структуру практически однофазного шва с единичными карбидными включениями типа $Me_{23}C_6$. Повышенное

содержание углерода в порошке сплава ЖС-32 способствовало выделению при кристаллизации шва изолированных карбидов на основе вольфрама, молибдена, никеля (33...30...16...6,7 %, рис. 6, а, б), но они не вызывали заметного охрупчивания соединения в условиях растяжения при 20 °С ($\epsilon = 1,0...3,5$ %). Так, несмотря на присутствие карбидов в шве, образец ПС (рис. 6, а, б) имел высокие значения прочностных характеристик после старения при 900 °С, 4 ч: $\sigma_{0,2} = 807,4/\sigma_b = 888$ МПа при относительном удлинении 3,5 %.

При пайке с технологическим зазором требовалось обеспечить качественное прилегание друг к другу контактируемых поверхностей. Незначительные перекосы при формировании стенок сопрягаемых пластинок вызывали уширение зазора. В таких участках изменялись условия кристаллизации расплава припоя, в результате чего по оси шва возникали центральноосевые сложнолегированные эвтектики (рис. 6, в). Ввиду этого относительное удлинение образца ПС после старения составило 0,5 % при несущественной разнице значений предела текучести (805 МПа) и временного сопротивления

Таблица 3. Усредненные результаты механических испытаний ПС сплава ЖС6У, полученных способом контактной пайки при $T = 1230$ °С (20 мин) с минимальным исходным зазором*

Версия припоя	Состав припойного материала, мас%					$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	ϵ , %
	ВПр-36	НС12	#1	ЖС-32	Rene 142			
21-06	50	10	10	30	–	720,0	753,6	1,0...1,5
24-04	45	10	15	–	30	744,0	830,7	0,5...2,0
24-03	50	10	10	–	30	758,0	834,0	1,7...4,5
24-05	50	10	15	–	25	710,3	806,4	2,4...6,2

*После двухстадийного отжига: 1160 °С (4 ч) + высокотемпературное старение при 1050 °С (4 ч).

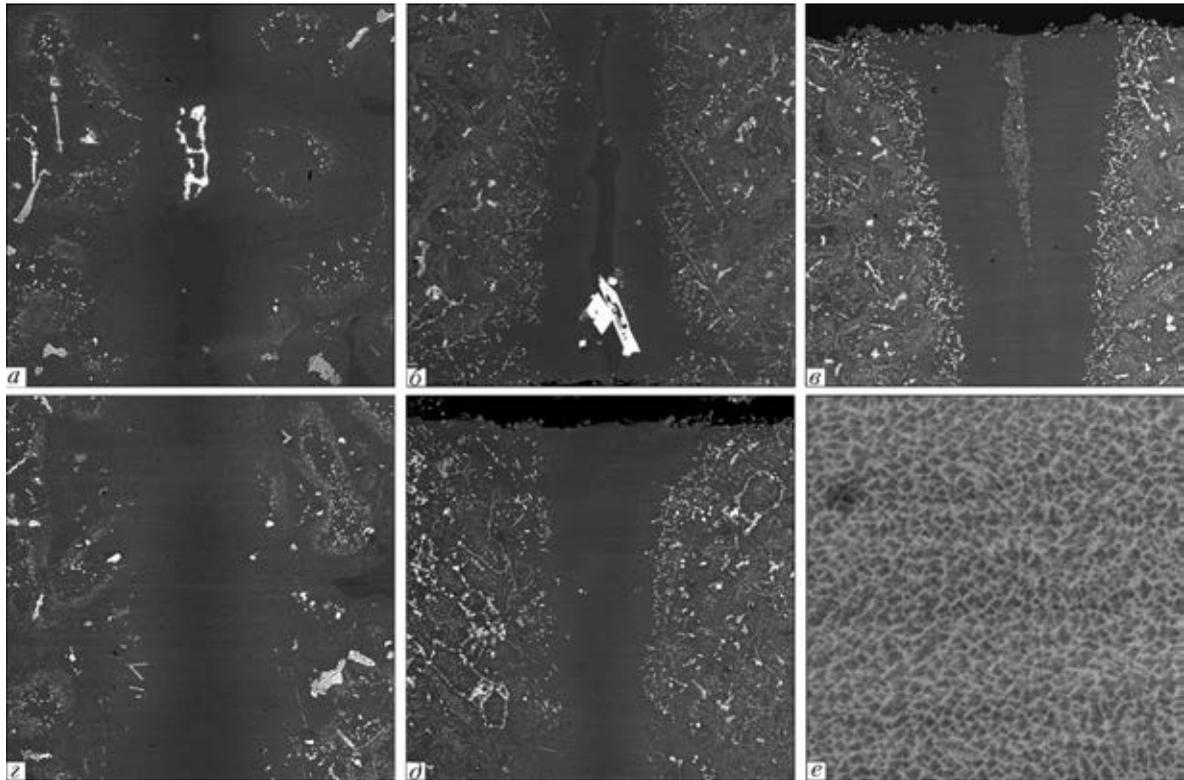


Рис. 6. Микроструктура металла шва ПС сплава ЖС6У: *a, б* — типичная форма выделения карбидов в металле шва, выполненного припоем с 30 мас. % ЖС-32, $\times 400$ (*a*) и $\times 200$ (*б*); *в, г* — верхняя и средняя части шва, сформированного с применением припоя 45 % ВПр-36 + 10 % НС12 + 15 % [#1] + 30 % Rene 142, старение 900 °С, 4 ч; $\times 200$, $\times 400$; *д* — стандартный шов, выполненный припоем оптимального химического состава 50 % ВПр-36 + 10 % НС12 + 10 % [#1] + 30 % Rene 142, $\times 200$; *е* — (γ - γ') тонкая структура металла шва, $\times 20000$

(817 МПа). Повышенное (до 15 мас. %) содержание борсодержащего припоя [#1] в композиционном припое оказалось нерациональным ввиду большого разброса значений предела текучести (при достаточно высоких значениях временного сопротивления — 815...869 МПа после старения при 1050 °С, 4 ч (рис. 6, *г*). Скорее всего, увеличение содержания депрессанта бора в системе композиционного припоя при зазоре, отличном от капиллярного, может приводить к образованию борсодержащих центральноосевых фаз в сформированном шве и охрупчивать соединение.

Паяный шов (рис. 6, *д*) шириной не более 120 мкм получен с использованием припоя 50 % ВПр-36 + 10 % НС12 + 10 % [#1] + 30 % Rene 142 (версия 24-03). При практически однофазной структуре металла сформированного шва удлинение образца ПС составило 3,8 %, а временное сопротивление — 814,5 МПа.

Полученные значения предела текучести и временного сопротивления рассмотренных образцов показали достаточно высокую однородность свойств ПС, выполненных с использованием композиционных припоев на основе ВПр-36. Рабочие характеристики ПС определялись не только надежным контактным взаимодействием металла шва и сопрягаемых поверхностей паяемых пластин, но и тонкой (γ - γ')-структурой металла шва, дисперсностью и гомогенностью распределения γ' -фазы в матричном твердом растворе. Размер частиц γ' -фазы в шве после старения при 1050 °С (4ч) составил 0,5...

...0,6 мкм, что обеспечило надежные функциональные параметры ПС (рис. 6, *е*).

Все образцы при растяжении (20 °С) разрушались по основному металлу между швом и галтелью перехода к головке (рис. 7). Упрочнение шва обеспечивалось в результате более сложного легирования металла шва по сравнению с основным металлом (сплав ЖС6У). Применение в качестве наполнителя порошка сплава Rene 142 дало некоторое преимущество в свойствах соединений по сравнению с порошком сплава ЖС-32. Максимально достигнутая прочность ПС сплава ЖС6У с использованием бор- и кремнийсодержащих припоев получена в случае применения в припойном материале 60 % наполнителя Rene 142 [15].

Лучшей по механическим свойствам из рассмотренных композиционных припоев была версия 24-04, состоящая из ВПр-36 + 10 % НС12 + 10 % [#1] + 30 % Rene 142, которая обеспечила удовлетворительное сочетание прочностных характеристик ($\sigma_B = 814...870$ МПа) и технологической пластичности ($\epsilon = 3,8...4,5$ %). Структура металла шва практически однофазная, т. е. отмечено отсутствие хрупких концентраторов напряжений, провоцирующих возникновение трещин.

Для сравнительной оценки реальной долговечности образцов ПС, выполненных композиционными припоями на основе ВПр-36, использовали приложенное напряжение 147...157 МПа (15...16 кг/мм²). Очевидно, напряжение в 147 МПа является пороговым значением, когда при больших

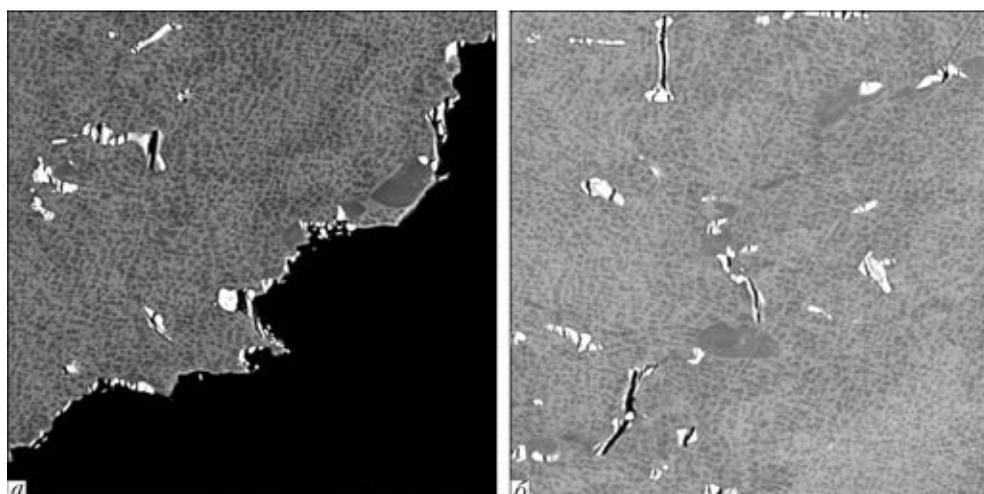


Рис. 7. Типичные картины разрушения основного металла в образцах ПС сплава ЖС6У, выполненного композиционным припоем оптимального состава при 20 °С: *a* – траектория распространения трещины; *б* – растрескивание единичных карбидов в базовом сплаве, $\times 1000$

Таблица 4. Долговечность паяных соединений сплава ЖС6У* на воздухе при температуре 900 °С и ширине технологического зазора 100 мкм

Версия припоя	Содержание компонентов в припойном материале, мас. %				σ , МПа	τ , ч	ϵ , %
	ВПр-36	НС12	#1	ЖС-32			
21-04	60	10	10	20	196	6 ⁴⁵	1,87
21-05	55	15	10	20	176	5 ¹⁵	6,18
21-06	50	10	10	30	20	8 ³⁰	2,45
					176	4 ³⁵	1,1
					176	9	–
					176	>24	–
24-03	50	10	10	Rene 30	196	–	–
					176	1	–
					147	179	0,6
25-02**	48	12	10	30	157	260	0,94
					196	132	0,9

*Пайка выполнена при 1230 °С в течение 20 мин с последующей двухстадийной термообработкой в вакууме при 1160 °С, 4 ч + старение при 900 °С, 4 ч.
 **Исходная ширина зазора 10...20 мкм.

приложенных нагрузках происходит разупрочнение металла шва вследствие повышенной диффузионной активности бора как по границам зерен, так и по субграницам ячеистой структуры, что приводит к снижению длительной прочности.

Долговечность ПС сплава ЖС6У, полученных на образцах из литых пластин (поставка ЗМКБ «Прогресс»), выполненных с использованием припоев ВПр-36 с добавками при 900 °С на воздухе при ширине технологического зазора 10...20 и примерно 100 мкм, обобщена в табл. 4.

Как видно из приведенных результатов, в случае ширины технологического зазора 100 мкм долговечность ПС под нагрузкой была существенно ниже долговечности соединений, выполненных с узким соединительным зазором.

При повышенной (1000 °С) температуре испытаний образцов с технологическим зазором шириной 42...45 мкм прочность ПС достигала $\sigma_{0,2} = 436,8$ МПа; $\sigma_b = 533,5$ МПа, $\epsilon = 1,6$ %. Разрушение образцов происходило в основном по диффузионной зоне, где выделялись карбидные Me_6C и карборидные типа $Me_{23}C_6$ фазы. Данная зона на сплавах типа ЖС6У и ЖС6К была обычно довольно развитой, по сравнению с практически однофазной структурой металла паяного шва.

Выводы

1. Показана возможность формирования качественных ПС никелевых жаропрочных сплавов ЖС6У и ЖС6К с использованием борсодержащего припоя ВПр-36 при температуре 1220...1230 °С, что на 30...



...40 °С ниже штатной температуры пайки. Это достигается путем введения в композицию легкоплавких составляющих припоев Ni-12 % Si (НС12) и Ni-9Co-14Cr-3,8Al-2,5B (#1) вместе с 20...30 мас. % порошков-наполнителей сплавов ЖС-32 или Rene 142.

2. Установлено, что структура швов и механические характеристики соединений определяются размером технологического зазора и составом композиционного припоя. Гомогенное строение с минимальным количеством вторичных карборидных составляющих в металле шва при зазоре 20...50 мкм обеспечивало технологическую пластичность и дисперсионное упрочнение соединений.

3. Получены данные о прочности соединений после двухстадийной термообработки в вакууме, включающей высокотемпературную гомогенизацию при 1160 °С и старение при 900, 4 ч или 1050 °С, 4 ч. Наиболее высокие значения предела текучести/временного сопротивления имели соединения, выполненные композиционными припоями с 30 % Rene 142 в качестве наполнителя ввиду более совершенной системы легирования (тантал, гафний), по сравнению со сплавом ЖС-32.

4. Разрушение образцов ПС в процессе растяжения при 900 и 1000 °С происходит при напряжении, равном пределу текучести паяемого металла, по диффузионной зоне ПС или базовому сплаву ЖС6У.

5. Максимальное значение долговечности ПС сплава ЖС6У при напряжении 196 МПа (900 °С) на воздухе получено при исходном соединительном зазоре 10...20 мкм. Сопротивление ползучести ПС при 900 °С обеспечивается в результате ограничения диффузионной подвижности компонентов припоя по границам зерен и отсутствия выделений карборидных фаз в металле шва.

1. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технологии, покрытия). — М.: МИСИС, 2001. — 632 с.
2. Кузнецов В., Лесников В. Критерий ремонтпригодности и технологии восстановления рабочих лопаток турбин

ГТД // Газотурбинные технологии. — 2004. — № 1, 2. — С. 26–30.

3. *Кратковременная прочность и микроструктура паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с использованием борсодержащего припоя с присадкой кремния* / И. С. Малащенко, В. В. Куренкова, А. Ф. Белявин, В. В. Трохимченко. // Современ. электрометаллургия. — 2006. — № 4. — С. 26–42.
4. *Механические свойства и структура паяных соединений литейного никелевого сплава ЖС26ВИ. Часть 1* / И. С. Малащенко, В. В. Куренкова, Е. В. Оноприенко и др. // Там же. — 2007. — № 1. — С. 25–32.
5. *Прочность и микроструктура паяных соединений сплава ЖС6У, полученных с использованием бор- и боркремнийсодержащих припоев* / А. Ф. Белявин, В. В. Куренкова, И. С. Малащенко и др. // Там же. — 2010. — № 2. — С. 40–52.
6. *Куренкова В. В., Малащенко И. С. Высокотемпературная пайка литейных жаропрочных никелевых сплавов борсодержащим припоем, легированным кремнием // Адгезия расплавов и пайка материалов.* — 2008. — Вып. 41. — С. 63–87.
7. *Хорунов В. Ф. Основы пайки тонкостенных конструкций из высоколегированных сталей.* — Киев: Наук. думка, 2008. — 239 с.
8. *Tung S. K., Lim L. C., Lai M. O. Solidification phenomena in nickel base brazes containing boron and silicon* // Scripta Materialia. — 1996. — 34, is. 5. — P. 763–769.
9. *Variation in diffusion-induced solidification rate of liquated Ni-Cr-B insert during TLP bonding of Waspaloy superalloy* / K. Tokoro, N. P. Wikstrom, O. A. Ojo, M. C. Chaturvedi // Mater. Sci & Engineering A. — 2008. — 477, is. 1–2. — P. 311–318.
10. *Stankovski A. Advanced thermomechanical cleaning procedures for braze repair techniques* // Proc. ASME TURBO EXPO 2002 (Amsterdam. The Netherland, 2002). — 2002. — № 30535 — 10 p.
11. *Куренкова В. В., Дорошенко Л. К., Малащенко И. С. Особенности кристаллизации комплекснолегированных припоев для высокотемпературной пайки жаропрочных никелевых сплавов* // Автомат. сварка. — 2009. — № 6. — С. 17–27.
12. *Новый подход к ремонту створок сопла реактивного двигателя из жаропрочного никелевого сплава ЖС6К* / К. А. Ющенко, И. С. Малащенко, В. Е. Мазурак и др. // Проблемы ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій споруд та машин. — Киев: ІЭС ім. Е. О. Патона НАНУ, 2012. — С. 494–499.
13. *Куренкова В. В. Высокотемпературная пайка литых жаропрочных никелевых сплавов бор- и кремнийсодержащим припоем: Автореф. дис. ... канд. наук.* — Киев: ІЭС ім. Е. О. Патона, 2009. — 22 с.
14. *Диффузионные параметры границ фаз γ/γ' в сплаве на никелевой основе* / С. З. Бокштейн, Е. В. Болберова, С. Т. Кишкин и др. // Докл. АН СССР. — 1980. — 253, № 6. — С. 1377–1379.
15. *Смиалек Дж. Л., Мейлер Дж. Х. Высокотемпературное окисление* // Суперсплавы II. Жаропрочные материалы аэрокосмических и промышленных энергоустановок: В 2 кн. — М.: Металлургия, 1995. — Кн. 2. — С. 8–48.

The feasibility of development of compositions of brazing mixtures was considered on the base of industrial brazing alloy VPr-36 by adding of brazing alloys of eutectic composition to it for reducing the brazing temperature to 1225...1230 °С and decreasing the hetero-phasing of forming welds. Microstructure of brazed weld metal and mechanical properties of joints made with technological gaps of 10 and 100 μm at test temperature of 20, 900 and 1000 °С were investigated. The good stability of mechanical properties was obtained at adding of brazing alloys Ni-12Si (NS12) and Ni-Co-Cr-Al-2.5 % B (#1) together with powders of high-temperature alloys ZhS32 or Rene 142 as a filler into the industrial brazing alloy VPr-36. 15 Ref., 4 Tables, 7 Figures.

Key words: repair brazing; casting alloys ZhS6K and ZhS6U; high-temperature brazing alloy VPr-36; brazing alloy Ni-Co-Cr-Al-2.5B; brazing alloy NS12; filler; depressant; brazed joint; strength; ductility; durability; weld metal; hardening γ' -phase; silicide phase; hetero-phasing

Поступила 14.05.2014



Отзыв на работу «Современные энергосберегающие инновационные технологии производства марганцевых ферросплавов», представленную на соискание государственной премии Украины

Национальная металлургическая академия Украины (НМетАУ) в содружестве с ПАО «Никопольский завод ферросплавов» («НЗФ») и ГП «УкрНТЦ Энергосталь» представила на соискание Государственной премии Украины в области науки и техники за 2014 г. комплексную работу под названием «Современные энергосберегающие инновационные технологии производства марганцевых ферросплавов».

Своевременность, актуальность и государственная заинтересованность в развитии ферросплавного производства в Украине, в частности марганцевых ферросплавов, связаны с существенным вкладом ферросплавной промышленности как составной части металлургического комплекса Украины в финансовую стабильность страны.

Среди ведущих металлургических предприятий Украины, определяющих уровень отрасли, НЗФ занимает одно из ведущих мест по уровню чистого дохода. Поэтому уровень производства на данном предприятии во многом определяет и успешную работу отрасли в целом.

НЗФ является самым мощным в мире ферросплавным предприятием, производящим около 80 % всех марганцевых сплавов нашей страны. Эффективность его работы в значительной мере связана с созданием и внедрением передовых технологических, конструкторских и экологических решений на базе современных достижений мировой и отечественной науки.

Предприятие является многопрофильным. Оно обеспечивает производство не только основной, но и вспомогательной продукции, в том числе агломерата, электродной массы. Поэтому перед авторами работы поставили большую и сложную проблему теоретического обоснования и обеспечения разработки технологии современного уровня при минимизации ресурсоэнергетических затрат, с чем, по нашему мнению, авторы справились в полной мере.

В частности, были детально изучены особенности электрометаллургического производства ПАО «НЗФ» и прежде всего электропроводность и электросопротивление всей электропечной установки, которая складывается из всей цепи подвода тока от электропитателей (электродов) до непосредствен-

ных составляющих процесса (шихтовых материалов), шлака и металла, образующихся в результате углеродовосстановительного процесса.

На базе собственных теоретических и экспериментальных исследований авторами разработана модель строения подэлектродного пространства рудовосстановительной электропечи. Это с учетом модели мультипликативного типа позволило установить опосредованную связь между технологическими параметрами (соотношение оксидных компонентов шихты и углеродного восстановителя, основность шлака) и электрическими характеристиками (электрическое сопротивление шихты, дуги и шлака). На базе этого подхода установлено рациональное значение электрического сопротивления ферросплавной электропечи и соотношение его составляющих — шунт–дуга–шихта и расплав–шлак–металл, обеспечивающих необходимые распределение мощности между рабочими зонами и технико-экономические показатели.

На этих теоретических разработках с учетом физико-химических термодинамических исследований создана и внедрена концепция сквозного совершенствования технологической цепи производства ферросиликомарганца. На мощностях ПАО «НЗФ» реализовано производство марганцевого магнезиального агломерата с необходимыми свойствами, которые удовлетворяли требования физико-химических условий углеродотермического совместного восстановления марганца и кремния из шлакового расплава и электрические характеристики, обусловившие рациональное распределение энергии в ванне дуговой электропечи. Эти разработки с параллельной заменой части кокса и полной заменой природного газа при агломерации собственным феррогазом, образующимся в электропечи во время плавки, позволили существенно повысить эффективность собственного производства агломерата.

С использованием упомянутой модели строения подэлектродного пространства авторы оптимизировали электрический режим процесса. Это позволило значительно повысить эффективность, контролировать во времени стабильность технологии и своевременно реагировать на нарушения,



оптимизируя электрическое сопротивление рабочих зон дуговой печи.

Совершенствование сквозной технологии требует безусловного внимания к отходам, которые неизбежно появляются при основном процессе и негативно влияют на окружающую среду. В частности, образуется много шлака (в 1,3...1,4 раза больше, чем полученного сплава). С этим шлаком теряется марганец в виде невосстановленных оксидов и королек металла. В рамках данной работы исследована и внедрена технология извлечения металлической составляющей на модуле кусковой сортировки шлака с использованием электронной сенсорики, что дало возможность возвращать часть ушедшего со шлаком металла в исходную плавку.

Углеродотермический процесс характеризуется выделением большого количества газообразных продуктов, главной составляющей которого является CO, используемый при агломерации марганцевого сырья. Кроме того, при выпуске сплава и его разливке выделяется большое количество летучих, которые, попадая в окружающую среду, существенно нарушают ПДВ вокруг территории завода.

На базе модели рассеивания Гаусса оценены масштабы пылевидных выбросов для разных погодных условий, режимов работы предприятия на всех участках от плавки до разливки, разработан соответствующий проект, вложены значительные средства в строительство газоаспирационной станции с рукавными фильтрами. Это позволит улучшить состояние окружающей среды в районе завода и вернуть в процесс значительное количество марганца в виде пыли, используемого при агломерации марганцевых руд.

Таким образом, представленная работа охватывает теоретические разработки и промышленное внедрение практически во всех звеньях многостадийного процесса получения ферросиликомарганца со значительным экономическим эффектом, широко освещена в научной и производственной зарубежной и отечественной литературе, имеет высокое социальное значение. Полагаю, что работа и ее авторы заслуживают получения Государственной премии Украины в области науки и техники 2014 г.

Л. Б. Медовар

В ЕС ПРОДОЛЖАЕТСЯ РОСТ ИМПОРТА СТАЛИ – EUROFER



Последние таможенные данные по импорту стальной продукции в ЕС из третьих стран подтверждают тенденцию к ее росту, которая сохраняется на протяжении всего 2014 г. Импорт готовой стали вырос на 28 % в третьем квартале 2014 г. по сравнению с общим объемом импорта в предыдущем квартале и на 19 % в годовом сопоставлении.

Это означает, что с начала года увеличение импорта готовой стали составляет 21 %, в то время как импорт плоской продукции вырос на 16 %, а длинномерных изделий до 43 % в годовом сопоставлении. Импорт полуфабрикатов также вырос, увеличившись на 35 % в годовом сопоставлении за первые девять месяцев текущего года.

В то же время общий объем импорта сортового проката вырос на 43 % за этот период, импорт арматуры — на 83 % в

годовом сопоставлении. Основными странами, осуществляющими поставки плоских изделий являются Китай, Россия и Украина. При этом Турция, Китай и Украина считаются ключевыми экспортёрами сортового проката. Россия и Украина продолжают доминировать в экспорте полуфабрикатов. Дальнейшее увеличение общего объема импорта в четвертом квартале будет способствовать его росту на 13 % в целом за 2014 год.

Импорт, как ожидается, продолжит захватывать значительную часть рынка стали ЕС в 2015 г. Международная конкуренция останется жесткой, особенно в сегменте длинной продукции.

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



Семинар молодых ученых, аспирантов и студентов «Современные проблемы металлургии черных и цветных металлов и специальных сплавов. Материаловедение»

15 мая 2014 г. в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев) состоялся семинар молодых ученых, аспирантов и студентов «Современные проблемы металлургии черных и цветных металлов и специальных сплавов. Материаловедение», который проводился по инициативе Совета научной молодежи при поддержке дирекции института в рамках VIII Всеукраинского фестиваля науки 14–16 мая 2014 г. и посвящен 80-летию ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

Данный семинар проводился впервые, однако мы надеемся, что он станет традиционным с целью поддержки творческой активности молодых научных сотрудников до 35 лет, аспирантов академических институтов, студентов, вузов. Семинар включает весь комплекс проблем металлургии и материаловедения.

В работе семинара приняли участие более 30 участников, которые представляли как научно-исследовательские отделы ИЭС им. Е. О. Патона, так и Инженерно-физический факультет НТУУ «КПИ» (г. Киев), Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины (Днепропетровск).

Семинар открыл ученый секретарь ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины канд. техн. наук И. Н. Клочков, который во вступительном слове подчеркнул необходимость проведения подобных мероприятий с целью обмена опытом и налаживания научных и дружественных связей с молодыми научными сотрудниками как внутри института, так и между различными учреждениями.

В работе семинара приняли участие приглашенные лекторы: заведующий отделом физико-металлургических проблем электрошлаковых технологий д-р техн. наук, проф. Л. Б. Медовар с докладом на тему «Human kind sustainable development and challenges to the material science and metal processing technology», старший научный сотрудник отдела физико-химических исследований материалов д-р техн. наук В. А. Костин с докладом «Современные методы исследования структуры и свойств сварных соединений», научный сотрудник отдела физико-металлургических процессов сварки легких металлов и сплавов канд. техн. наук Ю. А. Хохлова.

Работа семинара проходила в теплой дружественной атмосфере. Всего заслушали 11 докладов. Были отмечены доклады «Активизация массообменных процессов в жидкой ванне при инъекцион-

ном рафинировании чугуна магнием» В. О. Маначина (ИЧМ им. З. И. Некрасова НАН Украины, г. Днепропетровск); «Применение электронно-лучевой технологии для получения стабильных суспензий» К. В. Ляпиной (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев); «Использование компьютерного моделирования при конструировании кристаллизаторов печей ЭШП» Е. А. Волченкова (ИФФ НТУУ «КПИ», г. Киев); «Сплавы — кандидаты для роторов паровых турбин с рабочей температурой пара 700 °С» Я. В. Гусева (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев); «Магнитоуправляемая электрошлаковая плавка сплавов на основе титана» В. Б. Порохонько (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев); «Инверс-процесс в конверторном производстве» П. Н. Кайды (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев); «Исследование электропроводности биметаллических сталемедных заготовок подовых электродов дуговых печей постоянного тока» В. А. Зайцева, А. А. Полишко (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев); «Изучение влияния армирования на износостойкость керамических материалов системы $V_4C_3-MeB_2$ » М. В. Мельник (ИФФ НТУУ «КПИ», г. Киев); «Возможности применения плазменно-дугового перепада для упрочнения поверхностного слоя медных кристаллизаторов МНЛЗ» В. Г. Кожемякина (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев); «Особливості розрахунку енергії активації дифузії в системах Ag–Mo та Mo–Ag із перших принципів» Н. А. Пашкевич (ИФФ НТУУ «КПИ», г. Киев); «Технологические факторы, влияющие на алюмотермическую выплавку ферротитана» Д. А. Казарина (ИФФ НТУУ «КПИ», г. Киев).

Благодарность за помощь в организации семинара хотелось бы выразить членам Совета научной молодежи института В. С. Синюку, Е. К. Кузмичу-Янчуку, Е. В. Половецкому, Д. Ю. Ермоленко, К. В. Ляпиной, Т. А. Зубер, В. Б. Порохонько.

В целом в результате насыщенной программы, организации дискуссионных клубов по тематике семинара работа была результативной. Все участники семинара отмечены сертификатами. Рабочая обстановка способствовала развитию тематических дискуссий и установлению деловых контактов в области металлургии и материаловедения.

А. А. Полишко



Седьмая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»

С 15 по 19 сентября 2014 г. в Одессе на базе отеля «Курортный» проведена Седьмая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» — ММІТWRP-2014, посвященная памяти академика НАН Украины В. И. Махненко. Организаторами конференции выступили НАН Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины и Международная ассоциация «Сварка».

В работе конференции, организованной в виде сессий пленарных и стендовых докладов, приняло участие 35 ученых и специалистов из Украины. Конференцию открыли академик НАН Украины И. В. Кривцун и проф. В. Ф. Демченко, которые в своих выступлениях отметили вклад В. И. Махненко в мировую сварочную науку. Сын В. И. Махненко, О. В. Махненко, выступил с докладом «Задачи математического моделирования физико-химических процессов при сварке и других родственных технологиях».

В ходе проведения круглого стола «Современное состояние и перспективы развития математических методов в сварке и родственных процессах» известные ученые и молодые специалисты обсуждали различные вопросы математического моделирования, процессов, протекающих при сварке, а также методологические аспекты выполнения вычислительного эксперимента — от инженерной постановки до физической и математических моделей.

Тезисы докладов вместе с программой работы конференции опубликованы к началу проведения конференции. Сборник трудов конференции будет издан до конца 2014 г. Данный сборник, а также сборники предыдущих шести международных конференций ММІТWRP можно заказать в редакции журнала или получить в электронном виде на сайте Издательского дома «Патон» <http://patonpublishinghouse.com>.

Владимир Иванович Махненко много сил и времени уделял вопросам подготовки кадров, в том числе проведению конференций. Ниже приведен перечень конференций и семинаров, проводимых под руководством В. И. Махненко в области математического моделирования в сварке и специальной электротехнологии:

- семинар «Применение математических методов для исследования процессов сварки и спецэлектротехнологии», 25–27 мая 1976 г., г. Киев;

- IV Международная школа «Математические методы в сварке», 20–26 апреля 1981 г., пос. Кацивели, Крым;

- конференция «Применение математических методов в сварке», 10–12 декабря 1985 г., Киев;

- V Международная школа «Математические методы в сварке», 18–20 сентября 1988 г., Феодания, Киев;

- конференция «Математические методы и САПР в сварочном производстве», 30 января – 3 февраля 1990 г., Свердловск;

- семинар «Моделирование физико-химических процессов, создание банков данных, расчетно-информационных и экспертных систем в области сварки и родственных технологий», 20–25 апреля 1993 г., Алушта, Крым;

- семинар «Компьютерное материаловедение и информатизация создания новых веществ и материалов», 22–27 мая 1995 г., Алушта, Крым;

- Международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» (ММІТWRP), 16–20 сентября 2002 г., Кацивели, Крым;

- II Международная конференция ММІТWRP, 13–17 сентября 2004 г., Кацивели, Крым;

- объединенная XVI Международная конференция «Компьютерные технологии в сварке и производстве» & III Международная конференция ММІТWRP, 6–8 июня 2006 г., Киев;

- IV Международная конференция ММІТWRP, 27–30 мая 2008 г., Кацивели, Крым;

- V Международная конференция ММІТWRP, 25–28 мая 2010 г., Кацивели, Крым;

- VI Международная конференция ММІТWRP, 28 мая – 1 июня 2012 г., Кацивели, Крым.

Следующая, восьмая, международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», будет проведена в Одессе на базе отеля «Курортный» в сентябре 2016 г.

А. Т. Зельниченко, И. Ю. Романова



НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ

И. В. КРИВЦУНУ — 60

В октябре исполнилось 60 лет доктору технических наук, профессору, академику НАН Украины, лауреату Государственной премии Украины, известному ученому в области физики газового разряда и теории сварочных процессов Игорю Витальевичу Кривцуну.

И. В. Кривцун окончил физический факультет Киевского государственного университета им. Т. Г. Шевченко по специальности «Общая физика». С 1976 г. работает в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, с 2004 г. возглавляет отдел физики газового разряда и техники плазмы, с 2008 г. является заместителем директора Института по научной работе. В 2009 г. Игорь Витальевич стал профессором кафедры лазерной техники и физико-технических технологий НТУУ «Киевский политехнический институт», а с 2010 г. является заведующим этой кафедры.

Главное направление научной деятельности И. В. Кривцуна — теоретические исследования и математическое моделирование физических явлений, протекающих в низкотемпературной технологической плазме (сварочные дуги, плазменные струи, оптический и другие виды газового разряда), а также процессов взаимодействия электродуговой плазмы и лазерного излучения с материалами в условиях дуговой, плазменной, лазерной и гибридной сварки, наплавки и нанесения покрытий.

В работах И. В. Кривцуна получила дальнейшее развитие теория электромагнитных свойств пространственно-неоднородных, плазменных и плазменноподобных систем различной геометрии. Предложен оригинальный подход и разработана методика расчета спектров спонтанного излучения дуговой плазмы, энергетических коэффициентов поглощения и отражения лазерного излучения для системы приповерхностная плазма–металл при лазерной сварке и обработке поверхности. Развита методика расчета состава, теплофизических свойств, транспортных коэффициентов и оптических характеристик термической плазмы сварочных дуг с учетом ее многокомпонентности, обусловленной использованием защитных газовых смесей, испарением материала электродов и т. п.

Широкое признание получили труды И. В. Кривцуна, посвященные гибридным лазерно-дуговым и лазерно-плазменным процессам сварки и обработки металлов. В них научно обосновано, что комбинированный лазерно-дуговой разряд как источник тепла, имеющий принципиально новые возможности управления концентрацией тепловой и электромагнитной энергии, может быть положен в основу

создания нового класса плазменных устройств — интегрированных лазерно-дуговых горелок и плазматронов, предназначенных для реализации гибридных процессов. Им разработаны базовые принципы построения и методы расчета лазерно-дуговых устройств различного технологического назначения, развита теория взаимодействия сфокусированного лазерного излучения и дуговой плазмы с конденсированными средами. Впервые выявлены особенности лазерного и комбинированного лазерно-плазменного нагрева частиц мелкодисперсных металлических и керамических материалов. Разработаны такие новейшие гибридные процессы, как лазерно-микроплазменная сварка металлов малых толщин, лазерно-плазменная порошковая наплавка и напыление керамических материалов, лазерно-плазменное нанесение алмазных и алмазоподобных покрытий. Для практической реализации указанных технологических процессов создан ряд интегрированных лазерно-дуговых плазматронов, не имеющих аналогов в мировой практике.

И. В. Кривцун ведет активную научно-организационную работу. Он является членом специализированных ученых советов по защите кандидатских и докторских диссертаций при ИЭС им. Е. О. Патона и НТУУ «Киевский политехнический институт», членом Американского сварочного общества (AWS), членом Международного информационного общества по материалам (ASM International), членом редколлегии журналов «Автоматическая сварка» и «Вестник НТУУ «КПИ»». Игорь Витальевич плодотворно сотрудничает с различными научно-техническими организациями Германии, Китая и ряда других стран, регулярно выступает с научными докладами на престижных национальных и международных конференциях и семинарах, участвует в реализации международных научных проектов.

И. В. Кривцун является автором и соавтором более 220 научных работ, в том числе трех монографий и семи патентов на изобретения. Им подготовлены один доктор и три кандидата наук. Награжден знаком отличия НАН Украины «За научные достижения».



Редколлегия журнала

**ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ**

Кушнарєва О. С. Особенности структуры и конструктивная прочность сварных соединений алюминиевых сплавов системы легирования Cu-Li-Sc . — На правах рукописи.

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

— Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев, 2014. Дата защиты 24 июня 2014 г.

Диссертационная работа посвящена исследованию влияния изменения структуры и фазового состава металла сварных соединений алюминий-литиевого сплава 1460 в зависимости от характера легирования присадочной проволокой (без и со скандием) в состоянии после сварки и термообработки (старение 150°C , 22 ч, отжиг 350°C , 1 ч) и в результате внешнего нагружения.

С использованием комплекса методов (световая, аналитическая растровая и просвечивающая электронная микроскопия) проведено исследование параметров структуры сварных соединений: изменение зеренной и субзеренной структуры, микротвердости, химического состава, характера разрушения, плотности дислокаций, выделения упрочняющих фаз. Выполнена аналитическая оценка свойств сварных соединений, основанная на учете вклада формирующейся структуры и ее параметров. Установлено, что легирование сварных соединений скандием при всех технологических операциях (сварка, термообработка) вызывает изменение структурно-фазового состояния. Наибольший эффект зафиксирован при отжиге, когда существенно измельчается не только зеренная структура (как после сварки), но и увеличивается плотность дислокаций, активизируется формирование субструктуры и образование

фаз (оптимальных размеров, объемной доли и равномерного внутризеренного распределения). Нивелируется характерная для сплавов Al-Li проблема формирования протяженных зернограничных эвтектик и зон, свободных от выделений. Установлено, что легирование скандием способствует повышению предела текучести сварного соединения на 29...32 % после отжига, наибольший вклад в упрочнение вносят фазовые образования (32 % — металл шва, 26 % — металл ЗТВ), субструктура (29 % — металл шва и 30 % — металл ЗТВ) и размер зерна (20 % — металл шва, 19 % — металл ЗТВ). Максимальный вклад в дисперсионное упрочнение металла шва при легировании скандием после отжига вносят фазы Al_2Cu (20 %), Al_3Sc (20 %). Выполнена аналитическая оценка распределения локальных внутренних напряжений ($\tau_{\text{л/вн}}$) в сварных соединениях после отжига. При динамическом нагружении в металле шва в отсутствие добавок скандия образуются полосы сдвига, являющиеся источником формирования протяженных концентраторов локальных внутренних напряжений вдоль границ и способствующие формированию градиентов $\tau_{\text{л/вн}}$ по границам полос ($0,34...0,85\tau_{\text{теор}}$) и их внутренних объемов ($0,003...0,0085\tau_{\text{теор}}$). Это является одной из причин трещинообразования. В случае легирования скандием в металле шва образуются выделения, состоящие из ядра Al_3Sc и оболочки Al_3Li , а также на основе Al_2Cu композитного типа (с 15...40 % Al_3Sc), способствующие фрагментации структуры и более равномерному распределению локальных внутренних напряжений ($0,034...0,21\tau_{\text{теор}}$). Это увеличивает возможности пластической релаксации напряжений в металле шва за счет подключения ротационных механизмов к дислокационным при одновременном повышении прочности и технологической пластичности сварных соединений.

НИКОПОЛЬСКИЙ ЗАВОД ФЕРРОСПЛАВОВ УВЕЛИЧИЛ ПРОИЗВОДСТВО

Никопольский завод ферросплавов (НЗФ, Днепропетровская обл.) по итогам января-сентября 2014 г. нарастил производство на 35,8 % по сравнению с аналогичным периодом 2013 г. — до 451,8 тыс. т. Об этом сообщили в Украинской ассоциации производителей ферросплавов (УкрФА). Так, за указанный период НЗФ увеличил выпуск силикомарганца на 35,4 % — до 418,8 тыс. т, ферромарганца — на 41 %, до 33 тыс. т.

Предприятие нарастило производство после его включения в список электрометаллургических заводов, которым реализуется электроэнергия на льготных условиях.

<http://ubr.ua>



УКАЗАТЕЛЬ СТАТЕЙ, ОПУБЛИКОВАННЫХ В 2014 Г.

Автор(ы) и название статьи	№ журнала	Автор(ы) и название статьи	№ журнала
Институту электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины – 80	3	Полищук С. С., Устинов А. И., Теличко В. А., Моздзен Г., Мерсталлингер А., Мельниченко Т. В. Условия получения бездефектных квазикристаллических покрытий Al–Cu–Fe способом электронно-лучевого вакуумного осаждения	1
Указы Президента Украины о награждении Б. Е. Патона и Л. М. Лобанова	1	Стельмах Я. А., Крушинская Л. А., Оранская Е. И. Формирование нанокompозитов Al ₂ O ₃ –Co способом электронно-лучевого испарения в вакууме	3
ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ		Теличко В. А., Брукмюллер К., Ханчич А., Устинов А. И. Влияние квазикристаллических покрытий Al–Cu–Fe(B), полученных способом электронно-лучевого осаждения, на эксплуатационные свойства штампов и пресс-форм	4
Зайцев В. А., Полишко А. А., Романко Л. А. Исследование удельного электрического сопротивления сталемедной зоны биметаллического электрошлакового слитка-заготовки анода ДСП постоянного тока	3	Яковчук К. Ю. Теплопроводность и термоциклическая долговечность конденсационных термобарьерных покрытий	4
Махненко В. И., Миленин А. С., Козлитина С. С., Дзюбак Л. И. Моделирование структурного и напряженно-деформированного состояний разнородного стального слитка при электрошлаковой плавке	1	Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э., Нероденко Л. М., Микитчик А. В., Акрымов В. А. Исследование функциональных возможностей конденсированных градиентных термобарьерных покрытий	1
Медовар Л. Б., Дудка Г. А., Стовпченко А. П., Козьминский А. Н., Федоровский Б. Б., Лебедь В. А., Лесунов А. С., Ронжин А. С. Опыт и перспективы традиционного ЭШП для производства длинномерных полых слитков труб	4	ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Полишко А. А., Саенко В. Я., Степанюк С. Н., Туник А. Ю., Клочков И. Н. Поведение неметаллических включений в структуре литой электрошлаковой нержавеющей стали AISI типа 316	1	Бурнашев В. Р., Шаповалов В. А., Жиров Д. М., Кожемякин В. Г., Ботвинко Д. В. Плазменно-дуговой переплав заготовок, скомпактированных из стружки аустенитных нержавеющей сталей	1
Протоковили И. В., Назарчук А. Т., Порохонько В. Б., Ивочкин Ю. П., Тепляков И. О. Электрошлаковая выплавка титановых слитков с импульсным электропитанием	2	Кожемякин В. Г., Шаповалов В. А., Бурнашев В. Р., Жиров В. М., Ботвинко Д. В. Причины разрушения и способы упрочнения медных плит кристаллизаторов МНЛЗ	4
Протоковили И. В., Порохонько В. Б. Способы управления кристаллизацией металла при ЭШП	3	Шаповалов В. А., Цыкуленко К. А., Бурнашев В. Р., Жиров Д. М. Исследования режимов работы плазмотрона косвенного действия с вихревой подачей плазмообразующего газа	4
Рябцев А. Д., Троянский А. А., Фридрих Б., Пашинский В. В., Леоха Ф. Л., Ратаев С. Н. Легирование титана углеродом в процессе камерного электрошлакового переплава	2	Шаповалов В. А., Якуша В. В., Никитенко Ю. А., Долиненко В. В., Гниздыло А. Н., Жолудь В. В. Изучение температурного поля профилированных монокристаллов вольфрама, получаемых плазменно-индукционным способом	3
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ		ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЕРЕПЛАВ	
Ахонин С. В., Березос В. А., Крыжановский В. А., Пикулин А. Н., Ерохин А. Г. Получение трубных заготовок из титанового сплава BT14 способом ЭЛП	3	Демчишин А. В., Аветисян В. А., Демчишин А. А., Кулак Л. Д., Грабин В. В. Структура и механические свойства вакуумно-дуговых многослойных конденсаторов нитридов титана и его сплавов	2
Ахонин С. В., Березос В. А., Пикулин А. Н., Северин А. Ю., Ерохин А. Г. Электронно-лучевое оплавление поверхности слитков сплавов титана	2	ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА	
Григоренко Г. М., Ахонин С. В., Северин А. Ю., Березос В. А., Григоренко С. Г. Влияние легирования бором и лантаном на структуру и свойства сплава на основе интерметаллидного соединения TiAl	2	Федорчук В. Е., Биктагиров Ф. К. Технологические особенности выплавки сложнолегированных алюминиевых сплавов типа B96	3
Крушинская Л. А. Структура конденсаторов диоксида титана, полученных способом электронно-лучевого осаждения в вакууме	2	ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ	
Малашенко И. С., Куренкова В. В., Белоусов И. В., Бибер В. И. Структура и физико-механические свойства вакуумных конденсаторов титанового сплава BT6	2	Максюта И. И., Клясс О. В., Квасницкая Ю. Г., Мьяльница Г. Ф., Михнян Е. В. Технологические особенности высокохромистого никелевого сплава, комплексно-легированного рением и танталом	1
Мельниченко Т. В. Влияние дефектной структуры многослойных реакционных фольг Al/Ti и Al/Ni на фазовые и структурные превращения при нагреве	4	Малашенко И. С., Мазурак В. Е., Кушнарева Т. Н., Куренкова В. В., Завидонов В. Г., Явдощина Е. В. Пайка в вакууме литого никелевого сплава ЖСБУ композиционными припоями на основе ВПр-36. Часть 1	4
Мушегян В. О., Моляр А. Г., Грабин В. В. Разработка и получение полуфабрикатов из титанового сплава BT6 способом электронно-лучевой плавки с последующей термомеханической обработкой	4	Шаповалов В. А., Шейко И. В., Никитенко Ю. А., Якуша В. В., Степаненко В. В. Магниты Nd–Fe–B с наноразмерной структурой	3



Автор(ы) и название статьи	№ журнал	Автор(ы) и название статьи	№ журнал
ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ		Зельниченко А. Т., Романова И. Ю. Седьмая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»	
Есаулов Г. А., Гасик М. И., Горобец А. П., Климчик Ю. В. Исследование влияния фторида кальция на энерготехнологические показатели обработки колесной стали на установке ковш-печь	2	И. В. Кривцуну — 60	4
Захаров Н. И., Троянский А. А., Дюдкин Д. А. Физико-химические особенности дегазации расплава стали от водорода при внепечной обработке в электростатическом поле	1	Игорю Сергеевичу Малашенко — 75	2
Казарин Д. А., Волкотруб Н. П., Прилуцкий М. И. Влияние дисперсности шихтовых материалов на процессы алюминотермии при выплавке ферротитана	1	Календарь конференций и выставок на 2014 г.	1
Крикент И. В., Самохвалов С. Е., Кабаков Д. Ю., Кривцун И. В., Демченко В. Ф., Пиптюк В. П., Греков С. В. Численное исследование гидродинамики расплава в установке ковш-печь постоянного тока	3	Лауреаты Премии им. Е. О. Патона	2
РЕЦЕНЗИИ И НАУЧНЫЕ ДИСКУССИИ		Л. Б. Медовару — 60	3
Медовар Л. Б. Отзыв на работу «Современные энергосберегающие инновационные технологии производства марганцевых ферросплавов», представленную на соискание Государственной премии Украины	4	М. И. Гасику — 85	3
ИНФОРМАЦИЯ		Металлургия и материаловедение. Рефераты отчетов по темам за 2009–2012 гг.	1
А. Д. Чепурному — 70 лет!	1	Михаленков К. В. XII Всеукраинская научно-практическая конференция «Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра»	2
А. К. Цыкуленко — 75	3	ОАО «Запорожсталь» — 80 лет!	1
Ахонин С. В. XII Международная конференция «Ti-2014 в СНГ»	3	Открытие мемориальной доски Владимиру Ивановичу Махненко	1
Борису Васильевичу Данильченко — 75	2	Памяти В. И. Лакомского	1
В. С. Куцаку — 70 лет!	1	Памяти Л. С. Киреева	2
Г. М. Григоренко — 75	3	Полишко А. А. X Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов»	1
Диссертации на соискание ученой степени	1,2,4	Полишко А. А. Семинар молодых ученых, аспирантов и студентов «Современные проблемы металлургии черных и цветных металлов и специальных сплавов. Материаловедение»	4
Зельниченко А. Т., Липодаев В. Н. Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее»	1	Рябцев И. А. 19-я сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам МААН	3

УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

Аветисян В. А., №2
 Акрымов В. А., №1
 Ахонин С. В., №2(2),3(2)
 Белоусов И. В., №2
 Березос В. А., №2(2),3
 Бибер В. И., №2
 Биктагиров Ф. К., №3
 Ботвинко Д. В., №1,4
 Брукмюллер К., №4
 Бурнашев В. Р., №1,4(2)
 Волкотруб Н. П., №1
 Гасик М. И., №2
 Гниздыло А. Н., №3
 Горобец А. П., №2
 Грабин В. В., №2,4
 Греков С. В., №3
 Григоренко Г. М., №2
 Григоренко С. Г., №2
 Дзюбак Л. И., №1
 Демченко В. Ф., №3
 Демчишин А. В., №2
 Демчишин А. А., №2
 Долиненко В. В., №3
 Дудка Г. А., №4
 Дюдкин Д. А., №1
 Ерохин А. Г., №2,3
 Есаулов Г. А., №2
 Жиров Д. М., №1,4(2)

Жолудь В. В., №3
 Завидонов В. Г., №4
 Зайцев В. А., №3
 Захаров Н. И., №1
 Зельниченко А. Т., №1,4
 Ивочкин Ю. П., №2
 Кабаков Д. Ю., №3
 Казарин Д. А., №1
 Квасницкая Ю. Г., №1
 Климчик Ю. В., №2
 Клясс О. В., №1
 Клочкин И. Н., №1
 Кожемякин В. Г., №1,4
 Козлитина С. С., №1
 Козьминский А. Н., №4
 Кривцун И. В., №3
 Крикент И. В., №3
 Крушинская Л. А., №2,3
 Крыжановский В. А., №3
 Кулак Л. Д., №2
 Куренкова В. В., №2,4
 Кушнарера Т. Н., №4
 Лебедь В. А., №4
 Леоха В. Л., №2
 Лесунов А. С., №4
 Липодаев В. Н., №1
 Мазурак В. Е., №4
 Максютя И. И., №1
 Малашенко И. С., №2,4

Махненко В. И., №1
 Медовар Л. Б., №4(2)
 Мельниченко Т. В., №1,4
 Мерсталлинггер А., №1
 Микитчик А. В., №1
 Миленин А. С., №1
 Михаленков К. В., №2
 Михнян Е. В., №1
 Мозден Г., №1
 Моляр А. Г., №4
 Мушегян В. О., №4
 Мьяльница Г. Ф., №1
 Назарчук А. Т., №2
 Нероденко Л. М., №1
 Никитенко Ю. А., №3(2)
 Оранская Е. И., №3
 Патон Б. Е., №4
 Пашинский В. В., №2
 Пикулин А. Н., 2,3
 Пиптюк В. П., №3
 Полищук С. С., №1
 Полишко А. А., №1(2), 3,4
 Порохонько В. Б., №2,3
 Прилуцкий М. И., №1
 Протокилов И. В., №2,3
 Ратаев С. Н., №2
 Романко Л. А., №3
 Романова И. Ю., №4

Ронжин А. С., №4
 Рудой Ю. Э., №1
 Рябцев А. Д., №2
 Рябцев И. А., №3
 Саенко В. Я., №1
 Самохвалов С. Е., №3
 Северин А. Ю., №2
 Стельмах Я. А., №3
 Степаненко В. В., №3
 Степанюк С. Н., №1
 Стовпченко А. П., №4
 Тепляков И. О., №2
 Теличко В. А., №1,4
 Троянский А. А., №1,2
 Туник А. Ю., №1
 Устинов А. И., №1,4
 Федоровский Б. Б., №4
 Федорчук В. Е., №3
 Фридрих Б., №2
 Ханчик А., №4
 Цыкуленко К. А., №4
 Шаповалов В. А., №1,3(2),4(2)
 Шейко И. В., №3
 Явдошина Е. В., №4
 Яковчук К. Ю., №1,4
 Якуша В. В., №3(2)



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 (иностранные 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.

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.paton.kiev.ua 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. Боженко, 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

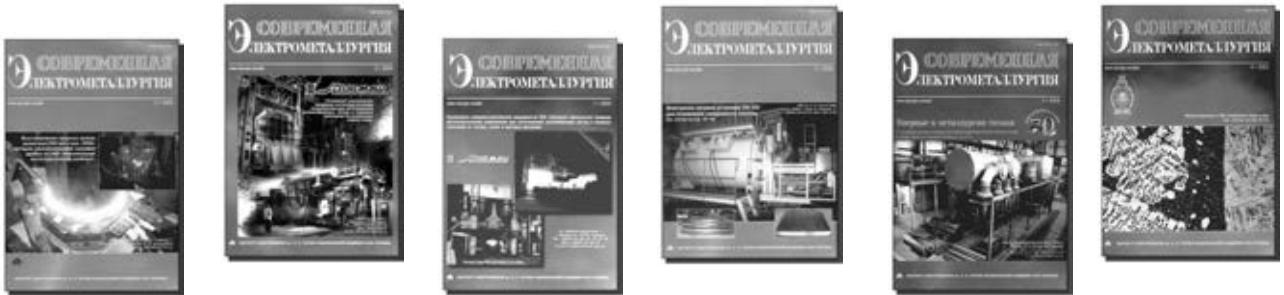
* Международный научно-теоретический и производственный журнал «Современная электрометаллургия» издается ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ ежеквартально с 1985 г. на русском языке (с 1985 по 2002 гг. издавался под названием «Проблемы специальной электрометаллургии»), ISSN 0233-7681, подписной индекс 70693. Английская версия журнала переиздается под названием «Advances in Electrometallurgy» с 2009 г. (ISSN 1810-0384) издательством «Cambridge International Science Publishing» (Великобритания).

**ПОДПИСКА – 2015 на журнал «Современная электрометаллургия»**

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
160 грн	320 грн	1200 руб.	2400 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 2014 г. в открытом доступе архивы статей журнала за 2008–2012 гг.

РЕКЛАМА в журнале «Современная электрометаллургия»**Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров**

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

Контакты:

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

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 08.12.2014. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 7,8. Усл. кр.-отг. 8,1. Уч.-изд. л. 9,3
Печать ООО «Альфа Реклама». 03600, г. Киев, ул. Красноармейская, 139.