

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. Патон

М. И. Гасик,
Г. М. Григоренко
(зам. гл. ред.),
Д. М. Дяченко (отв. секр.),
М. Л. Жадкевич,
В. И. Лакомский, Л. Б. Медовар,
Б. А. Мовчан, А. Н. Петрунько,
А. С. Письменный, Н. П. Тригуб,
А. А. Троянский, А. И. Устинов,
В. А. Шаповалов

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Д. Аблизер (Франция)
Г. М. Григоренко (Украина)
А. А. Ильин (Россия)
Б. Короушич (Словения)
С. Ф. Медина (Испания)
А. Митчелл (Канада)
Б. Е. Патон (Украина)
Ц. В. Рашев (Болгария)
Ж. Фокт (Франция)
Е. Х. Шахпазов (Россия)
Т. Эль Гаммаль (Германия)

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
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редактор:

В. И. Котляр
Электронная верстка:
Д. М. Дяченко,
Л. Н. Герасименко

Свидетельство
о государственной регистрации
КВ 6185 от 31.05.2002

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

**Федоровский Б. Б., Медовар Л. Б., Стовпченко А. П., Журавель В. М.,
Саенко В. Я., Зайцев В. А., Смолярко В. Б., Лебедь В. А.** О новом способе
ЭШП крупногабаритных полых слитков 3

Скрипник С. В. Получение крупногабаритных тонкостенных отливок
сложной формы с применением электрошлаковой тигельной плавки и литья
по газифицируемым моделям 7

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

**Тригуб Н. П., Аснис Е. А., Березос В. А., Северин А. Ю., Пискун Н. В.,
Статкевич И. И.** Получение сплавов интерметаллида системы TiAl
с добавками бора и лантана способом ЭЛПЕ 10

Мушегян В. О. Математическое моделирование электронно-лучевой плавки
молибдена 13

Аснис Е. А., Лесной А. Б., Пискун Н. В. Рафинирование монокристаллов
кремния при выращивании их способом электронно-лучевой бестигельной
зонной плавки 17

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Шаповалов В. А., Биктагиров Ф. К., Бурнашев В. Р., Никитенко Ю. А.
Плазменно-дуговой переплав заготовки, скомпактированной из стружки
стали ЭП609-Ш 21

Жиров Д. М. Применение плазменно-дугового жидкофазного восстановления
металлов газами для переработки комплексного сырья 24

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

**Костин В. А., Статкевич И. И., Аснис Е. А., Григоренко Г. М.,
Лакомский В. В., Пискун Н. В., Козин Р. В., Березос В. А.**
Фрактографические исследования сплава Ti-Al-(ЛЭ) после зонной
перекристаллизации 28

Лакомский В. В., Помарин Ю. М., Григоренко Г. М., Козин Р. В.
Механизм азотирования жидкого металла, покрытого шлаком, азотом
из газовой фазы 31

**Малашенко И. С., Ровков В. А., Куренкова В. В., Белявин А. Ф.,
Федотов Д. А., Сычев В. К.** Увеличение циклической долговечности
монокристаллических лопаток из сплава ЖС36ВИ путем дробеструйной
обработки их хвостовиков микрошариками 34

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

Григоренко Г. М., Грыцкив Я. П., Чубов Л. Н., Грыцкив А. Я. Анализ
железородного концентрата методом ЭСА-ИСП 43

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Максюта И. И., Квасницкая Ю. Г., Лашнева В. В. Технологические
процессы получения высокоррафинированных медицинских сплавов на
кобальто-хромовой основе 46

Григоренко Г. М., Пузрин Л. Г., Полещук М. А., Пузрин А. Л.
Биметаллические материалы и изделия, изготавливаемые способом
высокотемпературной некапиллярной пайки 51

РЕЦЕНЗИИ И НАУЧНЫЕ ДИСКУССИИ

Рецензия на монографию М. И. Гасика, М. М. Гасика «Электротермия
кремния (физикохимия и технология)» 58

ИНФОРМАЦИЯ

Сессия научного совета по новым материалам при комитете по естественным
наукам международной ассоциации академий наук 59

VI Всеукраинская научно-техническая конференция молодых ученых и
специалистов «Сварка и родственные технологии» 61

Информация о 12-й Всемирной конференции «Ti-2011» 63

SOVREMENNAYA ELEKTROMETALLURGIYA

(Electrometallurgy Today)

№ 3 (104)

2011

Published since January, 1985

Founders: The National Academy of Sciences of Ukraine
The E. O. Paton Electric Welding Institute
International Association «Welding»

Publisher: International Association «Welding»

Is published 4 times a year

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B. E. Paton

M. I. Gasik,

G. M. Grigorenko (vice-chief ed.),

D. M. Dyachenko (exec. secr.),

M. L. Zhadkevich, V. I. Lakomsky,

L. B. Medovar, B. A. Movchan,

A. N. Petrunko, A. S. Pismenny,

N. P. Trigub, A. A. Troyansky,

A. I. Ustinov, V. A. Shapovalov

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

D. Ablitzer (France)

G. M. Grigorenko (Ukraine)

A. A. Iljin (Russia)

B. Koroushich (Slovenia)

S. F. Medina (Spain)

A. Mitchell (Canada)

B. E. Paton (Ukraine)

Ts. V. Rashev (Bulgaria)

J. Foct (France)

E. H. Shahpazov (Russia)

T. El Gammal (Germany)

Address:

The E. O. Paton Electric

Welding Institute

of the NAS of Ukraine,

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

http://www.nas.gov.ua/pwj

Editor:

V. I. Kotlyar

Electron galley:

D. M. Dyachenko, L. N. Gerasimenko

State Registration Certificate

KV 6185 of 31.05.2002

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

Fedorovsky B.B., Medovar L.B., Stovpchenko A.P., Zhuravel V.M., Saenko V.Ya., Zaitsev V.A., Smolyarko V.B., Lebed V.A.

About new method of ESR of large-size hollow ingots 3

Scripnik S.V. Producing of large-size thin-walled intricate castings using electroslag crucible melting and flask full-form casting 9

ELECTRON BEAM PROCESSES

Trigub N.P., Asnis E.A., Berezos V.A., Severin A.Yu., Piskun N.V., Statkevich I.I.

Producing of intermetallic alloys of TiAl system with boron and lanthanum additions using the EBCHM method 10

Mushegyan V. O. Mathematical modeling of electron beam melting of molybdenum 13

Asnis E.A., Lesnoy A.B., Piskun N.V. Refining of silicon single crystals in their growing by the method of electron beam crucibleless zonal melting 17

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Shapovalov V.A., Biktagirov F.K., Burnashev V.R., Nikitenko Yu.A.

Plasma-arc remelting of billet, compacted of EP609-Sh steel chips 21

Zhirov D.M. Application of plasma-arc liquid-phase reduction of metals by gases for recycling of complex raw materials 24

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Kostin V.A., Statkevich I.I., Asnis E.A., Grigorenko G.M., Lakomsky V.V., Piskun N.V., Kozin R.V., Berezos V.A.

Fractographic examinations of Ti-Al-(LE) alloy after zonal recrystallization 28

Lakomsky V.V., Pomarin Yu.M., Grigorenko G.M., Kozin R.V. Mechanism of nitriding of molten metal, covered with slag, by nitrogen from the gas phase 31

Malashenko I.S., Rovkov V.A., Kurenkova V.V., Belyavin A.F., Fedotov D.A., Sychev V.K. Increase in cyclic life of single crystal blades of alloy ZhS36VI using shot-blasting treatment of their stems with microballs 34

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

Grigorenko G.M., Grytskiy Ya.P., Chubov L.N., Grytskiy A.Ya.

Analysis of iron ore concentrate by ESA-ISP method 43

NEW MATERIALS

Maksyuta I.I., Kvasnitskaya Yu.G., Iashneva V.V.

Technological processes of producing highly-refined medical alloys on cobalt-chromium base 46

Grigorenko G.M., Puzrin L.G., Poleshchuk M.A., Puzrin A.L.

Bimetal materials and products manufactured by the method of high-temperature non-capillary brazing 51

REVIEWS AND SCIENTIFIC DISCUSSIONS

Review of monograph of Gasik M.I., Gasik M.M. «Electrothermics of silicon (physics- chemistry and technology)» 58

INFORMATION

Session of Scientific Council on New Materials at the Committee on

Natural Sciences of the International Association of Academies of Sciences 59

VI All-Ukrainian Scientific-Technical Conference of young scientists

and specialists «Welding and allied technologies» 61

Information about the 12th World Conference «Ti-2011» 63

«Sovremennaya Elektrometallurgiya» journal
is published in English under the title of «Advances in Electrometallurgy»
by Cambridge International Science Publishing



От редколлегии

В последние два три-года наблюдается бум сообщений об освоении технологии производства крупных полых слитков преимущественно в компаниях, работающих в заготовительном производстве энергетического машиностроения. Так, заявили об освоении 140...220-тонных полых слитков металлурги двух всемирно известных фирм «AREVA» (Франция) и «Sheffield Forgemasters» (Англия). Начал работы в этом направлении гигант отечественного тяжелого и энергетического машиностроения краматорский «Энергомашспецсталь». Аналогичные работы финансируются государством в Китае. В этой связи напомним, что пионерами производства тяжелых полых слитков являются известнейшие японские фирмы «Kobelco» и «Japan Steel Works» (JSW), а в Украине специалистами ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины и ПО «Ждановтяжмаш» (ныне «Азовмаш») полый 120-тонный слиток освоен более 25 лет назад. Опыт применения ЭШП в получении полых слитков свидетельствует о несомненных преимуществах ЭШП полых слитков, в сравнении с открытой выплавкой. Редколлегия планирует продолжить публикацию материалов по этой тематике и приглашает своих постоянных читателей и авторов к обсуждению данной проблемы.

УДК 669.117.6

О НОВОМ СПОСОБЕ ЭШП КРУПНОГАБАРИТНЫХ ПОЛЫХ СЛИТКОВ

**Б. Б. Федоровский, Л. Б. Медовар, А. П. Стовпченко,
В. М. Журавель, В. Я. Саенко, В. А. Зайцев,
В. Б. Смолярко, В. А. Лебедь**

Рассмотрены перспективы получения крупных полых слитков ЭШП. Оценена возможность выплавки полых слитков по двухконтурной схеме ЭШП ДС с применением токоведущего и нетокведущего дорна. Приведено сравнение различных схем получения полых слитков ЭШП. Показана возможность выплавки полых слитков со сменой электродов по ходу переплава.

Prospects for producing large-size hollow ESR ingots are considered. The possibility of melting hollow ingots by two-circuit diagram (ESR TC) using current-carrying and non-current-carrying mandrel is estimated. Comparison of different diagrams of producing hollow ESR ingots was made. The opportunity of melting hollow ingots with a change of electrodes during remelting is shown.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; двухконтурная схема питания; токоведущий кристаллизатор; полый слиток; токоведущий дорн

Применение электрошлакового переплава (ЭШП) для получения полых слитков реализовано в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины много лет назад. Его традиционные технологии успешно применяют-

ся и сегодня в промышленности [1, 2]. При значительном многообразии существуют два основных способа ЭШП полых слитков. Первый реализуют с применением так называемый прошивки при встречном движении расходуемого электрода и наплавляемого слитка с прямой электрической схемой подключения электрода.



Выход годного металла (ВГМ)* при производстве полой заготовки прошивкой из слитка сплошного металла и его экономия при выплавке полого слитка ЭШП

Наименование детали	Масса поковки, т	Параметры сплошного слитка под прошивку				
		Диаметр, мм		Длина или высота, мм	Масса слитка, т	ВГМ, %
		наружный	внутренний			
Вал	173,0	2710	1300	9410	290,0	59,66
Гидровал	128,0	2180	800	9150	190,0	67,37
Кольцо упорное	88,0	5530	4390	1210	130,0	67,69
Валок опорный 1800×3400	110,0	1890	—	8270/3480 (бочка валька)	182,0	60,44
Траверса цилиндра	136,5	4680	1970	1190	190,0	71,84
Плита	2×35,0	2950	2450	4650	124,5	56,22
Труба	23,0	1020	690	6500	32,7	70,33

Окончание таблицы

Наименование детали	Параметры полого слитка ЭШП**				Экономия металла при выплавке полого слитка ЭШП, т / %
	Диаметр, мм		Длина или высота, мм	Масса слитка, т	
	наружный	внутренний			
Вал	2800	950	4200	185	105 / 36
Гидровал	2900	700	2800	140	50 / 26
Кольцо упорное	2800	950	2200	95	35 / 27
Валок опорный 1800×3400	2300	—	3500	115	67 / 37
Траверса цилиндра	3200	850	2400	140	50 / 26
Плита	2450	850	2300	75	49,5 / 40,0
Труба	1050	690	6500	25	7,7 / 27,0

*Расчетное значение, включающее допуски на потери при ковке и полученное исходя из реального многолетнего производственного опыта.

**Экспертные данные.

Второй способ получил большее распространение и основан на применении бифилярной электрической схемы подключения, как правило, 6...8 расходуемых электродов.

В силу вполне понятных технических причин ЭШП полых слитков до последнего времени применяли преимущественно для изготовления объектов военного назначения. Масса слитков достигала примерно 20 т, длина — 5...6 м. Несмотря на высокие значения физико-механических свойств литого металла ЭШП, сопоставимые с таковыми деформированного металла, полые слитки ЭШП в основном используют после деформации [3, 4].

Сегодня интерес к технологии производства полых слитков опять усилился. Вызвано это стремлением к максимальной экономичности. Традиционные технологии производства всевозможных обечаек, сосудов, толстостенных труб базируются преимущественно на ковке их из сплошных кузнечных слитков с весьма низким выходом годного.

Некоторые сравнительные данные об эффективности применения полых слитков приведены в таблице, основанной на данных отечественных заводов тяжелого машиностроения и на экспертных оценках.

С учетом потенциальных возможностей ЭШП необходимо, на наш взгляд, вернуться к обсуждению перспектив и преимуществ ЭШП в производстве полых слитков значительно больших габаритов

и массы, нежели ранее. Авторы полагают, что технически и экономически может быть эффективной выплавка полых слитков ЭШП массой примерно 300 т. Возможности получения полых слитков такой массы и принципы создания соответствующего оборудования на основе технологии ЭШП с прямой переработкой жидкого металла без расходуемых электродов опубликованы ранее в работах [5, 6].

Вместе с тем, в связи с необходимостью применения ЭШП в защитной атмосфере для целого ряда высоколегированных сталей и сплавов следует иметь возможность получения крупногабаритных полых слитков ЭШП путем стандартного переплава расходуемых электродов.

При производстве крупногабаритных сплошных слитков ЭШП обычно применяют смену электродов по ходу переплава. Это позволяет значительно уменьшить длину расходуемых электродов и высоту печи.

Для выплавки полых слитков длиной более 3...4 м, как свидетельствует практика, применение прошивки невозможно.

При многоэлектродной бифилярной схеме реализовать коэффициент заполнения более 0,5 практически очень сложно, поэтому требуется использовать очень длинные электроды.

Так, на недавно построенной концерном «Энергомаш» (Россия, г. Белгород) уникальной печи

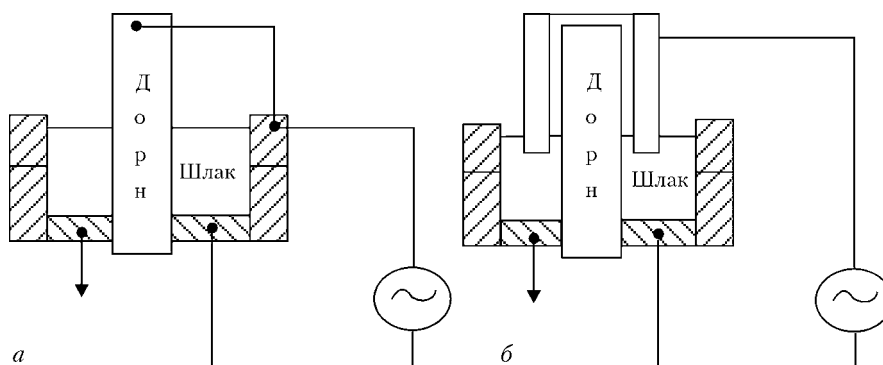


Рис. 1. Схема ЭШП ДС полых слитков в токоподводящем кристаллизаторе с использованием жидкого металла и токоведущего дорна (а), а также расходующих электродов и нетоковедущего дорна (б)

ЭШП планируют выплавлять полые слитки диаметром до 1 м и длиной до 10 м (см. 2-ю страницу обложки журнала) [7]. Таким образом, сплавляемая часть расходующих электродов должна состав-

лять около 20 м. Вполне очевидно, что прямое применение известных решений в данном случае приводит к неоправданному усложнению и печи, и технологии.

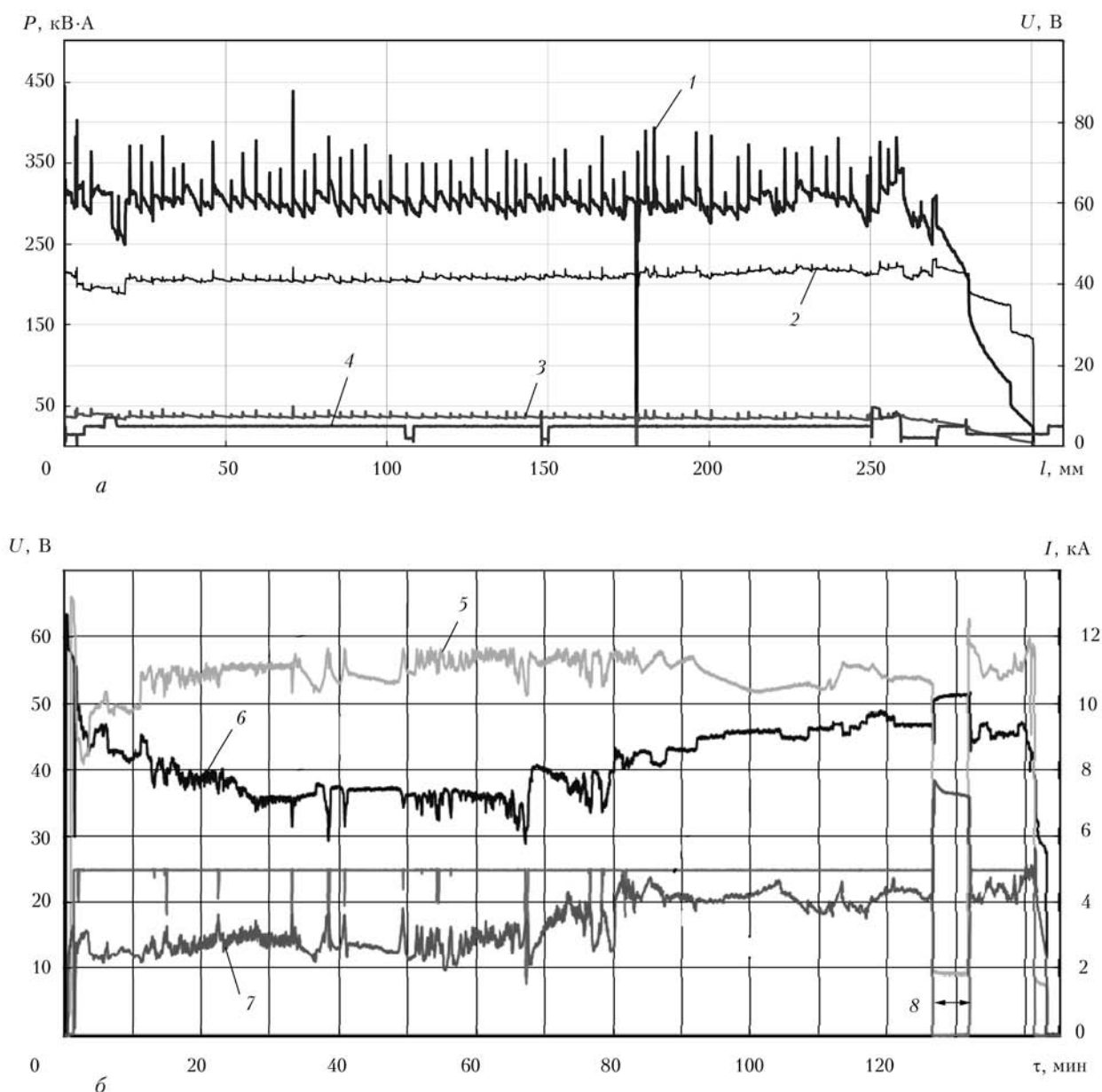


Рис. 2. Регистрограммы электрических параметров плавки по схемам рис. 1 с использованием жидкого металла и токоведущего дорна (а), а также расходующих электродов и нетоковедущего дорна (б): 1 — мощность; 2 — напряжение; 3 — ток; 4 — скорость вытяжки; 5 — напряжение на электродах; 6 — напряжение на кристаллизаторе; 7 — ток на электроде; 8 — имитация; l — длина

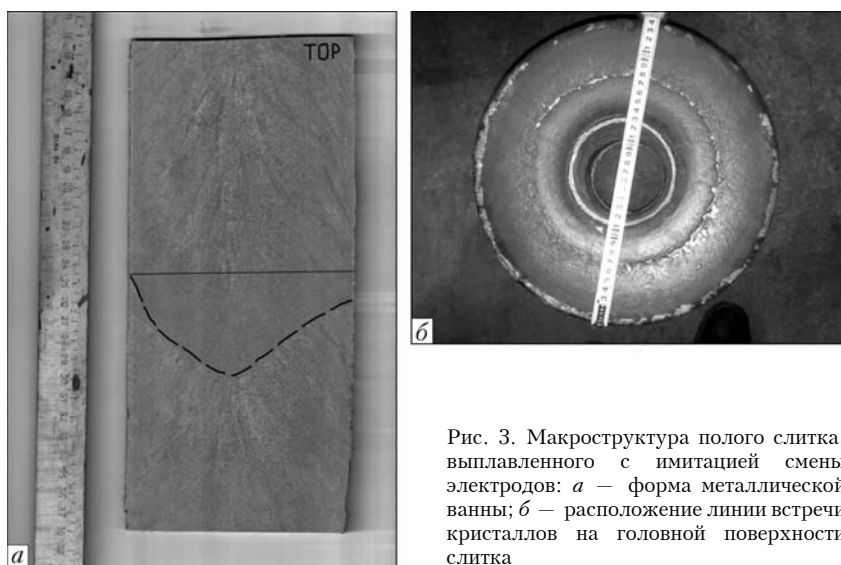


Рис. 3. Макроструктура полого слитка, выплавленного с имитацией смены электродов: а — форма металлической ванны; б — расположение линии встречи кристаллов на головной поверхности слитка

Нами сделана попытка реализовать процесс ЭШП полых слитков со сменой электродов по ходу переплава.

Суть нового способа заключается в использовании подвижного токоведущего кристаллизатора, в который переплавляют расходные электроды по двухконтурной схеме, так называемый процесс ЭШП ДС. Это дает возможность производить смену расходных электродов без опасности зажатия дорна при усадке металла или нарушения формирования слитка. В свою очередь, смена электродов по ходу плавки позволяет получать длинномерные заготовки при сравнительно невысокой колонне печи, имеющей небольшую грузоподъемность.

Принципиальные схемы предлагаемых новых способов ЭШП полых слитков приведены на рис. 1.

Опытные плавки выполняли в кристаллизаторе с внутренним диаметром 350 мм. При этом наружные диаметры токоведущего и нетокведущего дорнов были одинаковыми и составляли 114 мм.

Общая мощность на шлаковой ванне при реализации обеих схем составляла 450... 500 кВ·А. В случае плавки по схеме рис. 1, а эта мощность распределялась между кристаллизатором и дорном как (300... 340):(140... 160) кВ·А.

В опытах оценивали стабильность процесса, симметричность металлической ванны, качество внутренней и наружной поверхности слитков, а также имитировали смену расходных электродов путем кратковременного их отключения и извлечения из шлаковой ванны.

Результаты этих исследований показали (рис. 2), что стабильность процесса в обоих случаях удовлетворительная при несколько лучшей в случае использования схемы рис. 1, а. Отключение расходных электродов и извлечение их из шлаковой ванны на 5 мин не привело к нарушению стабильности процесса, и после последующего погружения электродов в шлак плавка продолжалась в том же режиме (126... 131 мин плавки — рис. 2, б).

Макроструктура полученных слитков была плотной и однородной. Поры отсутствовали. Структура центральной части слитков характеризовалась на-

личием зоны столбчатых кристаллов и отсутствием ликвационных дефектов (рис. 3, а). Изменения в структуре слитка в зоне, имитирующей смену электродов (отмечена линией профиля жидкометаллической ванны), не выявлены.

Симметричность металлической ванны оценивалась по расположению линии встречи кристаллов, видимой на головной поверхности слитка (рис. 3, б). Как видно из рисунка, расположение этой линии адекватно расположению таковой на продольном макротемплете полого слитка.

Следует отметить, что схема рис. 1, а также имеет большие потенциальные возможности для управления формой металлической ванны при условии независимого регулирования электрической мощности (например, при использовании двух источников питания) в цепях кристаллизатора и дорна.

Таким образом, результаты проведенных исследований показали принципиальную возможность электрошлаковой выплавки длинномерных полых слитков высокого качества с применением смены расходных электродов.

1. Патон Б.Е., Медовар Б.И., Бойко Г.А. / Электрошлаковое литье. — Киев: Наук. думка, 1981. — 192 с.
2. Жадкевич М.Л., Шевилов В.Л., Пузырин Л.Г. Электрошлаковое литье полых слитков и заготовок в промышленном производстве // Современ. электрометаллургия. — 2008. — Вып. 3. — С. 7–14.
3. Morizot C., Witzke S. An application of hollow ESR ingots // Proc. of the Intern. sym. on electrosag remelting technology and equipment (May 15–17, 2001, Kyiv, Ukraine). — Kyiv, 2001. — P. 131–134.
4. К вопросу выплавки тонкостенных полых электрошлаковых слитков / Б.И. Медовар, В.М. Баглай, Б.Б. Федоровский и др. // Спец. электрометаллургия. — 1974. — Вып. 26. — С. 13–17.
5. Medovar L.B., Tsykulenko A.K., Saenko V.Ya. et al. New Electrosag Technologies // Proc. of the International sym. on electrosag remelting technology and equipment (May 15–17, 2001, Kyiv, Ukraine). — Kyiv, 2001. — P. 49–60.
6. Патон Б.Е., Медовар Б.И. 40 лет ЭШП: есть ли перспектива? (в порядке обсуждения) // Сталь. — 1998. — Вып. 11. — С. 24–27.
7. <http://www.energomash.ru/2011/01/27/filial-gruppy-yenergomash-g-volgodonsk.html>

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

ЧП «Элмет-Рол», Киев

Поступила в редакцию 20.07.2011



УДК 669.117.56

ПОЛУЧЕНИЕ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ТОНКОСТЕННЫХ ОТЛИВОК СЛОЖНОЙ ФОРМЫ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ТИГЕЛЬНОЙ ПЛАВКИ И ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

С. В. Скрипник

Представлена технологическая схема совмещения процессов электрошлаковой тигельной плавки и литья в опоки по газифицируемым моделям. На примере получения тонкостенной отливки с развитой поверхностью из жаропрочной стали 20X20N14Г2А показаны большие возможности совмещения рассматриваемых процессов. Преимущества данной ресурсосберегающей технологии заключаются в ее мобильности, высоком качестве и экономичности. Разработанная технология может быть использована для единичного и мелкосерийного производств.

The technological diagram of combination of processes of crucible melting and flask full-form casting is presented. On the example of producing thin-walled castings with a developed surface from the heat-resistant steel 20Kh20N14G2A the great challenges in combining the processes being considered are shown. Advantages of the present resources-saving technology consist in its mobility, high quality and economy. The developed technology can be used for single and small-batch production.

Ключевые слова: крупногабаритная тонкостенная отливка; электрошлаковая тигельная плавка; жаропрочный сплав; литье по газифицированным моделям; опока; вакуумирование

Поддоны из жаропрочной стали открытой выплавки работают в термических печах при высокой температуре (700... 1100 °С) с частой сменой температурного режима. В этих условиях требования к качеству заготовок поддонов очень высоки. В то же время из-за сложной геометрической формы и большого разнообразия конфигурации этих изделий заливку металла обычно производят в наиболее простые в изготовлении песчано-глинистые формы, что не способствует достижению высокого качества.

Изготовление металлических форм (кокилей) для таких сложных по форме изделий весьма трудоемко и дорого, а в некоторых случаях и невозможно. Улучшить качество жаропрочных поддонов и одновременно повысить мобильность их производства можно путем рафинирования жидкого металла от неметаллических включений, газов и вредных примесей в процессе электрошлаковой тигельной плавки (ЭШТП) [1, 2], а затем использования литья в опоки по газифицируемым моделям (ЛГМ) [3–5].

Электрошлаковая тигельная плавка с литьем в кокиль в виду своей высокой эффективности получила распространение на ряде машиностроительных заводов. В некоторых случаях сдерживающим

фактором ее распространения является сложность и дороговизна металлических кокилей.

ЛГМ является прогрессивным способом, позволяющим получать отливки с точностью, равной таковой литья выплавляемых моделей при уровне затрат, сопоставимом с литьем в песчано-глинистые формы.

Кроме того, этот способ позволяет уменьшить затраты на оборудование, сократить количество технологических операций, использовать недорогую оснастку. Благодаря применению в качестве формовочного материала оборотного кварцевого песка и упрочнения формы вакуумом исключается потребность в стержнях и оборудовании для их изготовления.

Цель данной работы заключается в исследовании возможности получения тонкостенных высококачественных поддонов сложной конфигурации из высоколегированной стали по технологии ЭШТП совместно с ЛГМ.

Работы производили в электрошлаковой тигельной печи, снабженной футерованным тиглем и опоками с сухим кварцевым песком, на одном из машиностроительных заводов.

В качестве исходного материала использовали отработанные поддоны из жаропрочной стали марки 20X20N14Г2А сложной решетчатой формы с толщиной боковых стенок и ребер 12 мм, массой 120 кг.

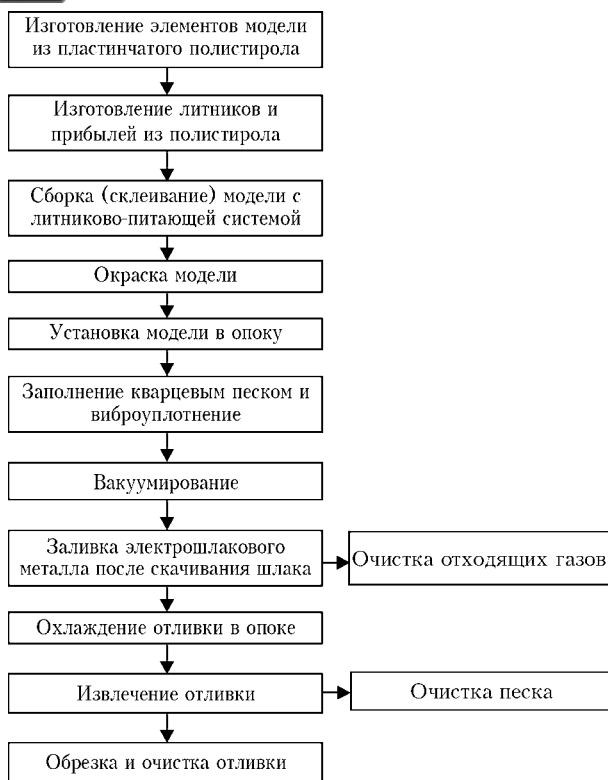


Рис. 1. Схема подготовки и литья заготовки поддона

Из частей отработанных поддонов получили расходные электроды путем их сборки (сварки).

Для накопления требуемой порции жидкого металла осуществляли электрошлаковый переплав расходных электродов в футерованном магнезитовым кирпичом тигле под флюсом АН-295. Такой выбор флюса обусловлен его приемлемой температурой плавления (1400... 1420 °С) и содержанием минимального количества (11... 17 %) химически агрессивного (по отношению к магнезиту) фтористого кальция.

Процесс ЛГМ состоит из двух основных стадий (рис. 1). В первой на основе заданного чертежа изделия производили расчленение его на простейшие элементы. В зависимости от выбранного положения модели в опоке принимали конструкцию необходимой литниково-питающей системы с рассредоточенным подводом металла к модели.

Для вырезки из полистироловой плиты элементов изделия применяли нихромовую проволоку диаметром 0,5 мм, через которую пропускали ток в 3... 5 А, регулируемый с помощью трансформатора. Такая проволока пригодна для вырезки очень мелких контуров. Ее температура достигает 250... 400 °С. Модель выполняли с учетом усадки металла на 2,4... 2,5 %, припуска на механическую обработку посадочных мест, технологических уклонов, необходимых для направленного затвердевания и питания (рис. 2, а).

Сборку элементов производили при помощи клея. Для улучшения чистоты поверхности отливки газифицируемую модель покрывали слоем противопригарной краски. Окрашивали модель в один

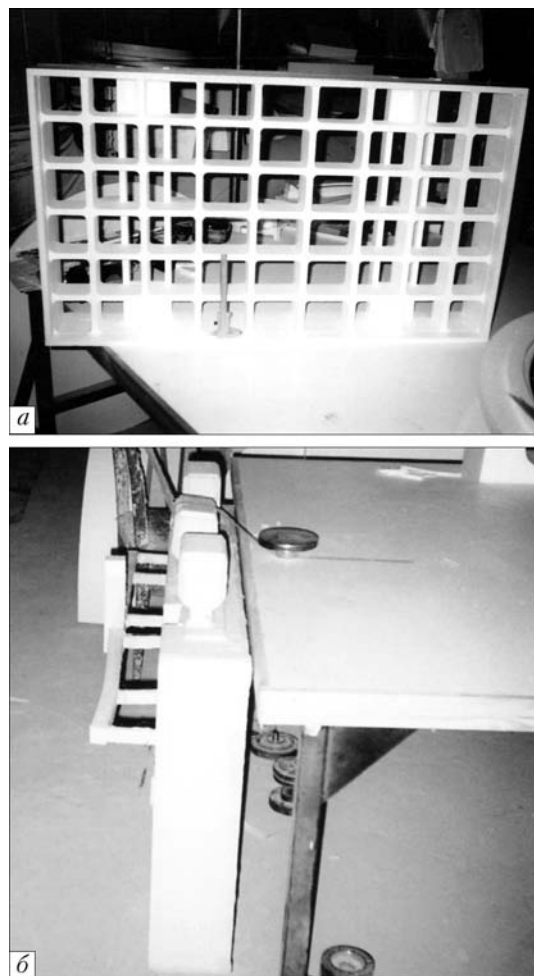


Рис. 2. Модели заготовки поддона (а) и заготовки с литниково-питающей системой (б)

слой специальными красками путем окунания в ванну. Сушили окрашенную модель в камере при температуре 40... 60 °С в течение 2... 3 ч. Окрашивание модели способствует предохранению отливки от пригара и повышению прочности. Толщина покрытия составляла 1... 2 мм.

Вторая стадия включала установку модели в опоку, заполнение опоки сухим песком, виброуплотнение, вакуумирование и заливку.

Полученную модель помещали в вертикальном положении (рис. 2, б) в опоку, оборудованную системой для подключения вакуума. Затем установленную на виброплите опоку заполняли постепенно сыпкой сухим песком во время вибрации либо послойно. Толщина начального слоя сухого песка (подушка) до установки модели составляла 50 мм. После виброуплотнения песка опоку покрывали полиэтиленовой пленкой.

Опоку специальной конструкции подвергали вакуумированию до заливки металла, в процессе заливки и в период затвердевания. Заливку электрошлакового металла производили после скачивания шлака, участвующего в переплаве, непосредственно в полистирольный стояк.

Горячий металл выжигает (газифицирует) полистирол и занимает его место. Выделяющиеся газы



Рис. 3. Заготовка после извлечения из опоки



Рис. 4. Вид на поддоны после очистки и механической обработки

отсасываются через слой краски в песок, а затем в вакуумную систему. Металл точно повторяет форму полистирольной модели.

Время охлаждения отливки в опоке составляло 20... 25 мин. После охлаждения отливки опоку поворачивали на специальном стенде-кантователе на 180°. Отливка (рис. 3) и песок обычно легко удаляются из опоки. После ее извлечения литниковая система обрезается. Деталь пескоструится от остатков пенополистирола и антипригарной краски.

Полученная заготовка поддона из жаропрочной стали 20Х20Н14Г2А решетчатой конструкции с основной толщиной ребер 12 мм имела габаритные размеры 610×1000×142 мм, массу 125 кг (рис. 4).



Рис. 5. Поддоны с заготовками штампуемых деталей перед посадкой в термическую печь

Испытание опытных заготовок поддонов в производственных условиях (рис. 5) показали их стойкость выше, чем у серийных поддонов, отлитых в песчано-глинистых формах, на 50... 60 %.

Таким образом, разработанная технология может быть использована для получения единичных и мелкосерийных изделий. При средне- и крупносерийном производстве применяют модели, полученные из пенополистирола мелких гранул фракцией от 0,3 до 0,9 мм способом прессования в обычных пресс-формах.

Совместное использование процессов ЭШТП и ЛГМ обеспечивает мобильность производства, высокие качество и технико-экономические показатели изделий ответственного назначения и сложной конфигурации.

1. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Бойко Г. А. Электрошлаковое литье. — Киев: Наук. думка, 1981. — 192 с.
2. Электрошлаковая тигельная плавка и разливка металла / Б. И. Медовар, В. Л. Шевцов, В. Л. Мартын и др. — Киев: Наук. думка, 1988. — 216 с.
3. Шуляк В. С., Шинский О. И., Валегура А. И. Технологические и экономические аспекты литья по выжигаемым моделям. — Киев: Ин-т пробл. литья АН УССР, 1991. — С. 2-24.
4. Шинский О. И. Механизм формирования качества отливок, полученных по газифицированным моделям // Литейн. пр-во. — 1991. — № 1. — С. 4-7.
5. Шуляк В. С., Рыбаков С. А., Григорян К. А. Производство отливок по газифицируемым моделям. — М.: Металлургия, 2001. — 324 с.

НТУУ «Киевский политехнический институт»

Поступила 10.06.2011

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ СВАРКА: СОСТОЯНИЕ И ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ»

К 100-летию со дня рождения заслуженного деятеля
науки и техники Украины,
доктора технических наук Г. З. ВОЛОШКЕВИЧА

27 октября 2011

г. Киев ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

Контакты: тел./факс: 044-205-22-29, 044-200-24-96
e-mail: tzu@e-mail.ua



УДК 669.187.826

ПОЛУЧЕНИЕ СПЛАВОВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА СИСТЕМЫ $TiAl$ С ДОБАВКАМИ БОРА И ЛАНТАНА СПОСОБОМ ЭЛПЕ

Н. П. Тригуб, Е. А. Аснис, В. А. Березос,
А. Ю. Северин, Н. В. Пискун, И. И. Статкевич

Разработана технология электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью интерметаллида $TiAl$ с введением в него в процессе плавки бора и лантана из гексаборида лантана. Изучены микроструктура и фрактография полученных слитков.

Разработана технология электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью интерметаллида $TiAl$ с введением в него в процессе плавки бора и лантана из гексаборида лантана. Изучены микроструктура и фрактография полученных слитков.

Ключевые слова: интерметаллид системы $TiAl$; электронно-лучевая плавка; гексаборид лантана; металлографические исследования

Для развития современной техники требуется создание материалов, способных эффективно работать в условиях длительного циклического воздействия высокотемпературных агрессивных сред. Большой резерв повышения значений эксплуатационных характеристик конструкций заключается в создании сплавов интерметаллидных соединений с высоким уровнем жаростойкости и термической стабильности, а также в усовершенствовании технологии их получения.

Титановые сплавы на основе упорядоченных интерметаллидных соединений $TiAl$ и Ti_3Al являются важным классом конструкционных сплавов с уникальным набором физических и механических свойств. Они характеризуются повышенной жаропрочностью, низкой плотностью, высоким модулем упругости и хорошим сопротивлением окислению в интервале температур 550...850 °C [1], поэтому являются перспективными жаропрочными материалами для применения в аэрокосмической технике и энергетическом машиностроении.

В состав интерметаллида $TiAl$ входит титан (около 50 %), а также легирующие элементы (ниобий, церий, хром, ванадий и др.), характеризующиеся высокой химической активностью к газам и примесям при повышенных температурах, в результате

чего необходимо проводить процесс плавки в защитной атмосфере или в условиях вакуума.

Способ электронно-лучевой плавки (ЭЛП) интерметаллидов систем $TiAl$ и Ti_3Al является весьма перспективным, позволяющим обеспечивать высокую степень удаления вредных примесей (рис. 1). Применение промежуточной емкости при электронно-лучевой плавке способствует рафинированию, усреднению химического состава и удалению включений высокой и низкой плотности [2]. Процесс получения слитков γ -алюминид титана способом электронно-лучевой плавки подробно описан в работе [3].

Низкая пластичность (менее 1 %) при комнатных температурах [4] значительно усложняет технологическую обработку интерметаллидных сплавов и является основным препятствием на пути к широкому применению их в промышленности. В настоящее время ведутся работы по определению легирующих элементов для сплавов на основе интерметаллидных соединений $TiAl$ и Ti_3Al , способствующих увеличению их пластичности.

Для улучшения пластических свойств интерметаллидов системы $TiAl$ в качестве легирующего элемента вводят небольшое количество (от 0,1 до 0,5 мас. %) бора, который повышает температуру перехода в однофазную α -область и снижает температуру перехода из однофазной α - в двухфазную $\alpha+\beta$ -область, т. е. действует как β -стабилизирующий элемент [5].



Рис. 1. Процесс плавки интерметаллида TiAl

При электронно-лучевой плавке затруднительно вводить бор в выплавляемый интерметаллид TiAl, поскольку под воздействием электронно-лучевого нагрева при расплавлении бора, имеющего высокую упругость пара при плавлении, происходит его сильное испарение, а также распыление и унос частиц при его введении в шихту виде порошка. Поэтому для этой цели применили гексаборид лантана LaB_6 , имеющий значительно меньшую упругость пара при плавлении, чем бор, и уменьшающий его испарение.

Кроме того, таким образом можно вводить в сплав лантан, что также способствует повышению пластичности выплавленного интерметаллида при горячей деформации [6].

Цель работы заключалась в проведении исследований и разработке технологии получения слитков интерметаллидного сплава $\text{Ti}-28\% \text{Al}-\text{X}$ ($\text{X}=\text{Nb}$, Zr , Cr) с дополнительным легированием бором и лантаном при электронно-лучевой плавке с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ).

Опытные плавки слитков диаметром 165 мм интерметаллида TiAl проводили на установке УЭ-208М. Переплавливали шихту титанового сплава ВТ1-0, технически чистого алюминия, электролитического хрома, ниобия и циркония. Гексаборид лантана вводили в шихту в виде цилиндрических прессовок, полученных прессованием порошка LaB_6 в специальной пресс-форме. Готовые прессовки гексаборида лантана помещали между тугоплавкими компонентами шихты с тем, чтобы избежать прямого воздействия на них электронно-лучевого нагрева и возможности испарения. При подготовке шихты легирующие элементы с высокой упругостью пара (хром и алюминий) шихтовали с учетом потерь на испарение.



Рис. 2. Слиток интерметаллида TiAl после двойного переплава

После загрузки шихты установку вакуумировали. В начале шихту сплавляли в промежуточную емкость, а затем жидкий металл периодически сливали в медный водоохлаждаемый кристаллизатор (рис. 1) до получения слитка необходимой высоты.

На рис. 2 представлен выплавленный слиток.

С использованием метода химического анализа исследовали состав интерметаллида TiAl. Отбор проб производили вдоль слитка на глубине 10 мм от поверхности, а в радиальном направлении (поперек слитка) — на радиусах 70, 50 и 30 мм. Исследовали три зоны — верхнюю, нижнюю и середину слитка. Содержание лантана определяли в тех же зонах способом спектрального анализа. Результаты химического анализа интерметаллида TiAl, легированного дополнительно бором и лантаном, представлены в таблице.

Исследовали микроструктуры слитков с добавками бора и лантана (рис. 3, а) и без них (рис. 3, б).

Как правило, микроструктура интерметаллидных сплавов на основе $\gamma\text{-TiAl} + \alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ характеризуется вытянутыми колониями пластинчатых структур, от длины которых и расстояния между ними зависят пластические свойства интерметаллидов, а также зарождение и развитие трещин в этом материале в процессе его охлаждения.

Микроструктура слитков TiAl, не содержащих бор, состоит из $(\gamma+\alpha_2)$ пластинчатых колоний с выделениями β -фазы, но значительно более крупными зернами с длиной ламелей 40 мкм и расстоянием между ними 5,7 мкм.

Химический состав интерметаллида TiAl

№ пробы	Массовая доля элементов, %				
	Al	Nb	Zr	Cr	Ti
1	30,2	10,89	2,99	3,01	55,8
2	28,3	11,26	3,07	2,87	55,6
3	28,8	11,85	3,22	2,87	55,7

Примечания: 1. Исследования проводили в ИЭС им. Е. О. Патона под руководством канд. хим. наук С. С. Огняника.

2. В состав интерметаллида TiAl каждой пробы дополнительно входило 0,1 В и 0,01 La.

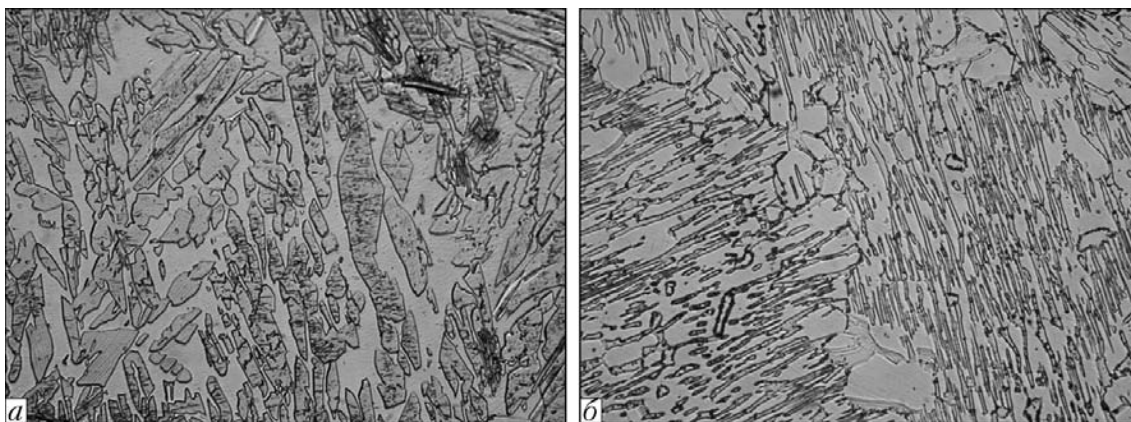


Рис. 3. Микроструктуры (X500) сплава интерметаллида TiAl, легированного бором и лантаном (а) и без них (б)

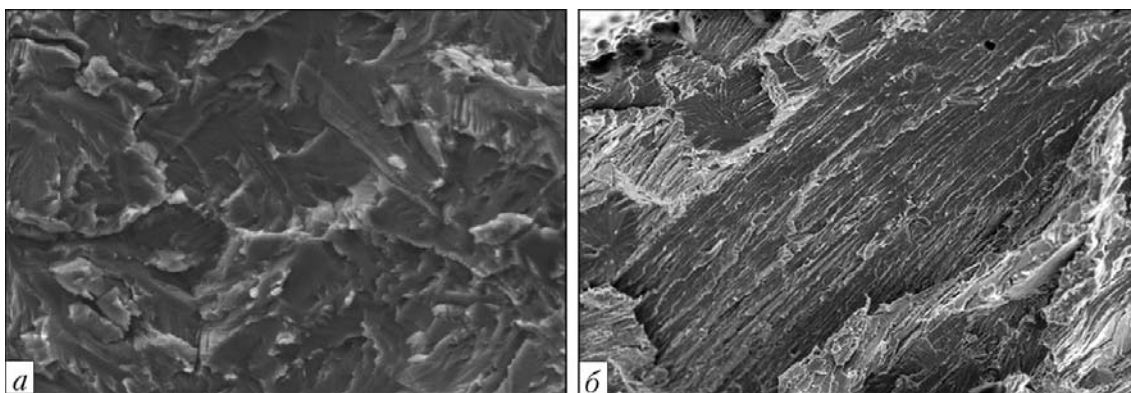


Рис. 4. Фрактограммы (X220) изломов интерметаллида TiAl, легированного бором и лантаном (а) и без них (б)

Добавление в сплав небольшого количества бора способствует уменьшению размера колоний (длины ламелей и расстояния между ними). При кристаллизации он образует мелкодисперсные бориды (преимущественно TiB_2 [5, 7]), которые могут как измельчать микроструктуру слитка, так и эффективно сдерживать рост зерен при нагреве в α -области, особенно после горячей деформации.

Исследование микроструктуры полученного слитка показало, что она является типичной для литого сплава интерметаллида и состоит из мелких зерен с пластинчатыми колониями ($\gamma + \alpha_2$) со средней длиной ламелей 25 мкм и расстоянием между ними 2,7 мкм, светлых слоев β -фазы и темных участков γ -зерен, расположенных вдоль границ колоний. Количественный микрорентгеноспектральный анализ показал, что светлые области обогащены ниобием, который является β -стабилизатором. Можно предположить, что выявленная светлая фаза является β -фазой.

Проведенные металлографические исследования показали, что введение 0,1 мас. % бора в сплав способствует уменьшению длины ламелей пластинчатых колоний и расстояния между ними примерно в 2 раза. Кроме того, на электронном сканирующем микроскопе JOEL выполнены фрактографические исследования образцов интерметаллида TiAl без бора и с добавками бора, которые показали, что в образцах интерметаллида, содержащего бор, излом имеет чешуйчатую структуру с гребешками отрыва, характерными для вязкой составляющей. В изломах же образцов без бора обнаружен выраженный

транскристаллитный ручейстый излом по механизму скола, характерного для хрупкого разрушения.

На рис. 4 представлены фрактограммы изломов образцов в сплаве интерметаллида TiAl с бором и лантаном (рис. 4, а) и без них (рис. 4, б).

Таким образом, разработанная технология и опытные плавки слитков интерметаллида системы TiAl способом ЭЛПЕ, а также проведенные металлографические исследования показали перспективность использования данного способа для получения качественных слитков алюминидов титана, легированных бором и лантаном.

1. Иванов В. И., Ясинский К. К. Эффективность применения жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов Ti_3Al и TiAl для работы при температурах 600...800°C в авиакосмической технике // Технология легких сплавов. — 1996. — № 3.
2. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокореакционных металлов. — Киев: Наук. думка, 2008. — 311 с.
3. Жук Г. В., Тригуб Н. П., Замков В. Н. Получение слитков γ -алюминидов титана способом ЭЛПЕ // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 4. — С. 20–22.
4. Пластическая и сверхпластическая деформация сплавов на основе Ti_3Al / С. И. Михайлов, С. Г. Глазунов, Г. А. Павлов и др. // Авиаци. пр-сть. — 1991. — № 4. — С. 37–39.
5. Новые подходы к разработке сплавов на основе фаз γ -TiAl + α_2 - Ti_3Al / Р. М. Имаев, В. М. Имаев, Т. Г. Хисматуллин и др. // Физика металлов и металловедение. — 2006. — 102, № 1. — С. 114–122.
6. Структура и некоторые свойства литых сплавов на основе TiAl, легированных V, Nb, Ta, Hf, Zr / К. Б. Поварова, О. А. Банных, И. В. Буров и др. // Металлы. — 1998. — № 3. — С. 31–40.
7. Савицкий Е. М., Терехова В. Ф. Металловедение редкоземельных материалов. — М.: Наука, 1975. — С. 270.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 20.05.2011



УДК 669.187.526:51.001.57

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ МОЛИБДЕНА

В. О. Мушегян

Созданы математическая модель и расчетная программа для определения режимов плавки молибденовых слитков в водоохлаждаемый кристаллизатор. На основе экспериментальных данных определены коэффициенты уравнений задачи теплопереноса. Модель позволяет оптимизировать процесс электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) молибдена с применением периферийного обогрева слитка в кристаллизаторе.

Mathematical model and calculation program were developed for determination of conditions of molybdenum ingots melting into a water-cooled mould. Basing on the experimental data, the coefficients of equations of heat transfer problem were determined. The model allows optimizing the process EBCHM of molybdenum by using the periphery heating of ingot in the mould.

Ключевые слова: молибден; слиток; электронно-лучевой переплав; математическая модель; теплопередача; тепловое состояние слитка

Электронно-лучевая плавка (ЭЛП) является одним из перспективных способов получения слитков тугоплавких металлов, в частности молибдена.

Данный металлургический процесс характеризуется следующими преимуществами:

переплав проводится в вакууме, что исключает контакт металла с химически активной атмосферой, предотвращая загрязнение переплавляемого материала;

наличие развитой свободной поверхности расплава, подверженной длительной выдержке в промежуточной емкости и в кристаллизаторе, способствует протеканию процессов испарения и дегазации;

применение электронно-лучевого источника нагрева позволяет за счет сканирования поверхности лучом гибко управлять распределением теплового потока с локальным сосредоточением вблизи стенки кристаллизатора для поддержания цилиндрической

формы металлической ванны, обеспечивающей благоприятные условия формирования поверхности слитка;

равномерное распределение теплового потока в центральной части зеркала ванны для образования плоского фронта кристаллизации с заданным уровнем аксиальных градиентов температур по высоте ванны жидкого металла создает условия, при которых затвердевающий металл характеризуется высокой однородностью физических свойств [1].

В ИЭС им. Патона НАНУ проводятся работы по совершенствованию технологии ЭЛП молибдена. Анализ свойств опытных слитков показал, что при переплаве молибдена в вакууме примерно $1 \cdot 10^{-2}$ Па с применением промежуточной емкости обеспечивается снижение массовой доли примесей (таблица), а механические свойства материала улучшаются (рис. 1).

Приведенные экспериментальные данные дают количественные оценки уровня свойств, достигаемых при ЭЛП молибдена. Наряду с этим представляет интерес исследование возможностей улуч-

Химический состав слитков молибдена при ЭЛПЕ и исходного сырья [2]

Вид продукции	Массовая доля элементов, %					
	C	S	Fe	Cu	O	N
Молибден металлический в виде спеченных брикетов (TSh 64-15126592-02:2008)	0,1	0,01	0,5	0,01	1,0	—
Молибден металлический в виде спеченных брикетов (по результатам анализа)	0,005	0,001	0,2	0,01	0,2	0,03
Слитки ЭЛПЕ диаметрами 70 и 100 мм	0,002	<0,001	0,007	<0,001	0,0005	0,002

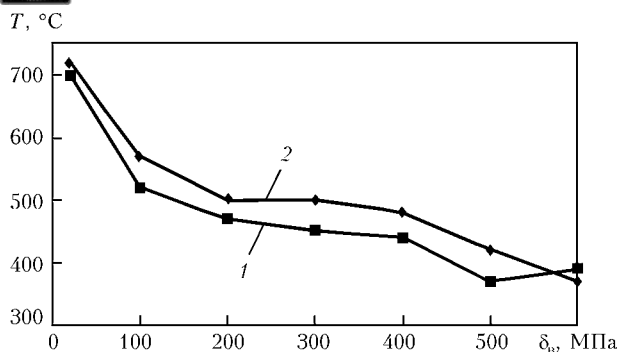


Рис. 1. Зависимость от температуры временного сопротивления молибденовых трубных заготовок, полученных из слитков различных плавок: 1 — ЭЛП; 2 — ЭЛП с периферийным нагревом кристаллизатора [3]

шения качественных и количественных показателей переплавляемого материала. Наличие этой информации позволит оценить рациональный диапазон технологических параметров при ЭЛП слитков молибдена.

Получение требуемых данных ограничено необходимостью проведения дорогостоящих и трудоемких натурных экспериментов, дающих недостаточную информацию о параметрах затвердевания переплавляемого материала.

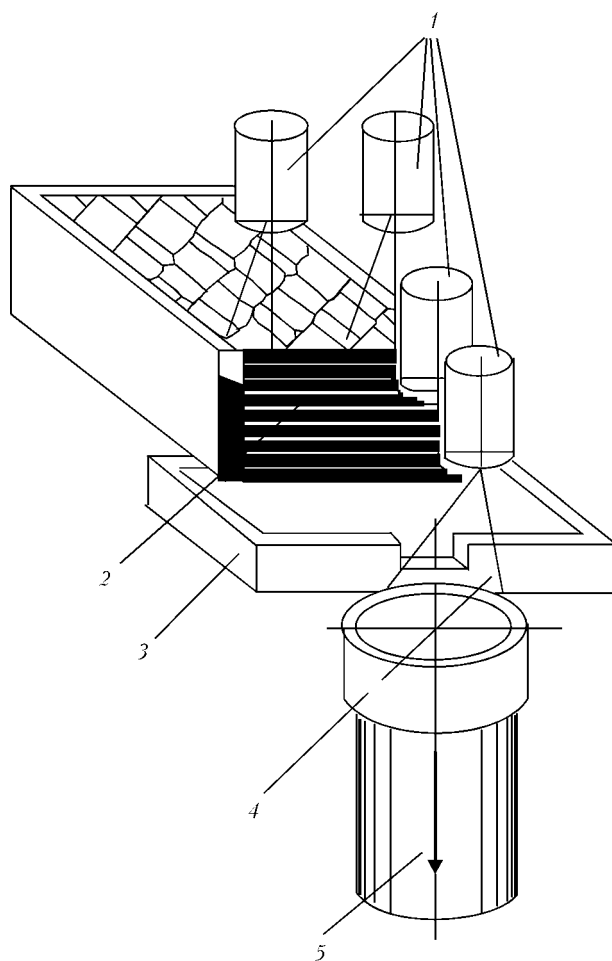


Рис. 2. Технологическая схема электронно-лучевого переплава цилиндрического слитка: 1 — электронно-лучевые нагреватели; 2 — переплавляемый металл; 3 — промежуточная емкость; 4 — кристаллизатор; 5 — затвердевший слиток

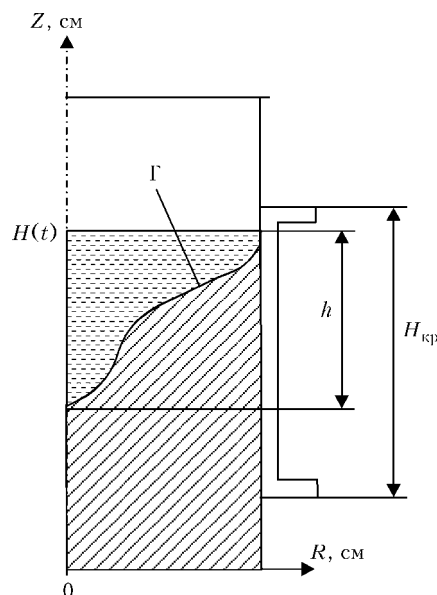


Рис. 3. Схема расчетной области: Γ — граница раздела жидкой и твердой фаз

Для оптимизации процесса получения данных рациональнее вместе использовать имеющиеся результаты экспериментов и возможности методов математического моделирования физических процессов, протекающих при ЭЛП молибдена.

В связи с этим основная задача данной статьи заключалась в формулировке математической модели, позволяющей исследовать процессы теплообмена и затвердевания при ЭЛП молибдена, оценить количественные и качественные показатели как параметров режима переплава, так и условий затвердевания переплавляемого материала.

Технологическая схема ЭЛП цилиндрического слитка с использованием промежуточной емкости представлена на рис. 2.

Формулировка математической модели затвердевания металла в цилиндрическом кристаллизаторе предполагает осевую симметрию тепловых процессов, в связи с чем трехмерная задача была сведена к решению двумерной в цилиндрических координатах (рис. 3).

С учетом принятых допущений осевой симметрии теплового поля тепловое состояние слитка при ЭЛП молибдена описывается следующим уравнением [4]:

$$\frac{\partial W}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \right), \quad (1)$$

где $W = W(T)$ — энтальпия; $\lambda(T)$ — эффективный коэффициент теплопроводности, приближенно учитывающий конвективный перенос тепла в жидкой ванне металла.

Коэффициент $\lambda(T)$ может быть задан следующей зависимостью [5]:

$$\lambda(T) = \begin{cases} \lambda(T), & T \leq T_L; \\ \lambda(T^*) K_\lambda, & T > T_L, \end{cases} \quad (2)$$

где T_L — температура плавления материала; T^* — верхний предел температуры табличных значений



$\lambda(T)$; K_λ — эмпирический коэффициент (назначается исходя из имеющихся экспериментальных данных).

Уравнение (1) интегрируется в двухмерной области $\Omega = \{0 < r < R, 0 < z < H(t)\}$, $t \in [0, t^*]$ (рис. 3). Высоту слитка $H(t)$ увеличивали дискретно, в соответствии с параметрами порционной заливки жидкого металла из промежуточной емкости — на зеркало ванны периодически добавляли изотермический слой металла с заданной температурой заливки.

Сформулируем граничные условия для краевой задачи (1). На внешней боковой поверхности слитка теплообмен с проходным кристаллизатором и стенками вакуумной камеры описывается выражением, учитывающим контактный теплообмен затвердевающего материала, частично прилегающего к стенке кристаллизатора, который по мере нарастания затвердевающей корки металла переходит в теплообмен по закону Стефана–Больцмана

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R} = \bar{\alpha}(T)(T - T_{out}), \quad (3)$$

где $\bar{\alpha}(T)$ — эффективный коэффициент теплопередачи от поверхности слитка к внешней среде с температурой T_{out} (в качестве T_{out} могут выступать температура T_{out}^w охлаждающей воды в кристаллизаторе либо температура стенок вакуумной камеры T_{out}^c):

$$\begin{aligned} \bar{\alpha}(T) &= \left(\frac{1}{\alpha_C(T)} + \frac{\delta_C}{\lambda_C} + \frac{1}{\alpha_W} \right)^{-1}; \\ \alpha_C(T) &= \alpha_{IC}(1 - Q) + \alpha_{St}(T)Q; \\ \alpha_{St}(T) &= \varepsilon \sigma_0 (\bar{T} + \bar{T}_{out})(T^2 + \bar{T}_{out}^2); \\ Q &= \begin{cases} 1, & T \geq T_L; \\ (T - T_1)/(T_L - T_1), & T_L > T > T_1; \\ 0, & T \leq T_1. \end{cases} \end{aligned}$$

Здесь α_{IC} — коэффициент контактного теплообмена между затвердевающим металлом и стенкой кристаллизатора; $\alpha_{St}(T)$ — коэффициент лучистого теплообмена по закону Стефана–Больцмана между затвердевающим металлом и стенкой кристаллизатора; $\bar{T}$, $\bar{T}_{out}$ — абсолютные температуры поверхности слитка и внешней среды; $T_1 = 0,8T_L$ — температура полного отрыва поверхности слитка от стенки кристаллизатора; ε — приведенная степень черноты поверхностей теплообмена;

$$\varepsilon = \left(\frac{1}{\varepsilon_1} + \frac{S_1}{S_2} \left(\frac{1}{\varepsilon_2} - 1 \right) \right)^{-1}, \quad (4)$$

ε_1 , ε_2 ; S_1 , S_2 — соответственно степень черноты и площади поверхностей теплообмена; σ_0 — постоянная Стефана–Больцмана; δ_C , λ_C — соответственно толщина и коэффициент теплопроводности стенки кристаллизатора; α_W — коэффициент теплоотдачи от поверхности стенки кристаллизатора к охлаждающей воде.

За пределами кристаллизатора полагается, что δ_1 составляет нулевую величину, а α_W — бесконечно большую, по сравнению с $\alpha_{St}(T)$.

На донной поверхности слитка граничные условия описываются по аналогии с уравнениями (3), (4).

На свободной поверхности зеркала металлической ванны результирующий тепловой поток выражается соотношением

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=H(t)} = \alpha_{St}(T)(T - T_{uot}) + q_h(r, t), \quad (5)$$

где $q_h(r, t)$ — удельная плотность теплового потока электронно-лучевого нагрева зеркала ванны.

В начальный момент времени предполагается наличие в полости кристаллизатора затравочного объема металла с заданной температурой $T_0 = T_L$. Расчет проводится до достижения заданной высоты слитка, соответствующей приблизительно двум его диаметрам, при которой формируется установившееся тепловое состояние жидкометаллической ванны.

Для численной реализации математической модели ЭЛП молибдена использовался метод конечных разностей [6].

В справочнике [7] приведены исходные значения физических характеристик и технологических параметров, входящих в описание математической модели формирования слитка молибдена при ЭЛП.

Сопоставление результатов, полученных в ходе расчетов при использовании контрольных ключевых параметров, с данными натурных экспериментов на реальном технологическом объекте позволяет провести верификацию модели [8] и определить осредненные характеристики параметров процесса, которые не удастся получить непосредственными измерениями на основе косвенной информации.

Заданные технологические параметры плавки

Диаметр слитка D , см	70	100
Перегрев заливаемого металла над T_L ΔT , °C	50	
Необходимая высота цилиндрической части жидкометаллической ванны Δh_r , см	0,2	
Высота кристаллизатора H_C , см	15	
Конечная высота слитка Z , см	150	

Контрольные данные опытных плавки ЭЛП молибдена, использованные для определения недостающей информации о коэффициентах теплообмена боковой поверхности слитка с кристаллизатором, стенками вакуумной камеры, поддоном, а также зеркала металлической ванны со стенками вакуумной камеры следующие.

Заданные контрольные значения технологических параметров плавки

Диаметр слитка D , см	7	10
Высота порции заливаемого металла Δh_z , см	4,5	3,5
Продолжительность паузы между заливками Δh_z , мин	2	
Тепловая мощность центрального обогрева W_1 , кВт	20	40
Тепловая мощность периферийного обогрева вблизи кристаллизатора W_2 , кВт	40	40
Соотношение радиусов центрального и периферийного обогрева r_{W_1}/R	0,8	0,7

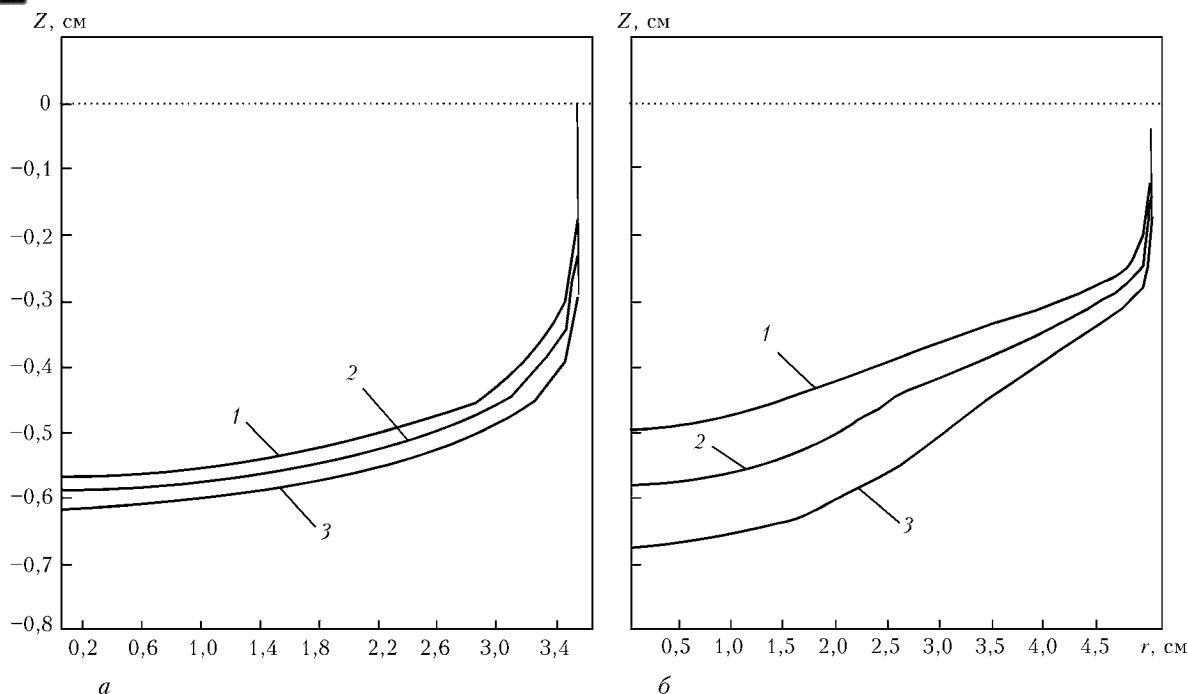


Рис. 4. Тепловое состояние головной части слитка ЭЛП молибдена при установившейся геометрии жидкометаллической ванны (диаметр слитка 7 (а) и 100 см (б), °С: 1 – 2630; 2 – 2617; 3 – 2600

Заданные контрольные условия затвердевания слитка

Диаметр слитка D , см	7	10
Глубина ванны на оси слитка ($h_r = 0$), см	0,6	0,6
Высота цилиндрической части ванны ($h_r = R$), см	0,2	0,2

На рис. 4 приведено рассчитанное тепловое состояние слитка ЭЛП молибдена при установившейся геометрии жидкометаллической ванны.

Осредненные значения черноты поверхностей подбирались таким образом, чтобы рассчитанные значения кинетики температуры контрольных точек минимально отличались от экспериментальных.

Расчеты показали, что при заданных контрольных параметрах переплава и данных о замере температур на внутренней поверхности кристаллизатора и на поверхности поддона с помощью вольфрам-рениевых термопар, подключенных к регистрирующему устройству КСП-4; на поверхности жидкой ванны с помощью оптического пирометра ППТ-131 «Смотрич») в контрольных точках, осредненные значения коэффициентов имеют следующие значения.

Рассчитанные данные

Диаметр слитка D , см	7	10
Приведенный коэффициент черноты поверхности на зеркале ванны ε_1	0,4	
Эффективный коэффициент частичного контактного теплообмена на боковой поверхности слитка в верхней зоне кристаллизатора в цилиндрической части металлической ванны, α_C , Вт/см ² ·°С	0,2	
Приведенный коэффициент черноты на внешней боковой поверхности слитка в пределах кристаллизатора в зоне полного отрыва от стенки кристаллизатора ε_C	0,8	
Приведенный коэффициент черноты на внешней боковой поверхности слитка ниже кристаллизатора ε_S	0,5	
Эффективный коэффициент теплообмена на донной поверхности слитка α_B , Вт/см ² ·°С	0,01	

Идентифицированные данные будут использоваться для дальнейших расчетов и оптимизации кинетики теплового состояния слитка молибдена при ЭЛП.

Выводы

1. Разработана и программно реализована математическая модель электронно-лучевой плавки молибдена в медный водоохлаждаемый кристаллизатор.
2. На примере экспериментальных плавков слитков молибдена диаметром 7 и 10 см доказана адекватность математической модели, установлены эмпирические коэффициенты основных уравнений решаемой задачи.

1. Флеммингс М. Процессы затвердевания в вакууме. — М.: Мир, 1977. — 423 с.
2. Мушегян В. О. Электронно-лучевая плавка восстановленного концентрата молибдена // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 4. — С. 26–28.
3. Мушегян В. О. Электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью — эффективный способ повышения механических свойств молибдена // Электрометаллургия. — 2010. — № 9. — С. 28–31.
4. Тихонов А. Н., Самарский А. А. Уравнения математической физики. — М.: Наука, 1966. — 267 с.
5. Тепловые процессы при электрошлаковом переплаве / Б. И. Медовар, В. Л. Шевцов, Г. С. Маринский и др. — Киев: Наук. думка, 1978. — 304 с.
6. Самарский А. А. Теория разностных схем. — М.: Наука, 1977. — 656 с.
7. Таблицы физических величин. Справочник / Под. ред. акад. И.К. Кикоина. — М.: Атомиздат, 1976. — 1008 с.
8. Марчук Г. И. Методы вычислительной математики. — М.: Наука, 1989. — 608 с.

ГП НТЦ «Патон-Армения» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 20.07.2011



РАФИНИРОВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ ИХ СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ БЕСТИГЕЛЬНОЙ ЗОННОЙ ПЛАВКИ

Е. А. Аснис, А. Б. Лесной, Н. В. Пискун

Приведены экспериментальные и расчетные данные о рафинировании монокристаллов кремния при выращивании их способом электронно-лучевой бестигельной зонной плавки (ЭЛБЗП). Показано, что с помощью ЭЛБЗП удастся снизить концентрацию кислорода на два порядка, фосфора — на полтора, по сравнению с исходным материалом, полученным по методу Чохральского. С помощью вычислительного эксперимента исследованы закономерности формирования концентрационного состояния получаемого монокристалла. Показано, что основными факторами, определяющими показатели рафинирования, являются процессы испарения и дегазации в вакууме.

Experimental and design data about refining of silicon single crystals in their growing by the method of electron beam crucibleless zonal melting are presented. It is shown that with use of this method it is possible to reduce the oxygen concentration by two orders, phosphorus - by one and a half orders as compared with that of an initial material, produced by the Czochralski method. Using the computational experiment the regularities of formation of concentrated state of single crystal being produced were investigated. It is shown that the main factors determining the refining characteristics are the processes of evaporation and degassing in vacuum.

Ключевые слова: электронно-лучевая бестигельная зонная плавка; монокристалл кремния; рафинирование; математическая модель; вычислительный эксперимент; расплавленная зона; кислород; фосфор

Электронно-лучевая бестигельная зонная плавка (ЭЛБЗП) является одним из перспективных способов получения монокристаллов кремния с низким содержанием примесей и высоким уровнем однородности физических свойств.

Данный металлургический процесс характеризуется рядом преимуществ: переплав проводится в вакууме, что исключает загрязнение образца материалом тигля; наличие хорошо развитой свободной поверхности расплавленной зоны способствует протеканию процессов испарения и дегазации; применение кольцевого электронно-лучевого источника нагрева позволяет за счет сканирования поверхности лучом гибко управлять распределением теплового потока для образования плоского фронта кристаллизации, обеспечивающего формирование в объеме монокристалла высокой однородности физических свойств [1].

Наиболее характерными примесями для кремния являются кислород и фосфор [2]. Присутствие кислорода в образце оказывает негативное влияние на электрофизические характеристики кремния [3]. Фосфор считается одним из основных легирующих компонентов, содержание которого должно соответст-

вовать необходимому уровню концентрации [4]. Возможности уменьшения массовой доли кислорода и обеспечение регламентированного содержания фосфора являются основными факторами, определяющими эффективность применения процесса зонной перекристаллизации для получения монокристаллов кремния.

В ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ проводятся эксперименты по рафинированию монокристаллов кремния способом ЭЛБЗП. Анализ свойств переплавленных образцов показал, что при проведении зонной плавки в вакууме $2,66 \cdot 10^{-3}$ Па (примерно $2 \cdot 10^{-5}$ торр) обеспечивается снижение массовой доли кислорода на два порядка — от $3 \cdot 10^{17}$ до $5 \cdot 10^{15}$ ат/см³ (измерения проводились методом ИК-спектроскопии), фосфора на полтора порядка — от $5,1 \cdot 10^{14}$ до $3,4 \cdot 10^{13}$ ат/см³ (метод электронного парамагнитного резонанса). Увеличение удельного электросопротивления примерно в 14 раз (метод четырехзондового измерения удельного электросопротивления), является комплексным показателем уровня очистки монокристалла кремния, которого удастся достичь с использованием ЭЛБЗП.

Приведенные экспериментальные данные дают количественные оценки показателей, которых удастся достичь способом ЭЛБЗП. Наряду с этим представляет непосредственный интерес исследование

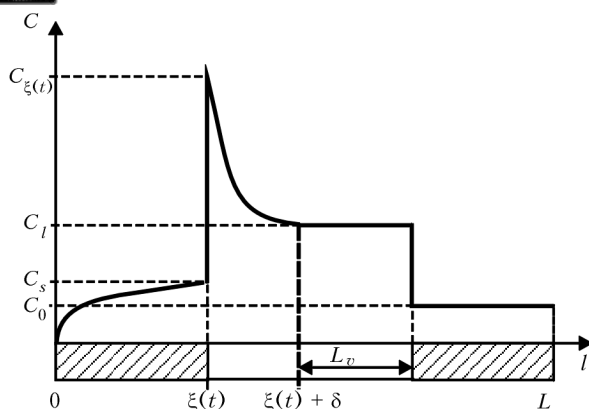


Рис. 1. Схема расчетной области

механизмов и закономерностей, определяющих показатели рафинирования. Наличие этой информации позволяет оценить возможности рафинирования кремния и рациональный диапазон технологических параметров ЭЛБЗП.

Возможности получения необходимых данных ограничены необходимостью проведения дорогостоящих и трудоемких натурных экспериментов, дающих весьма ограниченную информацию о закономерностях формирования концентрационного состояния переплавляемого материала.

Для получения необходимых данных рациональнее совместно использовать имеющиеся результаты экспериментов и математическое моделирование физических процессов, протекающих при ЭЛБЗП.

Использование такого подхода позволяет существенно сократить количество натурных исследований, а также обнаружить скрытые закономерности протекающих процессов, что недоступно при других методах исследования. Таким образом, основной задачей данной работы являлась разработка математической модели процессов массообмена и исследование с ее помощью возможностей рафинирования монокристаллов кремния способом ЭЛБЗП.

При формулировании математической модели предполагалось, что в цилиндрическом образце радиусом R и длиной L (рис. 1) поддерживается постоянная высота расплавленной зоны L_v , перемещаемой вдоль образца с постоянной скоростью v таким образом, что скорость продвижения фронта затвердевания $\xi(t)$ постоянна и равна скорости плавления исходного образца с начальной концентрацией C_0 .

В расплаве вблизи фронта затвердевания формируется диффузионный слой протяженностью δ , который обогащается ликвидирующей примесью за счет продвижения фронта кристаллизации (в пределах диффузионного слоя перенос массы определяется диффузионным механизмом переноса). За пределами диффузионного слоя по всей высоте расплавленной зоны L_v полагали конвективное перемешивание достаточно интенсивным для полной гомогенизации расплава.

Исходя из принятых допущений концентрационное состояние переплавляемого образца при

ЭЛБЗП определяется кинетикой баланса массы в расплавленной зоне следующим соотношением:

$$V \frac{dC_z}{dt} = (q_d + q_m)S_R + q_\alpha S_{L_v}; \quad (1)$$

$$q_d = D \frac{dC}{dl} \Big|_{l=\xi(t)+\delta};$$

$$q_m = v(C_0 - C_z);$$

$$q_\alpha = \alpha(C_{out} - C_z),$$

где V — объем расплавленной зоны; C — концентрация примеси в диффузионном слое; C_z — концентрация примеси вблизи границы диффузионного слоя расплавленной зоны; t — время; q_d — поток массы, поступающей в расплавленную зону из диффузионного слоя; D — коэффициент диффузии; q_m — поток массы, поступающей в ядро жидкой зоны за счет плавления исходного образца с концентрацией C_0 ; q_α — поток массы со свободной поверхности расплавленной зоны; α — коэффициент поверхностного массообмена, учитывающий дегазацию (испарение) растворенного компонента в вакуум; C_{out} — остаточная концентрация примеси в вакууме; S_R , S_{L_v} — площади соответственно поперечного сечения и боковой поверхности расплавленной зоны.

На границе затвердевания учитывали следующие условия перераспределения массы:

$$\begin{cases} D \frac{dC}{dl} \Big|_{l=\xi(t)} = v(1-k)C \Big|_{l=\xi(t)}; \\ C_S \Big|_{l=\xi(t)} = kC \Big|_{l=\xi(t)} \end{cases},$$

где k — коэффициент перераспределения растворенного компонента при переходе материала из жидкого в затвердевшее состояние; C_S — концентрация примеси в затвердевшем материале, прилегающем к фронту кристаллизации.

Перенос массы от границы затвердевания к расплавленной зоне в приграничном диффузионном слое заданной протяженности описывается уравнением диффузии

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial l^2}, \quad \xi(t) < l < \xi(t) + \delta. \quad (2)$$

Полагали, что диффузионный массоперенос в затвердевшем материале можно не учитывать. В начальный момент времени образец по всей длине имел однородный химический состав с заданной концентрацией $C(l,0) = C_0$.

На основе приведенной математической модели разработали программное обеспечение для моделирования кинетики массообменных процессов и прогнозирования формирования химической неоднородности по длине образца в зависимости от физических характеристик материала и технологических параметров ЭЛБЗП.

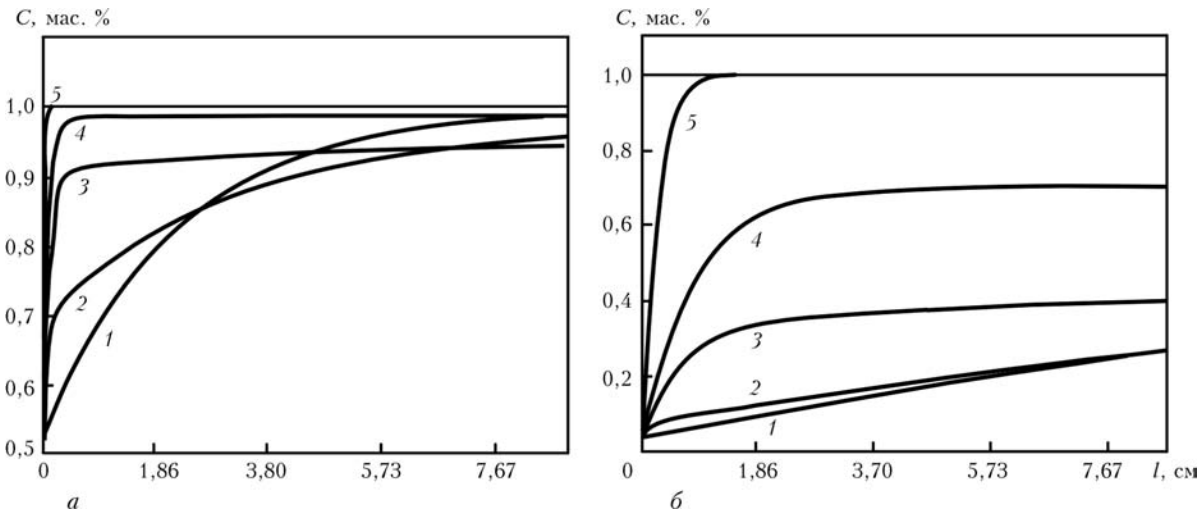


Рис. 2. Влияние скорости v перекристаллизации на перераспределение примеси: а — кислород; б — фосфор; 1–5 — соответственно значения $1 \cdot 10^{-5}$, $1 \cdot 10^{-4}$, $5 \cdot 10^{-4}$, $1 \cdot 10^{-3}$, $1 \cdot 10^{-2}$ м/с)

Для расчетов приняты следующие параметры модели: длина образца 10 см; высота расплавленной зоны 1 см; коэффициент диффузии компонента в расплаве $5 \cdot 10^{-5}$ см²/с; протяженность диффузионного приграничного слоя 0,2 см; коэффициент распределения 0,5 для кислорода, 0,035 для фосфора; значения коэффициента α оценивали по экспериментальным данным при определении содержания примеси в образце до и после переплава. Результаты расчетов представлены в виде относительной концентрации $C = \bar{C} / C_0$, где $\bar{C}$, C_0 — соответственно истинная и исходная концентрации.

Рафинирование образца при ЭЛБЗП обеспечивается двумя процессами — перераспределением растворенного компонента на фронте затвердевания в результате различной растворимости примеси при переходе материала из жидкого в затвердевшее состояние и испарением (дегазацией) в вакуум со свободной поверхности расплава. Для выявления доминирующего механизма рафинирования проведены расчеты, в которых учитывались как отдельное, так и совместное влияние этих двух факторов.

На рис. 2 показано распределение концентрации кислорода и фосфора по длине затвердевшего участка образца в зависимости от скорости переплава ($\delta = 0,2$ см, $L_v = 1$ см) без учета процесса испарения (дегазации) в вакуум.

Результаты, представленные на рис. 2, показывают, что при варьировании скорости перекристаллизации очистка кремния за счет различной растворимости примесей в жидком и затвердевшем материале не позволяет снизить за один проход концентрацию кислорода менее чем на 0,5 порядка ($0,5 C_0$) при существенной неравномерности распределения примесей по длине образца ($0,5 \dots 0,9 C_0$), фосфора — на 0,8 порядка ($0,2 C_0$).

Данные экспериментальных исследований свидетельствуют о довольно равномерном распределении примесей и снижении массовой доли кислорода на два порядка, фосфора — на полтора. В связи с этим выполнены расчеты для оценки процесса испарения (дегазации) в вакуум, который может протекать с различной интенсивностью в зависимости от давления остаточных газов в вакуумной камере, высоты расплавленной зоны, пере-

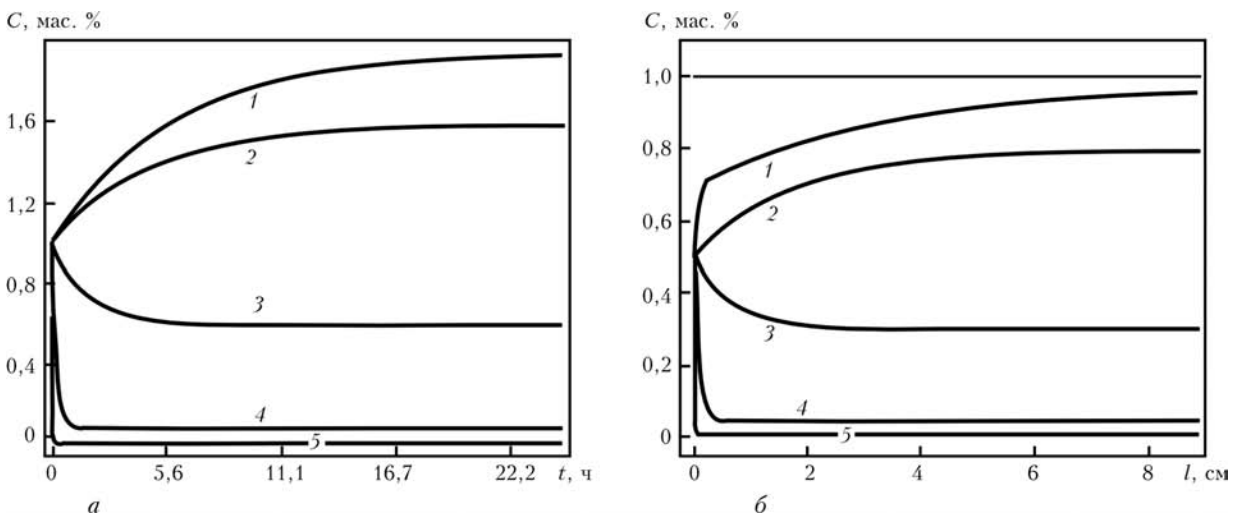


Рис. 3. Концентрационное состояние жидкой зоны (а) и затвердевшего образца (б) при различных значениях коэффициента дегазации кислорода в вакуум: 1–5 — соответственно 0, $0,1 \cdot 10^{-4}$, $1 \cdot 10^{-3}$, $1 \cdot 10^{-2}$, $1 \cdot 10^{-1}$ ат/см²·с)



грева свободной поверхности над температурой ликвидус и других факторов.

На рис. 3 приведена серия расчетов, демонстрирующих снижение концентрации кислорода в расплавленной зоне и в затвердевшем участке образца в зависимости от различных значений коэффициента α .

Расчеты показали, что уменьшение массовой доли кислорода на два порядка достигается при $\alpha = 0,1 \text{ ат/см}^2\text{с}$. В этом случае обеспечивается равномерное распределение примесей по длине затвердевшей части образца (рис. 3, б), за исключением начального участка незначительной протяженности. Аналогичные расчеты для фосфора показали, что снижению начальной концентрации на полтора порядка соответствует $0,5 \text{ ат/см}^2\text{с}$.

Выводы

1. Разработана математическая модель зонной перекристаллизации, позволяющая исследовать формирование концентрационного состояния образца за счет различия растворимости примесей в жидком и затвердевшем материале, а также процессов испарения в вакуум.

2. Установлено, что с помощью способа ЭЛБЗП удастся понизить концентрацию кислорода на два порядка от $3 \cdot 10^{17}$ до $5 \cdot 10^{15} \text{ ат/см}^3$, фосфора — на полтора порядка (от $5,1 \cdot 10^{14}$ до $3,4 \cdot 10^{13} \text{ ат/см}^3$).

3. Расчетным методом показано, что за счет различия растворимости примеси в твердом и жидком материале удастся снизить за один проход концентрацию кислорода не более чем на 0,5 порядка ($0,5 C_0$) и на 0,8 порядка ($0,2 C_0$) для фосфора.

4. Показано что доминирующим фактором, обеспечивающим уменьшение массовой доли кислорода на два порядка, фосфора — на полтора при ЭЛБЗП, являются процессы дегазации и испарения в вакуум при наличии хорошо развитой свободной поверхности расплавленной зоны.

5. Определены коэффициенты поверхностного массообмена, учитывающие дегазацию (испарение) растворенного компонента при ЭЛБЗП в технологический вакуум $2,66 \cdot 10^{-3} \text{ Па}$ (примерно $2 \cdot 10^{-5} \text{ торр}$) — для кислорода $0,1 \text{ ат/см}^2\text{с}$, фосфора $0,5 \text{ ат/см}^2\text{с}$.

1. Компьютерное моделирование гидродинамики и теплообмена при выращивании монокристалла кремния методом электронно-лучевой бестигельной зонной плавки / А. Е. Аснис, В. Ф. Демченко, О. Б. Лесной, С. П. Заболотин // Космічна наука і технологія. — 2002. — 8, № 5/6. — С. 112–116.
2. Курс физической химии. Т. I / Под ред. Я. И. Герасимова. — М.: Химия, 1969. — 592 с.
3. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Теоретическая физика. Т. V. Статистическая физика. — М.: Наука, 1976. — Ч. 1. — 584 с.
4. Проблемы дегазации металлов (феноменологическая теория) / Л. Л. Кунин, А. М. Головин, Ю. Н. Суровой, В. М. Хохрин. — М.: Наука, 1972. — 327 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 11.04.2011

www.vsmo.ru

21.06.2011

На авиасалоне Ле Бурже, 21 июня

21 июня, Париж, Ле Бурже — ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» и Liebherr-Aerospace Lindenberg GmbH, г. Линденберг (Германия) подписали долгосрочный контракт на поставку титановых штамповок для носового шасси семейства самолетов A350 XWB.

В настоящее время Корпорация ВСМПО-АВИСМА на 100 % удовлетворяет потребности Liebherr-Aerospace в титане для программы A350 XWB. Для обеих компаний подписание долгосрочного контракта является важным этапом в отношениях, которые начались в 2009 году, когда фирма Liebherr-Aerospace Lindenberg GmbH выбрала ВСМПО-АВИСМА в качестве поставщика титановых штамповок носового шасси для программы A350 XWB.

Конструкция носового шасси самолета A350 XWB является самой большой в серии шасси, когда-либо разрабатываемых и изготавливаемых компанией Liebherr-Aerospace Lindenberg. Основанием для решения об использовании титана в данной программе стало преимущество по массе, которое обеспечивает титан.



УДК 669.-187.58

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОЙ ПЕРЕПЛАВ ЗАГОТОВКИ, СКОМПАКТИРОВАННОЙ ИЗ СТРУЖКИ СТАЛИ ЭП609-Ш

В. А. Шаповалов, Ф. К. Биктагиров,
В. Р. Бурнашев, Ю. А. Никитенко

Приведены результаты экспериментов по плазменно-дуговому переплаву заготовки, скомпактированной из стружки жаропрочной стали ЭП609-Ш. Определены технологические особенности переплава, получены слитки при литье в изложницу и плавке в проходной кристаллизатор. Исследованы химический состав и качество полученных слитков.

The results of experiments on plasma-arc remelting of a billet, compacted of EP609-Sh heat-resistant steel chips, are given. The technological peculiarities of remelting were determined, ingots were produced in casting into mould and melting into a through-passage mould. Chemical composition and quality of produced ingots were investigated.

Ключевые слова: компактирование стружки; плазменно-дуговой переплав заготовки; изложница; проходной кристаллизатор

Для изготовления газотурбинных двигателей (ГТД), эксплуатируемых в качестве силового привода газоперекачивающих агрегатов, используют различные коррозионно-стойкие стали и сплавы. На предприятии ГП НПКГ «Зоря»-«Машпроект», специализирующемся на производстве ГТД, роторов компрессоров низкого давления двигателей ДН80Л и ДГ90, широко применяют сталь ЭП609-Ш [1]. В случае достаточной коррозионной стойкости она хорошо механически обрабатывается и сваривается способами электронно-лучевой и аргоно-дуговой сварки, что важно при сборке ротора из отдельных деталей.

Увеличение объема производства изделий из этой стали привело к накоплению на предприятии отходов, преимущественно в виде стружки, что вызвало необходимость ее эффективной утилизации.

Одним из перспективных путей переработки стружки высоколегированных сталей является разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины технология компактирования под электрическим током в проходной матрице в длинномерные заготовки [2], подвергаемые затем переплаву способами спецэлектрометаллургии. Вторая, рафинирующая стадия, необходима для получения качественного металла, пригодного к непосредственному использованию в производстве.

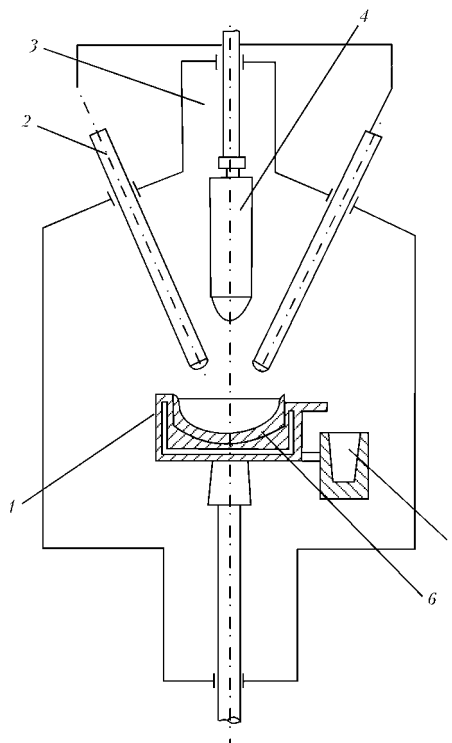


Рис. 1. Схема плазменно-дугового переплава и литья в изложницу: 1 — медный водоохлаждаемый тигель; 2 — две пары плазмотронов постоянного тока; 3 — колонна с механизмом подачи расходимой заготовки; 4 — расходимая заготовка; 5 — изложница; 6 — гарнисажный слой, который образуется на поверхности холодного тигля в процессе плавления

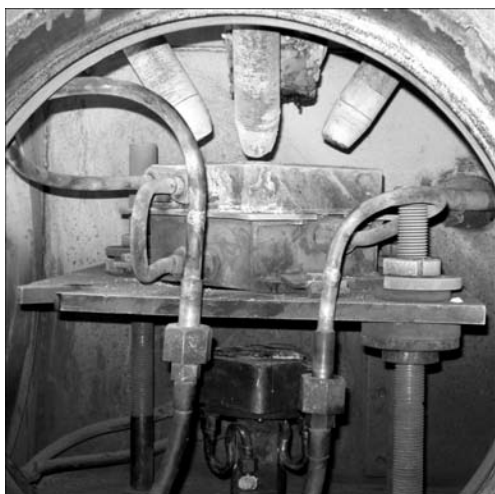


Рис. 2. Подготовка установки УПП-3 для плавки расходимой заготовки в проходной кристаллизатор квадратного сечения

Ранее исследовали электрошлаковый переплав расходимой заготовки, полученной способом компактирования стружки стали ЭП609-Ш [3]. В настоящей работе приводятся результаты другого рафинирующего переплава спрессованной стружки — плазменно-дугового (ПДП). При ЭШП основным рафинирующим компонентом является шлаковый расплав, и качество металла определяется массообменными процессами в системе шлак–металл. Особенность ПДП заключается в том, что рафинирование происходит за счет перераспределения элементов в системе газ–металл.

Возможность переплава металла при нормальном или даже избыточном давлении в инертной атмосфере позволяет осуществлять ПДП заготовок с повышенной газонасыщенностью или большим содержанием элементов с высокой упругостью пара без нарушения процесса и существенных потерь легирующих в результате испарения. Высокотемпературный плазменно-дуговой нагрев дает возможность получать слитки с хорошей поверхностью,

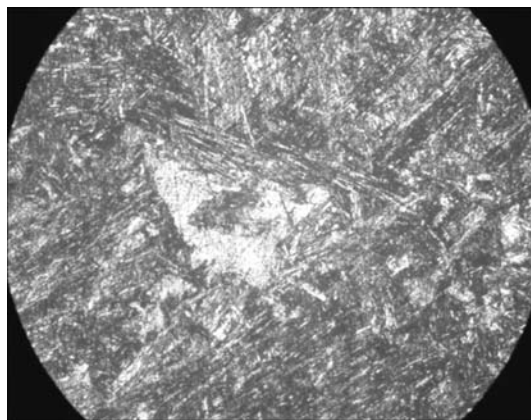


Рис. 4. Микроструктура (×500) слитка плазменно-дугового переплава и литья в изложницу

высоким выходом годного металла, низким содержанием газов и неметаллических включений.

Переplав скомпактированной заготовки производили на четырехплазмотронной многофункциональной печи УПП-3 [4]. Плазмотроны прямого действия устанавливали радиально для того, чтобы плазменные струи направлялись на ванну жидкого металла и образовывали вихревое вращение расплава. Уровень тока каждого плазмотрона составлял 350 А, напряжение — около 40 В. Плавку выполняли в аргоне с избыточным давлением 10...20 кПа и постоянной циркуляцией газа, а также с обновлением атмосферы камеры.

Радиальное расположение четырех плазмотронов позволило распределять тепловую нагрузку по поверхности ванны, осуществлять ее перемешивание и регулировать обогрев отдельных зон ванны (особенно периферийных участков).

Важным преимуществом радиальной схемы расположения плазмотронов является экранирование заготовкой излучения плазменных струй и ванны. В итоге заготовка воспринимает на себя значительную долю излучения, что способствует уменьшению энергии, необходимой для ее плавления.

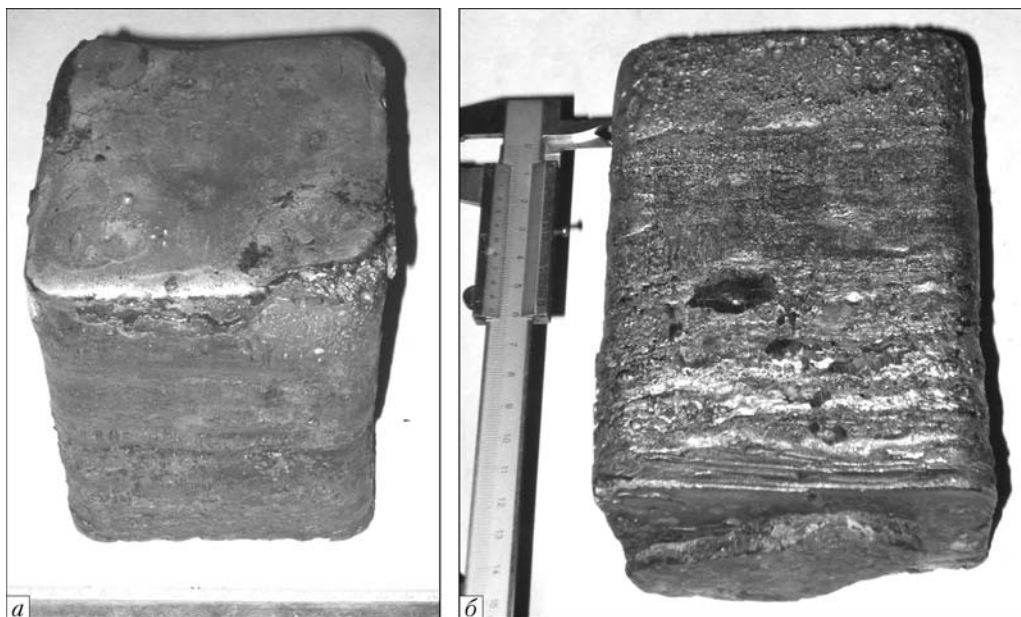


Рис. 3. Слиток плазменно-дугового переплава 120×120×155 мм



Химический состав жаропрочного сплава ЭП609-Ш

Вид переплава	Массовая доля элементов, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	V
ПДП	0,017... 0,02	0,23... 0,25	0,30... 0,35	0,025	0,02	11,2... 11,4	0,4	1,67... 1,70	0,1	0,2
ЭШП	0,084... 0,088	0,39... 0,52	0,29... 0,30	0,03	0,002	10,8... 11,0	0,4	1,61... 1,64	0,007	0,2
ТУУ-27.1-00190414-030-2004	0,05... 0,09	≤ 0,6	≤ 0,6	≤ 0,03	≤ 0,02	10,5... 12,0	0,35... 0,5	1,4... 1,8	0,05... 0,15	0,15... 0,25

В процессе плавки заготовку, закрепленную на колонне с механизмом перемещения, подавали между четырьмя плазмотронами. Входя в зону действий плазменных дуг, она оплавлялась, и металл в результате капельного переноса попадал в жидкую ванну.

Спрессованные из стружки заготовки подвергали двум видам переплава. Первый заключался в переплаве заготовки с накоплением жидкого металла в тигле и последующем его сливе в литейную форму (изложницу), второй — в переплаве заготовки в медный водоохлаждаемый проходной кристаллизатор квадратного сечения 125×125 мм.

Схема ПДП по первому виду переплава приведена на рис. 1. Для осуществления второго вида ПДП печь УПП-3 переоборудовали, а вместо поворотного тигля установили кристаллизатор (рис. 2). В этом случае для вытягивания слитка из кристаллизатора использовали нижний шток, на который крепили водоохлаждаемый поддон с зацепом типа «ласточкин хвост». Слиток фиксировался на поддоне и в процессе плазменно-дугового переплава он перемещался вместе с ним. Скорость вытягивания слитка согласовывали со скоростью подачи заготовки в зону плавки. Она составила 3... 4 мм/мин.

В процессе переплава на поверхности металлического расплава и на боковых поверхностях слитка образовался небольшой слой шлака, что свидетельствовало о переходе неметаллических включений из переплавляемой заготовки в шлаковую фазу.

Плавное регулирование мощности плазмотронов дало возможность получить плотный квадратный слиток практически без усадочной раковины (рис. 3). Общий удельный расход электроэнергии на переплав составил около 2,0... 2,2 кВт·ч/кг, при промышленном внедрении и увеличении сечения слитка эти расходы могут быть уменьшены.

При визуальном осмотре поверхности слитков ПДП, полученных в проходном кристаллизаторе и отлитых в изложницу, не выявлены какие-либо грубые дефекты типа заворотов корки, трещин, наплывов и т.п. Макроструктура полученного металла плотная и однородная (рис. 4, 5), поры, ликвация и иные дефекты отсутствуют.

Химический состав металла полученных слитков полностью отвечает требованиям заводских технических условий на сталь ЭП609-Ш. В таблице для сравнения приведены данные химического состава того же металла после ЭШП прессованных из этой стружки заготовок [3].

Обращает внимание более низкое содержание углерода и кремния в металле ПДП, по сравнению с металлом ЭШП, а также на 20... 30 % меньшее



Рис. 5. Макроструктура поперечного сечения квадратного слитка стали ЭП609-Ш плазменно-дугового переплава в проходной кристаллизатор

содержание газов (кислорода, водорода и азота). В то же время при ПДП отмечено более высокое содержание хрома и серы. Объясняется это особенностями рафинирования металла и протекания массообменных процессов в этих видах плавки.

Таким образом, можно сделать вывод, что способ плазменно-дугового переплава позволяет эффективно переплавлять скомпактированные заготовки из стружки стали ЭП609-Ш с сохранением химического состава металла и повышением его качества за счет снижения содержания в нем газов и неметаллических включений. Выбор способа переработки таких заготовок (ПДП, ЭШП или др.) зависит от конкретных требований к металлу, из которого изготавливают то или иное изделие.

1. Романов В. В., Коваль В. А. Применение новых материалов при конвертации корабельных и авиационных ГТД в стационарные ГТУ // Вост.-Европ. ж-л передовых технологий. — 2010. — № 3/2. — С. 4–7.
2. Пат. 79977 Украина, МПК С 22 В 1/248, В 22 F 3/12. Спосіб компактування металевих шихти / Б. Є. Патон, М. Л. Жадкевич, В. О. Шаповалов та ін. — Опубл. 10.08.07; Бюл. № 12.
3. Переработка стружки жаропрочной стали ЭП609-Ш способом компактирования под электрическим током с последующим электрошлаковым переплавом / В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев, Ф. К. Биктагиров и др. // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 3. — С. 43–45.
4. Получение расходуемых электродов компактированием титановой губки под током / М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, В. С. Константинов и др. // Там же. — 2005. — № 3. — С. 64–67.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 17.06.2011



УДК 669.187.58

ПРИМЕНЕНИЕ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОГО ЖИДКОФАЗНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ГАЗАМИ ДЛЯ ПЕРЕРАБОТКИ КОМПЛЕКСНОГО СЫРЬЯ

Д. М. Жиров

Рассмотрена возможность избирательного восстановления металлов из комплексного сырья различными восстановителями. Предложена схема получения ферроникеля из побужских окисленных никелевых руд, демонстрирующая преимущества использования газообразных восстановителей.

The feasibility of selective reduction of metals from complex raw materials by different reducing agents is considered. A diagram of producing ferronickel from Pobuzhsk oxide-bearing nickel ores, demonstrating the advantages of use of gaseous reducing agents, is offered.

Ключевые слова: комплексное сырье; избирательное восстановление; константа равновесия реакции; активность; ферроникель; обогащенный шлак

Эффективным способом получения металлов из оксидных материалов, в том числе техногенных отходов, является их восстановление углеродом в процессе плавки [1, 2]. Степень восстановления железа достигает 97, хрома — 96, никеля — 100 %. При этом одновременно происходит довольно полное восстановление ряда металлов и науглероживание продукта. Для получения из «бедного» сырья высокопроцентных ферросплавов или обогащенных шлаков предлагается осуществлять избирательное восстановление путем введения ограниченного количества восстановителя. Примерами могут быть производство «богатого» ферроникеля из окисленных никелевых руд [3], титанового шлака из ильменитового концентрата [4], передельного марганцевого шлака с низким содержанием фосфора [5].

Водород и монооксид углерода при высоких температурах уступают углероду по восстановительному потенциалу, однако могут использоваться для жидкофазного восстановления как железа [6, 7], так и металлов из комплексного сырья [8, 9]. В последнем случае невысокая восстановительная способность газов, по сравнению с углеродом, способствует избирательному восстановлению [9].

В ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ исследуется процесс плазменно-дугового жидкофазного восстановления железа газообразными восстановителями из железорудного сырья Криворожского бассейна [10]. В экспериментах восстановителями являются продукты, образовавшиеся в плазме дуги в результате пиролиза или воздушной конверсии углеводо-

родов, подаваемых в реакционное пространство в качестве плазмообразующих газов.

В отличие от технологий, использующих в качестве восстановителя углерод, в данном процессе, кроме железа, восстановление других элементов, в частности кремния, заметного развития не получило, также не происходило науглероживание продукта. Это свидетельствует о том, что предлагаемый процесс предоставляет возможность проводить избирательное восстановление металлов из комплексного сырья с получением низкоуглеродистых ферросплавов или обогащенных шлаков.

При температуре экспериментов около 2000 К [10] для реакций восстановления железа из его монооксида углеродом, водородом и монооксидом углерода значение энергии Гиббса равняется соответственно $-136,2$; $+13,9$ и $+38,5$ кДж/моль [11]. В таком случае константы равновесия реакций составляют 3500; 0,43 и 0,1. Из этого следует, что практически весь углерод, попадая в расплав, восстанавливает железо, в то время как водород, особенно монооксид углерода, взаимодействуют неполностью.

Основной примесью, входящей в состав железорудного сырья, является кремний. Изменение энергии Гиббса при 2000 К в случае его восстановления углеродом, водородом и монооксидом углерода составляет соответственно $-2,5$; $+33$ и $+39$ кДж/моль [11]. При этом константа равновесия равняется 1,16; 0,14 и 0,1. Таким образом, при содержании в расплаве значительного количества оксида железа восстановление кремния и его переход в металл не получают заметного развития, что подтвердилось лабораторными исследованиями [10].

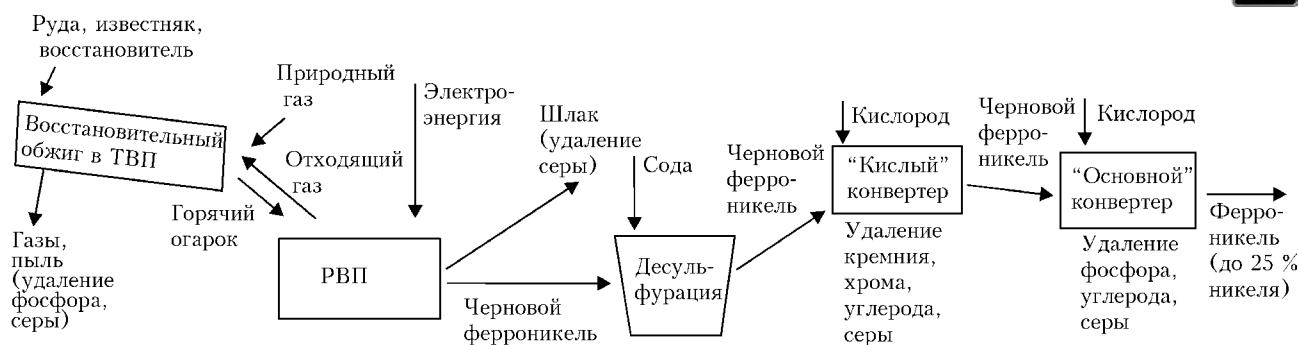


Рис. 1. Схема производства ферроникеля на Побужском ферроникелевом комбинате

Изменение энергии Гиббса реакций восстановления никеля углеродом, водородом и монооксидом углерода при температуре 2000 К соответствует значениям -223 ; -73 и $-48,3$ кДж/моль. При этом константа равновесия реакций равняется 633500; 80 и 18, т. е., восстановление никеля более вероятно, чем восстановление железа [11].

Свыше 80 % разведанных мировых запасов никеля представляют собой окисленные руды [3, 12] с его содержанием 1...2 %. Основными компонентами шихты являются оксиды железа и кремния. Извлечение никеля из такой руды осуществляют двумя группами способов. Первая представляет собой гидрометаллургическое выщелачивание при помощи серной кислоты или аммиака, вторая является металлургическими способами: электроплавка с получением штейна (75 % NiS), который затем обжигают до NiO и восстанавливают до металлического никеля, или электроплавка (иногда доменная плавка) для получения ферроникеля. В последнем случае происходит карботермическое восстановление как никеля, так и железа. Из-за высокой концентрации железа в руде и низкой никеля содержание последнего в ферросплаве незначительно. При этом расход электроэнергии на переработку 1 т руды составляет около 0,8 или 80 МВт·ч на 1 т никеля в ферросплаве при его содержании в руде примерно 1 % [3, 9, 12].

Путем уменьшения количества подаваемого восстановителя можно добиться уменьшения степени перехода железа в ферросплав. При этом при переработке руды Побужских месторождений массовая доля никеля увеличивается от 4,5 до 29,5 %, но уменьшается его извлечение от 93,5 до 68,8 % [3]. Следует отметить, что после восстановления никеля из расплава целесообразно получать стальной полупродукт в отдельном агрегате. В результате содержание железа в остаточном шлаке снижается до 11,6 %, что находится на уровне его концентрации в шлаке при производстве «бедного» ферроникеля по традиционной схеме. Извлечение никеля в этом случае осуществляется полностью.

В Институте металлургии УрО РАН установлено, что при продувке рудного расплава восстановительным газом можно получить металл с содержанием 40...60 % никеля при степени его извлечения

около 80 % [9]. Это подтверждает большую эффективность избирательного восстановления газом, по сравнению с углеродом.

Более детально рассмотрим возможность осуществления такого процесса на примере производства ферроникеля из побужских окисленных никелевых руд, состав которых следующий, %: 0,86...0,96 Ni; 23,3...36,6 SiO₂; 4,9...8,9 Al₂O₃; 23,3...34,5 Fe₃O₄; 0,91...1,44 CaO; 3,93...6,59 MgO; 1,28...7,16 Cr₂O₃; 0,017...0,076 S; 0,021...0,061 P; 0,047...0,089 Co; 4,12...7,94 H₂O; потери при прокаливании – 6,74...8,84.

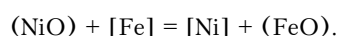
Существующая схема производства ферросплава на Побужском ферроникелевом комбинате представлена на рис. 1 [3, 12]. После сушки в трубчатой вращающейся печи (ТВП) никелевая руда в смеси с восстановителем и известняком поступает в ТВП для восстановительного обжига.

Эти печи изначально отоплявали мазутом, но сейчас переведены на смесь природного и отходящего из рудовосстановительной печи (РВП) газов [13, 14]. Из ТВП горячий огарок перегружается в РВП мощностью 50 МВт с шестью самоспекающимися электродами диаметром 1,2 м.

Полученный черновой ферроникель обычно содержит (мас. %) до 10 Si, 3 Cr, 1,5 C, 0,4 S и 0,3 P [3]. В ковше его очищают от серы при помощи соды, а затем в конвертерах с кислой и основной футеровкой — от различных примесей.

При высокой степени извлечения никеля также интенсивно восстанавливается железо, из-за чего при производстве ферросплава из собственной руды средняя концентрация никеля в нем составляла 6 %. Это послужило причиной перевода комбината на импортную руду с содержанием никеля около 2 %, благодаря чему его концентрация в ферросплаве выросла до 20 % [13, 14].

Из-за низкого содержания оксида никеля в шлаке для его восстановления при производстве ферроникеля существенное значение имеет следующая реакция [3]:



Таким образом, для восстановления никеля желательно иметь большую активность железа в расплаве. При высоких температурах эти металлы характеризуются существованием непрерывного ряда



твердых растворов [15], и их расплав должен быть близок к идеальному [16]. Экспериментально показано наличие отрицательного отклонения системы Fe–Ni от закона Рауля [3].

Кремний с железом образуют интерметаллидные фазы [15], что вызывает значительные отрицательные отклонения системы Fe–Si от закона Рауля [3, 16]. Снижению активности железа в расплаве способствует также и углерод, поскольку происходит образование карбидов [3, 16]. Использование газообразных восстановителей позволяет избежать существенного восстановления кремния из шлака и науглероживания металла и, следовательно, обеспечить высокую активность железа в расплаве.

Повлиять на восстановление кремния из шлакового расплава можно введением в него оксида кальция, поскольку при этом образуются силикаты кальция и, как следствие, активность оксида кремния снижается, а оксида железа — повышается [17]. Например, при использовании газообразных восстановителей при прочих равных условиях благодаря введению CaO из железорудного сырья степень извлечения железа увеличивается от 65 до 90 %, а кремния — уменьшается от 0,12 до 0,03 % [10], также повышается степень извлечения железа и никеля из окисленной никелевой руды [8].

Избирательное восстановление газообразными восстановителями позволяет не только получать ферросплав с большим содержанием никеля из «бедного» сырья, но и избегать заметного восстановления кремния, хрома и фосфора, в результате чего отпадает необходимость производить рафинирование продукта от этих элементов (рис. 2).

Следует отметить, что основным источником серы в получаемом ферроникеле является восстановитель (чаще всего антрацит). Очевидно, благодаря использованию газообразного восстановителя в предлагаемом процессе не будет происходить науглероживание ферросплава, и он также будет более чистым по содержанию серы. Так, в результате плазменно-дугового жидкофазного восстановления железа газами из сырья Криворожского бассейна концентрация углерода в продукте составляла около 0,02, а серы — 0,007 мас. % [10].

В предлагаемой схеме появляется возможность использования пылевидных шихтовых материалов [18, 19], вследствие чего решается вопрос утили-

зации никельсодержащей пыли без ее окомкования. Следует учесть, что из-за низкой концентрации никеля в руде на эффективность использования газообразных восстановителей и производительность процесса существенное влияние оказывает обеспечение подвода реагентов в зону восстановления. Проблема пылевидной шихты восстановительным газом в зону дуги является эффективным решением этой проблемы.

Избирательное восстановление применяется для получения обогащенных шлаков. В Украине имеются значительные запасы ильменитовых руд ($\text{FeO} \cdot \text{TiO}_2$) [20]. При производстве титана или ферротитана даже после обогащения в ильменитовом концентрате содержится более 40 % оксидов железа. Для производства титановой губки необходимо получение шлака, содержащего не менее 80 % оксидов титана и не более 5 % оксидов железа [4, 21].

Обогащение шлака оксидами титана происходит за счет избирательного восстановления из ильменита оксидов железа в рудотермической печи. Для этого в шихту вводят углеродсодержащий восстановитель, чаще всего молотый кокс.

Оксиды железа углеродом восстанавливаются легче, чем оксиды титана, поскольку изменение энергии Гиббса при 2000 К для восстановления титана углеродом составляет +11,8 кДж/моль [11].

При выплавке титанового шлака для предотвращения перехода титана в металлическую фазу содержание углеродсодержащего восстановителя в шихте выбирается несколько уменьшенное, по сравнению с теоретически необходимым для полного восстановления оксидов железа.

Согласно термодинамическим данным, восстановление титана водородом и монооксидом углерода не происходит (изменение энергии Гиббса при 2000 К соответственно +312 и +362 кДж/моль [11]), что дает возможность осуществлять более глубокое обогащение шлака путем восстановления железа газами.

Особый интерес вызывает переработка комплексного сырья, когда ценность представляют как обогащенный шлак, так и восстановленный металл. Примером такого сырья являются железомарганцевые конкреции, которые наряду с железом и марганцем содержат такие элементы как медь, никель, кобальт и другие. Именно благодаря высокому содержанию примесных элементов зафиксирован заметный интерес к разработке этих месторождений, находящихся на морском дне [5, 22].

По одному из вариантов переработки данного сырья осуществляется предварительное селективное твердофазное восстановление водородом меди, никеля и кобальта (до 90 %), частично железа (60...70 %) при практически полном сохранении марганца в виде оксидов.

Извлечение металлов происходит путем электроплавки продукта восстановления без введения восстановителя. В результате получается комплексный сплав с суммарным содержанием меди, никеля

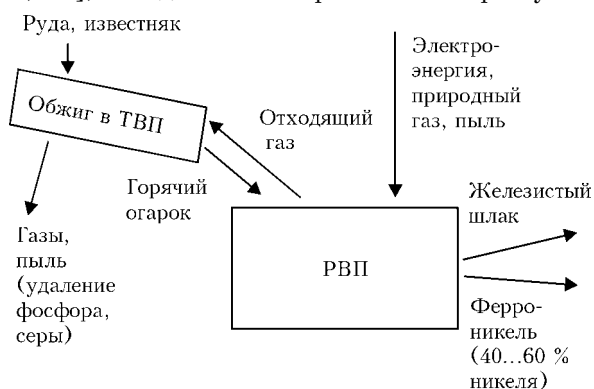


Рис. 2. Производство ферроникеля по предлагаемой схеме



и кобальта более 20 %, а также переделный шлак с концентрацией марганца 34...35 %. Фосфор, по сравнению с марганцем, является легковосстановимым компонентом и практически полностью переходит в металл, его содержание в шлаке составляет менее 0,015 % [5, 22].

Предлагаемая схема плазменно-дугового жидкофазного восстановления газами позволяет проводить совмещенный процесс плавки железомарганцевых конкреций и избирательное восстановление элементов, имеющих низкое сродство к кислороду. Использование отходящих из плавильного пространства газов для нагрева и предварительного твердофазного восстановления сырья повышает эффективность предлагаемого процесса [10].

Из-за истощения запасов полезных ископаемых и роста потребления редких элементов следует рассматривать многие полезные ископаемые Украины как комплексные руды [20]. Восстановительная плавка с использованием газообразных восстановителей может быть эффективным средством для переработки такого сырья.

Выводы

1. Определено, что меньшая восстановительная способность монооксида углерода и водорода, по сравнению с углеродом, при их применении для избирательного восстановления способствует получению ферросплавов и шлаков с повышенным содержанием заданных элементов.

2. Установлено, что использование газообразных восстановителей позволяет получать продукт с низкой концентрацией примесей, благодаря чему в ряде случаев можно избежать операции рафинирования.

1. Григоренко Г. М., Костяков В. Н. Физико-химические процессы при плазменно-дуговом переплаве оксидосодержащих материалов // Актуальн. пробл. современ. материаловед. — Т.1. — Киев: Академперіодика, 2008. — С. 379–393.
2. Ясинська О. О. Дослідження закономірностей рідкофазного відновлення металів і розробка технології виплавки ливарних сплавів з оксидовміслючих матеріалів: Автореф. дис. ... канд. техн. наук / ФТІМС НАНУ. — Київ, 2009. — 23 с.
3. Грань Н. И., Онищук Б. П., Майзель Е. И. Электроплавка окисленных никелевых руд. — М.: Металлургия, 1971. — 248 с.
4. О применении электрошлаковой плавки для получения ферросплавов и лигатур из минерального сырья / М. Л. Жадкевич, Ф. К. Биктагиров, В. А. Шаповалов и др. // Соврем. электрометаллургия. — 2005. — № 1. — С. 12–16.

5. *Металлургия марганца Украины* / Б. Ф. Величко, В. А. Гаврилов, М. И. Гасик и др. — Киев: Техніка, 1996. — 472 с.
6. *Безкоксва металургія заліза: Підручник* / В. П. Іващенко, О. Г. Величко, В. С. Терещенко, В. А. Чеченів. — Дніпропетровськ: РВА «Дніпро-ВАЛ», 2002. — 338 с.
7. *Морфологические и химические характеристики железа, полученного плазменно-дуговым жидкофазным восстановлением* / Д. Е. Кирпичев, А. А. Николаев, А. В. Николаев, Ю. В. Цветков // Сталь. — 2007. — № 9. — С. 41–44.
8. *Влияние вида и степени окисления окисленной никелевой руды на развитие процессов восстановления железа и никеля* / А. А. Гиммельфарб, С. Н. Дунайчук, А. В. Ревенко, Н. М. Медведев // Плазменные процессы в металлургии и технологии неорганических материалов: Тез. докл. V всесоюз. совещ. (к 85-летию академика Н. Н. Рыкалина), г. Москва, 4–6 окт. 1988 г. — М.: Черметинформация, 1988. — Ч. 1. — 171 с.
9. *О новых решениях в переработке комплексного сырья черной металлургии* / Л. И. Леонтьев, С. К. Носов, А. А. Карпов и др. // Сталь. — 2003. — № 11. — С. 19–21.
10. *Жиров Д. М. Особливості процесу плазмово-дугового рідкофазного відновлення заліза газами: Автореф. дис. ... канд. техн. наук* / ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАНУ. — Київ, 2011. — 21 с.
11. *Григорян В. А., Белянчиков Л. Н., Стомахин А. Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов*. — М.: Металлургия, 1987. — 272 с.
12. *Гасик М. И., Лякишев Н. П., Емлин Б. И. Теория и технология производства ферросплавов: Учебник для вузов*. — М.: Металлургия, 1988. — 784 с.
13. <http://www.rada.com.ua/rus/catalog/14362/>.
14. <http://krashiy.com/rus/nominations2008/?nid=40&id=14362&pid=1008&sd=>.
15. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. В 3 т. Т.2* / Под ред. Н. П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1997. — 1024 с.
16. *Меджибожский М. Я. Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов*. — Киев, Донецк: Вища шк., 1986. — 280 с.
17. *Эллиот Д. Ф., Глейзер М., Рамакришна В. Термохимия сталеплавильных процессов*. — М.: Металлургия, 1969. — 252 с.
18. *Исследование основных технико-экономических показателей производства марганцевых сплавов с применением плазменного нагрева* / К. И. Лежава, В. В. Асланикашвили, В. Т. Ахобадзе и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000. — № 4. — С. 38–44.
19. *Исследование плазменных процессов переработки отходов и углеродотермического восстановления высокоуглеродистого феррохрома* / О. С. Забарилло, А. А. Ждановский, Г. А. Мельник и др. // Там же. — 1998. — № 4. — С. 38–48.
20. *Кулиш Е. А., Комов И. Л., Покалюк В. В. Месторождения руд металлов и их комплексное использование*. — Киев: Ин-т геохимии окружающей среды, 2008. — 275 с.
21. *Металлургия титана* / В. А. Гармата, Б. С. Гуляницкий, В. Ю. Крамник и др. — М.: Металлургия, 1967. — 643 с.
22. *Гасик М. И. Железомарганцевые конкреции мирового океана: юрисдикция, геология, геохимия, металлургия* // Геология и полезные ископаемые мирового океана. — 2005. — № 1. — С. 34–50.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

Поступила 30.06.2011



УДК 669.187.2

ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СПЛАВА Ti–Al-(ЛЭ) ПОСЛЕ ЗОННОЙ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

В. А. Костин, И. И. Статкевич, Е. А. Аснис,
Г. М. Григоренко, В. В. Лакомский,
Н. В. Пискун, Р. В. Козин, В. А. Березос

Приведены результаты фрактографических исследований алюминидов титана Ti–Al-(ЛЭ) в исходном состоянии и после зонной перекристаллизации.

Results of fractographic examinations of titanium aluminide Ti–Al-(LE) in initial state and after zonal recrystallization are given.

Ключевые слова: интерметаллидные сплавы; алюминид титана; фрактографические исследования; зонная перекристаллизация; характер разрушения; излом

Интерметаллидные сплавы на основе алюминидов титана благодаря высокой жаропрочности, жаростойкости и коррозионной стойкости являются весьма перспективными для использования при производстве турбин авиационных двигателей и других изделий аэрокосмической техники.

Основным недостатком указанных сплавов является низкая пластичность при комнатной температуре. Это значительно усложняет их технологическую обработку и промышленное использование. Работы, направленные на увеличение пластичности этих сплавов связаны как с созданием новых сплавов на основе алюминидов титана, так и с разработкой различных технологических процессов, повышающих их пластичность [1].

Улучшить пластические характеристики литого интерметаллидного сплава можно путем зонной перекристаллизации. Применение зонной плавки дает возможность обеспечить направленную кристаллизацию [2]. При правильно подобранной технологии плавки фронт кристаллизации приближается к плоскому. При этом обеспечивается более равномерное распределение примесей по сечению и объему слитка, а также снижается уровень напря-

женного состояния, что должно содействовать повышению пластичности материала.

Фрактографические исследования проводили на образцах интерметаллидного сплава системы TiAl следующего состава, мас. %: 46,5 Ti; 35 Al; 12,5 Nb; 3 Zr; 3 Cr, полученного способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) [3].

Фрактографические исследования осуществляли на сканирующем электронном микроскопе JSM-35F, снабженном системой анализа INCA-450. Исследовали образцы, изготовленные способом ЭЛПЕ в исходном состоянии и после зонной перекристаллизации.

Исследования показали, что характер разрушения образцов исходного материала — смешанный. В основном отмечен ярко выраженный транскристаллитный ручейчатый излом по механизму скола, характерному для хрупкого разрушения (рис. 1, а).

Кроме того, на поверхности излома видны элементы вязкого разрушения — светлые волнистые гребни, указывающие на изменение движения трещины. Поскольку на эту процедуру уходит часть энергии разрушения, то можно считать, что материал в определенной степени оказывает сопротивление разрушению, а следовательно, содержит некоторый процент пластичности.

Помимо того, в изломе обнаружены микропоры. Скол в сочетании с микропорами является характерным механизмом разрушения титановых α_2 и

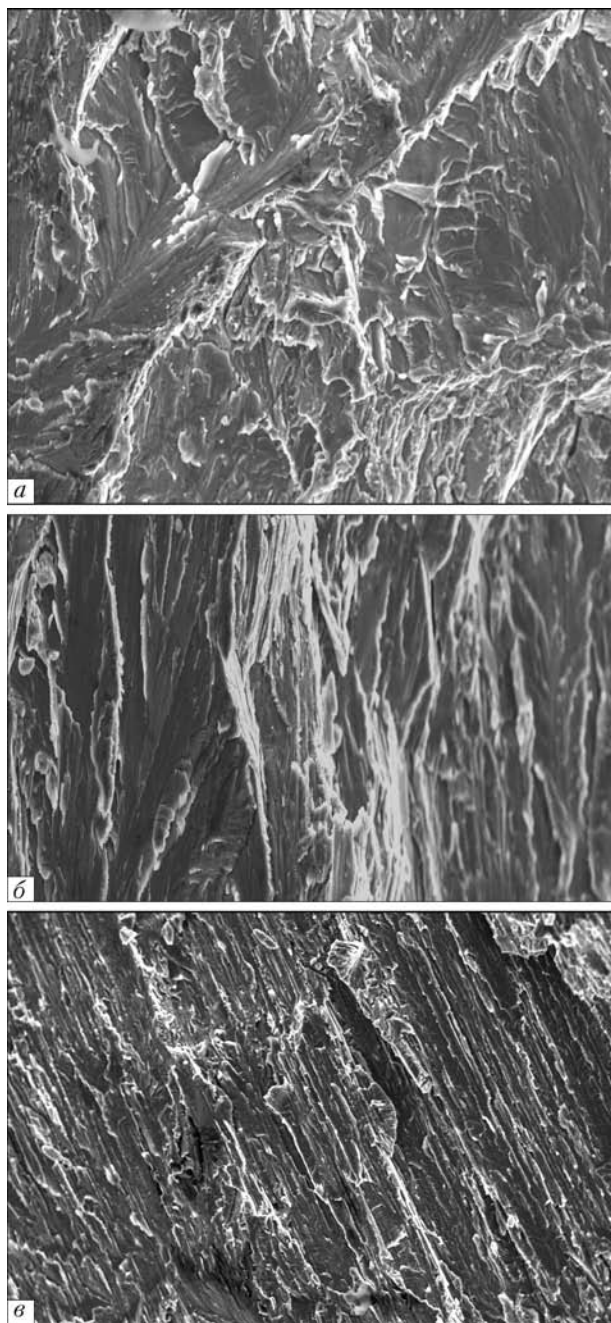


Рис. 1. Поверхность различных участков излома сплава в исходном состоянии; *а, в* — $\times 200$; *б* — $\times 480$

($\gamma + \alpha_2$) сплавов. В однофазной области зерна, ориентированные осями параллельно оси действующего напряжения, характеризуются высокими значениями напряжения, нормальными к плоскости скола, и поэтому они разрушаются сколом [4]. На зерна с другой ориентировкой действуют меньшие напряжения. Такие зерна подвергаются пластической деформации и разрушаются по вязкому механизму.

На рис. 1, *б* представлена картина излома другого участка исходного материала. Здесь, как и на рис. 1, *а*, обнаружено хрупкое транскристаллитное разрушение материала по механизму скола. На этом же образце зафиксированы и чистые протяженные участки, свидетельствующие о том, что трещины идут по границе фазы.

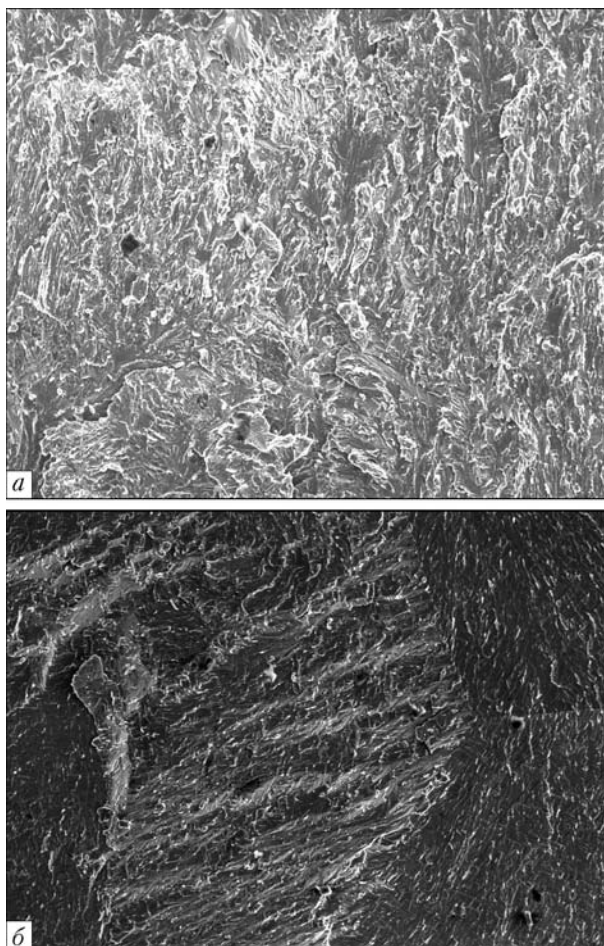


Рис. 2. Поверхность участков излома сплава после зонной перекристаллизации, $\times 200$

На рис. 1, *в* показан еще один участок излома исходного материала. Здесь обнаружен ряд пластинчатых ступенек, параллельных друг другу. Такая картина является типичной для хрупкого разрушения интерметаллида Ti_3Al (α_2). Эти ступеньки и идут в одном направлении. Обычно при разрушении такие пластинчатые параллельные ступеньки образуются на игольчатых пластинках α_2 -фазы.

Фрактографические исследования образцов, переплавленных в высокочастотном электромагнитном поле, показали, что поверхности изломов отличаются от таковых исходного материала.

В изломе (рис. 2, *а*) появляется чешуйчатая структура с гребешками отрыва, характерными для вязкой составляющей. После зонного переплава в изломе зафиксированы изогнутые волнистые ступеньки, хаотично расположенные по полю излома. Именно появление чешуйчатых ступенек в изломе способствует развитию вязкого разрушения, чем объясняется повышение пластичности.

Возникновение крупных гладких фасеток, по видимому, обусловлено пластическим сдвигом.

Анализ результатов проведенных фрактографических исследований показал, что в образцах интерметаллида, подвергнутых зонному переплаву, отмечен смешанный характер разрушения — тран- и интеркристаллитный. В отличие от исходных образ-

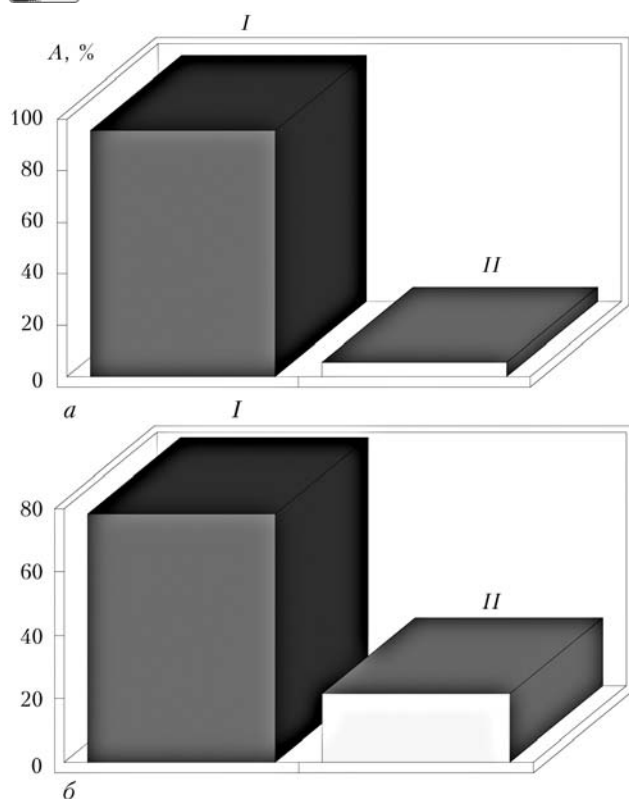


Рис. 3. Диаграммы распределения вязкой и хрупкой составляющих в поле образца в исходном состоянии (а) и после зонной перекристаллизации (б); А — область всего образца; I — область хрупкой составляющей (соответственно 95,6 и 78,3 %); II — область вязкой составляющей (соответственно 5,5 и 21,6 %)

цов, здесь в картине разрушения выявлены значительные участки вязкой составляющей.

Кроме того, анализ результатов выполненных фрактографических исследований показал (рис. 2, б) наличие участков, где в разных зернах характер разрушения одинаков, имеются бороздки хрупкого разрушения с параллельным направлением, резко меняющимся в соседнем зерне. Чем чаще меняется направление разрушения, тем более пластичен материал. Ветвистые ступеньки на изломах исследованных образцов также свидетельствуют о пластичности материала.

Наличие вязкой составляющей в изломе можно также объяснить стабильностью α_2 -фазы за счет пересыщенности ее ниобием, который является сильным стабилизатором β -фазы. Кроме того, в данном сплаве имеются и другие β -стабилизаторы, в частности церий и хром, способствующие образованию β -фазы. Наличие в сплаве этой фазы вызывает развитие вязкого разрушения и повышение характеристик пластичности [5].

Наличие участков интеркристаллитного разрушения сплавов может быть обусловлено также вы-

делением по границам β -зерен α_2 -фазы различной дисперсности [6].

С помощью анализатора INCA-450 по порогу яркости вычислили долю вязкой составляющей в образцах до зонной перекристаллизации и после нее (рис. 3).

В образцах, подвергнутых зонной перекристаллизации, вязкая составляющая на 16 % превышала таковую исходных образцов, полученных способом ЭЛПЕ (количество вязкой составляющей материала в исходном состоянии — 5,5, а после зонного переплава — 21,6 %).

Структурные изменения, происходящие в процессе зонной перекристаллизации, положительно влияют на повышение пластичности при комнатной температуре. При испытании на растяжение образцов данного сплава при 20 °С пластичность увеличилась примерно в 3 раза (от 0,8 исходного материала до 2,2 % после зонной перекристаллизации).

Выводы

1. Фрактографические исследования поверхности изломов образцов интерметаллида показали, что для исходного материала характерно хрупкое транскристаллитное разрушение по механизму скола.

2. Установлено, что изломы образцов интерметаллида после зонной перекристаллизации имеют смешанный характер с преобладанием пластического разрушения.

3. Определено, что зонная перекристаллизация алюминидов титана системы Ti–Al–Nb–Zr–Cr способствует увеличению вязкой составляющей в изломе на 16,1 %, по сравнению с исходным материалом.

1. Анаташов В. Г., Ночовная Н. А., Иванов В. И. Тенденция развития жаропрочных титановых сплавов для авиационного строительства // Технология легких сплавов. — 2002. — № 4. — С. 72–76.
2. Зонная перекристаллизация алюминидов титана / Г. М. Григоренко, В. В. Лакомский, И. И. Статкевич и др. // Тр. конф. «Титан в СНГ 2010» (Екатеринбург, май 2010 г.). — Екатеринбург, 2010. — С. 132–139.
3. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекреационных металлов. — Киев: Наук. думка, 2008. — 311 с.
4. Бочвар А. Г., Саленков В. С., Файнброн А. С. Фрактографические исследования сплавов системы Ti–Al–Nb с высоким содержанием ниобия // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 2008. — № 3. — С. 30–40.
5. Поварова К. Б., Банных О. А. Принципы создания конструкционных сплавов на основе интерметаллидов // Металловедение. — 1999. — № 2. — С. 27–32.
6. Структура и некоторые свойства литых сплавов на основе TiAl, легированных V, Nb, Ta, Hf, Zr / К. Б. Поварова, О. А. Банных, И. В. Буров и др. // Металлы. — 1998. — № 3. — С. 31–41.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 24.03.2011



УДК 669.187.58

МЕХАНИЗМ АЗОТИРОВАНИЯ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА, ПОКРЫТОГО ШЛАКОМ, АЗОТОМ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ

В. В. Лакомский, Ю. М. Помарин,
Г. М. Григоренко, Р. В. Козин

С учетом особенностей транспорта азота из газовой фазы к металлу через шлак предложен механизм азотирования металла.

With account for the specifics of nitrogen transfer from a gas phase to metal through a slag, the mechanism of metal nitriding is offered.

Ключевые слова: азот; шлак; транспортные свойства; окислительный потенциал

Многие исследователи считают шлак непроницаемым для азота. Поэтому при наличии жидкого шлака, используемого, например, при ЭШП, невозможно легировать металл азотом непосредственно из газовой фазы. Таким образом, легировать металл азотом, по их мнению, можно только путем введения в металлический расплав азотированных ферросплавов или нитридов легирующих элементов [1, 2]. Некоторые исследования свидетельствуют о возможности азотирования металла при ЭШП в зависимости от создаваемых условий плавки [3].

Транспорт азота через шлак называют газопроницаемостью, которая определяется произведением предельной растворимости азота в шлаке C_N и коэффициента диффузии азота в шлаке D_N [4–6]:

$$P_N = C_N D_N.$$

Растворимость азота в шлаках практически все исследователи определяли при изучении двойной системы газ–шлак. Однако азотопроницаемость все-таки предполагает передачу азота из газовой фазы через шлак металлу в тройной системе газ–шлак–металл. Такой вывод у нас появился на основании результатов наших исследований растворимости азота газовой фазы во фториде кальция и насыщения азотом металла, находящегося под слоем жидкого фторида.

Во фториде азот практически не растворяется, а находящийся под ним металл азотируется. Значит, приведенная зависимость не совсем точно описывает процесс азотопроницаемости.

При изучении тройной системы установлено, что транспортные свойства шлаков зависят от термоди-

намических условий, созданных не только на границе раздела фаз газ–шлак, но и на границе шлак–металл. Поэтому следует учитывать не столько растворимость азота в шлаке, сколько движущую силу всего процесса передачи азота от газа к металлу, заключающуюся в разности значений химического потенциала азота в различных областях системы газ–шлак–металл.

По-нашему мнению, проницаемость среды в малой степени связана с растворимостью какого-либо компонента в ней, поскольку растворимость — это способность поглощать компонент в объем фазы, а проницаемость заключается в способности перемещать компонент от одной границы раздела фаз к другой.

С целью подтверждения теоретических предположений других авторов нами проведены сравнительные эксперименты. Выполнили две серии плавок в азоте в печи сопротивления с использованием графитовых и оксидных тиглей.

В первой плавил шлак, а во второй — металл под слоем шлака. Использовали фториднооксидные шлаки ЭШП и, для сравнения, оксидные смеси, приготовленные из чистых компонентов. Содержание азота в шлаке и металле определяли по методу Кьельдаля.

Результаты исследований показали, что содержание азота в шлаке в случае взаимодействия азота газовой фазы со шлаком больше без участия металла, чем в случае взаимодействия азота со шлаком в его присутствии. Следовательно, шлак в описанных условиях транспортирует азот из газовой фазы к металлу, а не растворяет его в своем объеме.

Для того, чтобы иметь представление о механизме транспорта азота через шлаковый расплав, необходимо рассмотреть строение последнего.



Шлаки являются растворами ионов с присутствующими в них свободными электронами. Такая система способна довольно легко перестраиваться, что вызвано процессами взаимодействия как в самом шлаке, так и с контактирующими фазами (газом, металлом и материалом тигля), и способствует варьированию свойств шлака. При таких перестройках изменяется количество активного кислорода, находящегося в пространстве между группировками комплексных соединений, и (или) заполненность связей $Me-O$ и $O-O$.

Кислород при этом может существовать в атомарном или ионизированном состоянии. Это приводит к изменению активности кислорода, т. е. окислительного потенциала. Следовательно, на границах раздела шлака с каждой из контактирующих фаз устанавливается присущее ему значение окислительного потенциала, которое и будет определять взаимодействие компонентов шлака и контактирующих фаз.

Конструктивно шлаковый расплав представляет собой набор плотно упакованных сфер (одно- или несколькоатомных ионов). Среди них в соответствии с «дырочной» моделью жидкости Я. И. Френкеля имеются постоянно передвигающиеся полости («дырки») [7]. В них (в зависимости от размера) может размещаться растворяемый в шлаке одиночный или комплексный ион. Количество «дырок» определяет уровень таких структурно-чувствительных свойств шлаковых расплавов, как плотность, вязкость и поверхностное натяжение.

Если над оксидной фазой поддерживать парциальное давление примесного компонента (азот, сера и др.) постоянным и варьировать окислительный потенциал в системе, то несмотря на постоянство активности примеси, ее растворимость может изменяться на несколько порядков. Этим и объясняется хорошая растворимость азота в шлаках, выплавленных в графитовых тиглях.

Движущей силой перемещения азота является разность его концентраций в соответствии со степенью окисленности различных слоев шлакового расплава. И в то же время следует отметить, что азот присутствует в шлаковом расплаве не как самостоятельный ион, а в виде соединений с катионом, отличающимся высоким сродством к азоту.

Из всех часто встречаемых компонентов шлаков можно выделить такие катионы с высоким сродством к азоту, как титан, алюминий, кальций и кремний, а также углерод. Кремний присутствует в шлаках в виде термодинамически прочного диоксида, участвующего в создании прочных оксидных комплексов. Кремний, по-видимому, не связывается с азотом, в отличие от кальция, который (при определенных условиях и алюминий) может в результате обменных реакций выделяться в свободном состоянии и образовывать нитридные соединения в шлаковом расплаве.

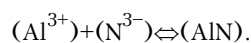
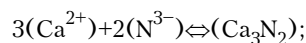
Добавляемый в шлаки при переплаве металлический кальций не только раскисляет шлаковый расплав, но и испаряясь (вследствие высокой уп-

ругости пара), снижает окислительный потенциал газовой фазы, способствует лучшему транспорту азота из газа в металл.

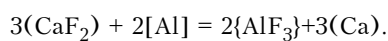
Растворение азота в шлаках подчиняется закону Сиверта и, согласно теории строения шлаков как среды с коллективизированными электронами, зависит от степени окисленности шлака и газовой фазы над шлаковым расплавом:

$$\lg(N) = kP_{N_2}^{1/2}P_{O_2}^{-3/4}$$

Растворенный азот находится в шлаковом расплаве в виде иона N^{3-} , который связывается с активными катионами кальция или алюминия. Связи эти носят ионный характер:

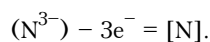


Образуются эти катионы либо путем введения указанных металлов в расплав, либо в результате обменных реакций, происходящих в шлаковых расплавах между компонентами самого шлака или контактирующих фаз. Наиболее вероятным является прохождение обменных реакций во фторидно-оксидных шлаках, поскольку при этом образуются летучие фториды:

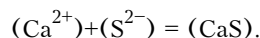
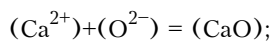
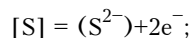
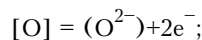


Перемещается азот в шлаковом расплаве от одного катиона к другому, перескакивая из одной «дырки» к другой тем интенсивнее, чем больше энергии вкладывается в плавку металла под шлаком.

На границе раздела шлак–металл происходят отделение иона азота от ионов активных катионов и переход азота из шлака в металл:



Таким образом, переход азота из шлака в металл происходит в соответствии с коэффициентом распределения $L = (N)/[N]$ и сопровождается накоплением электронов в приповерхностном слое шлака, что может приводить к переходу некоторых элементов из металла в шлак, например кислорода или серы. Попадая в шлак, они связываются с катионами, например кальция (как это описано в теории обессеривания металла шлаковыми расплавами):

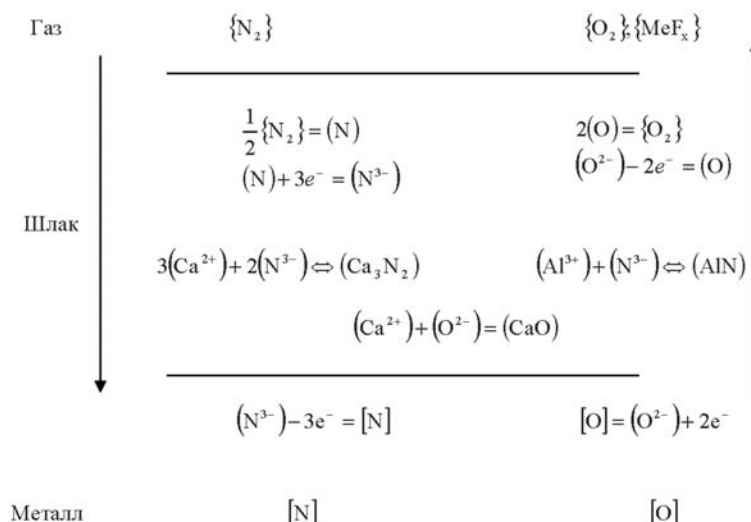


Образованные в результате этих реакций соединения перемещаются к границе раздела шлак–газ, где могут происходить разложение сульфидов или обменные реакции с фторидами и образование вновь



свободных катионов кальция, участвующих в транспорте азота через шлак.

Схематически описанный механизм можно представить следующим образом:



Все металлургические процессы, протекающие при плавке и переплаве металла с участием шлака, являются неравновесными. Поэтому они описываются кинетическими зависимостями, полученными

грева, для чего использовали кинетическое уравнение первого порядка. Результаты расчетов (таблица) показали, что азотирование металлов, находящихся под шлаком, происходит с меньшей скоростью, чем в случае контактирования металлического расплава непосредственно с газовой фазой.

При плавке в печи сопротивлением и электрошлаковой азотирование идет с меньшей скоростью, чем в дуговой печи. Даже в случае добавления в шлак металлического кальция при электрошлаковой плавке скорость азотирования металла ниже, чем при дуговой плавке.

В результате настоящей работы установлено, что процесс взаимодействия металла, покрытого шлаковым расплавом, с азотом из газовой фазы не просто возможен, а происходит и его можно регулировать.

Скорость поглощения азота металлами через шлаки			
Способ плавки	Металл	Шлак	Коэффициент массопереноса β , см/с
Сопротивлением	X18H9T	85 % CaO	$1,5 \cdot 10^{-4}$
		15 % Al ₂ O ₃	
		70 % CaO	
	»	15 % Al ₂ O ₃	$3 \cdot 10^{-4}$
		15 % TiO ₂	
		30 % CaF ₂	
Электрошлаковая	X6ВФ	55 % CaO	$2,7 \cdot 10^{-4}$
		15 % TiO ₂	
		CaF ₂ – 7 % Ca	$2 \cdot 10^{-3}$
	X18Г18	15 % CaF ₂	$2,6 \cdot 10^{-3}$
		52 % Al ₂ O ₃	
		29 % CaO	
Дуговая	»	2 % SiO ₂	
		CaF ₂	$1,55 \cdot 10^{-2}$

путем преобразований математической записи закона Фика, т. е. являются диффузионными.

Мы попытались рассчитать приблизительный коэффициент массопереноса азота от газовой фазы к металлу через шлак при различных способах на-

1. Исследование возможностей улучшения высокопрочной строительной стали марки 16Г2АФ // Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1975. — Вып. 1. — С. 34–40.
2. Stein G., Menzel I., Dorr H. Industrial manufacture of massively nitrogen-alloyed steels // Steel Research. — 1987. — № 1. — Р. 32–38.
3. Процессы азотирования при дуговом шлаковом переплаве // Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Г. М. Григоренко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1991. — № 3. — С. 14–16.
4. Попель С. И., Сотников А. И., Бороненков В. Н. Теория металлургических процессов. — М: Металлургия, 1986. — 463 с.
5. Камышов В. М., Есин О. А., Чуцмарев С. К. Азотопроницаемость жидких шлаков // Известия вузов. Черная металлургия. — 1965. — № 2. — С. 57–61.
6. Новохатский И. А. Газы в окисных расплавах. — М.: Металлургия, 1975. — 216 с.
7. Френкель Я. И. Кинетическая теория жидкостей. — Л.: Наука, 1975. — 592 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 21.04.2011



УДК 621.431:621.75:62-843.8:621.787

УВЕЛИЧЕНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛОПАТОК ИЗ СПЛАВА ЖС36ВИ ПУТЕМ ДРОБЕСТРУЙНОЙ ОБРАБОТКИ ИХ ХВОСТОВИКОВ МИКРОШАРИКАМИ

И. С. Малашенко, В. А. Ровков, В. В. Куренкова, А. Ф. Белявин,
Д. А. Федотов, В. К. Сычев

Рассмотрена возможность применения дробеструйной упрочняющей обработки поверхности елочного замка монокристаллических лопаток из сплава ЖС36 стальными микрошариками для увеличения сопротивления усталости при циклическом нагружении. Описаны параметры технологического процесса и показана возможность оценки поверхностного деформационного упрочнения внешних слоев металла замка при помощи измерения микротвердости HV . Определен уровень наведенных напряжений в окрестности зуба замка. Дробеструйная обработка позволила повысить сопротивление усталости монокристаллических лопаток минимум на 50 МПа при резонансной частоте, а очаг усталостного разрушения при этом переместился из впадины первого зуба на поверхность пера лопатки.

The feasibility of application of shot-blasting strengthening treatment of surface of a fir-tree locking piece of single-crystal blades of alloy ZhS6 using steel microballs to increase the fatigue resistance at cyclic loading is considered. Parameters of technological process are described and possibility of estimation of surface deformational strengthening of locking piece metal layers using the measurements of microhardness HV is shown. The level of induced stresses in the vicinity of the locking piece teeth was determined. The shot-blasting treatment allowed increasing the fatigue resistance of single-crystal blades at least by 50 MPa at resonance frequency, and the source of fatigue fracture in this case was displaced from the first teeth depression to the surface of a blade airfoil.

Ключевые слова: дробеструйная обработка; микрошарики; лопатка турбины; усталостные испытания; упрочненный слой; микротвердость; циклическая долговечность; разрушение

Введение. Надежность и долговечность деталей газотурбинных двигателей (ГТД) в значительной степени определяются физико-механическими свойствами поверхностного слоя. Для повышения сопротивления усталости деталей, подверженных циклическому или вибрационному нагружению, широко используют поверхностное пластическое деформирование (ППД) металлическими или стеклянными шариками диаметром 35...300 мкм [1–4]. Обработка микрошариками обеспечивает упрочнение поверхности практически любых деталей с острыми кромками ($R_a < 0,1$ мм), канавками, проточками лабиринтных уплотнений, изделий с резьбами и т. д. На обрабатываемой поверхности создаются максимальные сжимающие остаточные напряжения, при этом образуется наклепанный слой определенных глубины и степени деформации.

Упрочнение поверхности микрошариками (УМШ) не нарушает геометрии деталей и тормозит развитие процессов усталости, вызванных поврежде-

ниями, связанными с механической обработкой в очаге максимальных изгибных напряжений на ранней стадии их эксплуатации.

Назначение режимов дробеструйного упрочнения деталей авиационных газотурбинных двигателей (АГТД) микрошариками должно определяться в первую очередь в зависимости от формирования микрогеометрии с заданной высотой микронеровностей R_z и оптимального радиуса закругления r дна впадины, остающейся от удара микрошариком.

Согласно работе [2], глубина проникновения пластической деформации прямо пропорциональна диаметру используемых микрошариков и корню квадратному скорости их полета. В наклепанном поверхностном слое возникают осевые и тангенциальные сжимающие напряжения. Вблизи границы этого слоя напряжения резко уменьшаются и переходят в растягивающие, максимум которых располагается на некотором расстоянии от границы наклепанного слоя.

Поверхностное упрочнение микрошариками обеспечивает минимальную пластическую деформацию металла хвостовика лопатки, изменяя эпюру остаточных напряжений по всему сечению хвос-



товика. При УМШ деталей из различных никелевых сплавов структурное состояние металла и содержание углерода определяют кинетику изменения остаточных напряжений по толщине слоя [3]. Обработка микрошариками обеспечивает лучшие показатели сопротивления усталости пера лопатки компрессоров. Так, предел выносливости в этом случае возрастает примерно на 12 % на базе испытаний $2 \cdot 10^7$ цикл.

В монографии [4] сопоставляются результаты испытаний на усталость лопаток турбин высокого давления (ТВД), замковые соединения которых выполнены различными способами (фрезерованием или глубинным шлифованием). При шлифовании (в отличие от фрезерования) формируется регулярный рельеф с меньшей шероховатостью, но с более выраженными микровпадинами и выступами. Стабилизировать параметры поверхностного слоя замковой части и повысить предел выносливости удастся за счет ППД хвостовиков в результате обработки микрошариками.

Процесс ППД микрошариками управляем при обеспечении заданной степени наклепа и уровня деформации. Применяемые на практике методы неразрушающего контроля не дают достоверной информации о глубине наклепанного слоя и степени наклепа [5]. Вместе с тем метод измерения микротвердости поверхностных слоев замка дает удовлетворительные результаты относительно характера пластической деформации металла хвостовика [6]. Для прогнозирования поведения деталей в рабочих условиях необходимо знать свойства этого слоя с целью оптимизации поверхностного деформационного упрочнения внешних слоев металла замков и оценки циклической долговечности лопаток.

В задачу настоящего исследования входила обработка технологического процесса ППД поверхности фрагментов монокристаллических лопаток из сплава ЖС36ВИ путем их обработки струей микрошариков для повышения предела выносливости металла елочного замка, увеличения долговечности и надежности эксплуатации детали в целом.

Материалы исследования. При дробеструйном упрочнении елочного замка лопаток турбин не требуется достижения минимальной шероховатости. Высота микронеровностей R_z допускается, согласно работе [1], не более 2,5 мкм. Поскольку конструкция елочного замка характеризуется повышенной жесткостью, применяют интенсивные режимы дробеструйной обработки.

Предварительно дробеструйную пневмодинамическую установку с соплами различного сечения тарировали для определения интенсивности обработки поверхности микрошариками путем определения уровня прогиба пластин Алмена* при фиксированном времени обработки 3 мин. Когда прогиб плоского образца в результате ППД начинает изменяться слабо, в зависимости от времени обработки,

наступает момент «насыщения», т. е. кристаллическая решетка металла перестает воспринимать подводимую кинетическую энергию микрошариков. Этот период (2...3 мин) интенсивной обработки указывает на необходимость прекращения процесса УМШ. Давление струи микрошариков может изменяться в 1,5...2,0 раза и определяется опытным путем.

Главными параметрами процесса упрочнения лопаток являются продолжительность наклепа единицы площади детали при ее вращении в потоке микрошариков, размер последних (диаметр), скорость полета, определяемая диаметром сопла, откуда истекают микрошарики, и давлением воздуха на входе в установку. От времени наклепа единицы площади детали зависит стабильность и сплошность («покровность») обработки, что обеспечивает равномерность пластической деформации анализируемой поверхности.

Для обработки поверхности зубьев хвостовика лопатки устанавливали в специальную оправку, вращаемую подающим штоком. Особенность расположения лопатки в оснастке заключалась в том, что при ее вращении в потоке микрошариков угол наклona поверхности стенок зубьев к потоку рабочего тела был максимально перпендикулярным к основному направлению струи дробы (рис. 1).

Частота вращения пластины для контроля уровня наведенных напряжений потоком микрошариков, как и фрагментов хвостовика, составляла 12 об/мин. Использовали микрошарики французского производства марки WS070 (рис. 1, б). Ситовый анализ показал, что 80 % микрошариков имели диаметр 180 мкм.

Приспособление для измерения интенсивности ППД (глубины прогиба образца-свидетеля) в соответствии с требованиями стандарта SAE J422 имело базу 31,75 мм. В качестве контрольных образцов использовали пластины Алмена (тип «А» согласно SAE J422).

Выбор режима обработки елочного замка заключался в назначении условий (параметров) истечения струи микрошариков из рабочего сопла, обеспечивающей необходимое упрочнение поверхностных слоев замка детали, которое должно гарантировать максимальное сопротивление усталости металла хвостовика (прикорневой части монокристаллической лопатки) при сохранении геометрических параметров и точности изготовления деталей.

Основным методом структурных исследований состояния приповерхностных слоев металла зубьев лопаток и изломов испытанных лопаток служили растровая электронная микроскопия и микроанализ при помощи сканирующего микроскопа CamScan-4 с энергодисперсионным анализатором ENERGY 200 и программным обеспечением INCA.

Микротвердость упрочненного слоя хвостовиков после различных режимов обработки исследо-

* Паспорт на пластины TEST STIPS «А» Metal Improvement Company, US, N.J. 07072.

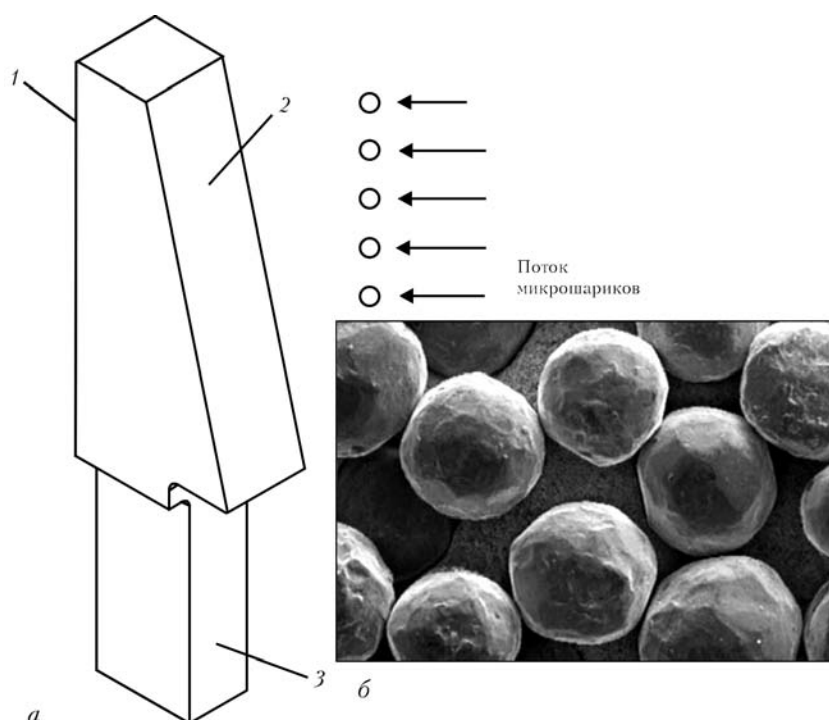


Рис. 1. Фрагмент заготовки хвостовика рабочей лопатки ТВД (без нарезания зуба), на котором отрабатывали режимы дробеструйного упрочнения поверхности металла елочного замка микрошариками (а) и внешний вид стальных микрошариков, используемых в установке дробеструйного упрочнения поверхности (б): 1 — ребро; 2 — пирамида; 3 — ножка

вали на приборе «Micro-Duomat 4000E» при нагрузке 10 г.

Испытания на циклическую долговечность исходных и обработанных (после УМШ) лопаток производили на электродинамической установке УВЭ-1-004, принципиальная схема которой описана в работе [7].

Экспериментальная часть. Хвостовики монокристаллических рабочих лопаток из сплава ЖС36ВИ подвергали ППД непосредственно после установки нового сопла в рабочую камеру и его тестирования. На первом этапе исследований использовали заготовки лопаток без нарезанного елочного замка и после различных штатных режимов термической обработки сплава ЖС36 в вакууме:

гомогенизации;

высокотемпературного старения при 1030 °С (4 ч);

старения при 1030 и 870 °С (32 ч).

Образцы из замковой части заготовки обрабатывали на соплах различного диаметра (рис. 1). Максимальный прогиб (140 мкм) получен при использовании сопла диаметром 7 мм. Увеличение

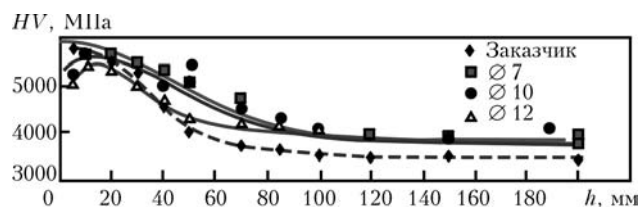


Рис. 2. Распределение микротвердости HV ($P = 10$ г) по глубине металла в объеме фрагментов заготовки хвостовика рабочей лопатки (сплав ЖС36ВИ после гомогенизации), подвергнутых дробеструйной обработке в течение 6 мин на соплах различного диаметра и на лопатке-этalone (после УМШ у заказчика); h — расстояние от поверхности зуба хвостовика

диаметра сопла снижало скорость истечения потока микрошариков. Высота прогиба контрольной пластины снизилась от 140 до 98 и далее до 94 мкм (для сопла диаметром 13 мм). Таким образом, наиболее высокая интенсивность насыщения поверхности при дробеструйной обработке отмечена в интервале диаметров расходных сечений сопел 7... 10 мм.

На рис. 2 приведены результаты исследования распределения микротвердости по глубине после обработки фрагментов хвостовиков потоком микрошариков на различных режимах ППД с использованием разных сопел.

Средняя микротвердость материала лопатки в состоянии после гомогенизации и старения составляла HV 3500, а упрочненного слоя — HV 5500... 6000 МПа. Как правило, максимальное значение микротвердости получали непосредственно на поверхности или на расстоянии не более 10... 15 мкм от поверхности.

Глубина распространения повышенной микротвердости совпадает с глубиной распространения наведенных сжимающих напряжений. С уменьшением диаметра сопла и увеличением скорости истечения микрошариков из системы микротвердость приповерхностного слоя, т. е. степень наклепа по глубине, и глубина обработанного слоя возрастают (рис. 3).

Интенсивность дробеструйной обработки угловой области фрагмента хвостовика оказалась существенно выше таковой плоской поверхности фрагмента. Глубина упрочнения плоской поверхности образца в результате дробеструйной обработки достигала 100 мкм (HV 4000 МПа), в угловой области фрагмента, моделирующей зуб, упрочнение нивели-

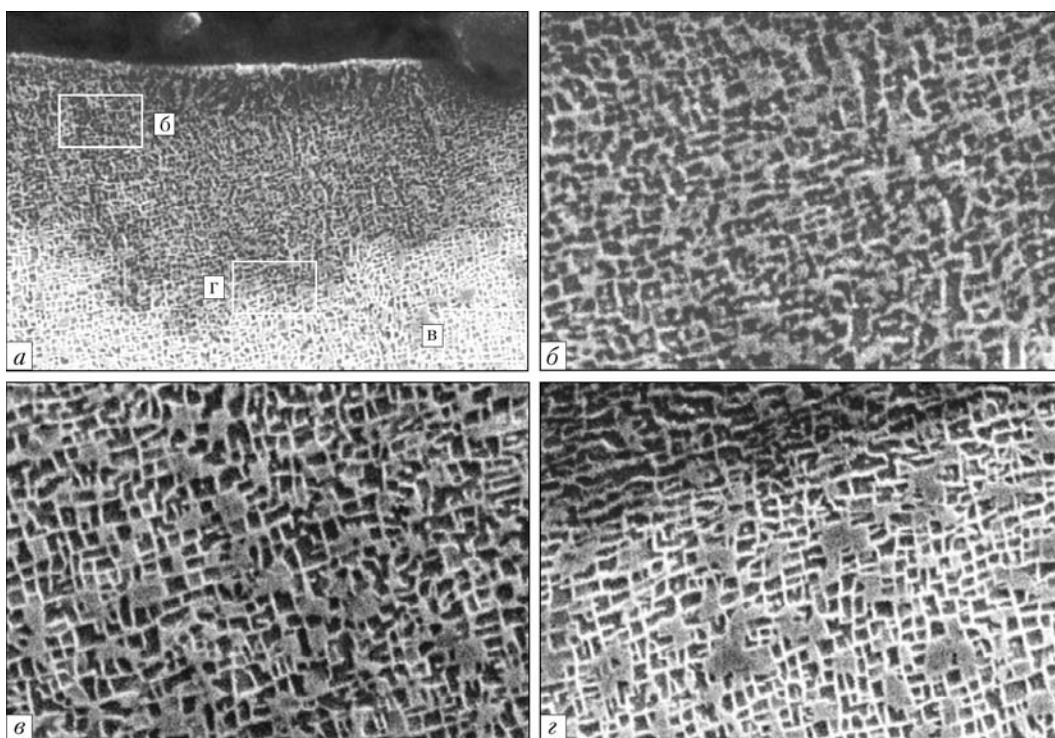


Рис. 3. Микроструктура зоны пластической деформации (после УМШ в течение 6 мин на сопле среднего диаметра) у поверхности 1-го зуба лопатки, прошедшей полную термообработку: а — общий вид поверхностного слоя металла; б — область пластической деформации; в — упрочняющая γ' -фаза в металле зуба; г — то же, на границе зоны видимой ППД и нижних слоев сплава ЖС36; а — $\times 120$; б-г — $\times 5000$

ровалось лишь на глубине 200 мкм, при этом отмечено пропорциональное уменьшение HV с увеличением расстояния h от поверхности.

Максимум упрочнения фрагментов был примерно одинаковым на плоской стороне и на ребре фрагмента хвостовика — 5800 МПа в случае минимального диаметра сопла при времени обработки 6 мин. Эти данные показали, что в одних условиях ППД уровни упрочнения во впадине зуба и на его вершине различаются несущественно.

Максимальный уровень упрочнения фрагмента в случае обработки на соплах диаметром 12... 13 мм не превышал 5500 МПа на глубине около 10 мкм от поверхности. Следовательно, ППД хвостовика можно проводить на больших диаметрах сопла и при большем времени обработки или, что экономически выгоднее, на меньшем диаметре сопла и более коротком времени упрочнения.

При дробеструйной обработке с использованием сопел большего диаметра монотонное упрочнение происходило в поверхностном слое на глубину до 100 мкм (а не 200 мкм, как в случае сопла минимального диаметра). Различие в эффекте упрочнения ребра и плоской поверхности фрагмента не зафиксировано глубже 100 мкм. Следовательно, сопла диаметром 12... 13 мм обеспечивают мягкий однородный режим поверхностного пластического деформирования.

Уровень наведенных в результате УМШ напряжений в хвостовиках реальных лопаток контролировали измерением микротвердости приповерхностных слоев елочного замка на глубину до 250 мкм, т. е. до металла, не претерпевавшего наклепа.

При назначении режимов ППД (продолжительности их обработки) реальных деталей в дробеструйной установке учитывали данные прогиба контрольных пластин, устанавливаемых стационарно. Это время (до 30... 60 с) увеличивается в π раз в случае вращения объекта в потоке микрошариков. При уменьшении диаметра микрошариков диаметр сопла следует также уменьшать для обеспечения нужной скорости полета рабочего тела с целью увеличения кинетической энергии отдельных шариков.

Увеличение времени обработки в два раза не способствовало дополнительному упрочнению металла замка. Рост продолжительности обработки замка микрошариками выше порога насыщения не вызвал снижения сопротивления усталости [1]. С повышением скорости рабочей струи микрошариков, связанной с уменьшением диаметра сопла, растет интенсивность поверхностной деформации и увеличивается глубина распространения ППД.

При постоянной скорости полета шариков сжимающие остаточные напряжения на поверхности изменяются несущественно с ростом диаметра микрошариков [1]. Поэтому некоторое изменение фракционного состава дробы в процессе длительной работы оборудования особого влияния на финальные результаты технологического этапа ППД лопаток не оказали.

Микротвердость HV эталонной лопатки в окрестности зуба замка, прошедшей все стадии процесса обработки, включая ППД замка у заказчика, составляла 6000 МПа. Получено постепенное снижение упрочнения по мере углубления в тело замка на расстояние 110... 120 мкм, где микротвердость



достигала 3700...3750 МПа. Это и есть микротвердость монокристаллического сплава ЖС36 после полного цикла термообработки.

Характер изменения микротвердости приповерхностного слоя в участках впадины или стенки зуба одинаков, абсолютное значение HV по стенкам зуба было чуть выше, чем во впадине.

При обработке другой реальной лопатки после полного цикла термообработки на сопле среднего диаметра обнаружена некоторая неоднородность в результатах измерения микротвердости в области 1-го зуба и примыкающих впадин. Время ППД составляло 3 мин. Вершина зуба претерпела наиболее интенсивное упрочнение (на глубину до 80 мкм). При среднем значении микротвердости внутренних объемов замка 3800 МПа упрочнение поверхностных слоев хвостовика в окрестности 1-го зуба соответствовало значению микротвердости (5500 ± 250) МПа.

Минимальное упрочнение (не более 5000 МПа) получено на стенках 1-го зуба на глубину до 50 мкм. Этот результат явился следствием отклонения угла падения потока микрошариков от нормального, по отношению к поверхности стенок, формирующих зуб замка. Упрочнение поверхности впадин 1- и 2-го зубов было одинаковым и промежуточным между упрочнением вершины зуба и его стенок. Изменение времени обработки хвостовика (3 или 6 мин) существенного влияния на характер упрочнения металла не оказывало.

Отработка технологии ППД хвостовиков реальных рабочих лопаток. При дробеструйной обработке хвостовиков реальных рабочих лопаток турбины требовалось получить равномерную пластическую деформацию поверхностных слоев елочного замка (в области впадины 1-го зуба, непосредственно 1-го зуба и впадины 2-го зуба). Для этого выполнили предварительную оценку качества ППД при различных условиях размещения лопатки в потоке микрошариков. При установке лопаток в пневмодробеструйную установку поток шариков покрывал хвостовую часть детали с удовлетворительной однородностью обработки елочного замка.

Наиболее высокой интенсивности обработки поверхности зуба микрошариками достигали на сопле диаметром 7 мм. В этом случае скорость потока микрошариков и вкладываемая в поверхность елочного замка кинетическая энергия рабочего тела были наиболее высокими.

На оборудовании заказчика получен незначительный градиент упрочнения поверхности на толщину не более 70 мкм. Микротвердость HV глубинных слоев металла монокристаллической лопатки из сплава ЖС36ВИ после всех режимов термообработки составила 3500, а внешнего слоя (после УМШ) достигала 5800 МПа. Упрочнение металла базовой лопатки, оцениваемое по микротвердости приповерхностных слоев, равной 5750...5250 МПа, монотонно убывало на глубину 70...60 мкм.

На основе результатов модельных экспериментов по упрочнению елочного замка выбран двухэтапный

режим обработки хвостовиков лопаток по 2 мин в двух различных позициях с использованием сопла диаметром 7 мм, которое позволило получить максимальную скорость истечения потока шариков, благодаря чему достигнута удовлетворительная интенсивность упрочнения на глубину до 100...120 мкм. Остаточные сжимающие напряжения снижались от поверхности во внутренние объемы детали. При неизменном поверхностном упрочнении глубина распространения наведенных напряжений в металл на 35...40 мкм превышала таковую базовой детали.

Сопло устанавливали таким образом, чтобы угол падения потока микрошариков по отношению к боковым поверхностям, формирующим зуб, составлял 70° . В этом случае упрочнение (приращение твердости) основного металла на глубине 20 мкм от поверхности вдоль обвода зуба, стенок и впадины было примерно одинаковым.

Эффективность упрочнения хвостовика лопаток, обработанных по описанной схеме, заметно выше, чем у хвостовика базовой лопатки, обработанной заказчиком. Пик микротвердости у поверхности достигал 6200 МПа. Градиент упрочнения распространялся на глубину до 120 мкм, монотонно снижаясь через всю толщину обработанного поверхностного слоя. Уровень микротвердости сплава составлял стабильно (3500 ± 100) МПа.

На рис. 3 показана тонкая структура приповерхностных слоев металла фрагмента хвостовика заготовки после гомогенизации и реализации процесса УМШ. Отмечена незначительная пластическая деформация частиц γ' -фазы в матрице непосредственно у поверхности замка. Во внешнем поверхностном слое какие-либо инородные частицы отсутствовали.

Результаты испытаний на усталость монокристаллических лопаток. Сравнительные испытания на усталость лопаток 1-й ступени турбины проводили на электродинамическом вибраторе УВЭ-1-004 при температуре 20°C . Нагружение лопатки осуществляли силами инерции при резонансных изгибных колебаниях (основной формы). Для испытания подготовили две партии лопаток:

некондиционные без дробеструйной обработки хвостовика микрошариками (после двухстадийного старения);

после старения и дробеструйного упрочнения хвостовика по выбранному режиму (сопло диаметром 7 мм, в двух позициях, по 2 мин обработки в каждой позиции).

Сравнительные испытания на усталость лопаток проводили согласно ОСТУ 100870-77 на базе $2 \cdot 10^7$ цикл нагружения.

Напряжения на поверхности галтельного перехода у 1-го зуба хвостовика рассчитывали по результатам статической тарировки ($\sigma_{\max} = 37,6$ МПа). Динамическую тарировку проводили до уровня переменных напряжений 50 МПа по тензорезистору, расположенному на поверхности спинки у корневой части пера, с помощью камертонного устройства



Рис. 4. Места зарождения усталостного разрушения в пяти монокристаллических рабочих лопатках турбины двигателя, не прошедших УМШ после циклических испытаний при температуре 20 °С

(тензостанция УТ-4 г). В качестве критерия разрушения испытываемых лопаток принимали снижение резонансной частоты изгибных колебаний на 3... 5 Гц.

Очаги возникновения усталостного разрушения лопаток, не прошедших дробеструйную обработку елочного замка и после ППД хвостовика, показаны на рис. 4.

При больших значениях долговечности ($N_f = 2 \cdot 10^7$ цикл) и относительно низком уровне амплитудного напряжения σ_a обработка хвостовиков лопаток микрошариками на пневмодинамической установке обеспечила повышение предела усталости металла на 35... 40 МПа (от 50 до 90 МПа). По сравнению с лопаткой, прошедшей УМШ хвостовика у заказчика, сопротивление многоциклового усталости лопаток после выполненной авторами дробеструйной обработки возросло на 15 МПа на базе $2 \cdot 10^8$ цикл (рис. 5).

Использованные технологические приемы ППД хвостовиков рабочих лопаток путем их дробеструйной обработки позволили повысить сопротивление усталости лопаток и подавить возникновение очагов усталостного разрушения в окрестности впадины 1-го зуба (рис. 6).

Размер использованных при наклепе микрошариков, время и интенсивность обработки позволили определить требуемую глубину (до 150 мкм) распространения сжимающих напряжений в поверхностных слоях металла хвостовиков рабочих лопаток из сплава ЖС36ВИ.

Особенности разрушения рабочих лопаток после дробеструйной обработки микрошариками. Вы-

сокая чувствительность монокристаллов к концентраторам напряжений объясняется в работе [8] отсутствием границ зерен, которые являются препятствием на пути распространения магистральной трещины усталости. В поликристаллических сплавах трещина меняет направление своего распространения каждый раз, когда пересекает границы зерен. Это приводит к увеличению длины траектории трещины усталости.

В монокристаллах с надрезом трещина усталости практически беспрепятственно распространяется через весь образец. Поэтому монокристаллическая лопатка характеризуется высокой чувствительностью к наличию концентраторов напряжений, например дефектов (рис. 7). Это обнаружено при циклических испытаниях на усталость рабочих лопаток, когда очаг разрушения у конкретной детали возник у литейного микродефекта на заднем торце замка.

Согласно работе [9], существует три кристаллографические зоны усталостного разрушения на поверхности монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов (ЖС) ЖС32, ЖС6Ф: зарождения трещины (1), некристаллографическая зона распространения трещины (2) и зона долома (3).

Зона 1 соответствует стадии образования стабильных полос скольжения по плоскостям, вдоль которых и происходит рост трещины (рис. 7, б). Зона усталостного излома имеет гладкий скольжный вид и занимает до 80 % поверхности.

Распространение трещины усталости происходит по плоскости октаэдра {111} в направлении [011], что соответствует обычной системе скольже-

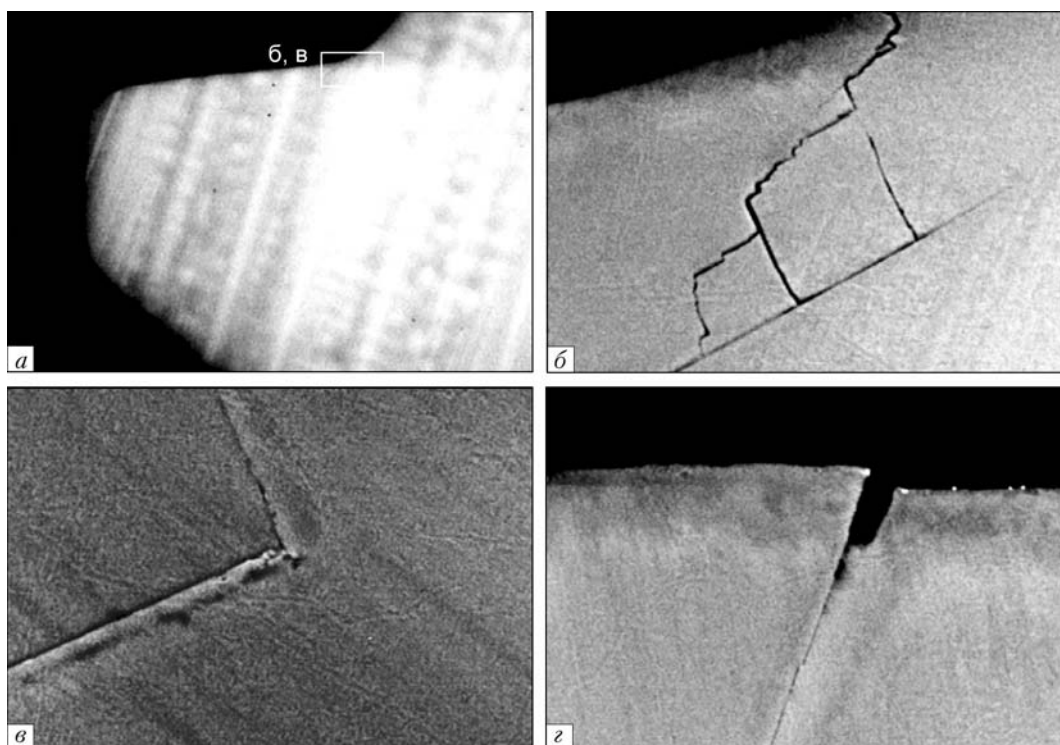


Рис. 5. Сетка усталостных микротрещин на поверхности заднего торца (кармана) в месте впадины 1-го зуба хвостовика лопатки, не обработанной микрошариками, без ППД ($\sigma_a = 60$ МПа, $N_f = 9,1 \cdot 10^6$ цикл): а — дендритная структура монокристаллической лопатки; б, в — сетка усталостных трещин, возникшая на поверхности ребра заднего торца со стороны спинки; г — устье трещины; а — $\times 32$; б–г — $\times 1000$

ния в монокристаллических никелевых ЖС [9]. На плоскости скола октаэдра видны «ручейстый» узор и полосы, указывающие направление [011] распространения трещины (рис. 7).

Ручейстый узор — это микродоломы, возникающие при распространении трещины усталости по параллельным плоскостям, лежащим на разных уровнях. Очаги усталостного разрушения возникают в определенных с кристаллографической точки зрения местах залегания карбидных частиц или микропор на поверхности детали или под поверхностью, где действуют максимальные напряжения (рис. 7, в).

Согласно работе [9], для аксиальной ориентации [011] и [111] в образцах из сплавов ЖС32 и ЖС6Ф

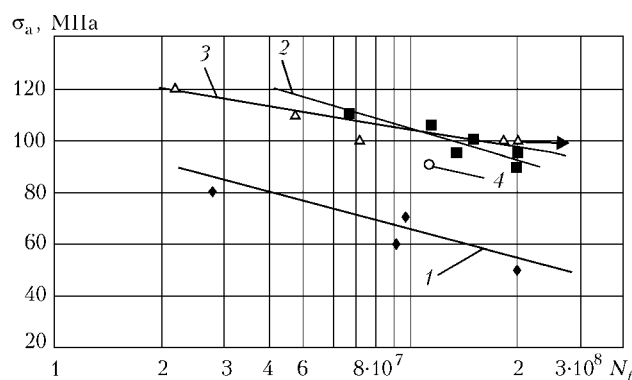


Рис. 6. Усталостные характеристики рабочих монокристаллических лопаток (сплав ЖС36ВИ) после двухстадийной гомогенизации (1), дробеструйного упрочнения хвостовика лопаток (2), дробеструйной обработки последовательно хвостовика и пера лопаток (3), дробеструйной обработки у заказчика (4)

зафиксирована ориентационная зависимость возникновения очагов усталостного разрушения.

Из пятнадцати экспериментальных лопаток, хвостовики которых подвергались дробеструйному упрочнению микрошариками, отобраны пять лопаток, у которых дополнительно обработали микрошариками трактовую поверхность (перо) с целью выявления очагов разрушения при циклических испытаниях. После указанной обработки уровень наведенных напряжений на поверхности рабочих лопаток был одинаковым.

Перо лопаток, включая поверхность бандажной полки, обработали в стандартной сертифицированной оснастке на сопле диаметром 7 мм в одной позиции в течение 2 мин при скорости вращения лопатки 12 об/мин относительно оси Z. Параметры процесса ППД лопаток оставались неизменными.

Уровень остаточных напряжений первого рода в лопатке из сплава ЖС36ВИ оценивали путем определения параметров решетки исходного (необработанного) и упрочненного микрошариками плоских образцов, вырезанных из хвостовой части рабочих лопаток [10].

Съемку образцов проводили в дискретном режиме на автоматизированном дифрактометре ДРОН-3 (излучение $Cu_{K\alpha}$, шаг сканирования $0,03^\circ$, экспозиция в каждой точке 4 с, интервал углов $40...155^\circ$). Обработку дифракционных данных осуществляли методом полнопрофильного анализа (погрешность в определении положения центра тяжести пика равнялась $\pm(0,001...0,005)^\circ$). Установлено, что параметр решетки a_0 ненапряженного образца составлял 0,35876, а напряженного — 0,35934 нм.

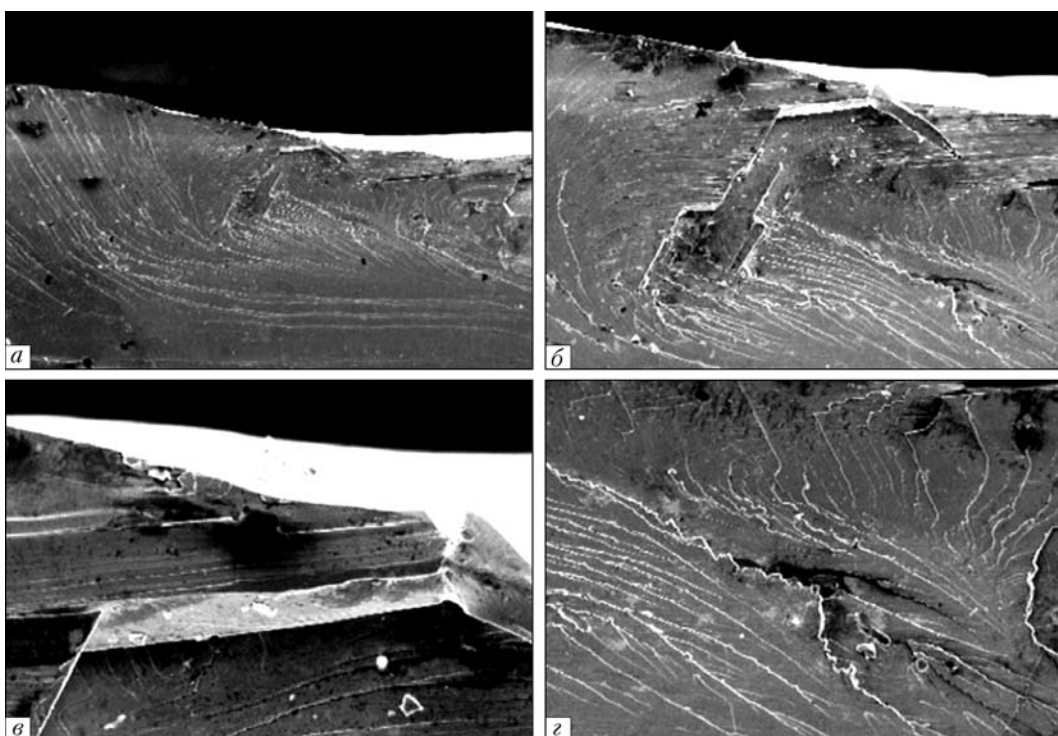


Рис. 7. Усталостный излом (поверхность разрушения), возникший в теле ребра торца хвостовика, со стороны корыта лопатки ($\sigma_a = 110$ МПа, $N_f = 6,8 \cdot 10^6$ цикл; амплитуда колебаний 320 мкм): а — общий вид излома; б — кристаллографическая зона; в — очаг разрушения; з — зона распространения трещины; а — $\times 40$; б — $\times 100$; в — $\times 400$; з — $\times 200$

На основании расчета дифрактограмм исходного и упрочненного образцов получено, что после УМШ обработки по оптимизированному режиму на поверхности плоского образца сплава ЖС36ВИ возникали сжимающие напряжения на уровне 750 МПа. Примерно такой же равномерный уровень сжимающих напряжения был наведен на профильной поверхности во впадинах и на контактных площадках зубьев елочного замка рабочей лопатки.

Эпюры распределения остаточных напряжений по первой впадине елочного замка рабочей лопатки из сплава ЖС36ВИ после обработки микрошариками приведены на рис. 8. После обработки микрошариками заказчиком на поверхности пера лопатки возникли растягивающие остаточные напряжения (200 МПа) с глубиной распространения до 20...30 мкм, а в более глубоких слоях, расположенных от поверхности на расстоянии 30...100 мкм, — остаточные напряжения сжатия.

После обработки образцов микрошариками по режимам, рассмотренным в настоящей работе, на поверхности пера лопатки имели место остаточные напряжения сжатия с максимальным значением 520...590 МПа и глубиной распространения 40...80 мкм.

Результаты циклических испытаний, выполненные в Институте проблем прочности НАНУ, обобщены на рис. 6, 9. В качестве критерия начала усталостного разрушения испытываемых лопаток принимали снижение резонансной частоты (2340...2365 Гц) изгибных испытаний на 3...5 Гц.

При значении напряжения $\sigma_a = 100$ МПа ни в одной из испытанных лопаток разрушения на базе $2 \cdot 10^7$ цикл у впадины 1-го зуба и по ребрам заднего

торца не зафиксировано. В одной из лопаток разрушение произошло при 100 МПа в наиболее напряженной зоне на спинке в области, где клеился датчик. В другой лопатке трещина возникла рядом с 6-м перфорационным отверстием (считая от бандажной полки). В случае $\sigma_a = 120$ МПа разрушение еще одной лопатки произошло на выходной кромке со стороны корыта. Лопатка выдержала полную базу испытаний $2 \cdot 10^7$ цикл при напряжении $\sigma_a = 100$ МПа.

Полученные результаты свидетельствуют об определенных недостатках в технологии литья монокристаллических лопаток, поскольку в зависимости от изделия очаг разрушения перемещался в различные точки поверхности [11]. Негативных конструктивных особенностей в деталях в результате

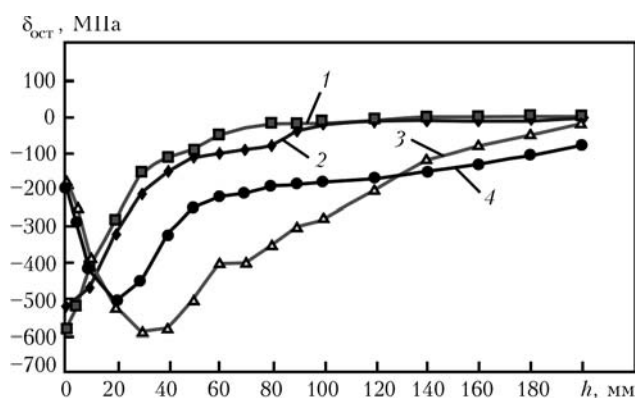


Рис. 8. Эпюры распределения остаточных напряжений на образцах, взятых со стороны корыта и спинки рабочих лопаток из сплава ЖС36ВИ, после обработки микрошариками у заказчика и авторами работы: 1 — корыто; 2 — спинка; 3 — спинка (заказчик); 4 — корыто (заказчик)

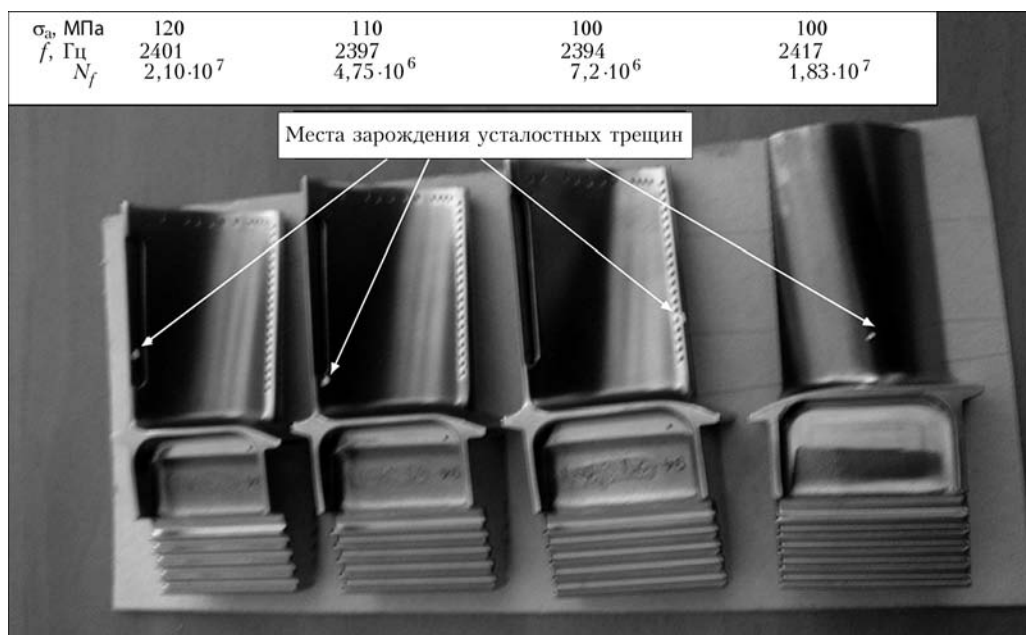


Рис. 9. Места зарождения усталостного разрушения в четырех монокристаллических рабочих лопатках турбины двигателя, прошедших раздельно ППД хвостовика и пера, после циклических испытаний при температуре 20 °С

испытаний не выявлено. Можно утверждать, что рабочие монокристаллические лопатки турбины после ППД елочного замка на пневмодинамической установке имеют предел выносливости на базе $2 \cdot 10^7$, цикл знакопеременного нагружения 100... 5 МПа, что в 2 раза выше, чем у исходных лопаток, не подвергавшихся УМШ.

Выводы

1. Разработана опытно-промышленная технология поверхностного пластического деформирования хвостовиков рабочих лопаток из сплава ЖС36ВИ с целью увеличения сопротивления усталости (циклической долговечности).

2. Процесс ППД заключается в дробеструйном упрочнении елочного замка потоком стальных микрошариков, который эмитируется из сопла диаметром 7 мм воздушным потоком под давлением на расстоянии 300... 320 мм от среза сопла. Скорость вращения лопатки в потоке микрошариков составляла 12 об/мин. Детали обрабатывали потоком микрошариков в двух позициях.

3. Упрочнение приповерхностных слоев металла елочного замка исследовали путем измерения микротвердости HV при нагрузке 10 г в окрестности вершины, впадины и стенок зубьев. После дробеструйной обработки хвостовиков микротвердость базового сплава ЖС36ВИ равнялась 3500, а упрочненного приповерхностного слоя — 5800... 6000 МПа. Глубина упрочнения металла хвостовика (наведение остаточных напряжений сжатия) составляла примерно 120... 160 мкм при использовании сопел различного диаметра в процессе УМШ.

4. Упрочняющая обработка хвостовиков лопаток микрошариками при долговечности $N_f = 2 \cdot 10^7$ цикл на пневмодинамической установке позволила повысить предел усталости металла монокристаллических

лопаток на 35... 40 МПа (от 50 до 95 МПа). Выбранный режим УМШ предотвращает разрушение хвостовика лопатки по впадине 1-го зуба.

5. С помощью дифрактометрического анализа установлено, что в результате УМШ на поверхности хвостовика лопатки из монокристаллического сплава ЖС36ВИ возникают сжимающие напряжения на уровне 590... 750 МПа.

1. Кузнецов Н. Д., Цейтлин В. Н., Волков В. Н. Технологические методы повышения надежности деталей машин. Справочник. — М.: Машиностроение, 1993. — 304 с.
2. Саверин М. М. Дробеструйный наклеп. — М.: Машгиз, 1955. — 312 с.
3. Рыбаков Г. М., Пудков С. И., Чернышев В. В. Оптимизация режимов дробеструйной обработки деталей ГТД по критериям выносливости // Авиац. пром-сть. — 1988. — № 4. — С. 15–16.
4. Петухов А. Н. Сопротивление усталости деталей ГТД. — М.: Машиностроение, 1993. — 240 с.
5. Кузнецов Н. Д., Плоскин Ю. В., Волков В. И. Исследование глубины наклепанного слоя на поверхности детали ГТД из сплавов ХН45МВАТЮБР и ВТ9 // Авиац. пром-сть // 1989. — № 9. — С. 17–19.
6. Куренкова В. В. Особенности микроструктуры поверхности елочного замка монокристаллических рабочих лопаток из сплава ЖС36ВИ // Современ. электрометаллургия. — 2010. — С. 38–46.
7. А. с. 105806 СССР, МПК В 23 К 1/19. Вибростенд для усталостных испытаний объектов // В. А. Ровков, Н. И. Жабко, Ю. А. Коломиец. — Опубл. 30.11.1983; Бюл. № 44.
8. Верин Д. Дж. Микроструктура и свойства жаропрочных сплавов // Жаропрочные сплавы. — М.: Металлургия, 1976. — С. 217–241.
9. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. — М.: Машиностроение, 1997. — 336 с.
10. Русаков А. А. Рентгенография металлов. — М.: Атомиздат, 1967. — 482 с.
11. Богуслав В. А., Качан А. Я., Мозговой В. Ф. Финишные технологии обработки деталей ГТД // Вестник двигателестроения. — 2009. — С. 71–75.

ИЦ «Пратт и Уитни Патон», г. Киев

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Ин-т проблем прочности им. Г. С. Писаренко

НАН Украины, Киев

З-д «Авиадвигатель», г. Пермь, РФ

Поступила в редакцию 08.07.2011



УДК 669.786: 621.365.2

АНАЛИЗ ЖЕЛЕЗОРУДНОГО КОНЦЕНТРАТА МЕТОДОМ ЭСА-ИСП

Г. М. Григоренко, Я. П. Грыцкив,
Л. Н. Чубов, А. Я. Грыцкив

Разработаны методики полного анализа химического состава железорудного концентрата методом эмиссионной спектроскопии индуктивно связанной плазмы (ЭСА-ИСП). Показано, что созданные методики значительно сокращают продолжительность химического анализа сырья и обеспечивают необходимую точность результатов измерений.

Procedures have been developed for a full analysis of chemical composition of iron ore concentrate using the method of emission spectrometry of inductively coupled plasma (ESA-ISP). It is shown that the developed procedures reduce greatly the duration of chemical analysis of raw material and provide the required accuracy of results of measurements.

Ключевые слова: железорудный концентрат; химический состав; метод анализа ЭСА-ИСП

Перестройка черной металлургии Украины после распада бывшего СССР на первом этапе характеризовалась переориентацией рынков сбыта. Этому способствовали дезинтеграция и спад промышленного производства в странах СНГ. Для поставок стального проката в страны дальнего зарубежья требовалась международная сертификация продукции. Вскоре в Украине появились филиалы таких центров, как Тюф Рейнланд, Бюро Веритас, СЖС Украина, Алекс Стюарт и др. Эти фирмы осуществляли оформление сертификатов на экспортируемую продукцию как металлургического профиля, так и других отраслей производства (сельскохозяйственного, пищевого, фармацевтического направлений). Для этого использовали аналитические возможности лабораторий ведущих предприятий соответствующей отрасли Украины, иногда привлекали и зарубежные.

В дальнейшем крупные металлургические предприятия, ориентированные на поставки продукции за рубеж, сертифицировали свои производства по ISO, провели международную аккредитацию лабораторий по ISO 17025, предварительно оснастив их современными эмиссионными спектрометрами ведущих мировых производителей.

Второй этап трансформации металлургического производства начался несколько позже и характеризовался переориентацией сырьевой базы метал-

лургии. Железорудные концентраты и окатыши зарубежных производителей начали использовать для выплавки сталей на украинских предприятиях. В свою очередь украинские обогащательные комбинаты стали активно продвигать свою продукцию на рынки развивающихся металлургических предприятий востока. Потребовался оперативный и достаточно точный контроль химического состава железорудного сырья, поставляемого по контрактам, в том числе и для определения ставок таможенных пошлин.

До настоящего времени анализ химического состава железорудного сырья производили химическими методами согласно стандартам Украины ДСТУ ГОСТ 23581.0:2008; ДСТУ ГОСТ 23581.22:2008. А это восемнадцать отдельных нормативов на методы определения примесных химических элементов или их оксидов, два стандарта — железа оксидного и общего, два стандарта — влаги и химически связанной воды, один стандарт — нерастворимых примесей. Кроме перечисленных нормативных документов, существует стандарт ДСТУ ГОСТ 26482:2008 на химический метод определения металлического железа. Очевидно, что проведение полного или даже выборочного анализа железорудного концентрата — процедура трудоемкая и продолжительная, требующая наличия большой химической лаборатории, укомплектованной штатом квалифицированных химиков-аналитиков.

Развитие инструментальных аналитических методов (рентгеноспектральный анализ, оптическая



эмиссионная спектрометрия с индуктивно связанной плазмой), совершенствование их приборной базы позволили существенно упростить аналитические процедуры. Анализ большинства компонентов данными методами проводится в рамках одного измерения, что позволяет сократить длительность анализа и повысить точность результатов.

Наличие в аналитической испытательной лаборатории ИЭС им. Е. О. Патона малогабаритного спектрометра ICP последнего поколения (массой менее 70 кг) позволило решить задачу создания методики анализа железорудного сырья с определением максимально возможного количества компонентов в одной измерительной процедуре с погрешностью не хуже требований стандартных методик.

ICP — спектрометр модели iCAP 6500 DUO (фирма «Thermo Electron Corporation») — оснащен оптической системой со скрещенной дисперсией «Эшелле-решетки» с малоугловой призмой и двойным наблюдением плазмы (аксиальным и радиальным). Кроме того, полупроводниковый детектор в виде двумерного массива 540×540 светочувствительных элементов с диапазоном регистрируемого спектра 166,25... 847 нм и компьютерная программа прибора обеспечивают одновременное (параллельное) измерение до 200 аналитических линий. Это позволяет включать в создаваемые методики анализа десятки элементов и (что особенно важно) регистрировать для каждого элемента по 3... 4 аналитические линии.

Последнее дает возможность проанализировать вероятные спектральные наложения и избежать связанных с ними погрешностей анализа для проб с переменным элементным составом, а также построить калибровочные прямые в широком диапазоне концентраций (в пределах 3... 5 порядков).

Данная особенность имеет значение при анализе сырьевых материалов, в том числе железосодержащих руд. Перечисленные характеристики совместно с использованием в измеряемых растворах внутренних стандартов позволяют, в конечном итоге, достичь высокой чувствительности и стабильной воспроизводимости результатов анализа.

Технология производства концентрата предусматривает обогащение железорудного сырья при температуре выше 1000 °С. Основной компонент концентрата Fe_2O_3 , нагретый до 1200... 1300 °С, в последующем не растворяется даже в кипящих кислотах [1]. Указанное свойство существенно затрудняет приготовление раствора из пробы концентрата для анализа его методом спектрометрии ICP.

Нами разработаны две новые методики разложения железорудного концентрата: способом сплавления с пиросульфатом лития при относительно низких температурах и растворением в смеси концентрированных соляной, азотной и плавиковой кислот в условиях микроволнового нагрева под давлением.

Первая из предлагаемых методик является альтернативой известному способу разложения веществ сплавлением с пиросульфатом калия, описанному

в работе [2]. Ее преимущество заключается в возможности точно определять содержание калия, который, в отличие от лития, хотя и в следовых количествах, но присутствует и контролируется в составе руды.

Экспериментально установлено, что сплавление с пиросульфатом лития эффективно осуществлять при 450 °С, в то время как для получения аналогичного результата при разложении с солью калия необходимы значения температуры выше 800 °С.

Поскольку пиросульфат лития $\text{Li}_2\text{S}_2\text{O}_7$ квалификации реактива для анализа промышленностью не выпускается, его получали лабораторным путем при температуре выше 200 °С путем взаимодействия карбоната лития с персульфатом аммония.

Методика анализа железорудного концентрата с использованием первого способа получения раствора пробы включает три стадии: сплавление пробы с образующимся в начале процесса пиросульфатом лития, растворение плавня в смеси кислот и спектральное измерение раствора на спектрометре iCAP 6500.

В экспериментах мы использовали следующую последовательность процедур. Навеску размолотой руды в количестве $(0,1 \pm 0,01)$ г смешивали в кварцевом тигле с 10 г смеси Li_2CO_3 и $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$, в которой соотношение последних составляло 1:5. Добавляли несколько капель воды для активации реакции и нагревали на электроплите до полного разложения образующегося карбоната аммония и испарения воды. Затем тигель ставили в муфельную печь и нагревали при 450 °С до визуального наблюдаемого прекращения образования паров сернистого ангидрида, свидетельствующего о полном завершении реакции.

После охлаждения тигля находящийся в нем пламень смывали дистиллированной водой и переносили в стеклоуглеродный стакан, добавляли 20... 50 мл концентрированной HNO_3 и 1... 2 г $\text{NH}_4\text{F} \cdot \text{HF}$ для разложения кремниевой кислоты. Раствор кипятили 10... 20 мин до полного осветления. Затем охлаждали до комнатной температуры и переносили в мерную полипропиленовую колбу вместимостью 250 мл.

Для проведения спектрального анализа аликвоту раствора в объеме 25 мл разбавляли в мерных полипропиленовых колбах вместимостью 250 либо 500 мл. Для определения содержания железа готовили отдельное разбавление исходного раствора с кратностью 100 и более раз.

По второй методике растворение пробы осуществляли с использованием специально предназначенной для этих целей СВЧ марки Mars фирмы «CEM Corporation». Преимущества методики СВЧ разложения концентрата заключаются в возможности задавать и четко контролировать сразу три параметра (температуру, давление и продолжительность процесса), варьируя мощность и время включения генератора. Кроме того, при герметичных условиях микроволнового разложения исключаются случайные погрешности анализа, характер-



ные для методик сплавления по причине вскипания расплава или попадания элементов, испаряющихся из футеровки муфеля, в тигли.

Растворение осуществляли в микроволновой печи в течение 25 мин. Мощность нагрева (400...800 Вт) устанавливали таким образом, чтобы во фторопластовых стаканах НР-500 температура реакции плавного поднималась до 200...210 °С. В первую очередь контролировали реакцию по температуре, предотвращая возможность резкого повышения давления.

Стаканы указанной марки снабжены плотно прилегающими прижимными крышками, а также небольшими отверстиями со сменными предохранительными мембранами. При избыточном давлении (3 МПа) разрывные мембраны эффективно предохраняют емкости от деформации и повреждения.

Условия разложения выбирали такими, чтобы с одной стороны, раствор оптимально заполнял рабочий объем стакана, а с другой — при заданных температуре и давлении гарантировалась герметичность системы. При выполнении указанных требований достигали полного исключения потерь компонентов жидкой фазы и летучих соединений.

После завершения реакции и охлаждения раствор из стакана переносили в полипропиленовую мерную колбу вместимостью 50 либо 100 мл. После разбавления отбирали несколько аликвот требуемого объема, а в оставшемся растворе находили серу и фосфор. Содержание других элементов, входящих в состав концентратов в существенно больших количествах, определяли путем кратного разбавления отобранных аликвот. Общая концентрация компонентов не должна превышать 100 ppm.

Результаты элементного анализа состава концентратов, полученные по рассматриваемым методикам анализа железорудного сырья, представлены в таблице. Как следует из полученных данных, содержание компонентов характеризуется близкими значениями. Несколько завышенное количество оксидов калия и натрия, определенное по методике сплавления, объясняется их примесью в реактивах и возможным попаданием этих элементов в тигли из футеровки муфеля.

Разложение при нагревании кремнийсодержащих материалов в плавиковой кислоте сопровождается активной потерей кремния в виде летучего SiF_4 . Установленной позитивной особенностью микро-

Сравнительная оценка содержания компонентов в образцах железорудного концентрата по данным двух методик анализа

Компонент	Образец № 1		Образец № 2	
	Сплавление с $\text{Li}_2\text{S}_2\text{O}_7$	Микроволновое разложение под давлением	Сплавление с $\text{Li}_2\text{S}_2\text{O}_7$	Микроволновое разложение под давлением
Al_2O_3	0,36	0,41	0,46	0,60
CaO	0,46	0,34	0,55	0,47
Cr_2O_3	0,11	0,065	0,16	0,094
Fe_2O_3	86,7	86,6	86,6	86,7
MgO	0,58	0,64	0,84	1,10
MnO	0,044	0,031	0,050	0,039
K_2O	0,19	0,068	0,20	0,15
Na_2O	0,20	0,062	0,21	0,096
P_2O_5	0,015	0,014	0,013	0,014
SO_2	—	0,010	—	0,006
SiO_2	4,52	4,62	8,38	10,59
TiO_2	0,046	0,077	0,055	0,113

волнового разложения в закрытой системе под давлением является то, что весь кремний остается связанным в растворе в виде гексафторкремниевой кислоты [3]. Как показали результаты, за время последующей операции разбавления раствора и непосредственного анализа указанная кислота заметно не разлагается и, как следствие, потеря кремния в виде тетрафторида не обнаружена.

Исходя из полученных результатов разработанные методики целесообразно рекомендовать для широкого использования в химико-аналитических лабораториях металлургических предприятий при контроле состава железорудного сырья.

1. *Химическая энциклопедия*: в 5 т. / Под ред. И. Л. Кнунянца. — М.: Сов. энцикл., 1990. — Т. 2. — 131 с.
2. *Анализ минерального сырья* / Под ред. Ю. Н. Книповича и Ю. В. Морачевского. — Л.: ГХИ, 1969. — 301 с.
3. *Химическая энциклопедия*: в 5 т. / Под ред. И. Л. Кнунянца. — М.: Сов. энцикл., 1990. — Т. 2. — 507 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 20.05.2011



ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОРАФИНИРОВАННЫХ МЕДИЦИНСКИХ СПЛАВОВ НА КОБАЛЬТО-ХРОМОВОЙ ОСНОВЕ

И. И. Максютя, Ю. Г. Квасницкая, В. В. Лашнева

Для получения высокорафинированных заготовок (слитков) из сплавов на основе Co–Cr и Co–Cr–Ni с повышенными коррозионной стойкостью и параметрами эксплуатационных характеристик, отвечающих стандартам ISO для сплавов медицинского назначения, в Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины опробованы новые технологические процессы с использованием совмещенного (комбинированного) вакуумно-индукционного и электронно-лучевого нагрева расплава в вакууме. Выбраны керамические материалы и разработана технология получения оболочковых форм для изготовления литых конструкций медицинского назначения с пониженным содержанием вредных примесей, неметаллических включений и газов.

To produce highly-refined billets (ingots) of alloys on Co–Cr and Co–Cr–Ni base with an increased corrosion resistance and parameters of service characteristics, meeting the ISO standards for alloys of medical purpose, the new technological processes using the combined vacuum-induction and electron beam heating of melt in vacuum were tested at the Physical-and-Technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine. Ceramic materials were selected and technology of producing shells for manufacture of medical-purpose cast structures with a decreased content of harmful impurities, non-metallic inclusions and gases was developed.

Ключевые слова: медицинские бионертные сплавы; ортопедические материалы; совмещенный вакуумно-индукционный и электронно-лучевой нагрев

Широко применяемые в настоящее время в медицине (стоматологии, ортопедии, хирургии) отечественные и зарубежные сплавы на кобальто-хромовой основе, в том числе известный в СНГ сплав КХС, содержат суммарно не менее 85 мас. % таких элементов, как кобальт и хром (табл. 1) [1–3]. Благодаря этому они имеют повышенную стойкость против коррозионных повреждений не только в биологических средах. По данному параметру они не уступают сплавам из благородных металлов, практически не взаимодействуют с сильными неорганическими окислителями, такими как азотная, серная кислоты, царская водка.

Уникальные литейные характеристики (высокий уровень жидкотекучести и небольшая усадка кобальтовых сплавов) обеспечивают возможность получения и успешной эксплуатации литых тонкостенных (до 0,12...0,15 мм) деталей съемных и несъемных цельнолитых конструкций медицинского назначения.

Основная цель представленной работы заключалась в получении сплавов на кобальто-хромоникелевой основе с повышенной биологической совместимостью не только за счет эмпирически подобранных основного и дополнительного легирующего комплексов, а также благодаря применению наиболее перспективного технологического решения — эффективного рафинирования расплава от вредных примесей в процессе выплавки заготовки.

Данная технология разработана специалистами отдела электронно-лучевых технологий ФТИМС НАНУ и запатентована как способ совмещенного (комбинируемого) переплава [4]. Процесс предусматривает совмещенный вакуумно-индукционный переплав (ВИП) и электронно-лучевой переплав (ЭЛП) материалов шихты при получении первичной заготовки. Плавки осуществляют в керамическом тигле с индукционным нагревом для расплавления шихты и с применением дополнительного электронно-лучевого нагрева для перегрева металла (на 150...200 °С) с целью диссоциации расплава от газов и включений.

Выбор оптимальных температурно-временных параметров при проведении плавки и заливки спла-



Таблица 1. Химический состав и механические характеристики типичных отечественных и зарубежных сплавов медицинского назначения

Сплав	Массовая доля элементов, %					Временное сопротивление, МПа ($T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$)	Удлинение δ , %	Твердость HB
	Cr	Mo	Ni	Fe	Другие			
Vitallium	30,0	5,0	—	1,0	< 0,5C; < 0,5Si	870	1,0...2,7	415
Platinore	26,7	5,8	2,7	2,6	0,1 Pt; Mn; Si; C	810	0,9...3,3	411
Croform	30,0	5,0	—	5,0	< 0,5C; < 0,5Si	780	4...5	390
KXC	25...28	4,5	3,5	0,5	< 0,25 C; < 0,5Si	630	5...8	250 HRB
Wiron 88	24	10	Основа	—	0,02 Si, Ce	740	12...15	260
Wiron 99	22,5	9,5	»	—	1,0 Si; 0,5 Ce	760	18...26	290

Примечание. Основой во всех сплавах является кобальт.

вов, а также использование более термостабильных огнеупорных материалов для литейной оснастки (тигли, формы, стержни) позволяют получать литые заготовки и изделия усложненной геометрии (тонкостенные с внутренними полостями и минимальной шероховатостью) с высокой степенью рафинирования от вредных примесей, в том числе серы, мышьяка, фосфора, свинца, олова, меди, висмута и т. д., газов (кислорода, азота, водорода), а также неметаллических включений.

Материалы для исследований и технологическое оборудование. Для выплавки модельных сплавов использовали основные шихтовые материалы: кобальт электролитический электродугового переплава К0 либо К1 (ГОСТ 123–78), никель электролитический Н0 либо никель катодный марки Н1 (ГОСТ 849–80), хром электролитический рафинированный ЭРЖ либо хром металлический Х0, молибден в штабиках технически чистый, алюминий марки А99 (ГОСТ 5.1405–72).

Выплавку сплавов выполняли способом ВИП первичных шихтовых материалов в промышленной вакуумно-индукционной печи УППФ-2, Россия (футеровка—плавленый магнетит, $T_{пл} = 1550...1570\text{ }^{\circ}\text{C}$), а также в литейной установке, смонтированной на базе печи УППФ-3М с дооснащением ее электронно-лучевой пушкой для проведения совмещенной (комбинированной) индукционной и электронно-лучевой плавки (ВИП+ЭЛП) [5].

В ходе экспериментов фиксировали массу шихты, выход годного металла, массу конденсата, осаждаемого на стенках вакуумной камеры, экранах, литейной оснастке и других элементах конструкций в плавильной камере.

Температуру измеряли как термопарой погружения, так и оптическим пирометром с датчиком марки ФСК-2, РС-20 либо инфракрасным пирометром Cuslopes 153. Основная цель измерений состояла в получении данных об интегральной температуре расплава в тигле перед сливом его в литейную форму, а также при ЭЛП (оценка температуры в фокальном пятне на зеркале ванны).

Для получения заготовок использовали как керамические, изготовленные по обычной промышленной технологии, так и формы, полученные по усовершенствованной технологии изготовления [6]. Кроме того, с целью уменьшения загрязнения металла неметаллическими примесями, по сравнению с керамическими формами, использовали специально изготовленные стальные кокиля диаметрами 10 и 70 мм при заливке образцов—свидетелей соответственно для механических испытаний и заготовок литых изделий.

Методика исследований. Металлографические исследования проводили на цилиндрических образцах—свидетелях, которые отливали вместе с заготовками.

Химический состав модельных сплавов изучали с помощью аналитической химии, спектрального анализатора «Philips Analytical X-ray», содержание газов — анализатора фирмы «Leko (США) RO-17», TN15, RH2, CS144 (табл. 1). Исследования макро- и микроструктуры, расчет количества неметаллических включений и анализ их распределения осуществляли методом оптической металлографии (микроскоп «Neofot-2») в обычном и поляризованном свете, а также с помощью электронного микроскопа ЕМВ-100ЛМ на одноступенчатых угольных репликах с экстрагированными фазами.

Химический состав структурных элементов сплавов и керамических материалов, а также пограничный слой металл—керамика (так называемая «зона взаимодействия») изучали методом микрорентгеноспектрального анализа на установке JEOL «Superprobe-733».

Шлифы для металлографических исследований обрабатывали в следующих реактивах: 100 г HCl (500 см^3), 42 г H_2SO_4 (25 см^3) и 100 г CuSO_4 . Дифференцирование структурных составляющих (интерметаллидной, карбидной фаз) осуществляли свежизготовленным подогретым раствором Мураками: 10 г $\text{K}_3\text{Fe}_3(\text{CN})_6$, 10 г KOH + $50\text{ см}^3\text{ H}_2\text{O}$.

Количество неметаллических включений подсчитывали с помощью оптического микроскопа при увеличении 400 на поперечных микрошлифах по 25

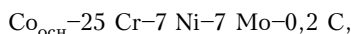


полям зрения для двух образцов из каждой плавки по трем зонам отливки: 1 — приповерхностная; 2 — на расстоянии радиуса цилиндрического образца; 3 — центральная. Данные, полученные для каждой зоны, усреднялись.

Механические свойства (временное сопротивление) определяли согласно ГОСТ 1497–84 при комнатной температуре на цилиндрических образцах диаметром 5 мм с начальной длиной 25 мм, относительное удлинение и сужение после разрыва рассчитывали по соответствующим формулам. Твердость *НВ* измеряли согласно ГОСТ 9012–59.

Микротвердость образцов определяли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 100 г. Твердость *НВ* изучали на твердомере ТШ-2 при нагрузке 1000 кг, диаметр шарика 5 мм, время выдержки 30 с.

Для установления функциональных взаимосвязей состав сплава–свойства при выборе композиции сплава использовали созданный авторами банк данных, в котором содержатся данные о химическом составе, свойствах и технологических особенностях получения и обработки серийных и модельных сплавов, произведенных и внедренных в клиническую практику. Согласно полученной информации, в качестве наиболее перспективной рассматривали базовую композицию с таким составом основных ингредиентов, мас. %:



в которую с целью улучшения технологических свойств вводили элементы дополнительного микролегирующего комплекса титан+алюминий+марганец+кремний (< 1 мас. %).

Оптимизацию состава сплавов осуществляли при помощи способа математического планирования экспериментов путем построения матрицы планирования с крутым восхождением [7]. Изучали влияние каждого отдельного элемента на основной базовый ком-

плекс. Анализировали модель путем поиска сплава из композиции Co–Cr–Ni–Mo–Ti–Al–Mn–Si, являющегося наиболее стойким к коррозионному разрушению в физрастворе (раствор хлористого натрия в воде) и имеющего уровень механических характеристик (временное сопротивление и пластичность), соответствующий стандартам ISO для материалов медицинского назначения этого класса.

Выплавка модельных сплавов и анализ особенностей рафинирования. В условиях вакуумной плавки происходит дегазация расплавов, испарение цветных металлов с повышенной упругостью пара и рафинирование от неметаллических включений. Однако примеси таких цветных металлов, как, например, свинец, практически не растворяются в основе сплава — кобальте [8].

В результате сниженной термодинамической активности свинец не образует химических соединений с компонентами сплава и поэтому находится в атомарном виде, что очень нежелательно из-за токсичного действия на биологический объект. Поэтому во время выплавки медицинских сплавов необходимым условием является обеспечение таких условий обработки расплава, которые увеличивают вероятность диссоциации и испарения биологически нежелательных примесей.

Следует принимать во внимание, что суммарное количество нежелательных примесей, попадающих в расплав с исходными ингредиентами при использовании даже первичных шихтовых материалов при загрузке, может составить более 1 % массы сплавов. Кроме того, в процессе выплавки изделий значительное загрязнение вносится при проведении плавки в тиглях, изготовленных из плавленного магнетита и муллито-корунда по обычной для серийного производства технологии. Поэтому важное значение для достижения эффекта рафинирования во время расплавления и кристаллизации заготовки имеет разработка более термостабильных керамических материалов для литейной оснастки [6].

Таким образом, воздействие электронно-лучевого нагрева при комбинированной плавке заключается в необходимости обеспечения локального перегрева расплава до температуры, при которой интенсивнее реализуются процессы диссоциации и испарения газов, неметаллических включений и нежелательных примесей.

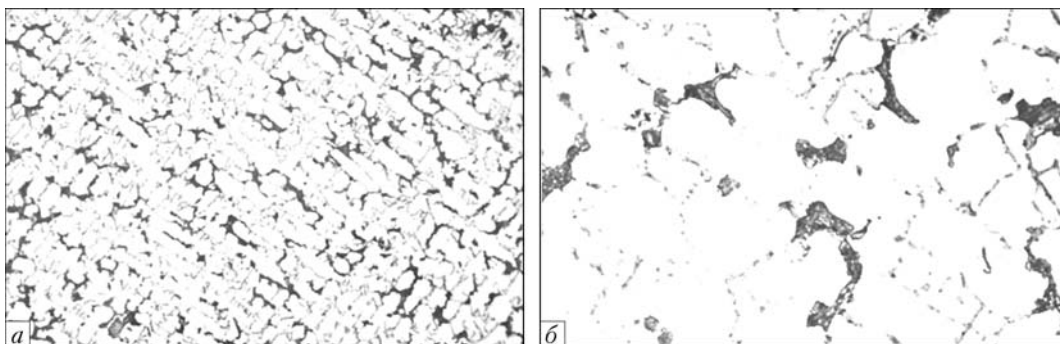
При этом перегрев всей массы расплава в тигле заменяется локальным, что не только снижает расходы электроэнергии, но и уменьшает негативное влияние расплава на футеровку в результате более низкой интегральной температуры. Благодаря этому существенно уменьшается вероятность вторичного загрязнения расплава в тигле керамическими материалами и продуктами их растворения [9, 10].

Следует отметить, что в процессе плавки с использованием комбинированного способа можно выделить три характерные стадии. На первой (10... 12 мин) происходит нагрев и начало расплав-

Таблица 2. Состав шихты и параметры выплавки модельных сплавов медицинского назначения на кобальто-хромовой основе

№ модельного сплава	Состав шихты, мас. %	Параметры ВИП, кВт/ч	Параметры ЭЛП, кВт/ч	Масса слива, кг
1	Co (основа); 0,2 C; 25,0 Cr; 2,0 Ni; 7,0 Mo; (Ti+Si)≤1	60/0,5	—	5,7
2	»»	20/0,3	24/0,2	5,4
3	Co (основа); 0,2 C; 25,0 Cr; 7,0 Mo; (Ti+Si)≤1	60/0,5	24/0,2	5,6
4	Co (основа); 0,2 C; 20,0 Cr; 20,0 Ni; 20,0 Fe; (Ti+Si)≤1	60/0,6	—	5,6
5	»»	21/0,3	25/0,1	5,5

Примечание. Масса шихты во всех случаях составляла 6 кг, глубина вакуума — 133,3·10⁻³ Па.



Микроструктура сплавов (модельный сплав № 1) на кобальто-хромовой основе: а — $\times 100$; б — $\times 500$

ления шихты с интенсивной дегазацией и формированием жидкометаллической ванны. По мере оплавления шихта в тигле уплотняется с образованием неглубокой жидкой ванной расплава.

На второй стадии жидкометаллическая ванна формируется по всему объему тигля за счет полного расплавления шихты. На этой стадии при использовании электронно-лучевого нагрева реализуется ступенчатый подъем мощности к максимальному значению, температура расплава приблизительно на $350...400\text{ }^{\circ}\text{C}$ превышает температуру ликвидуса сплава, достигая $1780...1820\text{ }^{\circ}\text{C}$, что при одновременном интенсивном перемешивании расплава создает благоприятные условия как для испарения летучих элементов, так и для дегазации и изъятия неметаллических включений.

Третья стадия является наиболее важной с точки зрения завершения термовременной обработки расплава, эффективность которой является одной из самых главных преимуществ электронно-лучевой плавки. На этой стадии осуществляется гомогенизация расплава и его подготовка к сливанию из тигля. Последняя операция допускает (при необходимости) легирование расплава, введение присадок для компенсации потерь летучих компонентов и т. д.

Следует отметить, что особенностью этой стадии является окончательное испарение с поверхности ванны остаточного шлака и неметаллических включений, которые, как правило, продолжают подниматься из глубины ванны.

Состав шихты и технологические параметры опытных плавок, выполненных ВИП и комбиниро-

ванным (совмещенным) способом, проанализированные авторами, представлены в табл. 2.

Анализ результатов исследований. Из модельных сплавов изготовили образцы для изучения исследований структуры, свойств и коррозионной стойкости. Металлографический анализ образцов в литом состоянии показал, что в фазовом отношении все исследованные сплавы представляют собой аустенитный матричный раствор на основе Co–Cr с выделениями карбидных фаз, тип, морфология и объемная доля которых определяется прежде всего содержанием углерода в сплавах (рисунок).

При увеличении массовой доли углерода от 0,1 до 0,3 % объем эвтектики твердый раствор–карбид M_{23}C_6 увеличивается, точечные карбиды типа MC постепенно коагулируют, располагаясь в блоках. Количество карбидной фазы возрастает соответственно от 5 до 14 мас. %.

Отметим, что для сплавов с содержанием 0,1...0,3 мас. % углерода существенного повышения стойкости против коррозии без заметного снижения прочности достигают при легировании сплава хромом в интервале 17...22 мас. %.

При проведении комбинированной плавки опробовали ряд режимов, переменными параметрами которых являлись длительность индукционного нагрева, продолжительность обработки расплава электронным лучом, соотношение мощностей индукционного и электронно-лучевого нагревов (табл. 2).

На начальном этапе расплавления повышали мощность вакуумно-индукционного нагрева с

Таблица 3. Влияние способа выплавки сплавов на содержание, топологию и морфологические особенности неметаллических включений

№ модельного сплава	Способ выплавки (двустадийный переплав)	Средний размер зерна, мкм	Содержание неметаллических включений, об. %	Среднее количество включений на 1 мм^2 отливки (край/середина)	Средний размер включений, мкм	Среднее расстояние между включениями (тело зерна), мкм
1	ВИП→ВИП	163×64	6,5...8,9	50/35	2,7...4,0	21...16
	ВИП→(ВИП+ЭЛП)	124×58	4,1...5,5	32/20	1,1...2,2	24...28
3	ВИП→ВИП	152×68	7,4...8,6	58/42	2,9...3,8	13...10
	ВИП→(ВИП+ЭЛП)	130×55	4,7...5,9	38/29	0,9...1,8	21...19
5	ВИП→ВИП	171×67	6,8...8,8	64/38	2,4...4,0	19...15
	ВИП→(ВИП+ЭЛП)	132×58	4,4...6,0	41/26	1,1...1,9	22...20



целью быстрого оплавления шихты. Затем при выключенном индукторе запускали электронную пушку и проводили предварительный прогрев ванны лучом, интенсифицируя процесс диссоциации примесей и испарения газов.

За несколько минут до слива металла в форму включали индуктор для активизации перемешивания. Следует принять во внимание, что дальнейшее повышение температуры и продолжительности перегрева расплава с целью интенсификации процессов испарения и диссоциации примесей может инициировать разрушение футеровки керамического тигля при вакуумно-индукционном нагреве и увеличить потери легирующих элементов.

После проведения металлографических исследований и испытаний механических характеристик установили, что оптимальным для всех типов модельных сплавов является режим, включающий в качестве второй стадии переплава заготовки именно совмещенный (комбинированный) переплав — (ВИП+ЭЛП).

Результаты позитивного влияния способа получения отливок способом переплава (ВИП+ЭЛП) на степень загрязнения отливки неметаллическими включениями представлены в табл. 3. Спектральный химический анализ образцов показал наличие основных ингредиентов в границах заданного состава, т. е. не произошло утраты активных элементов в результате испарения при ЭЛП. Содержание примесей цветных металлов заметно снизилось для сплавов, выплавленных двустадийным способом: ВИП (заготовка из первичных металлических материалов) → (ВИП+ЭЛП) переплав первичной заготовки в отливку способом совмещенной плавки.

Существенным результатом двустадийного переплава является также снижение содержания следующих газов: $O_2 < 0,0035$; $H_2 < 0,0003$; $N_2 < 0,0049$ мас. %. Это ниже, чем для зарубежных сплавов аналогичного назначения.

1. *Материаловедение в стоматологии* / Под ред. А. И. Рыбакова. — М.: Медицина, 1984. — 424 с.
2. *www.bego.com*, *www.bego.ru*. Интернет-сайты фирмы BEGO (Dental), Германия.
3. *Wirz J. Transfixations — Instrumentarium fur die Teilprothetik* // Zahnärztliches Institut der Universität Basel. — 1996.
4. *Пат. 55053А Украина*, МПК С 21 С5/56. Способ регенерации отходов жаропрочных сплавов с использованием электронно-лучевой технологии / Ю. П. Аникин, С. В. Ладокhin, Ю. Г. Добкина и др. — Оpubл. 17.03.2003; Бюл. № 4.
5. *Регенерация отходов жаропрочных сплавов способами вакуумных переплавов* / Ю. Ф. Аникин, И. И. Максютa, Ю. Г. Квасницкая и др. // Процессы литья. — 2002. — № 1. — С. 78–82.
6. *Симановский В. М.* Теоретические основы получения литейных форм и стержней на основе модифицированной керамики // Там же. — 2001. — № 2. — С. 41–47.
7. *Горский В. Г., Адлер Ю. П.* Планирование промышленных экспериментов. — М.: Металлургия, 1974. — 264 с.
8. *Рафинирующие переплавы стали и сплавов в вакууме* / В. А. Бояршинов, Ал. Г. Шалимов, А. И. Щербаков. — М.: Металлургия, 1979. — 303 с.
9. *Superalloys waste refining at combined induction and electron-beam melting* / S. Ladokhin, Yu. Anikin, I. Maksyuta et al. // Proc. 6th World cong. on «Electron-beam melting and refining» (Nevada, USA, May, 2000). — Nevada, 2000. — P. 188–195.
10. *Maksyuta I., Anikin Y.* Refining and recycling of the biological — inert multicomponent alloys // Proc. 6 th World cong. on R'2002 (Recovery, Recycling, Reintegration) (Geneva, Switzerland, sept. 2002). — Geneva, 2000. — 6 с.

Физ.-технол. ин-т металлов и сплавов НАН Украины, Киев
Ин-т проблем материаловедения им. И. Н. Францевича
НАН Украины, Киев
Поступила 11.04.2011

www.airliquide.com
Париж, 20 июня 2011 г.

Украина: долгосрочный контракт с компанией-лидером сталелитейной промышленности

Компания «Air Liquide» подписала долгосрочный контракт на поставку технических газов с ОАО «Енакиевский металлургический завод», дочерней компанией лидера украинской сталелитейной промышленности группы компаний «Метинвест».

«Air Liquide» инвестирует в новую современную воздухоразделительную установку производительной мощностью 1700 т кислорода, азота и аргона в сутки. Воздухоразделительная установка будет спроектирована, построена и управляться компанией «Air Liquide». Ввод в эксплуатацию запланирован на середину 2014 года. «Air Liquide» также будет снабжать сжиженными газами другие отрасли промышленности страны.

Общий объем инвестиций «Air Liquide» составит около 100 млн евро. Финансирование будет осуществляться при поддержке ЕБРР (Европейский банк реконструкции и развития). Это первый случай в истории, когда украинский производитель стали привлекает к сотрудничеству стороннюю компанию для покрытия своих потребностей в технических газах.



УДК 669.187.2

БИМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ И ИЗДЕЛИЯ, ИЗГОТОВЛЯЕМЫЕ СПОСОБОМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НЕКАПИЛЛЯРНОЙ ПАЙКИ

Г. М. Григоренко, Л. Г. Пузрин,
М. А. Полещук, А. Л. Пузрин

Впервые дано четкое определение способа некапиллярной пайки. Некапиллярные способы пайки позволяют получать равнопрочные соединения и не ограничивают размеров соединяемых деталей. Приведены примеры разработанных в Институте электросварки им. Е. О. Патона и успешно применяемых в производстве технологических процессов и оборудования для высокотемпературной некапиллярной пайки ответственных биметаллических изделий.

For the first time a clear definition of method of non-capillary brazing was given. The non-capillary methods of brazing allow producing full strength joints and do not limit the sizes of parts being joined. Examples of technological processes and equipment for high-temperature non-capillary brazing of critical bimetal products, developed at the E.O.Paton Electric Welding Institute and used successfully in industry, are given.

Ключевые слова: биметаллические изделия; способы капиллярной, некапиллярной пайки; капиллярная сила; растворение оксидов; внутреннее окисление

Биметаллические изделия и материалы изготавливают путем соединения разнородных металлов с помощью многочисленных способов горячей прокатки, прессования, наплавки, сварки, лужения, напыления, химического, гальванического покрытия и пр. Это позволяет получать необходимые свойства изделий, которых данные металлы порознь не имеют.

Применение пайки для производства биметаллических изделий имеет ряд преимуществ, поскольку она обеспечивает надежное соединение, дает возможность сохранить в готовом изделии форму, размеры, свойства и структуру металла паяемых заготовок. Этого достигают в результате того, что пайку производят с общим нагревом при температуре, не вызывающей необратимого изменения свойств материала и формы заготовок, так как не требуется расплавления одного из соединяемых материалов. При изготовлении биметаллических изделий из разнородных металлов широко применяют капиллярную пайку [1].

Возможность осуществлять соединение при различных значениях температуры позволяет применять пайку для материалов самого широкого круга. В частности, способом высокотемпературной пайки успешно соединяют детали из литейных жаропрочных никелевых сплавов, не поддающихся сварке плавлением из-за массового появления трещин [2].

Капиллярную пайку выполняют с помощью самопроизвольного заполнения припоем зазора между соединяемыми деталями. Течение припоя и его удержание в зазоре осуществляется под действием капиллярной силы. При высокотемпературной пайке из-за растворения припоем паяемого металла утрачивается его способность растекаться и заполнять зазоры глубиной свыше 40... 50 мм. Кроме того, в более глубоких зазорах припой не удерживается капиллярной силой и вытекает. Поэтому капиллярную пайку можно использовать для изготовления биметаллических изделий лишь небольшого размера.

Прочность стыковых соединений, полученных способом капиллярной пайки, как правило, оказывается ниже таковой паяных деталей. Уменьшение ширины зазора способствует повышению прочности. Однако при слишком малых зазорах прочность при капиллярной пайке ухудшается и становится нестабильной из-за появления непропаев даже у небольших паяных образцов, применяемых лишь для механических испытаний [3–5]. Это также подтверждает ограниченность при капиллярной пайке глубины проникания припоя в узкие зазоры из-за растворения в нем паяемого металла.

С целью значительного увеличения размеров и прочности паяных соединений создали некапиллярные способы пайки, не использующие капиллярное течение для заполнения зазора припоем. Их еще с начала 1960-х гг. начали разрабатывать в Институте электросварки им. Е. О. Патона.



Одним из способов некапиллярной пайки, позволившим получать равнопрочные соединения, является пайка под давлением (прессовая сварка–пайка [2]). Он позволяет без непропаев выполнять особо тонкие паяные швы. Припой при этом способе заранее размещают между деталями в виде фольги или покрытия на подлежащих соединению поверхностях. В процессе пайки детали сдавливают, вытесняя наружу излишек расплавленного припоя. В отличие от капиллярной пайки, при этом способе смачивание соединяемых поверхностей и взаимодействие с паяемым металлом происходит уже после надежного заполнения зазора припоём.

Минимальная толщина припоя способствует его более полному взаимодействию с паяемым металлом, развитию процесса изотермической кристаллизации и получению равнопрочных соединений [2, 6]. Помимо повышения прочности, этот способ, в отличие от капиллярной пайки, не регламентирует размеры соединяемых поверхностей, которые ограничиваются лишь возможностями оборудования для нагрева и сдавливания деталей.

При другом способе некапиллярной пайки используют более широкие зазоры, чем капиллярные. Припой размещают над зазором, он затекает в него после расплавления под действием собственного веса. Смачивание стенок и взаимодействие припоя с основным металлом в данном случае также происходит после заполнения зазора. Для удержания припоя зазор предварительно герметизируют сваркой по всему наружному периметру, что позволяет соединять детали по большой площади. Этот способ не требует сдавливания, и размер соединяемых деталей зависит лишь от возможностей оборудования для нагрева.

Для осуществления процесса пайки требуется создать условия, обеспечивающие удаление оксидных пленок с поверхности припоя и стенок соединительного зазора. При капиллярной пайке на воздухе для этого на место соединения наносят флюсы, расплавляющиеся до начала плавления припоя. После расплавления припой смачивает под слоем флюса паяемые поверхности и вытесняет флюс из соединительного зазора. При очень малых зазорах этот процесс не всегда завершается, что приводит к непропаям.

Высокотемпературную пайку успешно выполняют в печах с защитной восстановительной или нейтральной газовой атмосферой, а также в вакууме. До настоящего времени механизм удаления оксидных пленок в газовых атмосферах и вакууме недостаточно изучен, и публикации по этому поводу содержат различные необоснованные гипотезы.

Так, утверждение о том, что в вакууме удаление оксидов происходит из-за их диссоциации вследствие низкого парциального давления кислорода, не подтверждается опытом. Необходимое для диссоциации оксидов давление кислорода должно быть значительно ниже того, при котором успешно производят пайку [6].

Вызывает сомнение и информация о том, что при пайке в восстановительной атмосфере газ проникает в капиллярные зазоры шириной, например 0,05... 0,10 мм, в количестве, необходимом для полного восстановления оксидов на его стенках. Относительно же причин о возможности ведения пайки в нейтральной газовой среде со значительно более высоким, чем в вакууме, парциальным давлением кислорода вообще никаких предположений не высказывается.

В 1960-е гг. в Институте электросварки им. Е. О. Патона обнаружили явление, объясняющее механизм устранения оксидных пленок при высокотемпературной пайке сталей. Установлено, что при нагреве стальных деталей до 1000... 1300 °С в условиях, исключающих доступ воздуха, их поверхность самопроизвольно очищается от оксидов [7, 8]. Это происходит из-за растворения стальными деталями кислорода, содержащегося в оксидах, по-видимому, в результате естественного стремления к уменьшению свободной энергии.

Обнаруженное явление объясняет факт устранения оксидных пленок не только при высокотемпературной пайке, но и сварке без расплавления, а также при получении биметаллов способом горячей прокатки и прессования. Есть все основания утверждать, что устранение оксидной пленки с поверхности деталей из углеродистых, легированных и высоколегированных сталей происходит при их высокотемпературной пайке в активной или нейтральной газовой среде, а также в вакууме не за счет воздействия среды, которая лишь предотвращает доступ атмосферных газов к паяемым деталям, а самопроизвольно, очевидно, путем так называемого внутреннего окисления металла [9].

С использованием явления самопроизвольной очистки соединяемых поверхностей от оксидных пленок в Институте электросварки им. Е. О. Патона разработали способ некапиллярной автовакуумной пайки (АВП) [10], которую осуществляют путем создания автономного вакуума только в соединительном зазоре. Для АВП зазор герметизируют по периметру с помощью дуговой сварки, предварительно разместив в нем припой.

При АВП под давлением припой располагают между соединяемыми поверхностями, а при пайке с затеканием припоя — над зазором в питателе, соединенном с зазором в его верхней части (рис. 1).

Способ АВП не требует специального оборудования и используется прежде всего для пайки крупных стальных изделий массой, например, 20 т путем их нагрева в печах с обычной воздушной атмосферой.

Вот некоторые примеры успешного применения Институтом электросварки им. Е. О. Патона некапиллярных способов пайки. Пайку под давлением использовали для весьма ответственных изделий — биметаллических роторов турбокомпрессоров агрегатов жидкостных ракетных двигателей (роторов ТНА ЖРД). Этим способом соединяли газотурбинные лопатки из литейных жаропрочных сплавов с де-

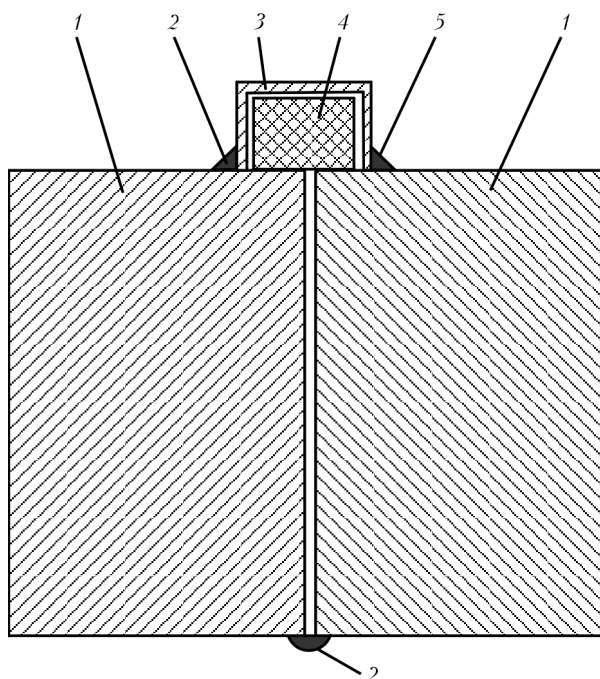


Рис. 1. Схема АВП с широкими зазорами: 1 — основной металл; 2 — герметизирующие сварные швы; 3 — герметичный питатель; 4 — припой

формируемыми сталями дисков роторов. Лопатки и диски из высоколегированных хромоникелевых сталей и сплавов проявляют большую склонность к трещинам в металле шва и околошовной зоны при сварке плавлением. В этом случае в металле шва возникают также специфические трещины от зазоров между лопатками. Применение пайки под давлением полностью исключило образование трещин.

Процесс пайки осуществляют в вакуумных установках. Наружный край диска и комли лопаток нагревают индуктором. Давление для прижатия комлей лопаток к диску через тонкий слой припоя создают с помощью стального технологического кольца, надеваемого на полки лопаток горячей посадкой (рис. 2).

Технологическое кольцо, оставаясь при пайке холодным, препятствует тепловому расширению диска с лопатками и создает необходимое для пайки давление.



Рис. 2. Диск с лопатками, собранный технологическим кольцом для пайки под давлением

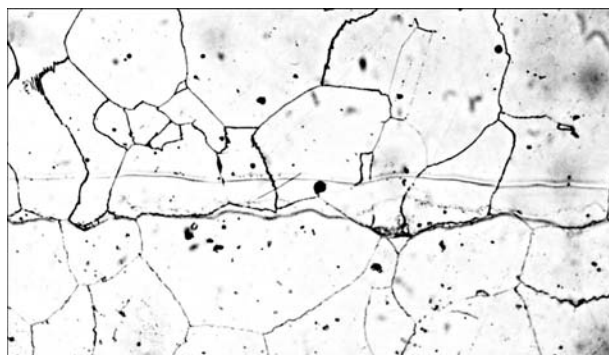


Рис. 3. Микроструктура (X200) металла шва в роторе, полученном пайкой под давлением (вверху лопатка, сплав ВЛ 7-20, внизу диск, сталь ЭИ 481)

Микроструктура места соединения лопаток с диском одного из типов роторов приведена на рис. 3. Растворение припоя в паемом металле способствует образованию в соединении общих зерен.

На ряде предприятий изготовлены опытные партии паяных роторов, которые успешно прошли ресурсные испытания на рабочих режимах, а также

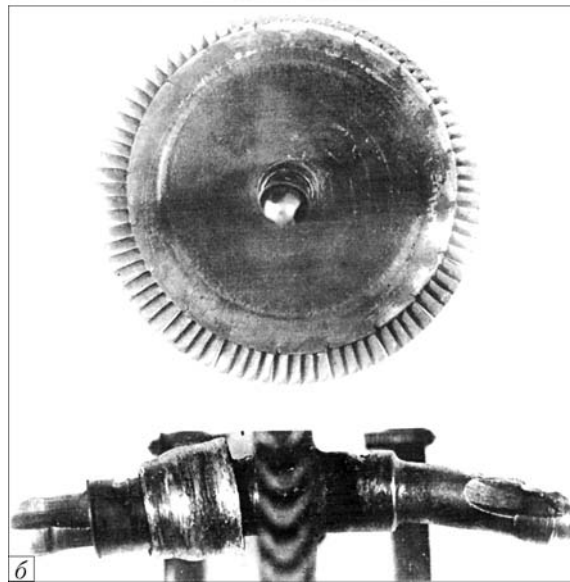
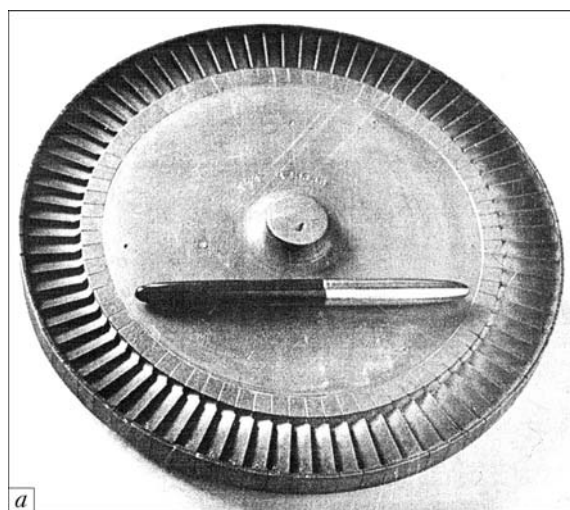


Рис. 4. Диск с лопатками после пайки (а) и горячих испытаний с трехкратной перегрузкой по максимальным оборотам (б)

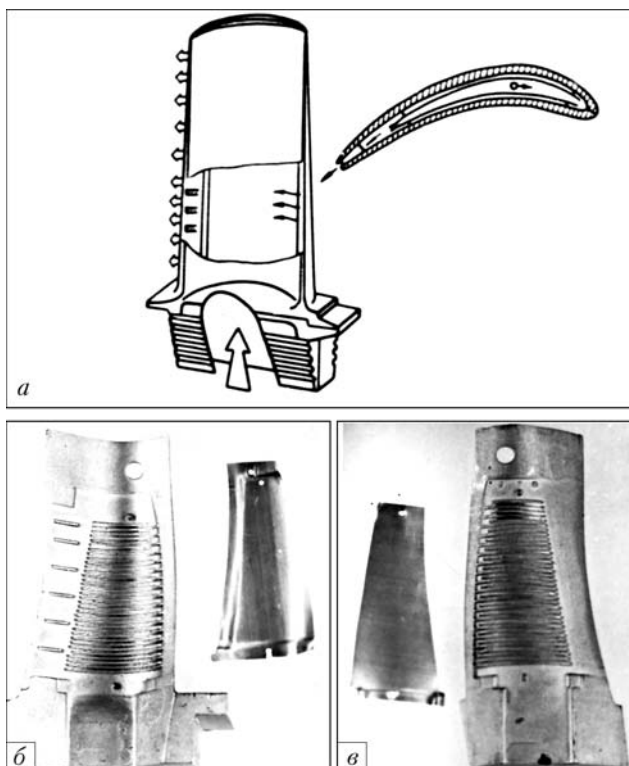


Рис. 5. Составная охлаждаемая газотурбинная авиационная лопатка: а — схема охлаждения; б — заготовка спинки и дефлектора; в — заготовка корытца и дефлектора

со значительной перегрузкой по оборотам для доведения роторов до разрушения.

На рис. 4 показан один из таких роторов после пайки (рис. 4, а) и испытаний с трехкратной перегрузкой по оборотам (рис. 4, б). В результате деформации диска и вслед за этим изгиба вала произошло истирание лопаток о статор. Однако при этом ни разу не зафиксировано разрушений по месту соединения лопаток с диском.

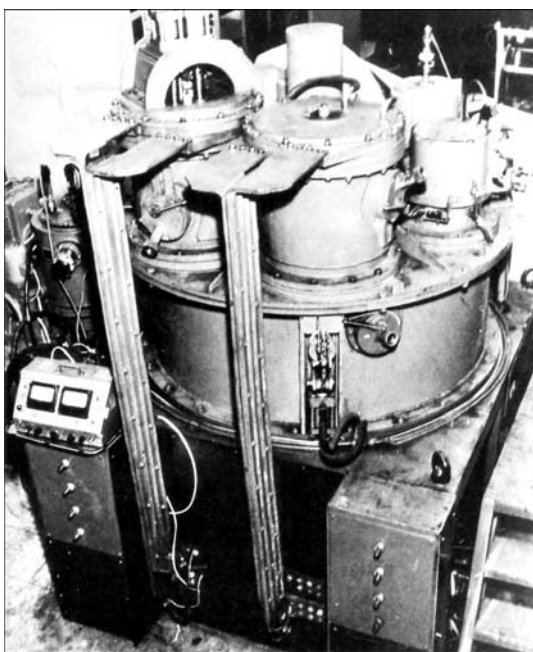


Рис. 6. Высокопроизводительная установка У925 для пайки под давлением в вакууме составных охлаждаемых газотурбинных авиационных лопаток

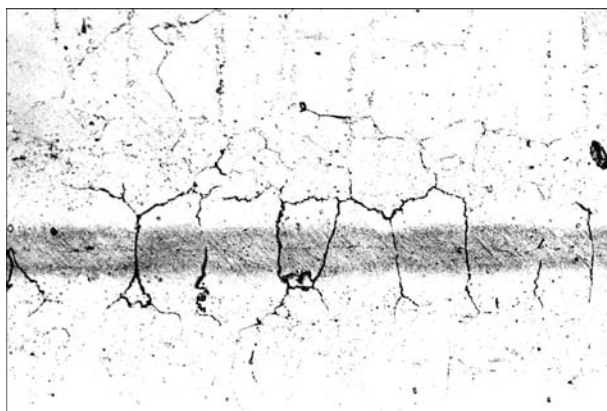


Рис. 7. Микроструктура (X150) паяного шва на входной кромке лопатки из сплава ВЖЛ112у

Пайку под давлением также успешно применяли на МНПО «Союз» (г. Москва) для создания составных охлаждаемых газотурбинных авиационных лопаток из литейных жаропрочных никелевых сплавов, которые, в отличие от охлаждаемых воздухом цельнолитых, характеризуются более высокой эффективностью охлаждения и повышенными газодинамическими характеристиками (рис. 5) [11].

Высокая эффективность охлаждения обеспечивается применением более совершенной формы дефлектора, припаиваемого отдельно к спинке и корытцу лопатки до их пайки вместе. Их применение в цельнолитой лопатке невозможно.

Для пайки под давлением таких биметаллических лопаток создали специализированную высокопроизводительную вакуумную печь карусельного типа У925 (рис. 6) [12]. Ускоренное охлаждение паемых деталей обеспечивается путем их перемещения в вакуумные камеры с холодными стенками.

Из-за интенсивного охлаждения во входной кромке даже у цельнолитых лопаток могут возникать термические трещины, для предотвращения которых в металле паяного шва на входной кромке отработан технологический процесс получения равнопрочного паяного соединения (рис. 7). Одновременно с некоторым конструктивным усовершенствованием профиля лопаток [13] это позволило обеспечить надежную работу лопаток. Изготовленные пайкой под давлением два типа составных охлаждаемых лопаток прошли испытания на макси-

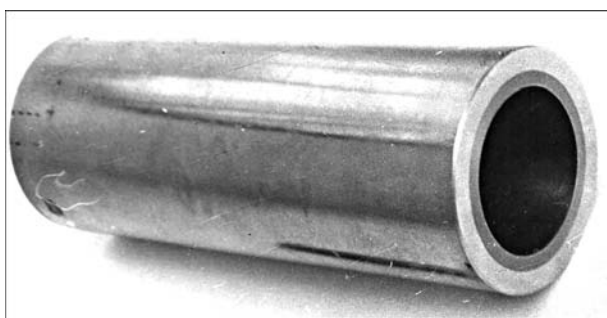


Рис. 8. Заготовка диаметром 86×13 мм, длиной 300 мм для прокатки тонкостенной биметаллической трубы диаметром 21,6×0,4 мм из стали ЭИ 847 и железа армо, полученная с использованием пайки под давлением

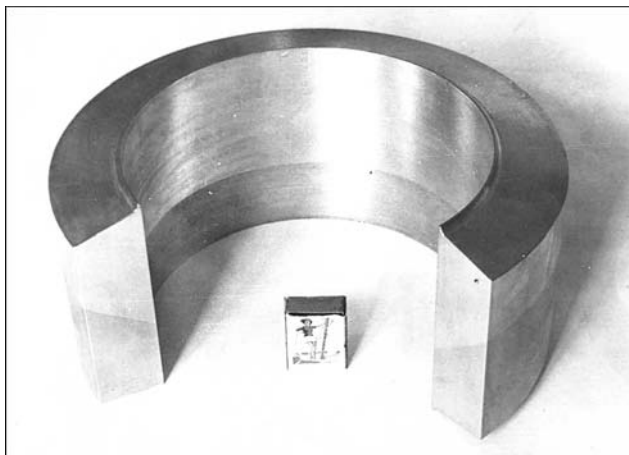


Рис. 9. Переходный элемент (диаметр 350x50 мм) для сварки трубы из стали 12ХМФ с трубой из стали 10Х18Н10Т, изготовленный АВП под давлением

мальном рабочем режиме в течение двойного ресурса без каких-либо разрушений.

Пайку под давлением применили также для получения заготовок жаропрочных биметаллических труб. Из них с применением холодной прокатки получали трубы с особо тонкой стенкой для транспортировки жидкометаллического теплоносителя. Такие трубы должны иметь внутри покрытие из чистого железа, предотвращающее коррозионное разрушение расплавленным теплоносителем основного слоя из жаропрочной хромоникелевой стали.

Пайку трубных заготовок (120x300 мм) производили в созданной для этого вакуумной печи с индукционным нагревом. Наружную заготовку из жаропрочной стали нагревали в индукторе до температуры пайки. Затем внутрь нагретой вводили холодную заготовку из железа с нанесенным гальваническим способом на ее наружную поверхность припоем. По мере разогрева внутренняя заготовка прижимается к наружной, в результате чего обеспечивается необходимое для пайки давление [14].

На Никопольском Южнотрубном заводе, где внедрены в производство вакуумная печь и установка для нанесения припоя, производили паяные заготовки (рис. 8). Из них путем холодной прокатки изготавливали жаропрочные биметаллические трубы с особо тонкой стенкой (21,6x0,4 мм).

Способом некапиллярной АВП под давлением получали биметаллические переходные элементы для ручной сварки на монтаже толстостенных трубопроводов из легированных теплоустойчивых и высоколегированных хромоникелевых сталей [15]. Эти элементы, качественно сваренные в цеховых условиях, дают возможность производить на монтаже сварку только однородных сталей взамен гораздо более сложной сварки разнородных, что значительно повышает надежность соединений в трубопроводах высокого давления.

С использованием АВП под давлением получали биметаллические переходники для сварки труб диаметром 350 мм со стенкой 50 мм из сталей 12ХМФ и 10Х18Н10Т. Соединение выполняли по конусной



Рис. 10. Обечайка толстостенного сосуда с плакировкой из нержавеющей листа, припаянного АВП

поверхности, расположенной под углом в 45° к оси трубы. На эту поверхность укладывали припой в виде фольги. После сборки место соединения герметизировали двумя кольцевыми дуговыми швами. Заготовки сдавливали на прессе и нагревали на воздухе индукционным способом. Полученные переходники (рис. 9) после термической обработки отличались равнопрочностью соединения.

Способ АВП с широкими зазорами успешно применили на ПО «Ждановтяжмаш» для изготовления биметаллических сосудов. Его использовали для плакирования нержавеющей сталью обечайки толстостенных сосудов различного назначения [16]. Для этого к внутренней поверхности цилиндрической заготовки сосуда припаивали за один нагрев свернутый в обечайку нержавеющей лист площадью в несколько квадратных метров (рис. 10).

Нержавеющий лист характеризуется стабильными толщиной и составом, а пайка при температуре



Рис. 11. Электрошлаковая сварка корпуса транспортного контейнера ТК10 из толстостенных обечайек с припаянной нержавеющей футеровкой

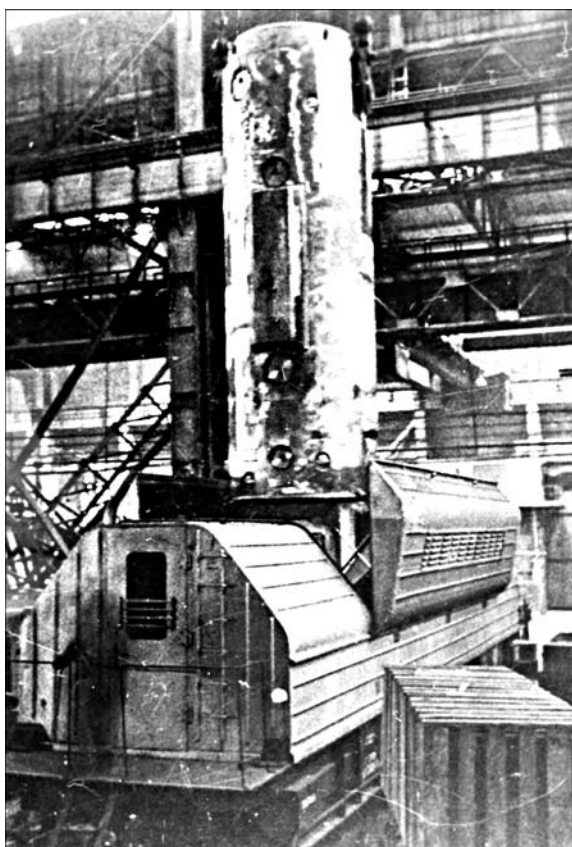


Рис. 12. Готовый контейнер ТК10 во время погрузки в вагон для транспортировки

его заковки способствует получению высокой коррозионной стойкости. Перед пайкой, согласно технологическому процессу, производят контроль вакуумной плотности облицовки, что гарантирует ее непроницаемость в условиях агрессивной среды и дает основание считать плакирование нержавеющей сталью массивных изделий способом АВП наиболее качественным.

В процессе работы установлено, что после высокотемпературной пайки с последующей нормализацией и отпуском прочностные свойства металла корпуса не ухудшаются, а показатели его пластичности и вязкости повышаются. Наряду с этим показано, что последующая термообработка не снижает стойкости нержавеющей облицовки против межкристаллитной коррозии.

Способ АВП с широкими зазорами успешно применили для изготовления толстостенных биметаллических контейнеров различных типоразмеров, предназначенных для перевозки отработанного ядерного топлива [17]. Наиболее крупные из них (ТК10 для перевозки топлива реакторов ВВЭР 1000) сваривали с применением электрошлаковой сварки из пяти заготовок массой около 20 т каждая (рис. 11). Заготовки имели внутренний диаметр примерно 1 м, толщину стенки 400 мм и высоту приблизительно 1200 мм. Площадь паяного шва на одной заготовке составляла около 4 м² и более 20 м² на всем контейнере. Поверхность металла в зоне электрошлаковых швов наплавляли нержавеющей сталью с помощью дуговой сварки. Масса готового контейнера

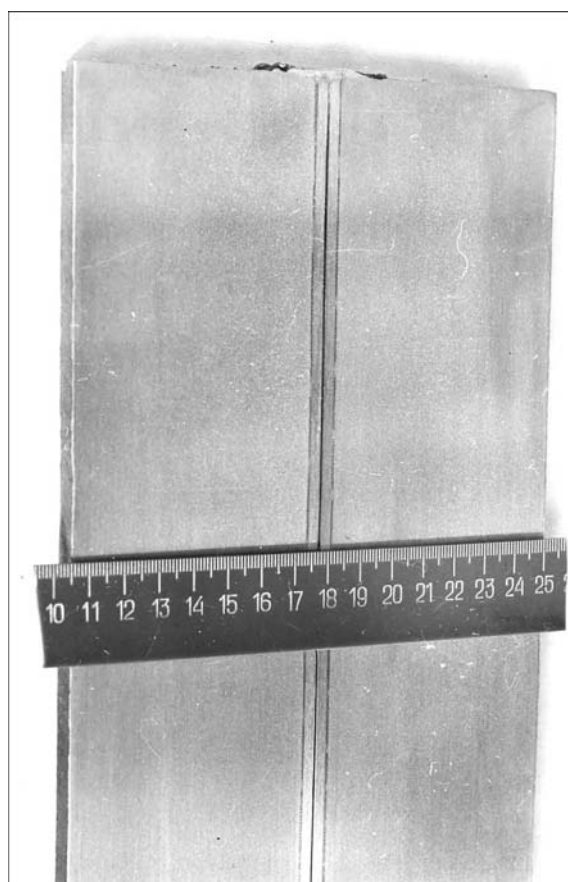


Рис. 13. Макрошлиф толстолистового биметалла, полученного способом АВП симметричного пакета

составляла 100 т (рис. 12). Это самые массивные паяные изделия.

В ходе плакирования нержавеющей сталью цилиндрических обечаек сосудов отработан технологический процесс получения способом АВП толстолистового биметалла, предусматривающий пайку листов нужного размера, собранных по схеме симметричного пакета, используемого для получения листового биметалла способом горячей прокатки.

Паяный пакет не требует последующей прокатки и обеспечивает надежное соединение листов в процессе пайки (рис. 13).

Аналогичным путем можно изготавливать паяные заготовки для биметаллического сортового проката, получаемого последующими прессованием или прокаткой, которые гарантируют сцепление слоев вне зависимости от степени обжатия. Прочность сцепления слоев металла, обеспечиваемая пайкой, в два раза превышает требования ГОСТ 10885–75 «Сталь горячекатаная толстолистовая двухслойная».

Примеры успешного применения некапиллярной пайки подтверждают значительное расширение ее возможностей, по сравнению с капиллярной. Некапиллярная пайка позволяет получать равнопрочные соединения и практически снимает ограничения на размеры изделий.

Для более широкого применения технологии высокотемпературной некапиллярной пайки следует продолжить исследование особенностей данного



процесса. Это позволит значительно расширить сферу ее эффективного использования.

Выводы

1. Показано, что пайка характеризуется рядом преимуществ при соединении разнородных материалов. Основным ее видом является капиллярная, которая из-за специфики процесса позволяет получать биметаллические изделия лишь небольшого размера и, как правило, неравнопрочные.

2. Установлено, что созданные в Институте электросварки им. Е. О. Патона технологические процессы некапиллярной пайки позволяют получать биметаллические материалы и изделия практически неограниченных размеров. Кроме того, некапиллярная пайка под давлением дает возможность осуществлять равнопрочные соединения.

3. Примеры успешного применения Институтом электросварки им. Е. О. Патона различных технологических процессов некапиллярной пайки убедительно доказывают ее преимущества перед пайкой капиллярной.

4. Необходимо дальнейшее исследование особенностей процессов, протекающих при некапиллярной пайке, с целью расширения областей ее применения.

1. Лашко С. В., Лашко Н. Ф. Пайка металлов. — М.: Машиностроение, 1988. — 376 с.
2. Медовар Б. И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов. — М.: Машиностроение, 1966. — 432 с.
3. Петрунин И. Е., Лоцманов С. Н., Николаев Г. А. Пайка металлов. — М.: Металлургия, 1973. — 282 с.
4. Справочник по пайке / Под ред. И. Е. Петрунина. — М.: Машиностроение, 1984. — 400 с.
5. Брукер Х. Р., Битсон Е. В. Пайка в промышленности. — М.: Оборонгиз, 1957. — 296 с.
6. Об изотермической кристаллизации при прессовой сварке-пайке (ПСП) жаропрочных никелевых сплавов / Б. И. Медовар, Л. Г. Пузрин, Г. А. Бойко и др. // Ис-

- следования по жаропрочным сплавам: Сб. науч. ст. — М.: Изд-во АН СССР. — 1967. — С. 161–165.
7. Самопроизвольная очистка металла от окисных пленок / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, И. В. Кирдо и др. // Докл. АН СССР. — 1964. — 159, № 1. — С. 72–73.
8. О растворении газов воздуха в твердом металле в процессе самопроизвольной очистки его поверхности / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Л. Г. Пузрин и др. // Там же. — 1968. — 181, № 1. — С. 70.
9. Окисление металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1965. — 428 с.
10. Пузрин Л. Г., Бойко Г. А., Атрошенко М. Г. Автовакуумная высокотемпературная пайка. — Киев: О-во «Знание» Украинской ССР, 1975. — 18 с.
11. Фаворский О. Н., Копелев С. З. Охлаждаемые воздухом лопатки газовых турбин // Теплоэнергетика. — 1981. — № 8. — С. 7–11.
12. Пузрин Л. Г., Пещерин Е. И., Чесноков Л. В. Высокопроизводительная вакуумная печь У925 // Надежность и качество паяных изделий. — М.: НТО «Машпром», 1982. — С. 108–109.
13. К надежности паяного шва входной кромки составной охлаждаемой лопатки высокотемпературной турбины / Е. А. Великоиваненко, В. В. Кравченко, В. И. Махненко и др. // Теплоэнергетика. — 1990. — № 4. — С. 52–54.
14. Бойко Г. А., Пузрин Л. Г. Новая технология сварки биметаллических трубных заготовок, основанная на применении прессовой сварки-пайки и автовакуумной сварки давлением // Тр. конф. молодых инженеров трубной пром-сти. — М.: — Металлургия, 1968. — С. 98–101.
15. Новые способы изготовления переходных элементов для сварки разнородных сталей / Б. И. Медовар, Л. В. Чекотило, В. Л. Артамонов и др. // Автомат. сварка. — 1967. — № 10. — С. 58–62.
16. Пузрин Л. Г., Атрошенко М. Г., Алексеенко В. И. Автовакуумная пайка плакирующего слоя обечаек сосудов высокого давления // Проектирование технологического процесса пайки — основа повышения качества изделий и эффективности производства: Сб. науч. ст. — М.: ЦП НТО «Машпром», 1978. — С. 193–195.
17. Автовакуумная пайка особотоустойчивых сосудов массой до 100 т на ПО «Ждановтяжмаш» / Л. Г. Пузрин, М. Г. Атрошенко, И. Г. Пещерин и др. // Проблемы сварки и специальной электрометаллургии. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1984. — С. 76–77.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 10.06.2011

Разработано в ИЭС им. Е. О. Патона

Отделом защитных покрытий института ведутся работы в области газотермического напыления покрытий с псевдосплавной структурой, которые характеризуются высоким уровнем износостойких и антифрикционных свойств. С целью защиты от абразивного износа поверхности медных изделий разработана серия покрытий, наносимых способом электродуговой металлизации, структура которых состоит из смеси частиц меди со вторым компонентом, обеспечивающим стойкость покрытия против абразивного износа (например, NiCr, Mo, Ti и др.). Одним из объектов применения этих покрытий служат плиты кристаллизаторов МНЛЗ. Наличие меди в структуре покрытий (примерно 50 мас. %) обеспечивает сохранение довольно высокой теплопроводности покрытия (до 200...300 Вт/м·град), что является важным фактором в условиях работы МНЛЗ. Толщина покрытий, наносимых для этой цели, достигает 2 мм. Исследования свойств покрытий показали, что горячая твердость покрытия Cu-NiCr (при 20...400 °С) превышает твердость меди в 3 раза, прочность на разрыв составляет 240 МПа. Стойкость псевдосплавных покрытий против абразивного изнашивания при 300...350 °С превышает износостойкость чистой меди в 5...100 раз в зависимости от состава покрытия. Ведутся работы по испытанию указанных покрытий в реальных условиях эксплуатации МНЛЗ. На псевдосплавные покрытия на основе меди и способ их нанесения получены патенты Украины № 55585 и 58852.



РЕЦЕНЗИЯ на монографию М. И. Гасика, М. М. Гасика «ЭЛЕКТРОТЕРМИЯ КРЕМНИЯ (физикохимия и технология)»

(Днепропетровск: Национальная металлургическая академия Украины, 2011. — 487 с.)

Монография «Электротермия кремния» посвящена довольно широкому кругу вопросов, охватывающих актуальные проблемы физикохимии кремния и процессов его получения, рафинирования и использования одновременно с технологиями выплавки и переработки кремния для различных применений (в металлургии и литейном производстве, химической промышленности, электротехнике и энергетике, в том числе для получения кремния так называемой солнечной чистоты).

Авторы обобщили данные о физико-химических свойствах кремния (структура, физические и другие свойства твердого и жидкого кремния), углеродистых восстановителей и кварцитов (как исходного сырья для получения кремния). Значительное внимание уделено также системам кремний–кислород и более сложным на основе силикатных расплавов (шлаков), что имеет большое значение. Попутно рассмотрены процессы получения карбида кремния, который в настоящее время рассматривается в качестве альтернативного пути получения чистого солнечного кремния двухстадийным процессом. В целом новый термодинамический анализ системы Si–O–C, проведенный авторами, представляет научный и практический интерес, поскольку в прошлом подобные расчеты выполнялись иногда с ошибками, без использования минимизации энергии Гиббса, что не позволяло правильно оценить термодинамику равновесия фаз.

Что касается технологии, то здесь рассмотрены электротермические рудовосстановительные комплексы для выплавки кремния; работа печей на постоянном и переменном токах; анализ состава шлаков выплавки кремния и распределения примесей алюминия и кальция между расплавом кремния и шлаком, а также свойства графитированных электродов и электродных масс для самообжигающихся

электродов. Аппаратурная и технологическая схема выплавки кремния показана на примере ОАО «ЗАЛК» (Украина), для которой приведены данные материального и энергетического балансов, структура себестоимости электротермического кремния.

Относительно солнечного кремния в монографии изложены общие сведения о технологии и процессах получения хлорсиланов и кремния высокой чистоты для электроники и фотоэлектрических преобразователей. Отдельно рассмотрены результаты научно-экспериментальных разработок по очистке природных кварца и кварцитов от примесных элементов, а также способы глубокой очистки электротермического кремния с целью получения кремния солнечной чистоты, минуя хлоридные, фторидные классические и современные технологии.

В качестве замечания можно отметить слишком расширенный объем сведений, относящихся к физике (например, строение атомов и электронных оболочек, теории строения расплавов, зонной теории полупроводников), которые можно найти и в другой базовой справочной литературе. В заключение можно рекомендовать монографию специалистам, исследователям и студентам, занимающимся процессами электротермии кремния. Монография может рассматриваться и как справочник по теории и технологии производства кремния.



*Кай Р. Лилиус,
иностраннный член НАН Украины*



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

25–27 мая 2011 г. в Киеве в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины состоялась 16-я сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук (МАН). Тематика сессии — «Новые процессы получения и обработки конструкционных и функциональных материалов».

В заседании Научного совета приняли участие более 100 ученых и специалистов в области материаловедения от академий наук, вузов и предприятий Беларуси, России и Украины.

25 мая прошло заседание секции совета по материалам на основе полимеров, 26 мая состоялось пленарное заседание, 27 работала новая секция «Биоматериалы и хирургия».

Открыл пленарное заседание Научного совета его председатель, президент МАН, президент НАН Украины, директор ИЭС им. Е. О. Патона академик Б. Е. Патон. Он напомнил участникам сессии о том, что еще в 1964 г. президент академии наук СССР академик М. В. Келдыш выступил с инициативой создания научного совета «Новые процессы получения и обработки металлических материалов». В этом же году академик М. В. Келдыш подписал распоряжение о создании совета. Затем в сферу деятельности совета включили полимерные и керамические материалы, композиты.

В современных условиях деятельность совета должна способствовать развитию новых направлений получения и обработки материалов. Серьезные достижения получены в области создания биоматериалов, которые применяются при трансплантации некоторых органов человека. В связи с этим решили создать в совете по новым материалам секцию «Биоматериалы и хирургия». Возглавить секцию предложено чл.-кор. НАН Украины И. С. Чекману.

Далее академик Б. Е. Патон ознакомил участников сессии с программой и регламентом работы 16-го пленарного заседания, на котором заслушаны 14 докладов, посвященных широкому кругу проблем в области материаловедения.

Академик РАН Е. Н. Каблов (Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, ВИАМ-Москва, РФ) выступил с комплексным докладом «Перспективные полимерные композиционные материалы (ПКМ) и натурные

климатические испытания. Технологические платформы как основной механизм формирования инновационной экономики».

ПКМ, как и другие композиционные материалы, являются гетерогенными материалами, состоящими из двух или более компонентов (армирующие элементы и матрица), отличающиеся по химическому составу, структуре и имеющие ярко выраженную границу раздела фаз.

Главное преимущество ПКМ заключается в том, что материал, технология и конструкция в этом случае создаются одновременно, в отличие от конструкций из металлических сплавов. ПКМ применяют в изделиях гражданской и военной авиации, космической отрасли, судостроении, топливно-энергетическом комплексе, автомобилестроении и других отраслях народного хозяйства.

В ВИАМе разработаны новые эпоксидные связующие для различных технологий изготовления ПКМ, выпущены комплекты нормативной и технологической документации, налажена поставка опытных партий связующих и препрегов.

Для разработки, организации производства и продвижения на рынок новых полимерных композиционных материалов (связующих, наполнителей, препрегов, объемноармированных гибридных и градиентных материалов), технологий производства изделий из них, в том числе способов защиты и соединения с другими материалами, в России реализуют проект технологической платформы «Новые полимерные композиционные материалы и технологии».

Для создания единой системы обеспечения безопасности эксплуатации, повышения работоспособности, увеличения межремонтных и календарных сроков, гарантированного применения в любых погодных и природных условиях новейших материалов, образцов вооружения, военной, специальной техники и других сложных технических систем гражданского и оборонного комплексов подготовлен проект технологической платформы «Национальная сеть центров климатических испытаний».

Созданию нового поколения химических источников тока, содержащих нитевидные кристаллы оксидов переходных элементов, посвящен доклад «Инженерия функциональных и конструкционных материалов» академика РАН Ю. Д. Третьякова и



д-ра техн. наук Е. А. Гудилина (Факультет наук о материалах МГУ, Москва, РФ). Новые литиевые химические источники тока (ХИТ) отличаются малой степенью саморазряда (2...10 % в месяц), хорошей циклируемостью (до 1000 циклов) и длительным временем эксплуатации (около 5 лет). Такие ХИТ применяются в сотовых телефонах, компьютерах, спутниках, гибридных двигателях и т. д.

Д-р техн. наук Л. И. Леонтьев (Институт металлургии Уральского отделения РАН) в докладе «Новые перспективные материалы и технологии их получения» рассказал об электрохимической технологии производства металлических нанопорошков, технологии изготовления нанопорошков металлов способом термического разложения оксалатов и о получении металлических порошков и дробы способом распыления.

Разработаны конструкционные порошковые стали с новым композиционным типом структуры, состоящей из крупных сферических частиц железного порошка, связанных по границам мелкозернистыми прослойками на основе нанопорошков медноникелевых сплавов, диффузионно-насыщенных железом и дисперсно-упрочненных включениями ZrO_2 . Новые стали по прочности и пластичности в 2...4 раза превосходят аналогичные по составу, но полученные из смеси обычных порошков.

Академик НАН Украины Б. А. Мовчан в докладе «Электронно-лучевая технология твердо- и жидкофазных медицинских субстанций с наноразмерной структурой» ознакомил присутствующих со схемами и некоторыми параметрами электронно-лучевого испарения неорганических веществ. Показано, что открытые (сообщающиеся) поры размером менее 0,1 мкм пористой неорганической матрицы образуют эффективную систему физико-химических нанореакторов, способных при использовании определенных технологических параметров осаждения металла и вещества матрицы (температуры подложки, введения газов в технологическую камеру, ионизации парового потока и др.), а также последующих химико-термических обработок полученных конденсатов управлять составом, формой, размером и структурой наночастиц неорганических материалов. На основе проведенных исследований создана электронно-лучевая установка для производства твердо- и жидкофазных медицинских субстанций с наночастицами неорганических материалов.

Доклад д-ра техн. наук В. М. Бузника (Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва, РФ) посвящен проблеме применения фторполимеров в конструкционном и функциональном материаловедении. Фторполимеры — высокомолекулярные полимерные соединения, в которых водород частично или полностью замещен фтором. Они являются антропогенными материалами и не имеют природных аналогов.

В конструкционном материаловедении фторполимеры могут применяться непосредственно в качестве конструкционного материала, покрытий отдельных деталей и изделий.

В функциональном материаловедении их применяют как электроизоляционные, оптические, антиадгезионные, антипригарные, протекторные, трибологические, фильтрационные материалы и т. д.

В настоящее время фторполимеры используют в атомной и химической промышленности, авиационной и космической технике, электронике и электротехнике, в автомобилестроении, в строительстве, медицине и т. д. Для дальнейшего продвижения фторполимеров в народное хозяйство в России создан консорциум «Фторполимерные материалы и нанотехнологии».

Д-р техн. наук В. И. Лысак (Государственный технический университет, Волгоград, РФ) в докладе «Новые пути и подходы к созданию композиционных металлических, металлокерамических и интерметаллидных материалов» рассказал о композиционных материалах, получаемых сваркой взрывом. Разработаны технологии получения слоистых, армированных, дискретно-упрочненных композитов, композитов с интерметаллидными упрочняющими слоями, прессовок из порошков и наноматериалов. Создана автоматизированная система проектирования металлических слоистых композиционных материалов, композитных деталей и узлов, а также технологических процессов их изготовления сваркой взрывом.

Доклад д-р физ.-мат. наук В. Г. Гаврилюка посвящен исследованию водородной хрупкости металлов и перспективам разработки водородостойких сталей. В сталях водородная хрупкость проявляется в том случае, если атомы водорода сопровождают дислокации. При этом с увеличением скорости деформации температурный интервал водородной хрупкости повышается.

Электронная концепция водородной хрупкости позволяет предсказать влияние легирующих элементов на нее, что может быть использовано для разработки водородостойких сталей. Легирование элементами, расположенными слева от железа в периодической таблице, может быть эффективным для уменьшения водородной хрупкости. Хром, кремний, марганец, молибден повышают стойкость против водородной хрупкости. Влияние никеля на водородную хрупкость может быть положительным только благодаря стабилизации ГЦК решетки. При повышении его концентрации хрупкость увеличивается.

Доклад о современных инструментах из сверхтвердых материалов в технологиях механической обработки представил д-р техн. наук С. А. Клименко (Ин-т сверхтвердых материалов (ИСМ) им. В. Н. Бакуля НАН Украины, Киев).

В задачи процесса механической обработки входят формирование изделия с требуемыми конфигурацией и размерами при высокой производительности процесса, а также образование в поверхностном слое изделия состояния, отвечающего условиям эксплуатационного нагружения.

Инструменты, разработанные в ИСМ, эффективно применяют промышленные предприятия при решении актуальных и наиболее сложных произ-



водственных технологических задач обработки различных материалов практически во всех отраслях промышленности.

С докладом «Структурообразование, наследственность и свойства литой стали» выступил д-р техн. наук С. Е. Кондратюк (Физико-технологический институт металлов и сплавов, НАН Украины, Киев). Исследования, выполненные автором, показывают, что структура и свойства исходных шихтовых материалов влияют на металлический расплав, структуру и свойства закристаллизовавшегося металла.

Структура стали даже после трех переплавов сохраняет признаки первичной структуры исходных шихтовых материалов. Полученный твердый металл приобретает микро- и макроструктуру, как бы переданную через расплав от структуры исходных шихтовых материалов, т. е. в данном случае

проявляется эффект так называемой структурной наследственности.

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

Следующую сессию Научного совета по новым материалам МААН, посвященную разработке конструкционных и функциональных материалов для медицины, запланировано провести в мае 2012 г. в ИЭС им. Е. О. Патона.

И. А. Рябцев

VI Всеукраинская научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии»

25-27 мая 2011 г. на территории базы отдыха «Энергия» (пгт Ворзель) прошла VI всеукраинская научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии», организованная Советом научной молодежи ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ.

За десять лет уже стало доброй традицией каждые два года собирать молодых ученых, аспирантов и студентов Украины в этом живописном месте под Киевом. Несмотря на возникшие в этом году трудности, связанные с организацией очередной конференции и местом ее проведения, члены организационного комитета не только преодолели все проблемы, но и достойно провели данное мероприятие, приняв представителей 13 городов Украины, а также России, Польши и Сербии.

Всего в оргкомитет были поданы тезисы 195 докладов из семи стран, представляющих 40 научных и учебных организаций и предприятий. К началу проведения конференции силами ИЭС им. Е.О. Патона были изданы сборник тезисов докладов и программа работы.

Открыл конференцию академик НАН Украины Г. М. Григоренко. В своей вступительной речи он отметил, что 10-летний опыт показывает актуальность проведения таких выездных заседаний. Участие в конференции дает молодежи возможность доложить результаты своих исследований, а также ознакомиться с работами своих коллег из других организаций, обменяться опытом и обсудить перспективы сотрудничества.





Конференция проходила три дня в режиме пленарных заседаний, во время которых было заслушано около 80 докладов по следующим направлениям:

- ⇒ прогрессивные технологии сварки и соединения материалов;
- ⇒ прочность, надежность и долговечность сварных конструкций;
- ⇒ технологии наплавки, нанесения покрытий и обработки поверхностей;
- ⇒ процессы специальной электрометаллургии
- ⇒ новые конструкционные и функциональные материалы;
- ⇒ техническая диагностика и неразрушающий контроль;
- ⇒ автоматизация процессов сварки и родственных технологий;
- ⇒ исследования физико-химических процессов (термодинамика, кинетика, микроструктура, фазовые превращения, коррозия);
- ⇒ математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах.

Работы, представленные сотрудниками ИЭС им. Е.О. Патона, посвящены как обеспечению технологических условий сварки, наплавки, обработки деталей и конструкций, так и исследованию фундаментальных процессов, происходящих при этих условиях. Хочется отметить хорошие и интересные выступления молодых специалистов, впервые принимающих участие в конференции. Это Р.И. Ключко («Универсальное оборудование для электродуговой сварки, наплавки и плазменной резки на основе цифрового синтеза технологического процесса»), О.М. Ливичкая («Структура и свойства опытных титановых сплавов системы Ti-Si-X с дисперсионным упрочнением»).

Доклады Национального университета кораблестроения, г. Николаев, посвящены соединениям разнородных материалов (металл-керамика) способами пайки и диффузионной сварки. Традиционно сильные материаловедческие доклады представили сотрудники Института черной металлургии им. З. И. Некрасова, г. Днепропетровск.

Значительное количество докладов по различным направлениям сделали молодые ученые из Российской Федерации. Они представляли такие организации, как ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета, г. Юрга, РГУ нефти и газа имени И. М. Губкина, г. Москва, Сибирский федеральный университет, г. Красноярск, НИТУ МИСиС, г. Москва.

Необходимо отметить, что впервые за десять лет на молодежной конференции в Ворзеле собралось такое количество представителей зарубежных научных и учебных учреждений. Кроме россиян, с докладами выступили два сотрудника Института

сварки, г. Гливице, Польша, и представитель Института Гоша, г. Белград, Сербия.

Много работ посвящено созданию материалов с новыми свойствами. Большой интерес вызвал комплексный доклад студентов Национального технического университета Украины «КПИ» О. А. Вишневецкой и В. А. Астапенкова («Биоинженерия внутрисосудистых конструкций на основе (Zr - Ti) сплава» и «Современные требования к материалам медицинского применения»). Работу выполнили под руководством сотрудников Института металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАНУ. Студенты «КПИ» также на высоком научном и техническом уровне представили доклады «Лазерная точечная сварка сплавов на основе меди» и «Влияние параметров процесса на образование горячих трещин при сварке высоколегированных сталей излучением CO₂-лазера» по исследованиям, проводимым совместно с Отто-фон-Герике-Университетом, г. Магдебург, Германия.

Оживление и разнообразие в обычный ход конференции внесли интересные и познавательные доклады — презентации представителей компаний «Бинцель Украина ГмбХ» и «Фрониус Украина».

27 мая, во второй половине дня, состоялось торжественное закрытие конференции. Авторы лучших докладов наградили дипломами I, II, и III степени. С заключительным словом выступил председатель организационного комитета, Ученый секретарь ИЭС им. Е.О. Патона Л.С. Киреев. Он поздравил участников с завершением конференции и вручил победителям памятные дипломы. Дипломом I степени награждена Ольга Кушнарева (ИЭС им. Е.О. Патона) за доклад «Структурная оптимизация механических свойств сварных соединений сложнолегированных алюминиево-литиевых сплавов».

Оргкомитет благодарит НТК ИЭС, профком ИЭС, Опытный завод сварочного оборудования ИЭС, Опытный завод сварочных материалов ИЭС, ООО «Бинцель Украина ГмбХ», ООО «Фрониус Украина», ЗАО «НВО «Червона хвиля», ОАО «Запорожстеклофлюс» за спонсорскую помощь, благодаря которой стало возможным не только проведение конференции, но и премирование авторов лучших докладов.

От имени оргкомитета и всех участников конференции огромную благодарность хочется выразить местному благотворительному фонду «Содружество сварщиков», международной ассоциации «Сварка», а также филиалу «Энергосервис Киевэнерго» и сотрудникам базы отдыха «Энергия» за помощь в организации и поддержку в проведении этого мероприятия.

С. Г. Григоренко



ИНФОРМАЦИЯ О 12-й ВСЕМИРНОЙ КОНФЕРЕНЦИИ «Ti-2011»

19–24 июня 2011 г. в Пекине (Китай) состоялась 12-я Всемирная конференция «Ti-2011». Первая такая конференция была проведена в Лондоне в 1968 г. С тех пор их проводили в Бостоне (1972 г.), Москве (1976 г.), Киото (1980 г.), Мюнхене (1984 г.), Каннах (1988 г.), Сан Диего (1992 г.), Бирмингеме (1995 г.), Санкт-Петербурге (1999 г.), Гамбурге (2003 г.) и Киото (2007 г.).

С пленарными докладами на конференции выступили представители Великобритании, США, СНГ, Японии, Германии, Франции и Китая. Согласно информации, полученной из всех пленарных докладов, титановая отрасль полностью преодолела кризис, что подтверждается непрерывно растущими объемами производства и ценами на титановую продукцию. Так, например, на рынке Китая с января по май 2011 г. цена губчатого титана возросла от 6,1 до 11,8, титановых слитков — от 7,7 до 12,5 дол. США/кг.

Особо следует отметить бурно растущий рынок Китая. В настоящее время Китай является крупнейшим в мире производителем титана и изделий из него. На выставке Пекин ЭКСПО, проходившей параллельно с 12-й Мировой конференцией по титану, была представлена высококачественная титановая продукция высокого передела (лист, прут, труба, проволока) более чем 40 китайских предприятий.

Работа конференции проходила в 12 секциях:

- металлургия титана;
- обработка титана давлением;
- микроструктура титановых сплавов;
- свойства титановых сплавов;
- интерметаллиды и композиты;
- изготовление узлов и изделий из титана;
- литейные и порошковые технологии;
- взаимодействие титана с окружающей средой;
- аэрокосмическое применение титана;
- применение титана в медицине;
- новые рынки для титана;
- применение титана в судостроении.

В конференции приняли участие более 1000 участников из 33 стран, в том числе из Китая (407), Японии (102), Франции (54), США (47), Великобритании (42), России (35), Германии (29), Австралии (26), Украины (13).

Анализ всех представленных на конференции докладов показал, что основными направлениями научно-исследовательских работ в титановой отрасли является поиск путей удешевления титановой продукции. В металлургии титана это создание новых, более экономически эффективных способов производства губчатого титана, а также разработка и применение технологии электронно-лучевой плав-

ки титана с промежуточной емкостью. В деформационной обработке титана — разработка теории и практики ступенчатой изотермической прессовки деталей сложной формы с минимальными припусками. При разработке новых титановых сплавов основное внимание уделяют не только повышению их эксплуатационных характеристик, но и снижению стоимости за счет применения более дешевых легирующих компонентов.

Большой интерес на конференции вызвало изучение возможностей литейных и порошковых технологий для снижения стоимости изготовления изделий из титановых сплавов, а также совершенствование различных способов сварки (аргодуговой, электронно-лучевой, лазерной и др.) с целью повышения их технико-экономической эффективности.

В связи с этим следует отметить повышенное внимание к докладу представителей Института электросварки им. Е. О. Патона НАНУ Б. Е. Патона, С. В. Ахонина, В. П. Прилуцкого «Развитие технологий сварки титана при изготовлении сварных узлов и изделий».

Следует отметить, что значительное количество докладов посвящено вопросам создания и разработки технологий обработки сплавов на основе алюминидов титана, являющихся перспективными материалами для авиастроения и могущими эксплуатироваться при повышенных температурах (до 700 °С и более).

Анализ различных областей применения титана показал, что основными отраслями потребления титановой продукции продолжают оставаться военное и гражданское самолетостроение, а также энергетическое и химическое машиностроение. Например, в гражданских самолетах нового поколения (Boeing 787, AERBUS 350) доля титана в общей массе планера и двигателей увеличилась до 15 %, а при строительстве одного блока АЭС мощностью 1 ГВт требуется до 320 т титановых полуфабрикатов.

Наряду с этим в настоящее время отмечено увеличение использования титана в производстве перспективных видов вооружений (артиллерия, военно-морской флот и т. д.), строительстве (например, опорные колонны расположенной в море взлетно-посадочной полосы Токийского аэропорта), изготовлении спортивного инвентаря, а также в производстве имплантов, эндопротезов и другой медицинской техники.

Согласно решению Международного организационного комитета, следующая, 13-я Всемирная конференция по титану пройдет в г. Сан Диего, США, в 2015 г.

С. В. Ахонин

**ПОДПИСКА – 2012 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	900 руб.	1800 руб.	26 дол. США	52 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», «Саммит», «Пресс-центр», KSS, «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).

**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)
- 0,5 А4 (185×130 мм)
- 0,25 А4 (90×130 мм)

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 IPS 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

Контакты:

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

Подписано к печати 07.07.2011. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 8,9. Усл. кр.-отг. 7,9. Уч.-изд. л. 9,7.

Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, пр. Акад. Вернадского, 34/1.