

**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. Петрунко,
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) 528 34 84,
529 26 23
Тел.: (38044) 271 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

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Тригуб Н. П., Березос В. А., Крыжановский В. А., Северин А. Ю.
Исследование процесса изготовления горячекатаных труб из слитков
титанового сплава BT20, полученных способом электронно-
лучевой плавки 3

Ахонин С. В., Кругленько М. П., Костенко В. И. Удаление туго-
плавких включений из титана при электронно-лучевой плавке по механизму
осаждения 7

Устинов А. И., Демченко С. А., Теличко В. А., Полищук С. С. Терми-
ческая стабильность наноструктурированных вакуумных конденсатов
Al₆₃Cu₂₆Fe₁₁ 11

Мушегян В. О., Тарасюк А. А. Формирование оптимальных режимов
электронно-лучевого нагрева при плавке молибдена в установке МВ-1 16

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Шаповалов В. А., Цыкуленко К. А., Шейко И. В., Колесниченко В. И.
Плазменная металлургия и ресурс работы плазматронов 20

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

**Григоренко Г. М., Помарин Ю. М., Лакомский В. В., Орловский В. Ю.,
Алексеев И. И.** Свойства сталей типа Х13, легированных азотом 26

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

Панченко А. И., Сальников А. С., Гасик М. И. Разработка и освоение
инновационной технологии выплавки подшипниковой электростали
ШХ15СГ-В 30

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Максимова С. В., Хорунов В. Ф. Пайка алюминиды титана быстро-
закаленными лентами 37

**Малашенко И. С., Мазурак В. Е., Куренкова В. В., Кушнарера Т. Н.,
Гусев Ю. В.** Ремонт створок регулируемого сопла авиационного газо-
турбинного двигателя способом высокотемпературной пайки в вакууме 42

ИНФОРМАЦИЯ

Борисов Ю. С. Украинско-немецкий семинар «Плазменные и
электронно-лучевые технологии защитных покрытий» 55

Дмитрик В. В. Международная конференция МЕЕ-2010 56

Григоренко Г. М., Моссоковская И. А. Кафедра «Физическая метал-
лургия и материаловедение» на базе Института электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины 57

В. О. Шаповалову — 60 61

Календарь конференций и выставок на 2011 г. (1-е полугодие) 61

Указатель статей, опубликованных в 2010 г. 63

Указатель авторов 65

ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ

КП «Запорожский титано-магний комбинат»

ГП «Научно-производственный центр «ТИТАН»

ООО «Международная компания «АНТАРЕС»

**SOVREMENNAYA
ELEKTROMETALLURGIYA**
(Electrometallurgy Today)

№ 4 (101)
2010

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) 528 34 84,
529 26 23
Tel.: (38044) 271 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

ELECTRON BEAM PROCESSES

- Trigub N. P., Berezos V. A., Kryzhanovsky V. A., Severin A. Yu.** Investigation of process of manufacture of hot-rolled pipes of titanium alloy VT20 ingots, produced by the method of electron beam melting 3
- Akhonin S. V., Kruglenko M. P., Kostenko V. I.** Removal of refractory inclusions from titanium in electron beam melting by the mechanism of precipitation 7
- Ustinov A. I., Demchenko S. A., Telichko V. A., Polishchuk S. S.** Thermal stability of nanostructured vacuum condensates Al₆₃Cu₂₆Fe₁₁ 11

Mushegyan V. O., Tarasyuk A. A. Formation of optimum conditions of electron beam heating in melting of molybdenum in installation MV-1

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

- Shapovalov V. A., Tsykulenko K. A., Sheiko I. V., Kolesnichenko V. I.** Plasma metallurgy and service life of plasmatrons 20

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

- Grigorenko G. M., Pomarin Yu. M., Lakomsky V. V., Orlovsky V. Yu., Alekseenko I. I.** Properties of steels of X13 type, alloyed with nitrogen 26

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

- Panchenko A. I., Salnikov A. S., Gasik M. I.** Development and implementation of innovation technology of melting of bearing electric steel ShKh15SG-V 30

NEW MATERIALS

- Maksimova S. V., Khorunov V. F.** Brazing of titanium aluminide by rapidly-hardened strips 37
- Malashenko I. S., Mazurak V. E., Kurenkova V. V., Kushnareva T. N., Gusev Yu. V.** Repair of flaps of adjustable nozzle of aircraft gas turbine engine using method of high-temperature brazing in vacuum 42

INFORMATION

- Borisov Yu. S.** Ukrainian-German seminar «Plasma and electron beam technologies of protective coatings» 55
- Dmitrik V. V.** International Conference MEE-2010 56
- Grigorenko G. M., Mossokovskaya I. A.** Chair «Physical metallurgy and materials science » at the facility of the E.O.Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine 57
- V. A. Shapovalov is 60 61
- Calendar, exhibitions and conferences for 2011(First half of a year) 61
- Index of articles published in 2010 63
- Index of authors 65

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



УДК 669.187.526:51.001.57

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ТРУБ ИЗ СЛИТКОВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT20, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ

Н. П. Тригуб, В. А. Березос,
В. А. Крыжановский, А. Ю. Северин

Представлены результаты исследований структуры и механических свойств прутков и труб, изготовленных из слитков титанового сплава VT20, полученных способом электронно-лучевой плавки. Впервые в мировой и отечественной практике произведены горячекатаные трубы из слитков титанового сплава VT20 и показано высокое качество получаемых изделий.

Results of investigations of structure and mechanical properties of rods and pipes, manufactured of titanium alloy VT20 ingots, produced by the method of electron beam melting, are presented. For the first time in the world and domestic practice the hot-rolled pipes of ingots of titanium alloy VT20 were manufactured and the high quality of ready products was shown.

Ключевые слова: титановые сплавы; электронно-лучевая плавка; прутки; труба; деформация

Применение конструкционных материалов зависит не только от физико-механических свойств, но и от таких характеристик, как технологичность, дефицитность и стоимость. По комплексу физико-механических свойств титановые сплавы являются универсальными конструкционными материалами. Благодаря этому при условии соблюдения определенных предосторожностей, горячую деформацию титановых слитков можно осуществлять на том же печном, кузнечно-прессовом и прокатном оборудовании, которое используется для обработки стали [1].

Перспективной при производстве высококачественных слитков из титана и его сплавов является электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ), позволяющая снизить себестоимость титановых изделий за счет использования дешевых исходных шихтовых материалов в виде титановой губки марок ТГ-120 и ТГ-130 [2], а также то что производство слитков титана и его сплавов массой до нескольких десятков тонн способом ЭЛПЕ перестало быть сложной проблемой [3].

С целью изучения качества сложнелегированных титановых слитков проведены комплексные работы по изготовлению полуфабрикатов в виде труб из слитков титанового сплава VT20, полученных способом ЭЛПЕ.

Исследования, проведенные в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, показали, что для получения равноосного рекристаллизованного зерна в готовых трубах и равномерного распределения значений механических свойств целесообразно при прошивке



Рис. 1. Слитки титанового сплава VT20 диаметром 500 мм



Таблица 1. Химический состав слитков диаметром 500 мм титанового сплава BT20

№ образца	Массовая доля компонентов, %								
	Al	V	Mo	Zr	Si	Fe	O	N	H
1	5,9	1,5	1,3	2,2	0,1	0,16	0,10	0,010	0,001
2	6,2	1,5	1,4	2,5	0,08	0,14	0,10	0,010	0,001
3	6,0	1,6	1,3	2,2	0,09	0,15	0,09	0,013	0,001
ГОСТ 19807-91	5,5...7,0	0,8...2,5	0,5...2,0	1,5...2,5	<0,15	<0,25	<0,15	<0,050	<0,015

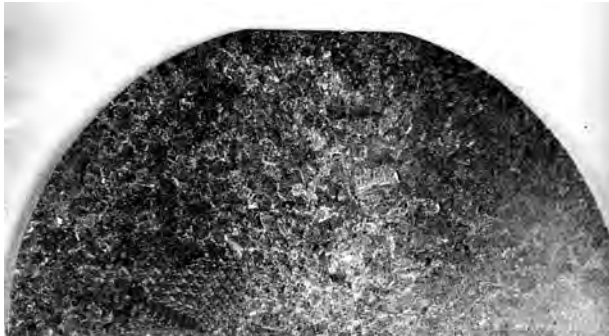


Рис. 2. Макроструктура титанового слитка сплава BT20 диаметром 500 мм

на стане поперечно-винтовой прокатки применение слитка большого диаметра, что позволит повысить степень деформации и тем самым обеспечить более полную проработку структуры горячекатаных передельных труб [4].

Традиционно для производства трубной заготовки диаметром 110... 150 мм используют слитки диаметром 300 мм, выплавленные электронно-лучевым или вакуумно-дуговым способом. Трубную заготовку изготавливают путемковки слитков на гидропрессах и ковочных машинах при 1000... 1050 °С [5].

По технологии ЭЛПЕ и с порционной подачей металла в водоохлаждаемый кристаллизатор изготовили слитки из титанового сплава BT20 диаметром 500 мм, длиной до 3500 мм (рис. 1).

Исследование химического состава полученных слитков показало (табл. 1), что по всему сечению он соответствует марочному составу титанового сплава BT20, распределение легирующих элементов как по длине, так и по поперечному сечению слитков равномерное.

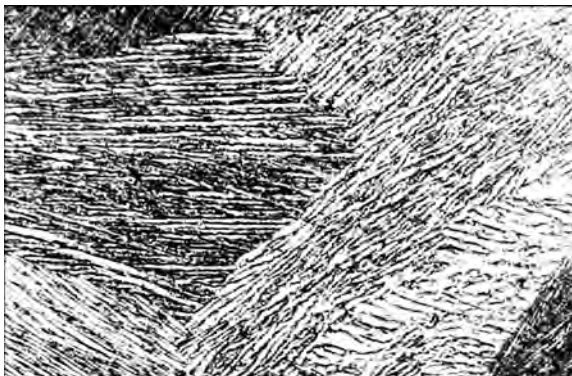


Рис. 3. Микроструктура (×400) слитка титанового сплава BT20

Таблица 2. Механические свойства литого титанового сплава BT20

№ слитка	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	φ , %
2251	845	820	15	29
2251	849	820	16	32
2256	850	820	14	28

Как следует из табл. 1, содержание всех примесных элементов находится в пределах требований ГОСТ 19807-91, причем концентрация водорода в титане не превышает 0,001 %, что в 15 раз меньше максимально допускаемого стандартами значения. Повышенного содержания газов как в донной, так и в головной частях слитков не обнаружено. Механические свойства титанового сплава BT20 в литом состоянии приведены в табл. 2.

Поверхность слитков подвергали электронно-лучевому оплавлению, что позволило увеличить выход годного металла на 10... 15 % [6, 7].

Входной контроль слитков показал, что по качеству поверхности и геометрическим размерам они соответствуют требованиям ТУУ 27.5-23712944-005-2001 «Заготовка трубная литая из титановых сплавов».

Макроструктура слитков плотная, однородная и характеризуется зернами, близкими к равноосным (рис. 2). Отсутствуют макро- и микросегрегация, а также участки столбчатой структуры. Размер зерна на основной площади темплета (поперечное сечение) соответствует баллу 9 согласно 10-бальной шкале макроструктур (Инструкция № 1054-76 ВИАМ). По периметру темплета в результате поверхностного оплавления на глубину 10 мм структура более мелкозернистая и соответствует баллу 7. Дефектов

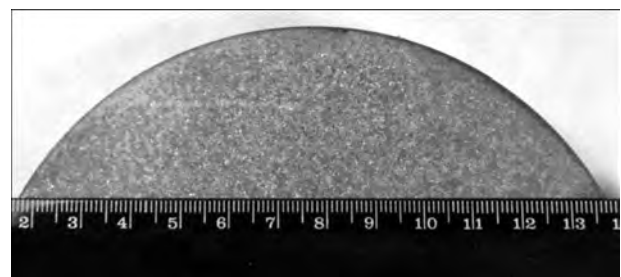


Рис. 4. Макроструктура кованого прутка диаметром 140 мм из титанового сплава BT20



Таблица 3. Средние значения механических свойств кованных прутков диаметром 140 из титанового сплава BT20

№ поковки	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	φ , %	KCU_{2} Дж/м
2251	930	10	21	5,1
2252	951	11	24	5,2
2256	943	10	22	5,0
ОСТ 190107-73	900...1150	8	20	3,0

в виде пор, раковин, трещин, инородных включений не обнаружено.

Микроструктура слитков тонкопластинчатая, что является типичным для литого металла, и соответствует баллу 8 по шкале микроструктур (рис. 3).

Структура металла, формируемая в процессе горячей деформации, оказывает существенное влияние на механические свойства изделий. Основными факторами здесь являются исходная структура слитка, температура, степень и скорость его деформации [8]. Оптимальное сочетание механических свойств титановых поволоков обеспечивается благодаря мелко- и среднезернистой пластинчатой структуре, которая положительно влияет на прочность, пластичность, длительную прочность и предел выносливости [3].

Выплавленные слитки сплава BT20 диаметром 500 мм с оплавленной поверхностью подвергали горячей деформации на гидропрессе сначала в интервале температур 970... 1000 °С, а затем на открытом ковочном молоте при 990... 1020 °С и степени деформации 40... 50 % с последующей механической обработкой окисленной поверхности поковки.

Макроструктура кованой заготовки, полученной по существующей технологии, соответствует баллу 6 по шкалы макроструктур (рис. 4).

Определение механических свойств кованных прутков проводили при комнатной температуре (табл. 3). Образцы для определения прочности и пластичности металла отбирали от прутков, изготовленных из головной, средней и донной частей слитка. Механические свойства кованных прутков



Рис. 5 Кованные прутки из титанового сплава BT20 диаметром 140 мм

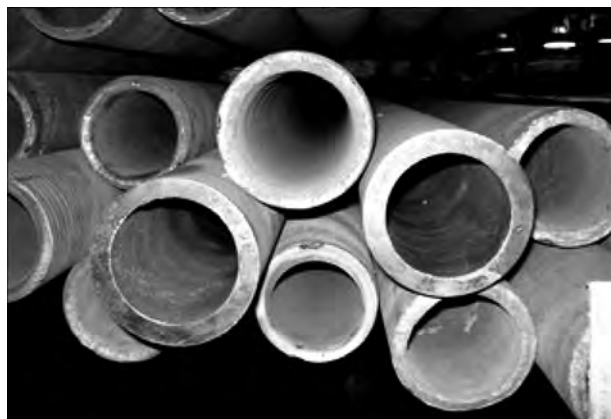


Рис. 6 Горячекатаные трубы 114×15×(3000... 3500) мм из титанового сплава BT20

соответствуют требованиям ОСТ1 90107-73 «Прутки кованные из титановых сплавов».

Полученные прутки (рис. 5) использовали в качестве трубных заготовок для последующего изготовления труб.

Горячую прокатку труб на размер 114×15 мм производили на трубопрокатной автоматической установке «ТПА 140» по технологии ТПЦ «НЗСТ «ЮТ и СТ» на ЗАО «НЗТО». Нагрев металла в методической печи осуществляли до температуры центра металла (1000±10)°С.

Горячекатаные трубы 114×15×3000... 3500 мм подвергали контролю на соответствие требованиям ГОСТ 21945-76 «Трубы бесшовные горячекатаные из сплавов на основе титана» с обычным качеством поверхности без механической обработки (рис. 6).

Визуальный осмотр наружной и внутренней поверхности показал, что качество поверхности, геометрические размеры и кривизна труб находятся в пределах требований стандартов. Макроструктура труб мелкозернистая (рис. 7). Глубина газонасыщенного слоя не превышает значений слоя, образу-



Рис. 7. Макроструктура горячекатаной трубы 114×15 мм из титанового сплава BT20



Таблица 4. Механические свойства горячекатаных труб 114×15 из титанового сплава BT20

№ образца	σ_b , МПа	$KCU_{1,2}$ Дж/м	δ , %	ϕ , %
1	984	6,2	13,0	29,8
2	967	5,6	13,1	26,2
3	1012	5,7	13,0	29,1
4	1005	6,1	12,9	28,4
ТУ 14-3-1349-85	95... 115	Не менее 3,0	Не менее 8,0	Не менее 18,0

ющего в процессе прокатки труб по существующей технологии.

Трубы подвергали 100%-му УЗК. Дефектов не выявлено.

Все операции обработки труб от сдачи в производство до сдаточного контроля осуществляли по действующей технологии. Трубы после механической обработки подвергали термообработке в проходной печи по следующему режиму: нагрев при температуре (850 ± 10) °С с последующим охлаждением на воздухе в течение 1 ч.

Механические свойства горячекатаных труб соответствуют требованиям стандартов (табл. 4). Неравномерностей распределения значений механических свойств в трубах в пределах одной плавки не зафиксировано. Пластические свойства имеют довольно высокий уровень.

Таким образом, проведенные работы позволили показать высокое качество прутков и труб из сплава титана BT20, изготовленных из металла ЭЛПЕ.

Выводы

1. Впервые в отечественной и мировой практике изготовлены горячекатаные трубы из слитков титанового сплава BT20, полученных способом ЭЛПЕ.
2. Комплекс исследований показал, что механические свойства труб, изготовленных из титановых слитков способом электронно-лучевой плавки, характеризуются повышенным запасом пластичности при сохранении прочностных свойств на уровне требований стандартов.

1. *Титановые сплавы в машиностроении* / Б. Б. Чечулин, С. С. Ушков, И. Н. Разуваева, В. Н. Гольдфайн. — Л.: Машиностроение, 1977. — 248 с.
2. *Развитие технологии электронно-лучевой плавки титана* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, В. Н. Замков и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000. — № 2. — С. 34-40.
3. *Развитие электронно-лучевой плавки титана в ИЭС им. Е. О. Патона* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, В. А. Березос // Современ. электрометаллургия. — 2008. — № 3. — С. 22-24.
4. *Исследование процесса изготовления горячекатаных и холоднодеформированных труб из литой недеформируемой трубной заготовки титанового сплава BT1-0, полученной способом электронно-лучевой плавки* / Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, А. А. Чепинский и др. // Там же. — 2006. — № 3. — С. 11-14.
5. *Полуфабрикаты из титановых сплавов* / В. К. Александров, Н. Ф. Аношкин, Г. А. Бочвар и др. — М.: Металлургия, 1979. — 512 с.
6. *Калинюк А. Н., Дереча А. Я., Тригуб Н. П.* Поверхностная обработка титановых сплавов электронным лучом // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1995. — № 1. — С. 26-30.
7. *Электронно-лучевая установка УЭ-185 для оплавления поверхностного слоя слитков* / Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, А. Н. Пикулин // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 3. — С. 12-14.
8. *Калинюк А. Н., Козловец О. Н., Ахонин С. В.* Производство полуфабрикатов из титановых слитков, полученных методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 2. — С. 25-28.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 30.06.2010

Шановні читачі!

Повідомляємо Вас, що Наказом ВАК України № 641 від 08.10.2010 р.в ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАНУ створено спеціалізовану Вчену раду Д 26.182.02 для проведення захистів дисертацій на здобуття наукового ступеня доктора (кандидата) наук за спеціальностями:

05.0201 «Матеріалознавство»;

05.16.02 «Металургія чорних і кольорових металів та спеціальних сплавів».



УДК 669.187.826

УДАЛЕНИЕ ТУГОПЛАВКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ИЗ ТИТАНА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКЕ ПО МЕХАНИЗМУ ОСАЖДЕНИЯ

С. В. Ахонин, М. П. Кругленко, В. И. Костенко

Рассмотрены процессы удаления тугоплавких включений из титана при электронно-лучевой плавке (ЭЛП) с промежуточной емкостью. Установлены закономерности процесса гравитационного осаждения на поверхность гарнисажа насыщенных примесями внедрения частиц α -титана, а также включений в виде нитридов, оксидов титана и карбидов тугоплавких металлов, позволяющие определить требуемые габариты промежуточной емкости для обеспечения гарантированного удаления тугоплавких включений из титана путем их осаждения при ЭЛП.

Processes of removal of refractory inclusions of titanium in electron beam cold hearth melting are considered. The regularities are established for process of gravitation precipitation on the surface of skull of α -titanium particles, saturated with interstitial impurities, and inclusions in the form of nitrides and titanium oxides and carbides of refractory metals, allowing determination of required dimensions of a cold hearth to provide a guaranteed removal of refractory inclusions of titanium by their precipitation in EBM.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; промежуточная емкость; титан; тугоплавкие включения; гравитационное осаждение

Важной проблемой, стоящей перед всеми промышленными производителями титановых слитков и полуфабрикатов, является задача удаления из металла включений с повышенным содержанием стабилизирующих α -фазу примесей внедрения: азота, кислорода и углерода, которые состоят из твердых частиц α -титана, насыщенных этими примесями, а также из химических соединений этих элементов с титаном — нитридов, оксидов и карбидов, а также их комплексных соединений (типа оксикарбонитридов). В мировой литературе такие включения получили название включений низкой плотности — LDI (Low Density Inclusion) [1].

Твердость этих частиц более чем в три раза выше, чем у титановой матрицы. Кроме того, они склонны к хрупкому разрушению. Поэтому указанные частицы являются концентраторами напряжения и источниками зарождения усталостных трещин [2], приводящих к разрушению высоконагруженных деталей ответственного назначения и, как следствие, — к катастрофическим авариям.

Кроме азотсодержащих включений низкой плотности, серьезную проблему в слитках титана представляют и включения, образованные химическими соединениями с большой плотностью и высокой температурой плавления — так называемые включения высокой плотности HDI (High Density Inclusions)

[3]. Источниками их образования, как правило, являются осколки режущего инструмента на основе карбидов тугоплавких металлов (WC, MoC и др.), которые попадают в металл вместе с шихтовыми компонентами, чаще всего со стружкой. Наличие дефектов типа HDI в изделиях значительно снижает значения усталостных характеристик металла.

Удалить тугоплавкие включения LDI и HDI способом вакуумно-дугового переплава (ВДП) весьма затруднительно, они обнаруживаются в титане даже после тройного ВДП слитков [4]. Низкая эффективность технологии ВДП по отношению к процессам рафинирования титана от включений LDI и HDI обусловлена тем, что плотность большинства таких включений выше, чем у жидкого титана. После попадания в ванну жидкого расплава они быстро опускаются на дно и на фронте кристаллизации вмораживаются в металл слитка.

Полное устранение включений LDI и HDI является одной из важнейших задач усовершенствования технологии выплавки слитков из титана и его сплавов, используемых для изготовления деталей ответственного назначения.

Для удаления включений LDI и HDI из жидкого титана используют технологии переплава с промежуточной емкостью [5]. Источником нагрева расплава в промежуточной емкости может служить или электронный луч, или плазменная дуга. Наиболее распространена в промышленности технология электронно-лучевой плавки титана с промежуточной емкостью (рис. 1).

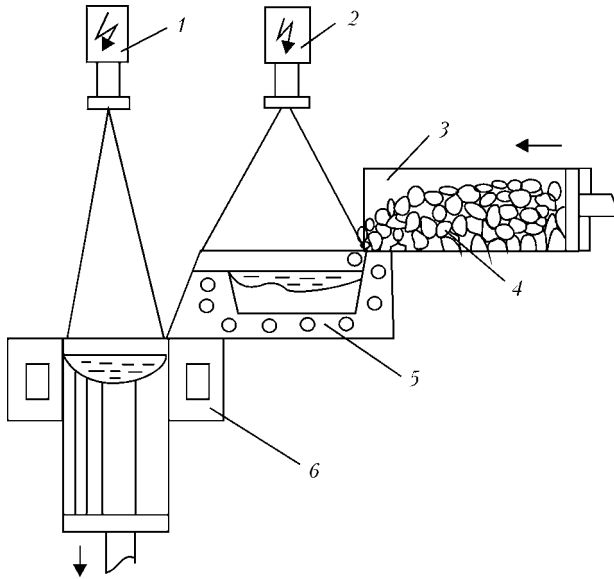


Рис. 1. Технологическая схема электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью: 1, 2 — электронные пушки; 3 — механизм загрузки; 4 — исходная шихта; 5 — промежуточная емкость; 6 — кристаллизатор

Промежуточная емкость (холодный под) представляет собой медную водоохлаждаемую поверхность, ограниченную стенками, в одной из которых выполнен проем для слива жидкого металла (сливной носок). В нее электронными лучами сплавляется шихта, подаваемая из камеры загрузки.

Промежуточная емкость служит для усреднения химического состава, рафинирования расплава от примесей и включений. В процессе плавки на дне промежуточной емкости образуется гарнисаж в виде слоя закристаллизовавшегося металла, который предохраняет стенки и дно от взаимодействия с расплавленным металлом.

Одним из основных механизмов удаления тугоплавких включений из титана является их гравитационное осаждение: в процессе плавки жидкий металл в промежуточной емкости течет горизонтально, тогда как включения с более высокой плотностью, чем у жидкого титана, под действием силы тяжести опускаются вниз (рис. 2), осаждаются на поверхность гарнисажа и вмораживаются в него.

Для определения закономерностей удаления тугоплавких включений LDI и HDI из титана при электронно-лучевой плавке по механизму осаждения примем во внимание, что согласно закону Стокса, в области небольших чисел Рейнольдса ($Re < 100$) скорость движения частицы в жидкости прямо пропорциональна значению движущей силы. Для тугоплавкой частицы в виде шара в жидком металле скорость осаждения v под действием силы тяжести может быть рассчитана согласно уравнению Стокса [6]:

$$v = \frac{2}{9} \frac{\Delta \rho g r^2}{\eta}, \quad (1)$$

где $\Delta \rho = \rho_{in} - \rho_{Ti}$ — разность между плотностями соответственно включения и жидкого титана, $кг/м^3$; g — ускорение свободного падения, $м/с^2$;

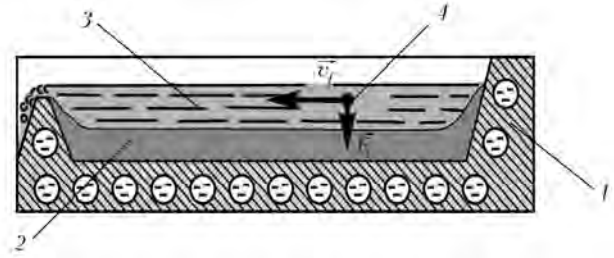


Рис. 2. Схема процесса осаждения тугоплавкого включения: 1 — промежуточная емкость; 2 — гарнисаж; 3 — расплав; 4 — тугоплавкое включение

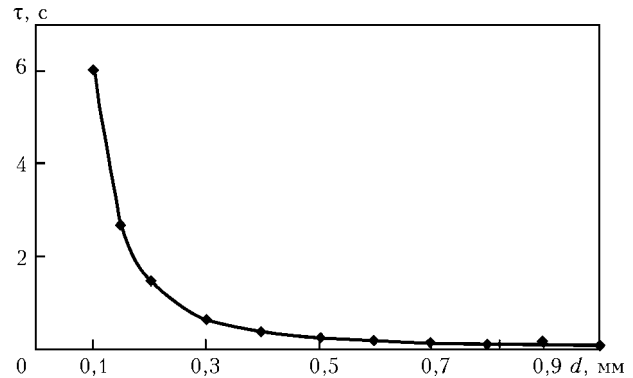


Рис. 3. Зависимость времени осаждения τ включения карбида вольфрама от его диаметра

r — радиус включения, $м$; η — коэффициент вязкости жидкого титана, $Па \cdot с$.

С учетом выражения (1) время осаждения тугоплавкого включения τ_s на дно ванны жидкого металла может быть оценено с помощью следующего уравнения:

$$\tau_s = \frac{h}{v} = \frac{18\eta h}{\Delta \rho g d^2}, \quad (2)$$

где h — глубина ванны расплава в промежуточной емкости, $м$; d — характерный размер включения, $м$.

Следует отметить, что при электронно-лучевой плавке глубина ванны расплава в промежуточной емкости, как правило, не превышает $0,03 м$. Для жидких металлов, в том числе и для титана, коэффициент вязкости η может составлять $5 \times 10^{-3} Па \cdot с$ [6], а плотность жидкого титана равняется $4110 кг/м^3$.

В качестве примера рассчитаем время осаждения включения в виде карбида вольфрама, плотность которого составляет $14000 кг/м^3$ (рис. 3).

Анализ полученных результатов показал, что тугоплавкие включения высокой плотности осаждаются в гарнисаж очень быстро (включение диаметром $0,5 мм$ проходит через толщину жидкой ванны расплава в промежуточной емкости за $0,25 с$). При этом длительность осаждения включения высокой плотности обратно пропорциональна его размеру. Так, продолжительность осаждения включения диаметром $100 мкм$ достигает уже $6 с$.

Важным технологическим и конструктивным параметром технологии ЭЛП являются габариты промежуточной емкости, длина которой должна быть достаточной для гарантированного осаждения тугоплавких включений критического размера. Для оп-



ределения зоны промежуточной емкости, в которой происходит осаждение тугоплавких включений высокой плотности, определим скорость течения жидкого титана в процессе электронно-лучевой плавки.

Линейная скорость течения жидкого титана v_f определяется геометрическими размерами промежуточной емкости и связана с массовой скоростью плавки следующим соотношением:

$$v_f = \frac{m}{3600 h S \rho_{Ti}}, \quad (3)$$

где m – массовая скорость плавки, кг/ч; S – ширина потока расплава титана в промежуточной емкости, м.

Например, для ширины потока расплава $S = 0,4$ м, глубины ванны расплава в промежуточной емкости $h = 0,03$ м и массовой скорости плавки $m = 500$ кг/ч скорость потока жидкого титана составит $3 \cdot 10^{-3}$ м/с.

В случае попадания тугоплавкого включения диаметром d в промежуточную емкость до момента осаждения на поверхность гарнисажа оно будет перенесено потоком жидкого титана на расстояние L , которое может быть рассчитано следующим образом:

$$L = v_f \tau_s = \frac{m \eta}{200 S \rho_{Ti} \Delta \rho g d^2}, \quad (4)$$

Считая критическим размером тугоплавкого включения 100 мкм, по формуле (4) для карбида вольфрама можно определить, что путь включения от момента попадания в промежуточную емкость до места осаждения на поверхность гарнисажа составит 8 мм.

Следует отметить, что расстояние, на которое переносится включение потоком жидкого металла, не зависит от такого трудно определяемого параметра плавки, как глубина ванны, что позволяет существенно повысить точность расчетов.

Наиболее распространенным типом включений низкой плотности LDI являются частицы α -титана с повышенным содержанием стабилизирующих α -фазу примесей внедрения (азота, кислорода), образующихся в процессе производства титановой губки. Они составляют около 95 % всех тугоплавких включений типа LDI [7].

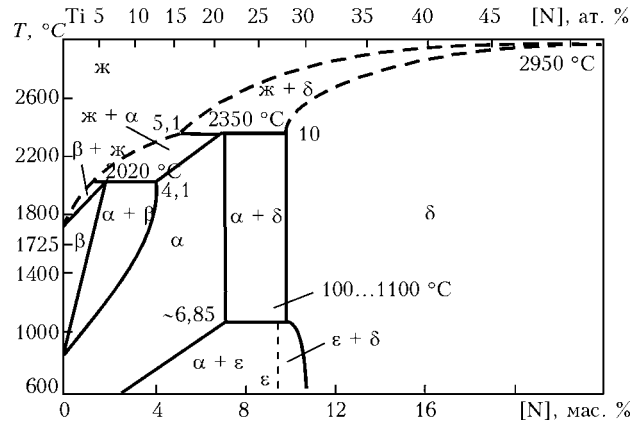


Рис. 4. Диаграмма состояния системы титан-азот

Согласно диаграммам состояния систем титан-азот и титан-кислород, увеличение концентрации примесей внедрения в титане приводит к повышению температуры плавления частиц титана, обогащенных этими примесями. Так, например, температура плавления α -титана при содержании азота более 4,1 % превышает 2020 °С (рис. 4), тогда как температура плавления чистого титана составляет 1668 °С.

Плотность титана в твердом состоянии при комнатной температуре равна 4500 кг/м³. Для определения плотности частиц α -титана, насыщенных азотом и кислородом при температуре плавления титана, примем во внимание, что коэффициент линейного расширения титана в диапазоне температур 20... 1668 °С, согласно данным справочника [8], может быть аппроксимирован выражением $\alpha = 1,04 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$. С учетом этого при достижении температуры жидкого титана линейные размеры включения возрастут на 1,7 %, а плотность частиц α -титана составит 4278 кг/м³.

Таким образом, разница плотности между твердыми частицами α -титана и жидким титаном достигнет $\Delta \rho = 168 \text{ кг/м}^3$. Подставляя в формулу (4) рассчитанные значения, получим следующую зависимость пути L включения α -титана до момента его осаждения на дно ванны расплава в промежуточной емкости от скорости плавки и диаметра включения:

$$L = \frac{3,7 \cdot 10^{-12} m}{S d^2}. \quad (5)$$

Расчетная плотность некоторых включений LDI при температуре 1668 °С				
Тип включения	Плотность при 20 °С, кг/м ³	Температура плавления, °С	Плотность при 1668 °С, кг/м ³	$\Delta \rho = \rho_m - \rho_{Ti}$ при 1668 °С, кг/м ³
Нитрид титана TiN	5210	2950	4952	842
Карбид титана TiC	4940	3067	4696	586
Оксид титана TiO	4930	1780	4686	576
Рутил TiO ₂	4235	1870	4026	-84
Антаз TiO ₂	4050	1870	3850	-260
Брукит TiO ₂	4120	1870	3916	-194

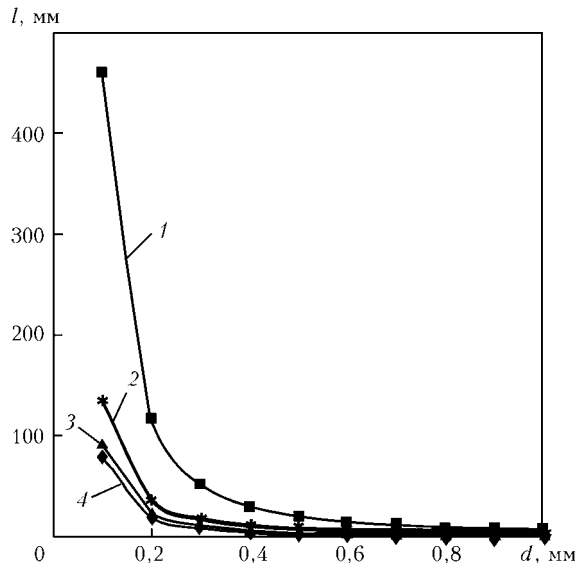


Рис. 5. Зависимость пути l включения низкой плотности до осаждения на поверхность гарнисажа от его размера: 1 – α -Ti; 2 – TiO; 3 – TiN; 4 – WC

Например, для включения α -титана диаметром 100 мкм при скорости плавки 500 кг/ч и ширине потока расплава титана в промежуточной емкости 0,4 м этот путь L составит 0,46 м от места падения (рис. 5).

Кроме тугоплавких включений α -титана, включения низкой плотности LDI могут представлять собой частицы нитридов, оксидов и карбидов. Для определения возможности их удаления из расплава титана рассчитаем плотность этих включений при температуре жидкого титана в предположении, что коэффициент их линейного расширения равен таковому титана (таблица).

Анализ полученных результатов показал, что в процессе электронно-лучевой плавки все тугоплавкие соединения титана с примесями внедрения, за исключением диоксидов титана различного кристаллического строения, будут осаждаться на дно промежуточной емкости и удаляться из расплава. При этом включения карбида титана и оксида титана одинакового размера будут осаждаться на поверхность гарнисажа на одном и том же расстоянии от места попадания в расплав, так как их плотности практически одинаковы. В то же время включения диоксида титана всплывут на поверхность расплава под действием силы Архимеда.

Следовательно, тугоплавкими включениями, переносимыми потоком титана на максимальное расстояние от места попадания в промежуточную емкость, являются насыщенные примесями внедрения частицы α -титана. Поэтому при конструировании промежуточной емкости, обеспечивающей гарантированное удаление тугоплавких включений путем их осаждения, необходимо учитывать планируемую скорость плавки и рассчитывать габариты промежуточной емкости с помощью формулы (5).

Таким образом, в процессе электронно-лучевой плавки титана практически все тугоплавкие включения высокой LDI и низкой HDI плотности, за исключением диоксидов титана, будут осаждаться на дно промежуточной емкости и удаляться из расплава. При этом тугоплавкими включениями, переносимыми потоком титана на максимальное расстояние от места попадания в промежуточную емкость, являются насыщенные примесями внедрения частицы α -титана. Установленные в работе зависимости позволяют определить габариты промежуточной емкости, обеспечивающие гарантированное удаление тугоплавких включений из титана путем их осаждения.

1. Nitride inclusions in titanium ingots / J. L. Henry, S. D. Hill, J. L. Schaller, T. T. Campbell // Metal. Trans. — 1973. — № 4. — P. 1859–1864.
2. Кошелап А. В., Райченко А. И. О возможности измельчения структуры литого титана и его сплавов за счет их модифицирования частицами нитрида титана // Процессы литья. — 1999. — № 3. — С. 44–52.
3. Mitchel A. The production of high-quality materials by special process // J. Vac. Technol. — 1987. — № 4. — P. 2672–2677.
4. Мусатов М. И., Чукурюкин А. Д., Фридман А. М. Развитие плавки бездефектных слитков // Наука, производство и применение титана в условиях конверсии: I Междунар. науч.-техн. конф. по титану стран СНГ (Москва, май 1994 г.). — М.: ВИЛС, 1994. — Т.1. — С. 228–233.
5. Электронно-лучевая плавка титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 248 с.
6. Попель С. И., Сотников А. И., Бороненков В. Н. Теория металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1986. — 462 с.
7. Bellot J. P., Mitchell A. Hard-Alfa particle behavior in a titanium alloy liquid pool // Light Metals. — 1994. — № 2. — P. 1187–1193.
8. Смитлз К. Дж. Металлы. Справочник. — М.: Металлургия, 1980. — 447 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
ООО «Стратегия БМ», Киев
Поступила 30.06.2010



УДК 621.793.1:620.181:539.261:669.71

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ $Al_{63}Cu_{26}Fe_{11}$

А. И. Устинов, С. А. Демченков,
В. А. Теличко, С. С. Полищук

С помощью метода in-situ рентгеновской дифрактометрии изучена термическая стабильность в процессе нагрева наноструктурированных вакуумных конденсатов, полученных способом электронно-лучевого вакуумного осаждения сплава $Al_{63}Cu_{26}Fe_{11}$, близкого по химическому составу к квазикристаллической фазе. Показано, что вакуумные конденсаты в наноструктурном состоянии являются гетерофазными и при их нагреве трансформируются в икосаэдрическую структуру через ряд структурных превращений. Определены температурные интервалы существования промежуточных фаз.

Using the method of in-situ X-ray diffraction, a thermal stability in the process of heating of nanostructured vacuum condensates, produced by the method of electron-beam vacuum deposition of alloy $Al_{63}Cu_{26}Fe_{11}$, close by the chemical composition to the quasi-crystal phase, was studied. It is shown that the vacuum condensates in a nanostructured state are heterophase and transformed during their heating into icosahedral structure by a number of structural transformations. Temperature intervals of existing of intermediate phases are determined.

Ключевые слова: электронно-лучевое осаждение; вакуумные конденсаты; квазикристаллы; термическая обработка; фазовые превращения

Введение. Сплавы со сложной кристаллической структурой (СКС), к которым относятся квазикристаллы и аппроксиманты, благодаря уникальному сочетанию свойств рассматриваются как перспективные материалы для создания на их основе покрытий функционального назначения [1–9].

В наших работах впервые показано, что способом электронно-лучевого осаждения можно формировать толстые вакуумные конденсаты с квазикристаллической структурой на основе сплава Al–Cu–Fe, состав которого близок к таковому равновесной квазикристаллической фазы, непосредственно в процессе их осаждения.

Кроме того, установлено, что температура подложки влияет на микроструктуру осажденных конденсатов: при значениях температуры подложки ниже 350 °С размер зерен уменьшается вплоть до наномасштабного уровня [3, 4].

Показано, что наноструктурные вакуумные конденсаты со СКС характеризуются повышенными прочностными свойствами, по сравнению с вакуумными конденсатами с крупными зёрнами. Высокая демпфирующая способность СКС позволяет использовать их в качестве покрытий для подавления резонансных колебаний в тонкостенных деталях, подвергающихся вибрационным нагрузкам [4–6].

Для оценки возможности применения указанных материалов в качестве покрытий для деталей, работающих в условиях повышенных температур, нами проведены исследования термической стабильности наноструктурированных вакуумных конденсатов, полученных в результате электронно-лучевого осаждения сплава с составом $Al_{63}Cu_{26}Fe_{11}$, близким к таковому икосаэдрической фазы (*i*-фазы), на подложки, находящиеся при температуре ниже 300 °С.

Методом in-situ рентгеновской дифрактометрии наноструктурированных вакуумных конденсатов в процессе их непрерывного нагрева в вакууме до значений температуры, близких к температуре плавления этого сплава, установлено, что такая структура вакуумных конденсатов является неустойчивой и переходит в стабильную икосаэдрическую фазу через ряд промежуточных фаз.

Способы получения и исследования. Отделяемые вакуумные конденсаты толщиной 50...60 мкм получали из одного источника способом электронно-лучевого осаждения (ЕВ-РВД) на стальную подложку, на которой поддерживалась температура 250...300 °С. Скорость осаждения составляла 2...3 мкм/мин. В качестве источника паровой фазы служил слиток $Al_{63}Cu_{26}Fe_{11}$ диаметром 50 мм и длиной 200 мм, помещенный в медный водоохлаждаемый тигель. Состав слитка выбрали исходя из экспериментальных

© А. И. УСТИНОВ, С. А. ДЕМЧЕНКОВ, В. А. ТЕЛИЧКО, С. С. ПОЛИЩУК, 2010

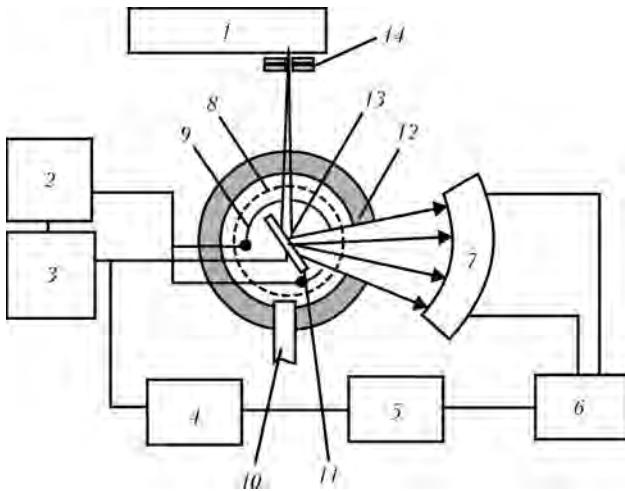


Рис. 1. Принципиальная схема высокотемпературного дифрактометра с использованием ЛПЧД для регистрации дифрагированного излучения: 1 – рентгеновская трубка; 2 – блок питания нагревателя; 3 – высокоточный регулятор температуры; 4 – компьютер; 5 – многоканальный анализатор; 6 – преобразователь сигналов; 7 – ЛПЧД; 8 – радиатор для обеспечения равномерности нагрева образца; 9 – нагреватель; 10 – выход на диффузионный насос; 11 – образец; 12 – камера; 13 – термопара; 14 – вертикальная и горизонтальная щели

результатов, согласно которым при осаждении паровой фазы сплава $Al_{63}Cu_{26}Fe_{11}$ на подложку, находящуюся при температуре выше $550\text{ }^{\circ}C$, зафиксировано формирование однофазного квазикристаллического вакуумного конденсата.

Распределение химических элементов по толщине вакуумного конденсата определяли с помощью энергодисперсионного спектрометрического модуля Energy200, установленного на сканирующем электронном микроскопе CamScan-4.

Микроструктурные исследования проводили методами просвечивающей электронной микроскопии с помощью электронного микроскопа НТАСН-800.

Рентгендифракционные структурные исследования полученных вакуумных конденсатов непосредственно после осаждения и непрерывного нагрева осуществляли в стандартной геометрии θ - 2θ на дифрактометре ДРОН-4М в излучении CoK_{α} .

Исследования фазовых превращений в $Al-Cu-Fe$ вакуумных конденсатах проводили методом высокотемпературной in-situ рентгеновской дифрактометрии в излучении кобальтового анода в интервале температур $20...810\text{ }^{\circ}C$ и со скоростью нагрева около $10\text{ }^{\circ}C/мин$ с использованием приставки УВД-2000 в вакууме при остаточном давлении примерно $1 \cdot 10^{-3}$ Па.

Регистрацию дифрактограмм выполняли с помощью изогнутого линейного позиционно-чувствительного детектора (ЛПЧД) проточного типа, работающего на газовой ксенон-метановой смеси (рис. 1)*. Апертура ЛПЧД обеспечивала одновременную регистрацию дифрагированного излучения в угловом диапазоне 40° , радиус фокусировки камеры детектора составлял 200 мм, угловая разрешающая спо-

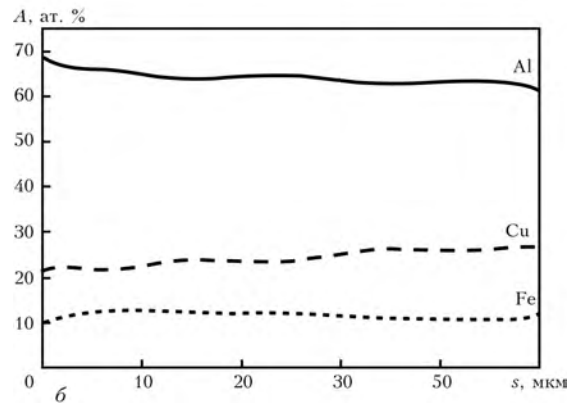
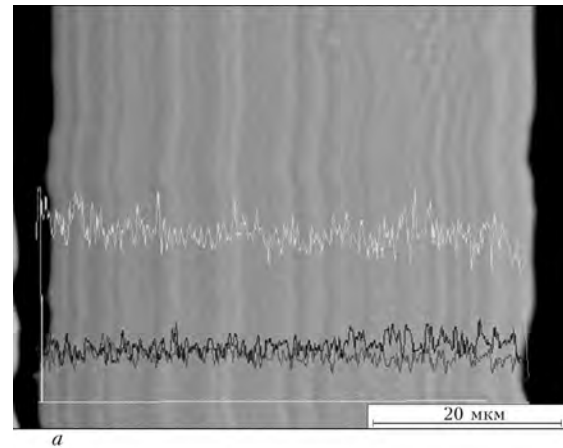


Рис. 2. Микроструктура (а) и изменение химического состава по поперечному сечению вакуумного конденсата на основе системы $Al_{63}Cu_{26}Fe_{11}$, осажденного при температуре подложки $250...300\text{ }^{\circ}C$ (б); s – толщина конденсата; A – химический состав

собность – $0,03^{\circ}$. Для определения координаты зарегистрированного кванта в ЛПЧД использовали временную схему декодирования позиционной информации, учитывающую разницу времени движения заряда вдоль линии задержки от места сбора до сопротивления нагрузки линии.

Информация о координате регистрации и интенсивности дифрагированного излучения передавалась через многоканальный анализатор на вход компьютера, где фиксировалась одновременно с данными о температуре образца, поступающими на вход компьютера через АЦП непосредственно с термопары. Непрерывный нагрев образца обеспечивается с помощью высокоточного регулятора температуры, регулирующего мощность нагревателя в зависимости от уровня сигнала, снимаемого с термопары.

Экспериментальные результаты и обсуждения. На рис. 2 приведено типичное изображение поперечного сечения вакуумного конденсата, характеризующегося довольно плотной структурой (без видимых пор и включений) со слоистым контрастом. Чередование темных и светлых полос неравномерное и изменяется в пределах $1...5\text{ мкм}$. Из распределения химических элементов по толщине вакуумного кон-

* Изогнутый ЛПЧД проточного типа разработан и изготовлен на НПП «Буревестник» Д. А. Гогановым.

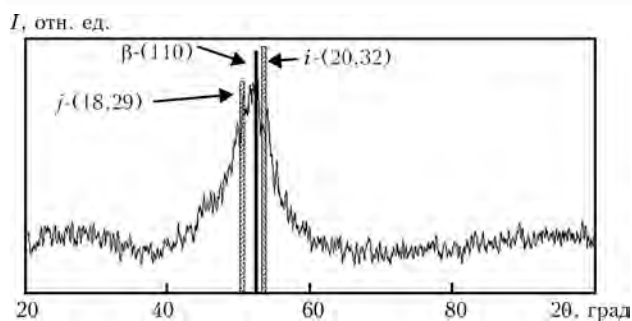


Рис. 3. Дифрактограмма (снята в излучении Co_K) вакуумного конденсата, осажденного при температуре подложки 250... 300 °С, сразу после осаждения; I — интенсивность

денсата можно судить о том, что оно неоднородно — отклонение от химического состава слитка $Al_{63}Cu_{26}Fe_{11}$ в среднем составляет ± 2 ат. %. При сопоставлении локального изменения химического состава и контраста микроструктурного изображения можно увидеть, что более темные прослойки слоистой структуры вакуумного конденсата коррелируют с повышением в них концентрации алюминия в отличие от более светлых прослоек. Вероятной причиной образования слоистой структуры вакуумных конденсатов могут быть флуктуации химического состава паровой фазы при испарении многокомпонентного слитка.

Результаты рентгенофазового анализа осажденных конденсатов приведены на рис. 3.

Дифрактограмма характеризуется одним широким пиком в районе 40... 60° с максимумом интенсивности в районе 52°. Такая дифракционная картина подобна обнаруженным в случае аморфных структур. Однако аморфноподобный дифракционный пик на дифрактограмме располагается в угловом интервале, соответствующем положению двух наиболее интенсивных дифракционных пиков, характерных для квазикристаллической структуры, и может быть обусловлен их перекрытием [4].

Такое перекрытие, вероятно, является следствием уширения дифракционных пиков в результате уменьшения размера кристаллитов, что способствует формированию одного широкого пика. Кроме того, снижение температуры подложки может сопровождаться не только уменьшением размера кристаллитов, но и появлением дифракционных пиков от наноразмерных включений β -фазы [4, 5], наиболее интенсивный пик которой располагается в том же угловом интервале.

Таким образом, экспериментально обнаруженная «рентгеноаморфная» структура вакуумных конденсатов может обуславливаться их наноструктурным состоянием, формируемым нанозернами различных фаз. Для проверки данного предположения были проведены электронно-микроскопические исследования такого наноструктурного состояния вакуумных конденсатов.

На рис. 4 представлена электронная микродифракция структуры вакуумных конденсатов $Al_{63}Cu_{26}Fe_{11}$. Наличие сплошных дифракционных колец и отсутствие диффузного гало свидетельству-

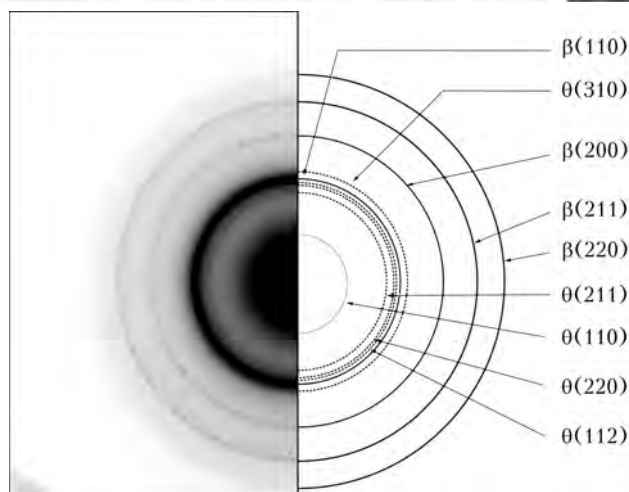


Рис. 4. Электронная микродифракция структуры вакуумных конденсатов $Al_{63}Cu_{26}Fe_{11}$

ют о формировании наноразмерной кристаллической структуры. Анализ кольцевой электроннограммы показал, что фазовый состав вакуумных конденсатов определяется в основном двумя фазами — кубической β - $Al(Cu,Fe)$ и тетрагональной θ - Al_2Cu .

Формирование подобного фазового состава зафиксировали на первых этапах твердофазных реакций при отжигах механически активированной смеси порошков алюминия, меди и железа в соотношении $Al_{62}Cu_{25,5}Fe_{12,5}$ в диапазоне температур примерно 20... 350 °С [10–13] и тонких пленок $Al-Cu-Fe$, полученных путем магнетронного осаждения сплава $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ при температуре 400 °С [14].

Таким образом, наличие на дифрактограммах одного широкого дифракционного пика обусловлено наноструктурированным состоянием вакуумных конденсатов и связано преимущественно с наноразмерными кристаллитами β -фазы, размер которых, согласно результатам анализа физической ширины дифракционного пика, составляет менее 10 нм.

На рис. 5 представлены характерные рентгеновские дифракционные картины для некоторых значений температуры в интервале углов $2\theta = 45... 60^\circ$, полученные при непрерывном нагреве наноструктурированного $Al_{63}Cu_{26}Fe_{11}$ вакуумного конденсата, осажденного при температуре подложки 250... 300 °С. Данный угловой интервал был выбран как наиболее репрезентативный с наиболее интенсивными пиками от тех фаз, которые могут образоваться в результате фазовых превращений.

Из представленных дифрактограмм видно, что наноструктурное состояние (НСС) вакуумного конденсата (вплоть до 200 °С) не претерпевает существенных изменений — распределение интенсивности в исследуемом угловом интервале остается практически неизменным. При нагреве выше 200 °С на фоне одного аморфноподобного пика формируется более узкий дифракционный пик в положении, характерном для β -фазы. Дальнейшее повышение температуры образца сопровождается увеличением интенсивности этого дифракционного пика вплоть до 400 °С. При температурах около 450 °С вблизи

I, отн. ед.

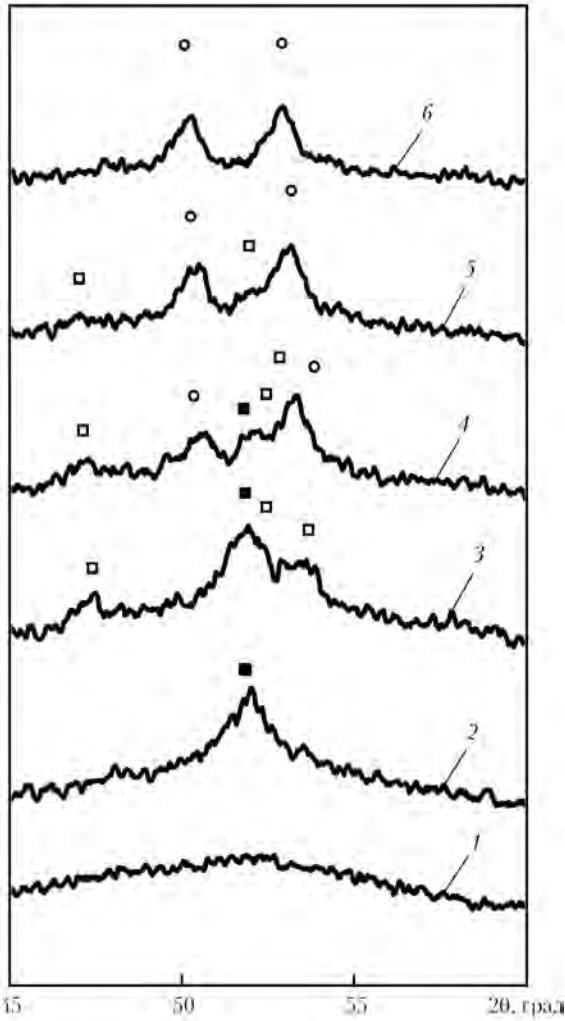


Рис. 5. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм, снятых в процессе непрерывного нагрева вакуумного конденсата $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{26}\text{Fe}_{11}$, осажденного при значениях температуры подложки 250...300 °С, нагретых до следующих температур, °С: 1 – 75; 2 – 215; 3 – 450; 4 – 580; 5 – 690; 6 – 800; ■ – $\beta\text{-Al}(\text{Cu}, \text{Fe})$; □ – $\omega\text{-Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$; ○ – $i\text{-(AlCuFe)}$

дифракционного пика β -фазы становится заметным формирование дополнительного дифракционного пика в положении, соответствующем $\omega\text{-Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ -фазе. Дальнейшее повышение температуры приводит к уменьшению интенсивности дифракционного пика β -фазы с одновременным ростом объемной доли тетрагональной ω -фазы.

При значениях температуры примерно 510...520 °С, наряду с уменьшением интенсивности дифракционного пика β -фазы, зафиксировано формирование дифракционных пиков, свойственных квазикристаллической $i\text{-(AlCuFe)}$ -фазе.

Таким образом, в конденсате формируется гетерофазное состояние, содержащее ω -, β - и i -фазы. Дальнейшее повышение температуры сопровождается процессом уменьшения объемной доли β -фазы и увеличением объемных долей i - и ω -фаз. Этот процесс является доминирующим в интервале температур 520...580 °С. Дифракционный пик от β -фазы полностью исчезает.

I, отн. ед.

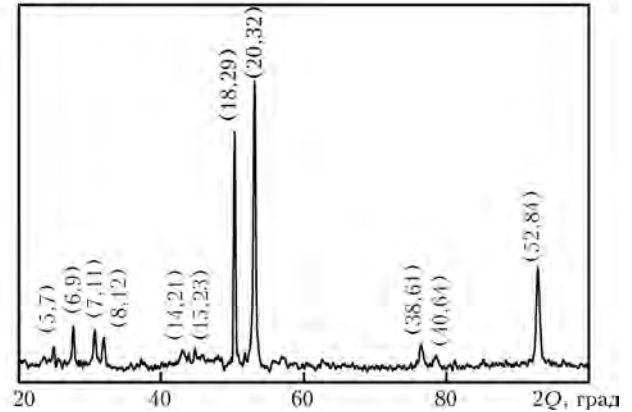


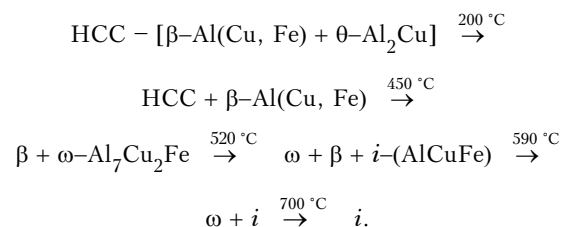
Рис. 6. Рентгеновская дифракционная картина (снята в излучении CoK_α) вакуумного конденсата $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{26}\text{Fe}_{11}$ при комнатной температуре после непрерывного нагрева до 810 °С

При нагреве выше 590...600 °С в конденсате обнаруживается уменьшение объемной доли ω -фазы с одновременным ростом объемной доли i -фазы вплоть до формирования в вакуумном конденсате однофазного состояния при температуре выше 710 °С.

При последующем повышении температуры включительно до 810 °С структура вакуумного конденсата остается неизменной. После охлаждения до комнатной температуры квазикристаллическая структура вакуумного конденсата сохраняется практически неизменной (рис. 6). Из представленного фрагмента дифрактограммы видно, что все дифракционные пики могут быть идентифицированы как пики, принадлежащие икосаэдрической квазикристаллической фазе [15].

Анализ физической ширины дифракционных пиков промежуточных и конечной фаз свидетельствует о том, что размер кристаллитов в отделяемом вакуумном конденсате в процессе нагрева несколько возрастает, однако остается меньше 200 нм.

Таким образом, при непрерывном нагреве наноструктурных вакуумных конденсатов на основе сплава $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{26}\text{Fe}_{11}$, химический состав которого близок к составу, свойственному икосаэдрической фазе, зафиксированы фазовые превращения, которые можно представить в виде такой цепочки:



На первом этапе структурных превращений при нагреве НСС доминирующим процессом является увеличение размера кристаллитов β -фазы. Этот процесс может развиваться под действием термодинамического стимула, направленного на уменьшение удельной поверхности границ нанокристаллитов. Низкой термической активации этого процесса способствует наличие в вакуумных конденсатах, по-



лученных при низкой температуре осаждения, большой концентрации неравновесных вакансий [16]. Вместе с тем нельзя исключать и влияние двухфазного состояния вакуумных конденсатов на структурные превращения при нагреве. Взаимодействие β -фазы с θ -фазой может приводить к ее растворению и способствовать как процессу роста зерен β -фазы, так и зарождению новой ω -Al₇Cu₂Fe-фазы вследствие локального изменения химического состава β -фазы и смещения его в концентрационную область существования ω -фазы.

Таким образом, можно предположить, что после завершения процесса укрупнения зерен β -фазы на начальном этапе нагрева вакуумных конденсатов они остаются химически неоднородными, что обуславливает превращение β -фазы в икосаэдрическую структуру через промежуточную ω -Al₇Cu₂Fe-фазу.

Подобная последовательность фазовых превращений обнаружена при неизотермическом отжиге механически активированной смеси порошков алюминия, меди и железа в соотношении соответственно 62,0–25,5–12,5 ат. % [10–13]. Однако при отжиге механически активированной смеси порошков формирование ω -Al₇Cu₂Fe-фазы зафиксировано при значениях температуры примерно 350...380 °С, в случае вакуумных конденсатов формирование ω -фазы происходило при температуре около 450 °С, что может быть связано с разной скоростью нагрева образцов.

В то же время зарождение квазикристаллической i -фазы в вакуумных конденсатах обнаружено при значении температуры около 520 °С, что на 70...80 °С ниже, чем при отжиге механически активированной смеси порошков.

Формирование однофазного квазикристаллического состояния при отжиге механически активированной смеси порошков также происходило при более высокой температуре (примерно 750 против 700 °С в случае вакуумных конденсатов).

Предположительно, это может быть связано с наличием большого количества дефектов вакансионного типа, формирующихся в вакуумных конденсатах, полученных при низкой температуре и со значительной активизацией их движения выше определенной температуры (около 500 °С), что способствует формированию квазикристаллической фазы при более низких температурах.

Выводы

1. Показано, что вакуумные конденсаты Al₆₃Cu₂₆Fe₁₁, близкие по химическому составу к равновесной икосаэдрической фазе, полученные способом электронно-лучевого осаждения при температурах подложки ниже 300 °С, имеют гетерофазное состояние, сформированное наноразмерными частицами кубической β -Al(Cu,Fe) и тетрагональной θ -Al₂Cu фаз.

2. Установлено, что наноструктурное состояние гетерофазных вакуумных конденсатов является термически неустойчивым и при последующем нагреве трансформируется в стабильную икосаэдрическую структуру через промежуточную тетрагональную ω -Al₇Cu₂Fe-фазу.

3. Определено, что температура формирования икосаэдрической фазы при непрерывном нагреве вакуумных конденсатов Al₆₃Cu₂₆Fe₁₁ ниже, чем при отжиге механически активированной смеси порошков алюминия, меди и железа в соотношении 4,95:2,04:1,00 (атомных долей) на 70...80 °С.

1. *Sordelet D. J., Dubois J. M.* Perspectives and potential applications // MRS Bulletin. — 1997. — № 22. — P. 34–36.
2. *Huttunen-Saarivirta E.* Microstructure, fabrication and properties of quasicrystalline Al–Cu–Fe alloys: a review // J. Alloys & Compounds. — 2004. — № 363. — P. 150–174.
3. *Устинов А. И., Мовчан Б. А., Полищук С. С.* Структура и механические свойства Al–Cu–Fe покрытий с наноразмерной квазикристаллической фазой // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии. — 2004. — № 1. — С. 203–213.
4. *Structure and properties of quasicrystalline and approximant EBPVD coatings of Al-based systems / A. Ustinov, S. Polishchuk, V. Skorodzievskii, V. Telychko // Z. Kristallogr.* — 2009. — № 224. — P. 9–12.
5. *Effect of grain size on damping capacity of quasicrystalline Al–Cu–Fe materials / A. I. Ustinov, S. S. Polishchuk, V. S. Skorodzievskii, V. V. Bliznuk // Surface & Coating Technology.* — 2008. — № 202. — P. 5812–5816.
6. *Ustinov A. I., Movchan B. A., Polishchuk S. S.* Formation of nanoquasicrystalline Al–Cu–Fe coatings at electron beam physical vapor deposition // Scr. Mater. — 2004. — № 50. — P. 533–537.
7. *Dubois J. M.* New prospects from potential applications of quasicrystalline materials // Mater. Sci. Eng. A. — 2000. — № 4. — P. 294–296.
8. *Comparative study of microstructural and tribological properties of sintered, bulk icosahedral samples / P. Brunet, L. M. Zhang, D. J. Sordelet et al. // Ibid.* — 2000. — № 74. — P. 294–296.
9. *About the Al 3p density of states in Al–Cu–Fe compounds and its relation to the compound stability and apparent surface energy of quasicrystals / E. Belin-Ferre, J. M. Dubois, V. Fournee et al. // Ibid.* — 2000. — № 818. — P. 294–296.
10. *In-situ time-resolved X-ray diffraction investigation of the wOy transition in Al–Cu–Fe quasicrystal-forming alloys / E. Otterstein, R. Nicula, M. Stir et al. // Mater. Sci. Forum.* — 2007. — № 558/559. — P. 943–947.
11. *Quasicrystal phase formation in Al–Cu–Fe nanopowders during field-activated sintering (FAST) / R. Nicula, F. Turquier, M. Stir et al. // J. Alloys & Compounds.* — 2007. — № 434/435. — P. 319–323.
12. *Crystallochemical aspects of solid state reaction in mechanically alloyed Al–Cu–Fe quasicrystalline powders / A. I. Salimon, A. M. Korsunsky, E. V. Shelonkov et al. // Acta mater.* — 2001. — № 49. — P. 1821–1833.
13. *Formation and stability of single-phase Al–Cu–Fe quasicrystals under pressure / F. Turquier, V. D. Cojocar, M. Stir et al. // Rev. Adv. Mater. Sci.* — 2004. — № 8. — P. 147–151.
14. *Widjaja E. J., Marks L. D.* Microstructural evolution in Al–Cu–Fe quasicrystalline thin films // Thin Solid Films. — 2003. — № 441. — P. 63–71.
15. *Cahn J. W., Schechtman D., Gratias D.* Indexing of icosahedral quasiperiodic crystals // J. Mater. Res. — 1986. — № 1. — P. 13–26.
16. *Positron annihilation study of vacancy-type defects in stoichiometric and non-stoichiometric Al–Cu–Fe quasicrystalline alloys / V. S. Mikhalev, E. A. Tsapko, S. S. Polishchuk, A. I. Ustinov // J. of Alloys and Compounds.* — 2005. — № 386. — P. 192–196.

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

Поступила 29.07.2010



УДК 669.187.526:51.001.57

ФОРМИРОВАНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО НАГРЕВА ПРИ ПЛАВКЕ МОЛИБДЕНА В УСТАНОВКЕ МВ-1

В. О. Мушегян, А. А. Тарасюк

Проведен анализ схемы электронно-лучевого нагрева при плавке тугоплавких металлов с промежуточной емкостью в установке МВ-1. Определен оптимальный режим действия перекрывающихся лучей с компенсацией перегрева. Схема применена для плавки слитков молибдена с требуемым химическим составом и качественной поверхностью.

Analysis is made of scheme of electron beam heating in melting of refractory metals with a cold hearth in the installation MV-1. Optimum condition of action of overlapping beams with a compensation of overheating is determined. The scheme was used for melting of molybdenum ingots with required chemical composition and quality surface.

Ключевые слова: молибден; слиток; электронно-лучевой переплав; электронная пушка; нагрев; кристаллизация

Электронно-лучевая плавка (ЭЛП) наряду с вакуумно-дуговым переплавом (ВДП) является классическим способом рафинирования расплава и получения слитков тугоплавких металлов [1, 2]. Благодаря высокой концентрации энергии, гибкости и прецизионности управления электронный луч способен плавить и перегревать металлы с самыми высокими тугоплавкими свойствами, в том числе молибден, температура плавления которого составляет 2617 °С.

В отличие от ВДП, для которого существенно ограничен выбор переплавляемого материала как по размерам, так и по чистоте от примесей, при

ЭЛП происходит максимальная очистка от вредных примесей и газов даже самого загрязненного металла, практически отсутствуют ограничения по подготовке и характеру исходного переплавляемого сырья [3].

ЭЛП молибдена традиционно производят непосредственно в кристаллизатор при вертикальной или горизонтальной подаче прутковой заготовки, чаще в виде спрессованных, а затем спеченных «штабиков» [4].

Для достижения высокой степени чистоты металла от примесей иногда применяют двойной капельный переплав молибдена в кристаллизатор. Электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) предоставляет еще большие возможности при плавке низкосортной молибденовой шихты: благодаря независимости процессов плавления и кристаллизации элементы шихты не нужно соединять между собой, а эффективность рафинирования металла от примесей повышается за счет дополнительной выдержки в промежуточной емкости [5].

Вместе с тем для эффективного управления процессом ЭЛПЕ требуется тщательный контроль за распределением мощности электронных лучей по всем элементам технологической оснастки — зоне плавления шихты в устройстве подачи, промежуточной емкости и кристаллизаторе. Для этого применяют способы сканирования и развертки электронных лучей различной конфигурации.

На заводе ОАО «Чистое железо», г. Ереван, Армения, восстановленный из концентрата молибден в виде спеченных брикетов (ТУ РА28-54-529-61-661–2007) переплавляют в электронно-лучевой

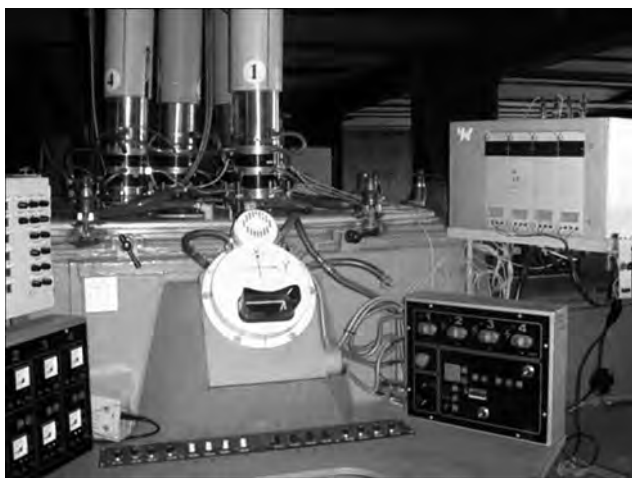


Рис. 1. Электронно-лучевая установка МВ-1 (пульт управления и четыре электронные пушки)

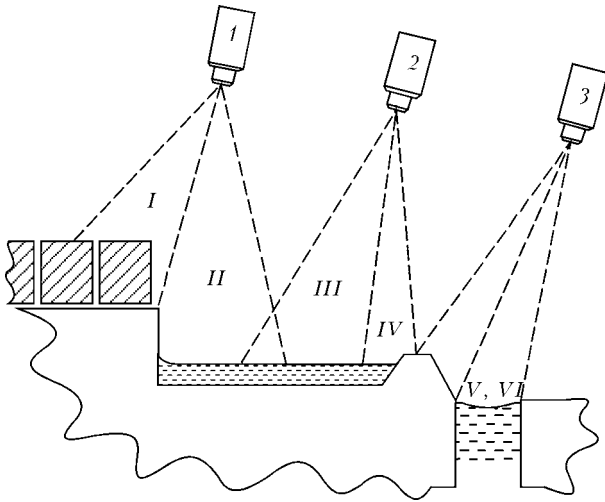


Рис. 2. Схема нагрева следующих рабочих зон: I – нагрев брикетов молибдена; II – плавление в промежуточной емкости; III – поддержание жидкой ванны в промежуточной емкости; IV – поддержание слива в кристаллизатор; V, VI – нагрев молибдена в кристаллизаторе; VII – нагрев барьера при сливе и чистке носика; 1 – ЭЛП1, ЭЛП2; 2 – ЭЛП3; 3 – ЭЛП4

установке МВ-1, созданной в НТЦ «Патон-Армения» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины (рис. 1), в слитки диаметром от 70 до 130 мм [6].

В указанной установке впервые применена технология плавки молибдена с использованием промежуточной емкости и электронных пушек тлеющего разряда [7]. Это вызвано необходимостью в максимальной очистке нетрадиционной исходной шихты – спеченных брикетов молибдена диаметром 50 мм, длиной 50... 100 мм, чистотой 98,5 %.

Процесс переплава молибдена в установке МВ-1 можно условно разделить на несколько стадий: предварительный нагрев брикетов с целью выделения газов, плавление брикетов в промежуточную емкость и поддержание в ней металла в распла-

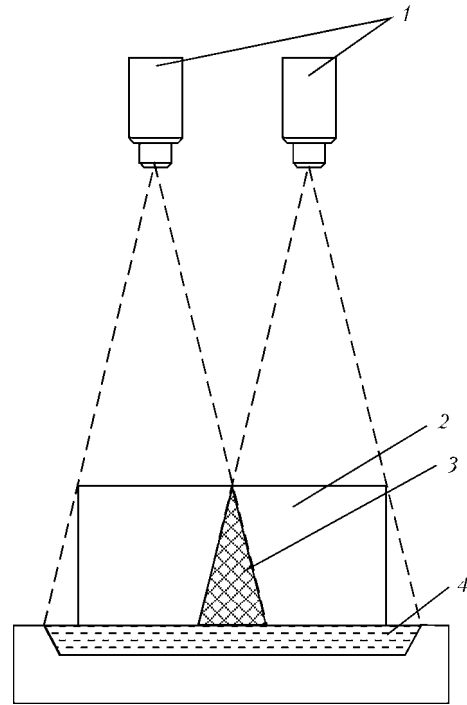


Рис. 4. Перекрытие зон действия электронных лучей: 1 – электронно-лучевые пушки; 2 – заготовка (ширина 0,8 м); 3 – зона совместного нагрева; 4 – промежуточная емкость

ленном состоянии; перелив металла в кристаллизатор и нагрев поверхности металла в кристаллизаторе для формирования качественного слитка.

С учетом тугоплавкости молибдена для реализации заданных параметров производительности плавки и эффективности очистки металла от примесей установка содержит четыре электронно-лучевые пушки мощностью по 100 кВт каждая, которые функционально обеспечивают указанные выше стадии нагрева в динамическом режиме. Схема на-

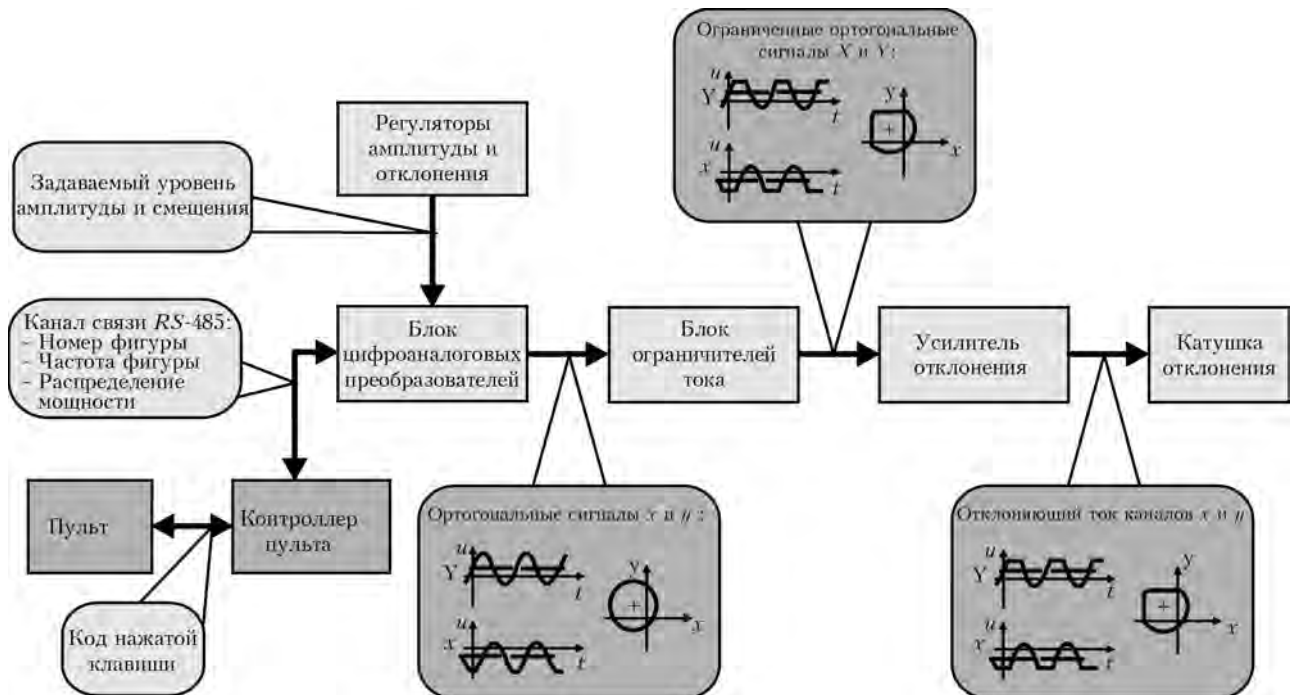


Рис. 3. Блок-схема описания алгоритма работы устройства ARME 01

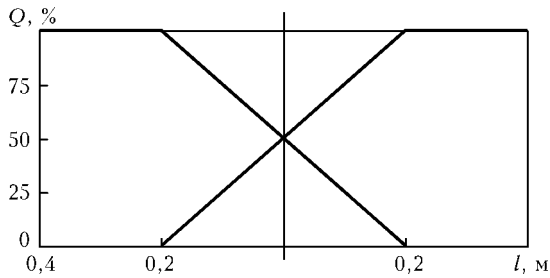


Рис. 5. Изменение мощности Q электронных пушек в зависимости от расстояния l до оси заготовки

грева металла при ЭЛПЕ молибдена в установке МВ-1 приведена на рис. 2.

Для каждой пушки или групп пушек имеется набор необходимых программ, реализуемых в виде разверток электронных лучей в пределах заданных параметров с использованием модулирования распределения мощности в соответствии с выбранным технологическим режимом плавки.

Для выбора и программирования технологических режимов управления нагревом применяют блок управления пушками ARME 01, обеспечивающий следующие режимы работы управления четырехканальными устройствами: точка — формирование фокусировки лучей в точке; кольцо — в четвертом канале образуется кольцеобразная развертка луча; нагрев емкости — в третьем канале формируется развертка для покрытия прямоугольной площадки; нагрев кристаллизатора — в четвертом канале последовательно образуются кольца различного диа-

метра для покрытия, соответствующего развертке заполненного круга; частота — выбирается необходимая частота повторения развертки (диапазон частот регулируется формированием развертки от 1 до 200 Гц); распределение мощности — перераспределение мощности между двумя видами развертки (распределение мощности между развертками выбирают в соотношении 25:75, 50:50, 0:100 и т. п.); сброс — переход программы контроллера в первоначальное состояние; центр — установка развертки в центре.

Блок-схема устройства ARME 01 приведена на рис. 3.

Функционально пушки 1 обеспечивают нагрев переплавляемых брикетов (зона I) и плавление их в промежуточную емкость (зона II). В зоне I постепенно осуществляется прогрев и дегазация брикетов с последующим плавлением в зоне II, благодаря чему увеличивается производительность плавки, снижаются потери на разбрызгивание и испарение.

Пушка 2 обеспечивает нагрев металла в промежуточной емкости (зона III) и периодический слив расплава из промежуточной емкости в кристаллизатор путем расплавления гарнисажного барьера в зоне IV. Пушка 3 последовательно работает в зонах V–VII, обеспечивая нагрев металла в кристаллизаторе, формирование качественной поверхности слитка и чистку носика промежуточной емкости.

В ходе экспериментальных плавов в установке МВ-1 решали проблему перегрева металла в зонах I и II. Для плавления исходной шихты пушками 1

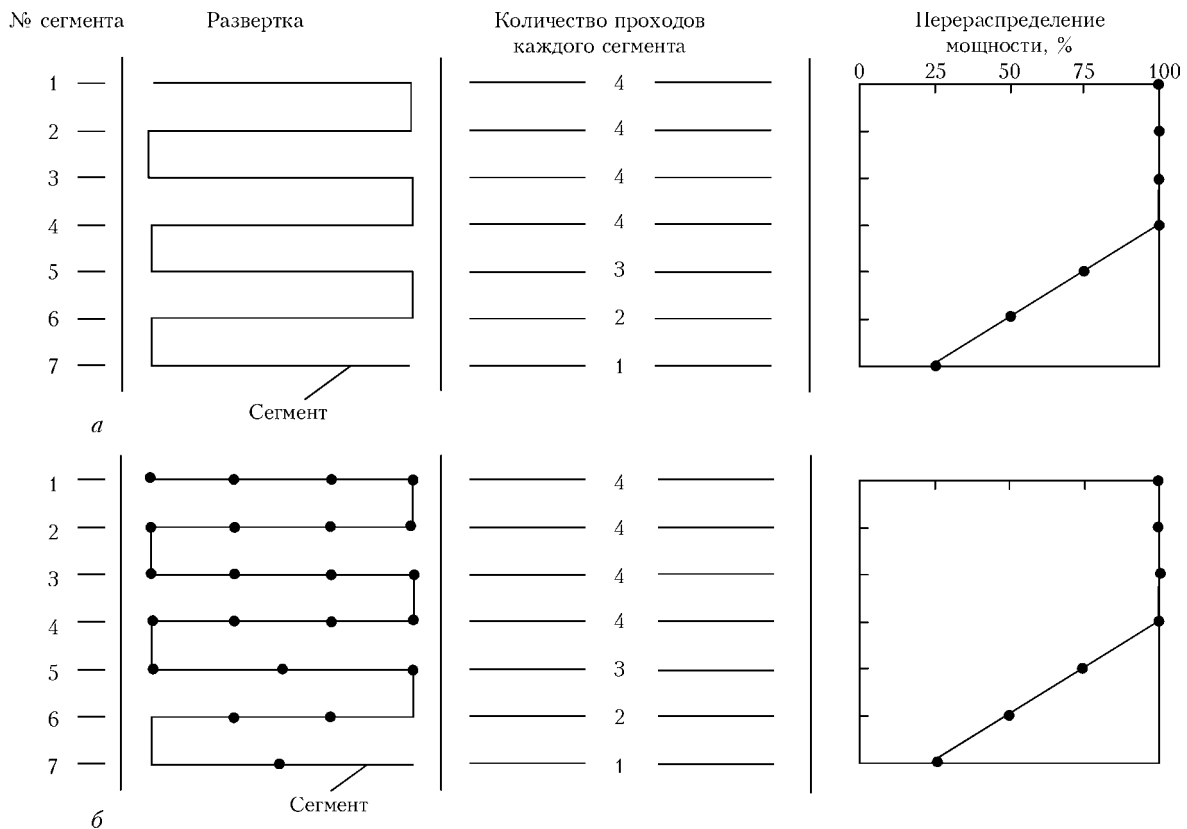


Рис. 6. Перераспределение мощности луча в его развертке путем изменения количества проходов сегмента (а) и точек (б) в сегменте



предназначена зона совместного нагрева, расположенная на торце заготовок (рис. 4). В этой зоне будет фиксироваться перегрев металла, а также более интенсивное плавление и испарение.

Для устранения перегрева следует программировать развертку электронных лучей по определенному закону. Устранение совместного перегрева заготовки происходит за счет перераспределения мощности электронного луча от 100 до 0 % при прохождении зоны совместного нагрева (рис. 5).

Для реализации взаимной компенсации лучей 1 и 2 электронных пушек применяли два варианта перераспределения мощности (рис. 6): изменение количества проходов каждого сегмента развертки и варьирование количества точек (времени пребывания луча) в каждом сегменте. Использовали оба варианта. Они дали положительный результат — равномерный нагрев сечения заготовки и промежуточной емкости в зоне действия первого и второго лучей. Для выяснения предпочтительности одного из вариантов потребуются дополнительные исследования.

Благодаря используемому оборудованию управления электронными пушками установки МВ-1 и технологической схеме зонного нагрева металла при плавке молибдена получены слитки диаметром до 130 мм, отличающиеся качественной поверхностью без значительных гофр и трещин.

Химическая чистота указанных слитков по исследованным элементам соответствует требованиям марки молибдена МЧ (молибден чистый, 99,96 % мас.), применяющейся для изделий ответственного назначения [6]. При этом содержание примесей уменьшилось более чем в 3 раза, а газов — в 10... 100 раз.

Выводы

1. Разработаны оборудование и технологическая схема для эффективного управления электронно-лучевым нагревом при плавке тугоплавких металлов с промежуточной емкостью.

2. Решена проблема неравномерности нагрева металла за счет перекрытия лучей.

3. Показано, что схема успешно применяется при плавке слитков молибдена в электронно-лучевой установке МВ-1 и позволяет получать качественные слитки требуемого химического состава.

4. Данная схема в дальнейшем будет использована в более мощных многопушечных плавильных установках и комбинированных аппаратах для плавки и испарения в вакууме.

1. Заборонок Г. Ф., Зеленцов Т. И., Ронжин А. С. Электронная плавка металлов. — М. Металлургия, 1965. — 292 с.
2. Мовчан Б. А., Тихоновский А. Л., Курапов Ю. А. Электронно-лучевая плавка и рафинирование металлов и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1972. — 240 с.
3. Электронно-лучевая плавка / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 265 с.
4. Зеликман А. Н., Коршунов Б. Г. Металлургия редких металлов. — М.: Металлургия, 1991. — 432 с.
5. Электронно-лучевая плавка титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 248 с.
6. Мушегян В. О. Электронно-лучевая плавка восстановленного концентрата молибдена // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 4. — С. 26–28.
7. Удрис Я. Я., Чернов В. А. Мощные электронные пушки высоковольтного тлеющего разряда (ВТР) // Proc. II Intern. conf. on electron beam technologies (Varna, Bulgaria, 1988). — Varna, 1988. — P. 254.

НТЦ «Патон–Армения»

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

Киевский техн. ун-т «КПИ»

Поступила 18.10.2010



УДК 669.187.58

ПЛАЗМЕННАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И РЕСУРС РАБОТЫ ПЛАЗМОТРОНОВ

В. А. Шаповалов, К. А. Цыкуленко,
И. В. Шейко, В. И. Колесниченко

Описано применение плазмотронов в металлургии для плавки металлов и сплавов, показаны влияние различных факторов на срок службы плазмотрона и предпринимаемые меры по его повышению.

The article describes the application of plasmatrons in metallurgy for melting of metals and alloys, the effect of different factors on service life of the plasmatron and taken measures for its improvement are shown.

Ключевые слова: плазменная металлургия; плазмотрон; ресурс работы; способы повышения ресурса

Плазменная металлургия начала интенсивно развиваться в 1960-х гг. [1, 2] и в настоящее время применяется в промышленности многих технически развитых стран. Плазменный нагрев используют на многих стадиях металлургического производства, включая процессы извлечения металлов из руд, выплавку и обработку металлов и сплавов в плазменных реакторах и печах, а также для интенсификации существующих способов плавки и переработки материалов.

Выплавку сталей и сплавов, а также переплав заготовок с целью повышения качества металла производят в плазменно-дуговых печах, принципиальные схемы которых представлены на рис. 1.

Характерной особенностью и несомненным преимуществом плазменного нагрева является возможность обработки металлического расплава различными газовыми смесями соответствующего состава при заданном давлении. Результаты многочисленных исследований взаимодействия газов с металлами в условиях плазменно-дуговой плавки и переплава, а также технологические особенности этих процессов обобщены в ряде монографий [2–5].

Инертная атмосфера и отсутствие традиционных для электродуговой плавки источников загрязнения металла (например, графитовых электродов) дают возможность получать из обычной шихты с высоким содержанием отходов чистый металл, в частности нержавеющие стали со сверхнизкой массовой долей углерода. При использовании в качес-

тве плазмообразующих аргоно-азотных газовых смесей производят легированный азотом металл без применения азотированных ферросплавов.

Ведение процесса плазменно-дуговой плавки (ПДП) при повышенном или нормальном давлении обеспечивает сохранение в сплавах легирующих элементов с высокой упругостью пара (хрома, марганца и др.), насыщение сплава азотом, а при пониженном давлении — более глубокую дегазацию металла (например, титана).

ПДП применяют для улучшения качества специальных легированных сталей, прецизионных и жаропрочных сплавов, тугоплавких металлов, для получения аустенитных сталей с повышенным содержанием азота, не достижимым при иных способах плавки, для снижения потерь летучих и легкоокисляющихся элементов. Применение плазменно-дугового нагрева при индукционной плавке сокращает длительность расплавления шихты и интенсифицирует процесс рафинирования металла.

Одной из основных проблем плазменной металлургии является получение низкотемпературной плазмы. Наиболее распространенные в плазменной металлургии дуговые плазмотроны по принципу действия разделяют на два типа: с независимой (струйные) и зависимой (прямого действия) дугой.

В струйных плазмотронах (косвенного действия) электрическая дуга горит между электродом и соплом, т. е. между двумя электродами, установленными в плазмотроне. Через эту дугу продувают газ, который в результате нагрева частично ионизируется. Нагрев и плавление обрабатываемого ма-

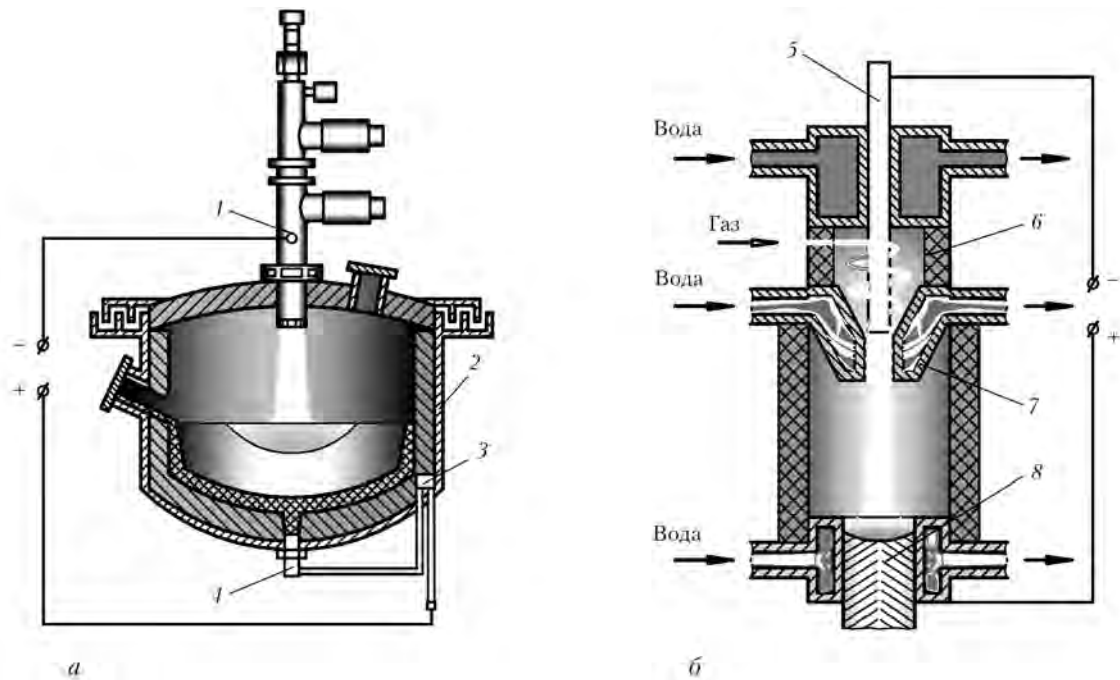


Рис. 1. Схемы плазменно-дуговых печей для выплавки сталей и сплавов (а) и переплава заготовок (б): 1 — плазмотрон; 2 — камера печи; 3 — соленоид для перемешивания жидкого металла; 4 — подовый электрод-анод; 5 — электрод для переплава; 6 — камера; 7 — сопло плазмотрона; 8 — кристаллизатор

териала происходит здесь за счет теплосодержания плазмообразующего газа, исходящего из сопла плазмотрона в виде высокотемпературного факела.

В плазмотронах прямого действия электрическая дуга горит между электродом и нагреваемым материалом. Материал нагревается в основном за счет прямого воздействия дугового разряда (основное тепловыделение происходит в приэлектродных областях) и только 25 % общего количества тепла передается потоком плазмы [6, 7].

Для интенсификации процессов нагрева и плавления обрабатываемого материала могут быть использованы многоатомные плазмообразующие газы. Высокоэнтальпийная плазма таких газов, как водород и азот, обеспечивает повышенную теплопередачу не только к обрабатываемому материалу, но и к находящимся в контакте с ней конструктивным элементам плазмотрона (электроду, соплу), что способствует снижению ресурса его работы.

Повышение ресурса работы отдельного плазмотрона и печи (реактора) является одной из основных проблем, сдерживающих применение плазмотронов и развитие плазменной металлургии. Увеличение объемов одновременно перерабатываемого материала, а следовательно, и мощности плазменных агрегатов предполагает наличие надежных плазмотронов с высоким ресурсом работы. Если для процессов плазменной сварки и резки металла в связи с относительно небольшой их продолжительностью ресурс работы резаков и горелок не имеет существенного значения (замена отработавших свой срок электродов и сопел решается достаточно быстро и просто), то для плазменной металлургии, когда продолжительность процесса может составлять десятки, а иногда и сотни часов, ресурс работы плазмотронов приобретает решающее значение.

Для замены вышедших из строя конструктивных элементов плазмотрона иногда приходится останавливать процесс, отключать его от систем обеспечения, снимать плазмотрон с установки, разбирать на части, что приводит к снижению эффективности, увеличению простоев. Как правило, чем выше мощность плазмотрона, тем ниже его ресурс работы, чем больше плазмотронов установлено в плазменном агрегате, тем чаще его приходится останавливать для замены отработавших свой ресурс деталей.

Основными причинами выхода плазмотронов из строя является повреждение сопла и износ электрода. В плазмотронах с независимой дугой износ сопла происходит медленнее, чем электрода-катода. Более серьезной причиной выхода сопла из строя является двойное дугообразование.

В плазмотронах с зависимой дугой в результате колебаний параметров работы плазмотрона (резкое увеличение тока, диаметра столба сжатой дуги, снижение расхода или изменение характера подачи газа, охлаждения сопла и пр.) может произойти электрический пробой между электродом и соплом. В результате такого пробоя вместо одной дуги, горячей между электродом и обрабатываемым материалом, горят две (между электродом и соплом, а также между обрабатываемым материалом и соплом), что приводит к быстрому разрушению последнего.

Что касается электрода, то степень его износа является одним из важнейших параметров, который, в конечном счете, определяет ресурс работы плазмотрона. Допустимый износ электрода зависит от конструкции плазмотрона, а скорость эрозии — от условий технологического процесса. Для характеристики скорости эрозии электрода в условиях



того или иного процесса используют удельную эрозию [8, 9].

При генерировании плазменно-дугового разряда для поддержания между электродами электрического тока электроды должны поставлять в плазму заряженные частицы. В силу только одного этого обстоятельства не может не происходить разрушение поверхности материала электродов.

Можно считать разрушение материала электрода под воздействием электрического разряда таким же свойством вещества, как и другие. Эрозия электрода плазмотрона является следствием сложных тепловых, электрических, химических и других процессов в приэлектродной области, на поверхности и внутри материала электрода. С использованием различных способов можно снизить скорость эрозии, но не предотвратить ее совсем.

Рассмотрим возможные пути повышения ресурса работы электродов плазмотрона и плазменно-дуговой установки в целом.

Учитывая, что эрозия электрода в значительной мере имеет тепловую природу, наиболее очевидным способом повышения ресурса его работы является обеспечение оптимального (для данного материала электрода) теплового состояния. Электроды плазмотрона разделяют на горячие (графит, вольфрам, тантал и пр.) и холодные (медь, сталь, алюминий). Значения максимально допустимых тепловых потоков, после которых начинается интенсивное разрушение, могут существенно отличаться.

Так, холодные катоды могут работать только при относительно малых тепловых потоках (не более 1×10^5 кВт/м²), поэтому при использовании таких электродов требуется применение интенсивного водяного охлаждения.

Горячие электроды также необходимо охлаждать, однако их непосредственное охлаждение из-за высоких термических напряжений может привести к внезапному разрушению и последующей аварии, поэтому их, как правило, устанавливают в специальных водоохлаждаемых приспособлениях — обоймах, зажимах и пр. Горячие электроды, в частности вольфрамовые, целесообразнее устанавливать без вылета при $l_k = 0$ [9], тем самым обеспечивая хороший теплоотвод и предотвращая износ их боковой поверхности.

Удлинить срок службы вольфрамового электрода (катода), кроме того, можно за счет повышения значений его термоэмиссионных свойств. Легирование вольфрама такими элементами, как лантан (около 1 % La) и торий (примерно 1,5 % ThO₂), позволяет не только повысить значение его термоэмиссионных свойств, но и снизить удельный тепловой поток в катод.

Однако необходимо отметить, что для оптимальной работы электродов из легированного вольфрама, обеспечения соответствующей скорости диффузии и равномерного выхода эмиссионного материала требуется соответствующая температура не только рабочей поверхности, но и всего электрода.

Поэтому такие электроды устанавливают, как правило, с некоторым вылетом [10].

Существенное влияние на работу вольфрамового электрода оказывают структура материала, наличие примесей и их характер. Увеличение дисперсности и однородности как включений, так и материала основы электрода способствует снижению процесса образования дислокаций и их развития. Для удлинения срока службы иногда используют катоды из пористого вольфрама ($P = 20\%$). При подаче аргона через пористый катод происходит его более интенсивное охлаждение.

Кроме пористых катодов, существуют различные термоэмиссионные вставки из порошковых материалов, в основе которых лежат оксиды подгруппы титана с различными добавками. Удельная эрозия таких электродов при значениях тока до 1000 А составляет примерно 1×10^{-10} кг/Кл.

Скорость эрозии вольфрамового электрода (или другого термокатода) существенно зависит и от его диаметра. При увеличении диаметра вольфрамового катода (от 2 мм) сначала резко снижается уровень удельной эрозии, а затем плавно повышается. Оптимальный диаметр вольфрамового электрода, при котором удельная эрозия минимальна, составляет 4...5 мм для электродов, работающих при значениях тока примерно 400 А, и 5...6 мм — при токе около 1000 А [9, 10].

Кроме прочего, скорость эрозии электрода зависит и от характера привязки (диффузная или контрагированная) к нему столба дуги. В результате контрагирования дуги возникают так называемые катодные и анодные пятна с высокой плотностью тока.

Наиболее интенсивная эрозия происходит, как правило, в катодных пятнах. Если пятна образуются на холодных катодах, то существует возможность выброса капель металла электрода при кипении.

На горячих катодах пятна образуются, если давление рабочего газа меньше $1,33 \cdot 10^4$ Па. При более высоких значениях давления термоавтоэмиссионный дуговой разряд с хаотически перемещающимися по катоду пятнами переходит в термоэмиссионный дуговой разряд без катодного пятна.

Таким образом, контрагированная привязка повышает степень эрозии. Однако в случае диффузной привязки с большой длиной вылета вольфрамового катода ($l_k > 0$) эрозия может быть выше, чем для контрагированной привязки с $l_k = 0$ [9].

Одним из путей удлинения ресурса работы электродов является передвижение пятна дуги по их поверхности. С одной стороны, это позволяет уменьшить удельный тепловой поток в электрод и тем самым снизить скорость эрозии; с другой, — даже при той же скорости потери материала электродом в случае существенного увеличения площади, с которой происходит унос материала, общий ресурс работы электрода возрастает. Перемещение пятна дуги по поверхности электрода может осуществляться различными газодинамическими и электромагнитными способами раскрутки дуги или



комбинациями их. На поверхности электрода появляется узкая эрозионная дорожка (след), соответствующая траектории движения опорного пятна дуги. Для увеличения площади рабочей поверхности электродов, а следовательно, и ресурса их работы, перемещают пятна дуги не только вокруг, но и вдоль оси электрода (полые электроды). При этом пятна совершают возвратно-поступательное движение в продольном направлении, которое называется сканированием.

Путем изменения соотношения частоты вращения пятна привязки дуги и частоты сканирования можно получить различные типы траектории дугового пятна на внутренней поверхности полого электрода (рис. 2).

Принципиально важными с точки зрения ресурса электрода являются не только площадь сканирования, но и равномерная выработка этой поверхности.

Для обеспечения равномерности износа рабочей поверхности применяют различные меры (непрерывное или дискретное сканирование, специальные схемы подключения магнитных линз, соблюдение необходимого угла сдвига фаз между двумя линзами и пр.).

Площадь сканирования определяется внутренним диаметром электрода и длиной участка сканирования. Для каждого внутреннего диаметра полого электрода существует критическое значение тока, при котором происходит скачкообразный рост скорости эрозии (с увеличением диаметра уровень критического тока возрастает).

Существенное влияние на ресурс работы электрода плазматрона оказывает состав окружающей атмосферы, особенно присутствие кислорода, водорода. Например, при концентрации кислорода в плазмообразующем газе (азоте) более 0,7 % значение удельной эрозии вольфрама резко возрастает и достигает $(2... 4) \times 10^{-8}$ кг/Кл.

С ростом давления плазмообразующего газа уровень удельной эрозии электродов также повышается. Увеличить ресурс работы электродов в той или иной среде можно лишь в результате правильного выбора материала электрода, его размеров и обеспечения оптимальных условий охлаждения.

Наиболее сильное влияние на эрозию электродов оказывает значение протекающего через них тока. Поэтому предпринимаются различные меры, способствующие снижению токовой нагрузки на электрод (расщепление столба дуги, работа при высоких значениях напряжения и пониженных тока или применение различных многоэлектродных схем).

Расщепление дуги или ее части на несколько токопроводящих каналов может быть осуществлено как на катодном, так и на анодном радиальных участках путем создания на внутренней поверхности электрода локальных мест преимущественной привязки дуги, например помещением в тело медного трубчатого электрода термоэмиссионных вставок. При этом удается обеспечить снижение локальной тепловой нагрузки на электрод, уменьшить эро-

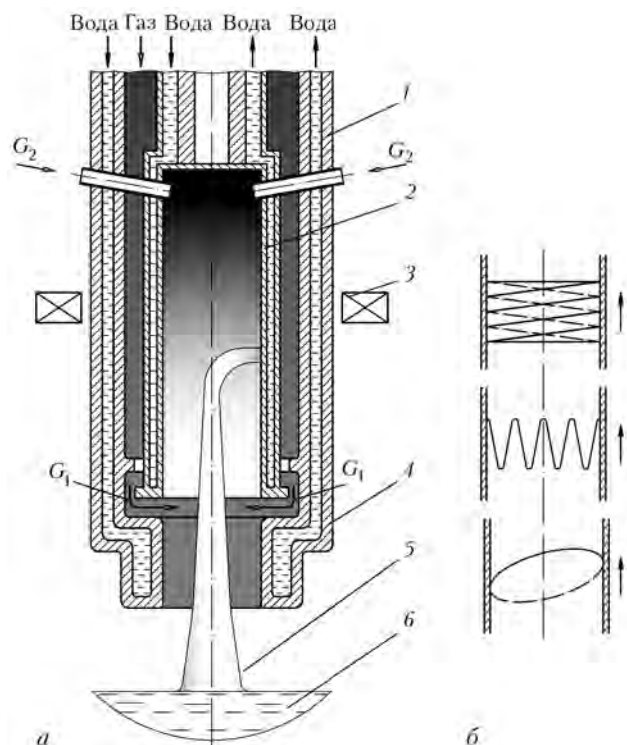


Рис. 2. Схема плазматрона с полым электродом и перемещением пятна дуги по поверхности электрода (а), а также типы траекторий пятна дуги по внутренней поверхности полого электрода (б): 1 — корпус; 2 — полый электрод; 3 — электромагнитная катушка; 4 — сопло; 5 — дуга; 6 — расплав; G_1 , G_2 — расход газов

зию материала электрода и, в результате, повысить ресурс его работы.

Существуют также электроды с цельным медным наконечником, в котором установлено множество термокатодных вставок (наборные катоды). Процесс перемещения дуги здесь происходит самопроизвольно, поэтому эрозия вставок неравномерна. В процессе работы электрода дуга или перескакивает с одной вставки на другую, или расщепляется на несколько каналов.

Использование высокого напряжения в плазматронах позволяет в случае одинаковой мощности работать при относительно малых значениях тока дуги и обеспечивать при этом повышенный ресурс работы электродов. Однако применение высокого значения напряжения увеличивает габариты плазматронов, усложняет их эксплуатацию и может приводить к непрогнозируемым выходам из строя в результате пробоя по изоляционным вставкам.

Применение многоэлектродных схем, в отличие от расщепления уже имеющегося столба дуги, предполагает получение изначально нескольких отдельных дуг с последующим их сведением в одну общую большой мощности. Способ расщепления дуги используется в плазматронах косвенного действия, а многоэлектродные схемы — в плазматронах прямого действия. Учитывая, что ресурс работы катода и анода неодинаков (иногда отличается на порядок), то для повышения общего ресурса работы плазматрона может быть использована смена полярности на электродах, т. е. работа на переменном

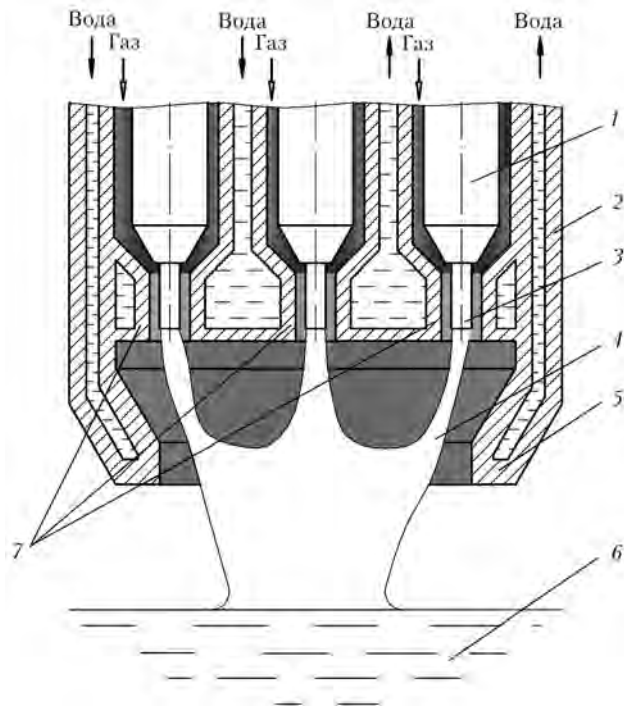


Рис. 3. Схема многоэлектродного металлургического плазмотрона: 1 – электрододержатель; 2 – корпус; 3 – электрод; 4 – дуга; 5 – общее сопло; 6 – расплав; 7 – стабилизирующие сопла

токе. Действительно, наряду с плазмотронами постоянного тока все шире применяются многоэлектродные плазмотроны переменного тока, характеризующиеся большей единичной мощностью, по сравнению с плазмотронами постоянного тока.

В последнее время большое внимание исследователей и разработчиков сосредоточено на создании общего дугового столба путем «стягивания» отдельных маломощных локальных дуг многоэлектродного плазмотрона (рис. 3) [11]. Для этого следует исключить шунтирование, «перебрасывание» отдельных локальных дуг на соседние электроды.

Необходимое повышение мощности плазменных плавильных агрегатов может быть получено в результате их оснащения несколькими одновременно работающими отдельными плазмотронами. Такая печь может питаться от трехфазной системы и обеспечивать равномерную нагрузку на электрическую сеть, а каждый отдельный плазмотрон — работать по однофазной схеме.

Наличие нескольких плазмотронов позволяет обрабатывать больший объем материала при относительно небольшой мощности самого плазмотрона. Необходимо отметить, что повышение мощности плазменной печи за счет увеличения количества установленных в них плазмотронов не может происходить бесконечно.

С увеличением количества плазмотронов существенно усложняется конструкция агрегата, затрудняется его обслуживание и увеличивается продолжительность простоев. Поэтому указанные агрегаты становятся экономически нецелесообразными, а повышение единичной мощности плазмотрона продолжает оставаться актуальной задачей.

Еще один путь снижения нагрузки на электрод плазмотрона заключается в применении схем, работающих по принципу каскадного усиления. Примером такого усиления может служить способ, основанный на принудительной генерации заряженных частиц в приэлектродной области дуги [12].

На первом этапе слаботочный плазмотрон (плазменный электрод) обеспечивает некоторое количество заряженных частиц для работы основного электрода, которое на втором этапе дополняется за счет основного электрода. При этом основной электрод работает в условиях сравнительно низкой температуры поверхности, а значение рабочего тока плазмотрона определяется общим количеством носителей электричества. Ресурс работы данного плазмотрона при токе 10 кА может достигать 200 ч.

Повышение общего ресурса работы дугового плазмотрона может быть осуществлено и альтернативными путями — не увеличением ресурса одного электрода, а его периодической заменой непосредственно в процессе работы по мере износа. Как правило, такая замена производится при помощи многопозиционного катодного узла. Количество электродов-вставок и расстояние между ними при равномерном распределении по окружности катодного узла выбираются согласно требуемому времени непрерывной работы плазмотрона.

В технологических процессах, где эрозия электродного материала не оказывает влияния на качество получаемого продукта, могут быть использованы и расходоуемые электроды, и плазмотроны. Так, расходоуемый плазмотрон применяют при плазменно-дуговой выплавке крупных стальных слитков. По сути, расходоуемым плазмотроном здесь является полая стальная заготовка, подвергаемая переплаву [6, 13, 14].

Существуют схемы плазменных реакторов с жидкометаллическими электродами [10]. Использование жидкого металла в качестве электродов и особенности конструкции позволяют говорить о практически неограниченном ресурсе работы электродов, высоких значениях тока и КПД дуги. Однако несмотря на все преимущества конструкции таких плазмотронов-реакторов и технологии переработки, например различных отходов, довольно дорогие и сложные. Поэтому их следует использовать для переработки опасных отходов, уничтожения химического оружия или других специальных целей.

Выводы

1. Показано, что с учетом характерной особенности плазменно-дуговых процессов плавки и переплава (обработка металлического расплава различными газовыми смесями соответствующего состава и при различном давлении, а также влияние на ресурс работы плазмотрона практически любого изменения в конструкции или технологическом режиме) высокоресурсные дуговые плазмотроны могут быть только узкоспециализированными.



2. Для плазменно-дуговых процессов плавки и переплава перспективными направлениями, по нашему мнению, являются разработка конструкций многоэлектродных плазматронов и плазматронов с плазменным электродом; конструкций и технологических режимов, обеспечивающих диффузионную привязку к внутренней поверхности полого электрода, а также технологии и плавильных агрегатов, основанных на переплаве расходоуемых электродов и плазматронов.

3. Установлено, что при разработке конструкций многоэлектродных плазматронов необходимо обеспечить надежное сведение отдельных дуг в одну общую, предотвратить возможность двойного дугообразования и переброс дуги на соседние электроды (особенно при использовании трехфазной схемы электропитания). Требуется определить условия сведения нескольких токоведущих плазменных потоков, оптимальное взаимное расположение электродов и допустимые электрические режимы. Диффузионная привязка дуги к внутренней поверхности полого электрода может быть сформирована за счет соответствующей конфигурации внутренней поверхности электрода и направления газовых потоков. При разработке конструкций с расходоуемыми электродами следует ориентироваться прежде всего на использование графитированных электродов и скользящих контактов.

1. *Плазменно-дуговой* переплав металлов и сплавов / Б. Е. Патон, В. И. Лакомский, Д. А. Дудко, О. С. Забарилло // Автомат. сварка. — 1966. — № 8. — С. 1–5.

2. *Фарнасов Г. А., Фридман А. Г., Каринский А. Н.* Плазменная плавка. — М.: Металлургия, 1968. — 172 с.
3. *Лакомский В. И.* Плазменно-дуговой переплав. — Киев: Техніка, 1974. — 336 с.
4. *Ерохин А. А.* Плазменно-дуговая плавка металлов и сплавов. — М.: Наука, 1975. — 188 с.
5. *Клюев М. М.* Плазменно-дуговой переплав. — М.: Металлургия, 1980. — 256 с.
6. *Латаш Ю. В., Матях В. Н.* Современные способы производства слитков особо высокого качества / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1987. — 336 с.
7. *Дембовский В.* Плазменная металлургия / Пер. с чеш. — М.: Металлургия, 1981. — 280 с.
8. *Экспериментальные исследования плазматронов* / Под ред. М. Ф. Жукова. — Новосибирск: Наука, 1977. — 392 с.
9. *Электродуговые генераторы термической плазмы* / М. Ф. Жуков, И. М. Засыпкин, А. Н. Тимошевский и др. — Новосибирск: Наука, 1999. — 712 с.
10. *Чередниченко В. С., Аньшаков А. С., Кузьмин М. Г.* Плазменные электротехнологические установки. — Новосибирск: НТГУ, 2008. — 602 с.
11. *Шаповалов В. А., Латаш Ю. В.* Металлургические плазматроны // Пробл. спец. электрметаллургии. — 1999. — № 4. — С. 50–56.
12. *Пат. 2014412* Англия, МПК H05B7/10, H05B7/18, H05P1/21. Generating plasma in a plasma arc torch / В. Е. Paton, G. A. Melnik, J. V. Latash et al. — Оpubл. 17.04.1982.
13. *Переплав расходоуемого плазматрона* / Б. Е. Патон, К. С. Ельцов, В. И. Лакомский и др. // Металлург. — 1974. — № 10. — С. 9–12.
14. *Новый способ плазменно-дугового переплава — переплав расходоуемого плазматрона* / Б. Е. Патон, В. И. Лакомский, В. М. Григоренко и др. // Пробл. спец. электрметаллургии. — 1975. — № 2. — С. 78–82.

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

Поступила 28.09.2010

НОВАЯ КНИГА

Патонівська школа: Науково-інформаційне видання. —
Київ: Наук. думка, 2010. — 440 с. — Іл. ISBN 978-966-00-0953-1.

В книге представлены сведения о всемирно известной патоновской научно-инженерной школе в области сварки и родственных технологий. Описан жизненный путь выдающегося ученого академика Е. О. Патона, основателя Института электросварки. Развернутые им и его школой целенаправленные фундаментальные исследования стали теоретической основой науки о сварке, преобразовали ее в мощный инструмент технического прогресса, что обеспечило революционные достижения во многих отраслях производства.

Под руководством академика Б. Е. Патона патоновская школа приобрела дальнейшее бурное развитие, существенно расширила тематику исследований и разработок, основала новые научно-технические направления, получила большой авторитет и широкое признание в мире.

Она воспитала плеяду известных ученых, членов Национальной академии наук, докторов и кандидатов технических наук, талантливых инженеров, которые наследуют и утверждают идеи и методы работы своих наставников, основополагающие принципы и традиции школы, воспитывают новые поколения учеников и последователей, приумножающих добрую славу своей альма-матер.

Книга полезна для научных и инженерно-технических работников, аспирантов, студентов, а также тех, кто интересуется историей развития науки и техники.





УДК 669.187.2

СВОЙСТВА СТАЛЕЙ ТИПА X13, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ

Г. М. Григоренко, Ю. М. Помарин, В. В. Лакомский,
В. Ю. Орловский, И. И. Алексеенко

Рассмотрены результаты сравнения структуры и физико-механических свойств стандартных сталей типа X13, легированных азотом. Показано, что легирование азотом способствует повышению значений механических свойств сталей.

Results of comparison of structure and physical-chemical properties of standard steels of X13 type and those alloyed with nitrogen are considered. It is shown that the alloying with nitrogen promotes the increase in mechanical properties of steels.

Ключевые слова: азот; структура; твердость; механические свойства

В последнее время производство и использование высокоазотистых сталей является одним из приоритетных направлений развития специальной электротехнологии в мире, что обусловлено уникальными свойствами этих материалов. Внимание научных работников и технологов уделялось в большей мере аустенитным сталям, чем сталям феррито-аустенитного и феррито-мартенситного класса.

Между тем использование азота как легирующей добавки для сталей этих классов является очень перспективным [1–7]. Так, добавление его в небольших количествах приводит к повышению границы текучести при сохранении значений твердости, повышает уровень коррозионной стойкости, уменьшает карбидную неоднородность, способствует сфероидизации карбидов и др. [4, 5].

Добавление азота в стали с содержанием хрома 10... 12 % позволяет повысить жаростойкость и, таким образом, использовать эти стали для изготовления роторов турбин, работающих при температурах до 650 °С, а также для впускных клапанов двигателей большой мощности [1, 2].

Одним из перспективных направлений повышения эксплуатационных характеристик этого класса материалов является частичная или полная замена углерода азотом, способствующего уменьшению карбидной неоднородности, гомогенизации и улучшению структуры металла.

Цель настоящего исследования заключалась в выяснении влияния азота на структуру и механические свойства сталей типа X13. Для этого на опытной установке [8] выплавлены модельные сплавы X13 и 20X13, легированные азотом из газовой фазы (табл. 1). Такие сплавы выбраны для того, чтобы сравнить их свойства со свойствами стандартной стали 20X13.

Следует отметить, что распределение азота по сечению и высоте слитков было равномерным.

Полученные слитки осажены под прессом в размер 400 мм и прокатаны на экспериментальном одноклетьевом стане на толщину 15 мм.

Неметаллические включения определяли на «Системе исследования изображений OMNIMET 80-1000» по ГОСТ 1778–91. Принцип метода заключается в подсчете площади неметаллических включений, находящихся на единице площади шлифа с разделением их при этом по размерным группам. Точность метода зависит от чистоты полировки шлифа (нетравленные).

Таблица 1. Результаты химического и спектрального анализов слитков

Марка стали	Массовая доля легирующих элементов, %		
	C	Cr	N
X13A	0	12,37	0,244
20X13A	0,14	12,78	0,240



Результаты анализа на содержание неметаллических включений в выплавленных сталях представлены на рис 1.

Наибольшее количество неметаллических включений содержит сталь 20X13A — 1,024 об. %, в стали X13A и 20X13 входят соответственно по 0,205 и 0,218 об. %, что в пределах нормы. Причем содержание неметаллических включений размером 0,5... 1,5 мкм в сталях наибольшее. Очевидно, что эти очень малые частички не должны сильно влиять на механические свойства сталей, поскольку имеют округлую (сферическую) форму и не могут быть концентраторами напряжений.

Температурный режим термической обработки выбрали с учетом требований ГОСТ 5949–75 и ГОСТ 7350–77 для сталей этого класса. Закалку производили в масло при значениях температуры 1050... 1100 °С, отпуск высокий (500 °С) и низкий (200... 300 °С).

Закалку и отпуск выполняли вместе с образцами-свидетелями, вырезанными из такого же материала, что и образцы для механических испытаний размерами 15×12×15 мм.

Образцы для механических испытаний отправили на шлифовку, а образцы-свидетели зажали в металлические струбцины и передали для дальнейших металлографических исследований.

На рис. 2, а показана микроструктура, пронизанная мартенситными иглами. В стали X13A углерод отсутствует. В литературе такие зерна названы псевдомартенситом. Также обнаружены хаотично

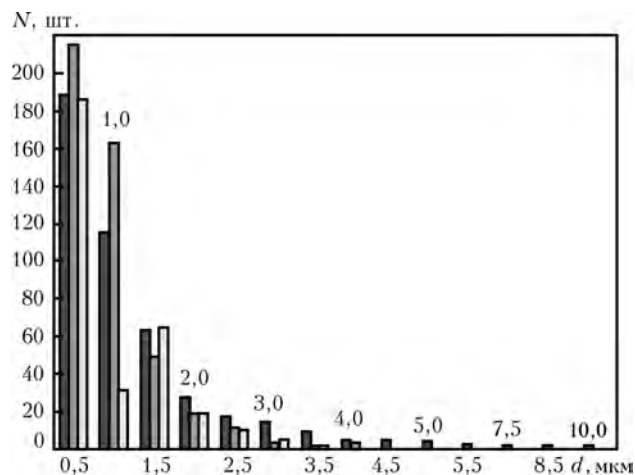


Рис. 1. Распределение неметаллических включений по объему слитка в сталях X13A, 20X13A и 20X13; N, d — соответственно количество и размер неметаллических включений

разбросанные включения округлой и неправильной формы Cr_2N .

На рис. 2, б представлена микроструктура стали 20X13A, являющаяся мартенситной. В этой стали по границам зерен видны выделения включений округлой формы $Cr_{23}C_6$. Иногда встречаются темные включения неправильной формы, возможно, Cr_2N . Структура стали 20X13 (рис. 2, в) тоже является мартенситной, зерна в которой разориентированы. По полосам прокатки на границах зерен видны выделения включений округлой формы $Cr_{23}C_6$.

Микроструктура стали X13A после закалки (рис. 3, а) — пластинчатый и игольчатый мартен-

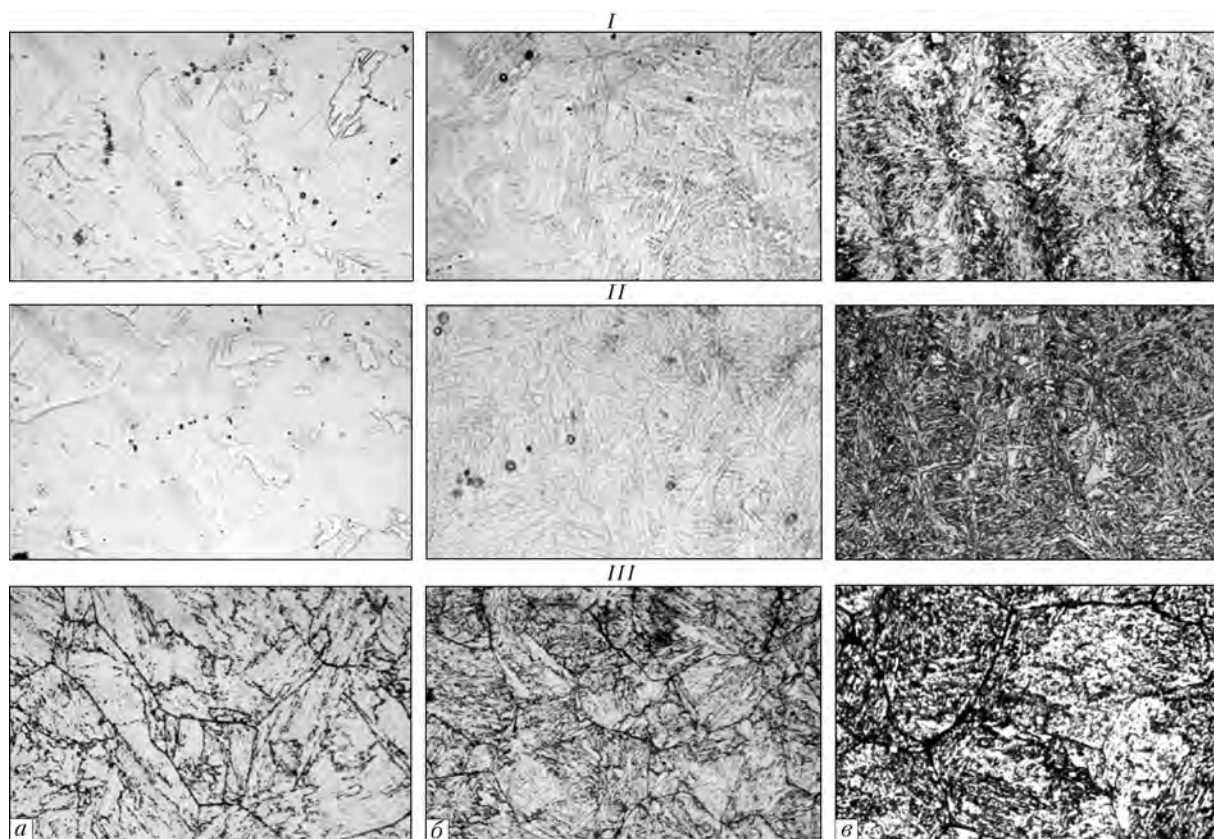


Рис. 2. Структура (×500) сталей X13A (а), 20X13A (б), 20X13 (в) после закалки при 1100 °С и отпуска при 200 (I), 300 (II) и 500 °С (III)

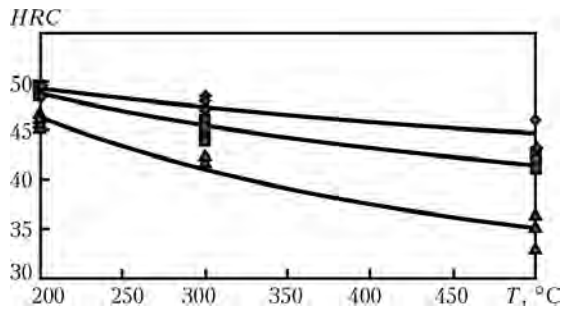


Рис. 3. Твердость сталей X13A (◆), 20X13A (■) и 20X13 (▲) после разных значений температуры отпуска

сит с довольно массивными иглами. Местами фиксируются выделения включений неправильной формы Cr_2N .

В микроструктуре, показанной на рис. 2, б, II, видны зерна, пронизанные иглами мартенсита. Местами зафиксированы выделения включений неправильной формы Cr_2N . Равномерно разбросаны округлые включения $Cr_{23}C_6$. На рис. 2, в, II приведена микроструктура стали 20X13, представляющая собой высокодисперсный мартенсит. Также обнаружены включения $Cr_{23}C_6$, разбросанные равномерно по всему образцу.

Микроструктура, представленная на рис. 2, а, III представляет собой пластинчатый бейнит. Прос-

Таблица 3. Сравнение механических свойств промышленной стали 40X13 и стали X13A

Марка стали	Режим термической обработки, °C	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	HRC
40X13	$T_3 = 1050$ $T_0 = 500$	1165	960	34,0
X13A	$T_3 = 1100, T_0 = 500$	1352	1160	44,5

транство между бейнитом усеяно включениями Cr_2N .

Микроструктура стали 20X13A после отпуска 500 °C (рис. 2, б, III) представляет собой большие зерна, пронизанные мелкодисперсным бейнитом и иглами отпущенного мартенсита. Пространство между бейнитом и мартенситом заполнено включениями типа $Cr_{23}C_6$ и небольшим количеством включений Cr_2N .

Микроструктура стали 20X13 (рис. 2, в, III) является разнотермической. Внутри зерен находится высокодисперсный бейнит. Также между бейнитом обнаружены включения $Cr_{23}C_6$.

Как видно из рис. 3, самая высокая твердость у всех исследуемых сталей обнаружена при температуре отпуска 200 °C. При температурах отпуска 300, 500 °C твердость всех сталей понижается. Сплав X13A имеет наивысшую твердость, сталь 20X13A — ниже, а 20X13 — наиболее низкую.

При снижении температуры отпуска микроструктура становится более дисперсной, а это в свою очередь способствует повышению твердости, прочности и т. д. При отпуске 500 °C образуется структура, похожая на бейнит, твердость которого ниже мартенситной.

Анализируя результаты, можно предположить, что псевдомартенсит азотированных сталей имеет более высокую твердость, чем обычный мартенсит, вероятно, потому, что азот проявляет тенденцию к упорядочению структуры, в то время как углерод — к кластерообразованию.

Анализируя результаты, можно сделать вывод, что легирование азотом значительно повышает прочность сталей (табл. 2). Для сравнения механических свойств выбрали стандартную сталь 40X13. Результаты сравнений показаны в табл. 3.

Из данных, приведенных в табл. 3, видно, что стали проходили одинаковую термическую обработку (режимы) и их механические характеристики подобны. Но все эти данные можно воспринимать лишь как предварительные, для получения более точных и надежных необходимо проводить дополнительные исследования.

Выводы

1. Показано, что микроструктура азотированных сталей похожа на микроструктуру углеродных сталей того же класса, но в азотированных сталях вместо мартенсита появляется псевдомартенсит или азотистый мартенсит, который по значениям микрот-

Таблица 2. Механические свойства сплавов X13A, 20X13A и 20X13 после различных режимов температурной обработки

Марка стали	№ слитка	T_0 , °C	σ_t , МПа	σ_b , МПа	δ , %
X13A	1	500	1139,3	1298,6	13,2
	2	500	1185,7	1351,3	12,7
	1	300	—	284,8	—
	2	300	—	385,5	—
	1	200	—	1250,3	—
	2	200	—	1060,1	—
20X13A	1	500	—	953,8	—
	2	500	—	717,2	—
	1	300	—	529,9	—
	2	300	—	920,0	—
	1	200	—	907,5	—
	2	200	—	1186,7	—
20X13	1	500	—	1364,1	—
	2	500	—	1523,5	—
	1	300	1480,6	1829,3	17,3
	2	300	1520,0	1816,2	26,7
	1	200	—	253,3	—
	2	200	—	239,9	—

Примечание. Температура закалки T_3 во всех экспериментах составляла 1100 °C; T_0 — температура отпуска.



вердости находится на уровне углеродного или классического. В то же время матрица сталей с повышенным содержанием азота значительно мягче и эластичнее, в отличие от таковой классического состава.

2. Определено, что значения твердости закаленных образцов и механических свойств сталей X13A и 20X13A находятся на уровне механических свойств стали 40X13 и составляют примерно 50 HRC. Это свидетельствует о том, что легирование 0,2 % азота заменяет легирование 0,4 % углерода. Наивысшие значения механических свойств обнаружены в сталях, отпущенных при 500 °С, причем их уровень выше, в сравнении со сталью 40X13.

3. По результатам проведенной работы можно рекомендовать использовать азотированные стали с пониженным содержанием углерода вместо стали 40X13, поскольку они имеют механические свойства на уровне или несколько выше, чем у традиционной стали.

1. *Gavriljuk V. G., Berns H.* High Nitrogen Steels. — Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1999. — 378 p.
2. *Stein G., Diehl V.* High nitrogen alloyed steels on the move — fields of applications // Intern. conf. «High Nit-

- rogen steels, HNS — 2004» (Ostend, Belgium, September 19–22, 2004). — Ostend, 2004. — P. 46–52.
3. *Nitrogen alloyed 9...12% chromium steels with a martensitic-austenitic microstructure / U. E. Klotz, C. Solenthaler, P. J. Uggowitzer et al. // Materials Science Forum. — 1999. — Vol. 318–320. — P. 437–442.*
 4. *Бабаскин Ю. З., Шипицын С. Я., Афтандиянц Э. Г.* Экономное легирование стали. — Киев: Наук. думка, 1978. — 188 с.
 5. *Конструкционные и специальные литейные стали с карбонитридным упрочнением / Ю. З. Бабаскин, С. Я. Шипицын, И. Ф. Кирчу и др. // Литейн. произ-во. — 2003. — № 1. — С. 36–48.*
 6. *Костина М. В., Банных О. А., Блинов В. М.* Хромистые коррозионно-стойкие стали, легированные азотом, — новый класс конструкционных сталей // Технология металлов. — 2000. — № 10. — С. 2–12.
 7. *Легированные азотом хромистые коррозионно-стойкие стали нового поколения / М. В. Костина, О. А. Банных, В. М. Блинов, А. А. Дымов // Материаловедение. — 2001. — № 2. — С. 35–44.*
 8. *Индукционная печь для выплавки различных азотсодержащих сталей и сплавов под давлением до 13 МПа / Ю. М. Помарин, С. Я. Шипицын, Г. М. Григоренко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1996. — № 2. — С. 46–50.*

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

Поступила 28.09.2010

ВНИМАНИЮ СПЕЦИАЛИСТОВ!

В ИЭС им. Е. О. Патона издан рекламно-информационный буклет «Электронно-лучевая сварка». В нем обобщены сведения о 50-летнем опыте создания в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины оборудования для электронно-лучевой сварки (ЭЛС).

ЭЛС имеет прочные позиции в ряде отраслей.

В космическом машиностроении введено в эксплуатацию 116 установок для сварки узлов из нержавеющей сталей, сплавов на никелевой основе, титановых, алюминиевых и медных сплавов.

В авиастроении России, США, Индии нашли применение крупногабаритные установки КЛ-115 и КЛ-118.

В судостроении России, Украины эффективно используются установки УЛ-214 для сварки крупных морских конструкций.

В приборостроении нашли применение 10 установок СВ-112/103.

За последние 10 лет введено в промышленную эксплуатацию и изготавливаются в данное время 56 комплектов оборудования для ЭЛС, включая установки с объемом вакуумных камер до 100 м³.



Буклет можно заказать в редакции журнала
«Современная электрометаллургия»



УДК 669.141.247:669.018.24

РАЗРАБОТКА И ОСВОЕНИЕ ИННОВАЦИОННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ ПОДШИПНИКОВОЙ ЭЛЕКТРОСТАЛИ ШХ15СГ-В

А. И. Панченко, А. С. Сальников, М. И. Гасик

Обобщены и проанализированы результаты разработки, промышленного освоения и внедрения в производство инновационной технологии выплавки подшипниковой стали ШХ15СГ-В в дуговых печах ДСП-60, рафинирования на УПК и вакуумирования с диверсификацией применяемых раскислителей и легирующих. Достигнуто повышение выхода годных партий сортового проката стали ШХ15СГ-В всех пяти размерных групп с первого сдаточного контроля по неметаллическим включениям и контроля по ASTM E-45 (метод А) от 63 (по действовавшей технологии) до 90 % (по разработанной технологии), а по отдельным размерным группам проката — 100 %.

Results of development, industrial mastering and implementation in production of innovation technology of melting bearing steel ShKh15SG-V in arc furnaces DSP-60, refining in furnace-ladle unit and vacuum treatment with a diversification of used deoxidizers and alloying elements are analyzed and generalized. The increase in output of efficient batches of section rolled steel ShKh15SG-V of all five dimensional groups after the first acceptance control as to the non-metallic inclusions and control by ASTM E-45 (method A) from 63 % (according to existing technology) up to 90 % (according to developed technology), and by separate dimensional groups of rolled metal — 100% was achieved.

Ключевые слова: подшипниковая электросталь; дуговая сталеплавильная печь; инновационная технология; диверсификация легирующих и раскислителей; твердые шлакообразующие материалы; шлаки; ковш-печь; вакуумирование; сортовой прокат; неметаллические включения

Актуальность работы по повышению качества подшипниковой стали ШХ15СГ-В путем снижения загрязненности неметаллическими включениями. Подшипниковая сталь, выплавляемая на ОАО «Днепроспецсталь», в значительных объемах поставляется Харьковскому подшипниковому заводу (АО «ХАРП»), в последние годы занявшему одну из лидирующих позиций в сегменте отечественного и международного рынков подшипников, в том числе и для ОАО «Российские железные дороги». Существенным стимулом развития производства подшипников на АО «ХАРП» из электростали ОАО «Днепроспецсталь» является поставка заводом подшипников различных размерных групп для развивающейся автомобильной промышленности России.

Актуальной является задача повышения эффективности производства стали ШХ15СГ-В путем увеличения выхода годных партий сортового проката с первого сдаточного контроля по неметаллическим включениям при оценке по ГОСТ 801–78 и ASTM E–45 (метод А),

а также снижения удельного расхода раскислителей и легирующих при выплавке стали.

Основные положения действовавшей и новой технологии выплавки и внепечной обработки стали ШХ15СГ-В. Действовавшая в 2007 г. технология выплавки подшипниковой стали ШХ15СГ-В в дуговых печах ДСП-60 предусматривала использование для раскисления и легирования металлопродукта в дуговой печи и ковше-печи ферросилиция марки ФС65 (ДСТУ 4127–2002), а также высокоуглеродистого ферромарганца ФМн78А (ДСТУ 3547–97 [1]). При выпуске металлопродукта из печи в ковш-печь присаживали твердые шлаковые материалы (ТШМ), состоящие из извести и плавикового шпата. Металл в ковше-печи раскисляли алюминием. Электросталь ШХ15СГ-В разливали в изложницы с получением слитков массой 3,4 т.

Физико-химический аудит процессов, выполненный на всех стадиях выплавки металлопродукта в дуговых электропечах, обработки стали на УПК и в вакууматоре, разливки металла и формирования неметаллических включений при кристаллизации стали в изложницах, показал, что тип включений и их количество определяются содержа-



нием кальция и алюминия в стали и предысторией предварительного раскисления и легирования металлопродукта с применением определенных видов ферросплавов с различным содержанием в качестве примеси кальция и алюминия.

При понижении температуры кристаллизации стали с различными остаточными концентрациями кальция и алюминия могут образовываться алюминаты кальция, различающиеся молекулярным составом и температурой плавления (рис. 1):

Алюминаты кальция	$\text{CaO} \cdot 6\text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{CaO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	$3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$
Массовая доля CaO, %	16,5	26,5	37,1	58,1
Температура плавления, °C	1852	1762	1604	1540

Все соединения CaO с Al_2O_3 образуются по перитектическим реакциям. В системе существует также эвтектика химического состава (мас. %): 49,1 CaO и 50,9 Al_2O_3 с температурой 1371 °C. Следует особо отметить, что ссылки в журнальных публикациях на существование в системе $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ соединения $7\text{CaO} \cdot 12\text{Al}_2\text{O}_3$ ($\text{Ca}_{12}\text{Al}_{14}\text{O}_{33}$) не обоснованы. В работе [1] исследованы системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$, подтверждено, что обнаруживаемое в работах ряда авторов соединение $7\text{CaO} \cdot 12\text{Al}_2\text{O}_3$ представляет собой гидратную фазу $\text{Ca}_{12}\text{Al}_{14}\text{O}_{32}(\text{OH})$. Наиболее полное и обстоятельное исследование состава фаз и невариантных превращений в системе $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ описано в статье [2] (рис. 1).

При постоянном содержании кальция в стали, например 10 ppm, в зависимости от концентрации (активности) алюминия могут образовываться алюминаты кальция с различным минеральным составом и, следовательно, различным количеством неметаллических включений. В случае постоянного содержания алюминия и изменения остаточной концентрации кальция также будут создаваться условия для образования алюминатов кальция.

Источниками поступления кальция при выплавке подшипниковой стали ШХ15СГ-В являются ферросилиций марки ФС65 (ДСТУ 4127-2002) и высокоосновный шлак в ковше-печи. Физико-химический анализ процессов промышленных плавов подтвердил, что использование ферросилиция ФС65 с нерегламентируемым стандартом содержанием кальция (0,3... 0,6 %) является одним из основных неуправляемых факторов, влияющих на образование глобулярных и оксидных включений в электростали ШХ15СГ-В [3, 4]. Вместе с тем применение 75%-го ферросилиция, практически чистого по примесям кальция и алюминия, как установлено в наших работах, не решало задачу повышения выхода годных партий сортового проката с первого сдачного контроля по неметаллическим включениям.

На серии промышленных плавов стали ШХ15СГ-В с использованием импортного 75%-го

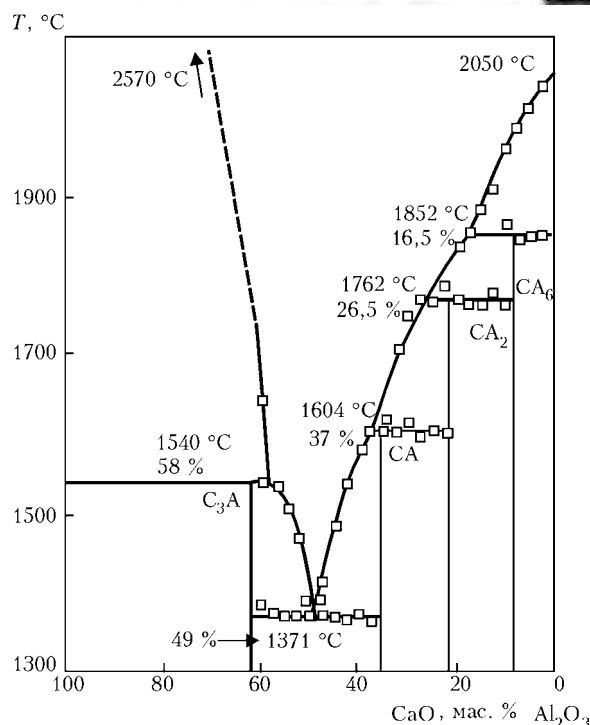


Рис. 1. Диаграмма состояния системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$; числа — координаты эвтектической и перитектических превращений химических соединений $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ (C_3A); $\text{CaO} \cdot 6\text{Al}_2\text{O}_3$ (CA_6); $\text{CaO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3$ (CA_2); $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ (CA) [2]

ферросилиция (кальция и алюминия не более 0,12 % каждого) получено снижение балла по глобулярным включениям, но при этом повысился балл загрязненности стали по оксидным включениям, вследствие чего увеличения выхода годных партий сортового проката с первого сдачного контроля не достигли [4].

Исходя из этого важного положения для обеспечения стабильно высокого показателя выхода годных партий сортового проката с первого сдачного контроля по неметаллическим включениям при оценке по ГОСТ 801-78 и стандарту ASTM E-45 (метод А) разработана технология выплавки стали ШХ15СГ-В с использованием ферросиликомарганца марок МнС25 и МнС17 (ДСТУ 3548-97).

Содержание кальция и алюминия в ферросиликомарганце, хотя и не регламентировано стандартом, но с учетом условий технологии его производства в ферросплавных печах всегда стабильно низкое (не более 0,10... 0,15 % каждого).

По разработанной технологии выплавки стали ШХ15СГ-В предварительное раскисление металлопродукта и полное легирование его хромом и марганцем производили в дуговой печи высокоуглеродистым феррохромом и ферросиликомарганцем, а корректировку химического состава металла по кремнию — в ковше-печи ферросилицием.

Таким образом, в новой технологии выплавки электростали ШХ15СГ-В реализована идея обеспечения на всех стадиях сквозной технологии выплавки и внепечной обработки стали обоснованного и экспериментально подтвержденного количества каль-



Таблица 1. Выход годных партий сортового проката пяти размерных групп проката с первого сдаточного контроля стали ШХ15СГ-В, выплавленной по действовавшей и разработанной технологиям при оценке по ГОСТ 801–78

Размерная группа проката	Количество, шт.		Оксиды			Сульфиды			Глобули			Выход годных партий с первого контроля	
	партий	образцов	средний балл	выпады		средний балл	выпады		средний балл	выпады		шт.	%
				шт.	%		шт.	%		шт.	%		
<i>2007 год</i>													
1	391	3652	2	237	6,5	2	4	0,1	2	569	15,6	187	48
2	136	1337	2	10	0,7	2	0	0	2	95	7,1	107	79
3	141	1110	2	89	8,0	2	5	0,5	2	119	10,7	84	60
4	51	388	2	8	2,1	2	0	0	2	17	4,4	46	90
5	480	5142	3	158	3,1	3	84	1,6	3	331	6,4	332	69
Σ	1199	11629	–	502	4,3	–	93	0,8	–	1131	9,7	756	63
<i>2008 год</i>													
1	356	3075	1,9	169	5,5	1,6	1	0	1,9	270	8,8	227	64
2	91	770	1,8	4	0,5	1,6	0	0	1,9	14	1,8	84	92
3	128	904	2,2	50	5,5	2,0	0	0	2,1	32	3,5	98	77
4	69	551	2,3	6	1,1	2,1	0	0	2,3	6	1,1	65	94
5	413	4108	2,5	61	1,5	2,2	0	0	2,3	50	1,2	376	91
Σ	1057	9408	–	290	3,1	–	1	0	–	372	3,9	850	80
<i>2009 год</i>													
1	137	1246	1,8	21	1,7	1,7	0	0	1,7	28	2,2	114	83
2	1	6	1,5	0	0	1,5	0	0	1,5	0	0	1	100
3	20	174	2,1	3	1,7	2,1	0	0	1,9	5	2,9	16	80
4	6	43	2,2	0	0	2,1	0	0	1,9	0	0	6	100
5	285	2877	2,6	29	1,0	2,3	1	0	2,2	13	0,5	269	94
Σ	449	4146	–	53	1,28	–	1	0	–	46	1,11	406	90

ция и алюминия в стали в определенных концентрационных пределах, что достигается путем использования ферросиликомарганца, отработки режимов его ввода в металлополупродукт, раскисления стали алюминием и соблюдения параметров вакуумирования [5].

Сравнительный анализ данных о качестве сортового проката по неметаллическим включениям стали ШХ15СГ-В, выплавленной согласно действовавшей и разработанной технологиям при оценке по ГОСТ 801–78. Электросталь ШХ15СГ-В в 2007 г. выплавляли по действовавшей технологии, а в 2008 и 2009 гг. — по разработанной и внедренной инновационной технологии. Сводные данные о количестве проконтролированных партий и образцов металла сортового проката по пяти размерным группам и проценте выпадов образцов по оксидам, сульфидам и глобулям стали ШХ15СГ-В обобщены в табл. 1.

Из данных табл. 1 следует, что действовавшая технология выплавки стали в ДСП-60 и рафинирования ее на УПК с последующим вакуумированием не обеспечивала высокий выход годных партий проката с первого сдаточного контроля, который в сред-

нем по пяти размерным группам составлял 63 %, а по размерной первой группе — всего лишь 48 %.

В 2008 и 2009 гг. сталь ШХ15СГ-В выплавляли по инновационной технологии с совершенствованием операций на каждой стадии плавки: присадка ферросиликомарганца по вариантам в дуговую печь или в ковш-печь, корректировка металла по содержанию кремния ферросилицием и раскисление металла алюминием, вакуумирование стали.

Выход годных партий сортового проката электростали ШХ15СГ-В в 2008 г. увеличился до 80, а в 2009 г. — до 90 %. При этом количество выпадов всех пяти размерных групп проконтролированных образцов стали ШХ15СГ-В по оксидам в 2008 и 2009 гг. составило 3,10 и 1,28 % против 4,3 % в 2007 г. Количество выпадов образцов по глобулярным включениям в 2007 г. равнялось 9,7 % и существенно снизилось в 2008 (3,7 %) и в 2009 гг. (1,11 %).

Таким образом, внедрение новой технологии производства электростали ШХ15СГ-В при оценке загрязненности металла неметаллическими включениями по стандарту ГОСТ 801–78 позволило увеличить выход годных партий сортового проката с первого сдаточного контроля от 63 в 2007 г. до 90 % в 2009 г.



Таблица 2. Требования зарубежных фирм к электростали ШХ15СГ-В по загрязненности сортового проката при оценке согласно ASTM E-45 (метод А)

Фирма-заказчик	Допустимые предельные значения баллов по типам и сериям включений							
	Сульфиды А		Оксиды В		Силикаты С		Глобули D	
	тонкие	толстые	тонкие	толстые	тонкие	толстые	тонкие	толстые
«Darinia» ТП № 278-05* (ТУ ДСС 002)	2,0	1,5	1,5	1,0	0	0	1,0	1,0
«Timken» ТП № 278-05*	2,0	1,5	1,5	0,5	0	0	1,0	0,5
«Krasnik S.A.», (ТУ WTm-138)	2,0	1,0	1,5	0,5	0	0	0,5	0,5

*Нормативные технологические документы ОАО «Днепроспецсталь».

Анализ загрязненности неметаллическими включениями стали ШХ15СГ-В, выплавленной по разработанной технологии с оценкой ASTM E-45 (метод А). В сложившейся к началу 2008 г. ситуации завод «Днепроспецсталь» не всегда мог принять к исполнению предложения зарубежных фирм на поставку сортового проката подшипниковой стали ШХ15СГ-В в связи с более жестким методом контроля металла по неметаллическим включениям, согласно нормам ASTM E-45 (метод А). Вместе с тем заказы фирм «Darinia», «Krasnik S. A.» (ТУ WTm-138), «Timken» и др. представляют значительный интерес для производственной программы завода в аспекте больших объемов сортового проката повышенной рентабельности.

Особенность метода ASTM E-45 (метод А) контроля сортового проката по неметаллическим включениям четырех серий (сульфиды А, оксиды В, силикаты С, глобули D) с дифференцированной оценкой каждого из четырех типов по так называемым тонким и толстым включениям представлена в табл. 2.

Как следует из табл. 2, наиболее жесткими среди указанных фирм-потребителей подшипниковой стали являются требования польского партнера ОАО «Днепроспецсталь» WTm-138, поскольку баллы по оксидам толстой серии $B_{тол}$, а также глобулям тонкой $D_{тон}$ и толстой $D_{тол}$ серий на 0,5 меньше, по сравнению с требованиями фирмы «Darinia».

Важно отметить, что в соответствии с требованием заказчика WTm-138, необходимо учитывать только максимальные, а не средние баллы неметаллических включений, как по заказу фирмы «Darinia» и соответственно технологическим нормативным документам завода «Днепроспецсталь» (ТУ ДСС 002).

Анализ статистических данных балльных оценок металла партий сортового проката стали ШХ-15СГ-В, выплавленной по освоенной в 2008 г. технологии с применением ферросиликомарганца, показал, что выход годных партий с первого сдаточного контроля по неметаллическим включениям при оценке их по методу ASTM E-45 (метод А) по заказам фирмы «Darinia» повысился до 86 %.

Преобладающим видом включений и выпадам по ним были оксидные (их доля составляла 90 %).

Таким образом, трудность выполнения заказов этой фирмы заключалась в получении сортового проката, регламентированного по оксидным включениям серии В, причем именно тонкой $B_{тон}$ серии.

Результаты оценки загрязненности стали плавков по действовавшей технологии по нормам WTm-138 показали, что выход годных партий проката с первого контроля составил всего лишь 43 %. Основным типом включений, не обеспечивающим сдаточные характеристики проката, являлись оксидные включения стали серии В, а также глобулярные включения $D_{тол}$ и $D_{тон}$. Их доля с учетом выпадов по включениям $B_{тол}$ и $B_{тон}$ составила 55 %, причем доля включений $B_{тон}$ преобладала среди всех включений.

Анализ данных сдаточного контроля партий сортового проката стали ШХ15СГ-В, выплавленной для выполнения заказа WTm-138 при контроле качества проката по методу ASTM E-45 (метод А).

В 2009 г. проведены опытно-промышленные плавки стали с целью отработки технологии выплавки металла для выполнения заказа WTm-138 с учетом контроля сортового проката по неметаллическим включениям по ASTM E-45 (метод А). Отличие разработанной технологии от действовавшей в 2007 г. состояло в использовании для раскисления металла в печи ДСП-60 после скачивания окислительного шлака ферросиликомарганца MnC17 с вводом его на среднемарочное содержание марганца с учетом остаточного содержания в стали.

Небольшое количество ферросилиция ФС65 для корректировки металла по кремнию присаживали вместе с ТШМ в ковш-печь.

Металлополупродукт в ковше-печи раскисляли алюминием (в среднем 1,3 кг/т). Степень усвоения вводимых легирующих и раскислителей следующая, %: марганца — 93,8, кремния — 72 и алюминия — 37.

По ходу обработки металла в ковше-печи на опытных плавках отбирали пробы для исследования изменения химического состава шлака: № 1 — после обработки металла ТШМ в ковше-печи, № 2 — на УПК после обновления шлака, № 3 — в конце обработки на УПК и № 4 — после вакуумирования (табл. 3).



Таблица 3. Изменение химического состава шлака опытных плавков по ходу рафинирования стали ШХ15СГ-В в ковше-печи

№ плавки	№ пробы	Массовая доля компонентов, %						
		CaO	MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	FeO	CaF ₂	S
<i>Опытные плавки</i>								
B21445	1	43,7	8,00	17,0	11,30	0,67	17,0	2,19
	2	60,5	3,40	8,14	7,27	1,80	18,0	0,42
	3	45,3	5,10	12,38	5,93	0,23	30,1	0,79
	4	52,4	3,88	18,57	8,65	0,24	15,0	0,98
B21928	1	51,4	6,06	9,12	8,69	2,41	21,4	0,62
	2	47,7	6,79	10,92	10,77	1,08	22,0	0,56
	3	47,7	5,58	17,90	10,12	0,23	17,1	1,02
B21960	1	48,9	7,28	13,68	11,47	0,43	16,03	1,54
	2	53,3	3,40	6,52	9,00	1,22	22,9	0,53
	3	54,4	4,61	11,08	10,12	0,27	18,37	0,72
<i>Серийные плавки с повышенным содержанием MgO</i>								
B14405	1	50,26	15,36	6,80	22,09	0,66		
	2	49,75	17,88	6,80	23,43	0,81		
	3	50,26	17,37	7,30	20,06	0,15	Не определяли	
B14407	1	51,43	15,88	8,20	22,85	0,77		
	2	48,14	17,60	7,0	16,34	0,91		
	3	54,25	9,84	13,6	14,96	0,70		

Содержание MgO в шлаках опытных плавков было существенно ниже, в сравнении со шлаками серийных плавков, металл которых характеризовался повышенными баллами по неметаллическим включениям. Для стабилизации качества сортового проката опытных плавков технологическим регламентом предусматривались мероприятия, обеспечивающие снижение содержания MgO в шлаке на стадиях выплавки и рафинирования стали.

В сочетании с другими параметрами плавки подшипниковой стали по разработанной технологии достигнута стабилизация задаваемых содержаний элементов и прежде всего кальция и алюминия, определяющих количество и типы неметаллических включений. Фактически массовые доли алюминия,

кальция, титана, серы, кислорода и азота в стали ШХ15СГ-В опытных плавков находились в следующих пределах:

Al, %	Ca, ppm	Ti, %	S, %	[O], ppm	[N], ppm
0,024...0,038	6...10	0,002...0,003	0,002...0,008	9...12	60...90
0,028	7	0,002	0,004	10	75

Данные сдаточного и исследовательского контроля сортового проката опытных плавков по балльным шкалам ГОСТ 801-78 и стандарта ASTM E-45 (метод А), а также согласно требованиям фирм «Dapinia» и WТm-138 приведены в табл. 4.

Таблица 4. Сравнительные данные сдаточного контроля сортового проката опытных плавков стали ШХ15СГ-В при оценке проката относительно неметаллических включений по ГОСТ 801-78 и стандарту ASTM E-45 (метод А) с учетом заказов зарубежных фирм

Количество плавков	Количество проконтролированных партий (четыре сдачи с первого контроля)	ГОСТ 801-78 по нормам для пяти групп сортового проката						ASTM E-45 (метод А) по нормам			
		1	2	3	4	5	Выход годного с первого контроля, %	«Dapinia»		WТm-138	
								Партии, шт.	Выход годного, %	Партии, шт.	Выход годного, %
15	29/29	–	–	–	7/7	8/8	100	11/11	100,0	3/3	100
36	77/74	2/2	3/3	–	8/8	9/9	100	49/46	93,9	–	–
Σ51	106/103	2/2	3/3	–	15/15	17/17	100	60/57	95,0	3/3	100

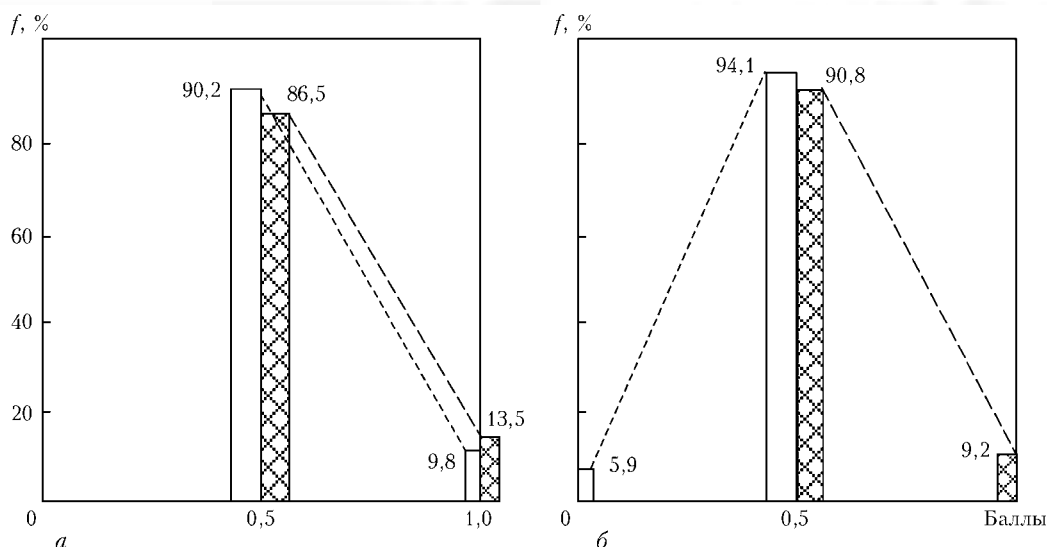


Рис. 2. Частота распределения образцов f стали ШХ15СГ-В с баллами по глобулярным включениям $D_{тон}$ (а) и $D_{тол}$ (б) сортового проката опытных (светлые столбики) и серийных (заштрихованные столбики) плавков при оценке по неметаллическим включениям согласно нормам WТm-138 ASTM E-45 (метод А)

Из данных табл. 4 следует, что металл 15 плавков стали при выполнении всех положений разработанных технологических инструкций аттестован с первого сдаточного контроля. Сортовой прокат трех плавков стали, проведенных с отклонением нормированных положений технологических инструкций, не в полной мере соответствовал требованиям зарубежных фирм по ASTM E-45 (метод А) из-за превышения средних баллов по серии оксидных включений $B_{тон}$ (1,60... 1,86 балла при норме не более 1,56).

Анализ технологической документации трех плавков стали показал, что отклонения операций по ходу плавки заключались в длительной обработке металла на УПК (110... 120 мин при норме не более 90 мин), не предусмотренной технологией науглероживания стали перед вакуумированием пакетами кокса, а также повышенным содержанием алюминия (0,039... 0,050 %) при регламентированном не более 0,035 %. При повторном сдаточном контроле сортовой прокат этих трех плавков также аттестован годным.

Как отмечалось выше, особенностью требований WТm-138 является регламентирование количества включений по каждой серии не средним баллом, а максимальными.

Для количественной оценки эффективности разработанной технологии в отношении чистоты получаемого сортового проката по неметаллическим включениям в работе выполнен исследовательский контроль 51 образца металла девяти партий сортового проката в профиле 18... 90 мм, а также сдаточного контроля 783 образцов серийных плавков стали, выплавленной в 2008 г. Результаты исследовательского контроля представлены на рис. 2, 3.

Анализ данных рис. 2 свидетельствует о том, что количество включений выше нормированных баллов (табл. 2) в сортовом прокате опытных плавков значительно меньше, чем серийных — по типам включений глобулярных $D_{тон}$ в 1,2 раза, $D_{тол}$ в 9,0 и оксидных $B_{тон}$ в 1,6 раза. Средний балл по оксидным включениям $B_{тол}$ проката опытных плавков был значительно ниже, чем металла, выплавляемо-

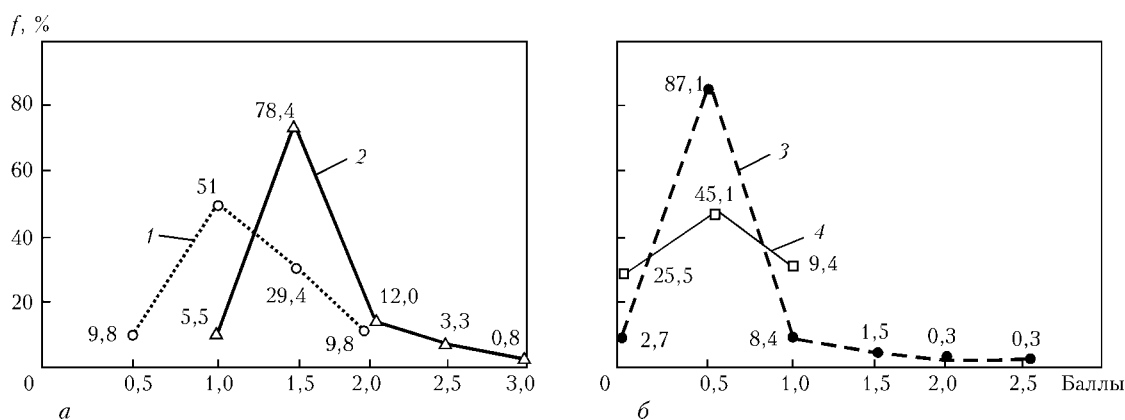


Рис. 3. Частота распределения образцов стали ШХ15СГ-В с баллами по оксидным включениям $B_{тон}$ (а) и $B_{тол}$ (б) сортового проката опытных (1, 2) и серийных (3, 4) плавков при оценке по неметаллическим включениям по стандарту ASTM E-45 (метод А) и нормам WТm-138



го по ранее действовавшей технологии, и составил 1,2 против 1,59.

В октябре 2009 г. выплавляли электросталь ШХ15СГ-В в ДСП-60 по прямому заказу фирмы WТm-138. Результаты исследовательского и сдаточного контроля качества проката (круг 36, 50 и 45 мм) по неметаллическим включениям показали полное соответствие его качества нормам WТm-138 и отгружены потребителю. Данные сравнительного анализа качества металла свидетельствуют о перспективности расширения производства стали ШХ15СГ-В и по весьма жестким нормам WТm-138.

Наряду с повышением качества стали ШХ15СГ-В по неметаллическим включениям разработанная инновационная технология обеспечивает снижение удельного расхода ферросплавов. При проведении 51 промышленной плавки стали группы ШХ15СГ-В в печи ДСП-60 удельный расход ферросплавов снижен на 3,14 кг/т, в том числе за счет применения ФМn78А — на 3,34 и ФС65 — на 1,62 кг/т.

Себестоимость стали ШХСГ15-В, производимой с использованием ферросиликомарганца МnС17, в сравнении с действующей технологией с применением ферромарганца ФМn78А и ферросилиция ФС65, снижена на 29,53 грн/т. Анализ технико-экономических показателей выплавки подшипниковой электростали подтверждает возможность дальнейшего повышения экономической эффективности ее производства.

Выводы

1. Разработана и внедрена в производство инновационная технология выплавки электростали ШХ15СГ-В в дуговых печах ДСП-60 с внепечной обработкой на УПК, а также вакуумированием с диверсификацией применяемых ферросплавов (использованием ферросиликомарганца МnС17 взамен высокоуглеродистого ферромарганца ФМn78А) при сокращенном расходе ферросилиция ФС65, обеспечивающая повышение выхода годных партий сортового проката с первого сдаточного контроля по

нормам зарубежных фирм при оценке по ASTM E-45 (метод А).

2. Установлено, что качество сортового проката стали ШХ15СГ-В, выпускаемого по промышленно освоенной новой технологии получения металла, при оценке по ASTM E-45 (метод А) значительно выше, по сравнению с прокатом, производившимся по действовавшей технологии с применением ферромарганца ФМn78А и ферросилиция ФС65; выход годных партий с первого сдаточного контроля при оценке загрязненности по неметаллическим включениям по ГОСТ 801–78 и ASTM E-45 (метод А) повысился от 63 до 90 %, а по отдельным размерным группам проката — до 100 %.

3. Показано, что разработанная и внедренная в промышленное производство технология выплавки электростали ШХ15СГ-В с использованием ферросиликомарганца МnС17 обеспечивает снижение расхода ферромарганца ФМn78А на 92, ферросилиция ФС65 — на 30 %, по сравнению с ранее действующей серийной технологией, себестоимости стали на 29,53 грн/т с возможностью дальнейшего улучшения технико-экономических показателей.

1. *Сравнительные* опытно-промышленные исследования влияния 65%-го ферросилиция с различным содержанием кальция на загрязненность стали ШХ15СГ-В глобулярными алюмокальциевыми включениями / А. И. Панченко, Н. М. Логозинский, А. С. Сальников и др. // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 4. — С. 49–55.
2. *Зайцев А. И., Литвин А. Д., Могутнов Б. М.* Фазовые равновесия в системе CaO–SiO₂–Al₂O₃ // *Материаловедение*. — 1998. — № 5. — С. 18–25.
3. *Жеребцов Д. А., Арчуков С. А., Михайлов Г. Г.* Исследование плавкости системы CaO–Al₂O₃ // *Расплавы*. — 1999. — № 2. — С. 63–65.
4. *Неметаллические* включения в сортовом прокате электростали ШХ15СГХВ / М. И. Гасик, К. В. Григорович, А. И. Панченко и др. // *Электрометаллургия*. — 2010. — № 5. — С. 2–14.
5. *Теоретические* предпосылки процессов формирования оксидных и глобулярных включений при различных остаточных содержаниях кальция и алюминия / М. И. Гасик, А. П. Горобец, А. И. Панченко и др. // *Металлург. и горноруд. пром-сть*. — 2008. — № 1. — С. 48–54.

ОАО «Днепроспецсталь», Запорожье
Нац. металлург. акад., Днепропетровск
Поступила 25.05.2010



УДК 621.791.3.05:620.17:669.6

ПАЙКА АЛЮМИНИДА ТИТАНА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫМИ ЛЕНТАМИ

С. В. Максимова, В. Ф. Хорунов

Представлены результаты исследований структурного состояния быстрозакаленных лент на базе системы Ti-Zr-Fe-(B), полученных с помощью быстрого охлаждения расплава. Изучены особенности формирования паяных соединений алюминидов титана, выполненных с использованием высокотемпературной вакуумной пайки и быстрозакаленных лент.

Results of investigations of structural state of rapidly-hardened foils on the base of Ti-Zr-Fe-(B) system, produced by a rapid cooling of melt, are presented. Peculiarities of formation of titanium aluminide brazed joints, made using a high-temperature vacuum brazing and rapidly-hardened strips are studied.

Ключевые слова: быстрозакаленные припои; структура; пайка; шов; интерметаллидный сплав; алюминид титана

Под термином быстрозакаленные сплавы подразумеваются сплавы, полученные путем быстрого охлаждения расплава (закалки) или конденсации из паровой фазы. Критическая скорость охлаждения является количественным критерием устойчивости переохлажденного расплава и определяет температурно-временные условия подавления процесса кристаллизации.

Быстрозакаленные сплавы могут отличаться от литых высококодисперсной дендритной, микрокристаллической и аморфной структурой, в зависимости от технологических параметров их получения.

Особенностями быстрозакаленных микрокристаллических сплавов является образование метастабильных промежуточных фаз [1]. При высоких скоростях охлаждения сплавов, содержащих интерметаллические соединения, отмечена склонность к подавлению зародышеобразования, что позволяет получать аморфное состояние без так называемых аморфизаторов (фосфор и бор).

Быстрозакаленные сплавы характеризуются высокой степенью химической однородности, пластичности, коррозионной стойкости, малыми толщинами и другими уникальными свойствами. Способ сверхбыстрой закалки позволил получать из хрупких сплавов пластичные гомогенные фольги [2].

Раньше эти сплавы использовали в качестве припоев только в виде порошка, для чего требовалось применение связующего вещества. Это усложняло технологический процесс пайки. Припой с аморф-

ной структурой можно использовать в виде закладных элементов любой формы. Химическая однородность припоя обеспечивает равномерное плавление припоя по объему.

Высокая степень структурного беспорядка и дефектность [3] способствуют большой диффузионной подвижности атомов и хорошему смачиванию паяемой поверхности, что в свою очередь создает благоприятные условия при кристаллизации паяных швов, приводит к отсутствию дефектов и обеспечивает оптимальную прочность соединений.

Широкое применение в промышленности для пайки нашли припои с аморфной структурой следующих систем: Ni-Cr-Si-B (для нержавеющей сталей); Ti-Cu-Ni, Ti-Zr-Cu-Ni (для титана и его сплавов); Cu-Ni-Sn-P (для меди и ее сплавов).

Получать аморфное состояние припоев на базе системы Ni-Cr позволило введение небольших количеств элементов-аморфизаторов: бора и кремния. К числу металлических объемно-аморфизирующих материалов относятся сплавы систем Ti-Cu-Ni, Ti-Zr-Cu-Ni, Zr-Ti-Ni, Cu-Zr-Ti, в которых в кристаллическом состоянии присутствуют интерметаллические соединения TiCu, Zr₂Cu, ZrCu_{3,6} и ZrCu с тройной фазой Лавеса TiZrCu₄ [4]. Однако для высокотемпературного применения желательно использовать припой, не содержащие медь.

В данной работе представлены результаты исследований быстрозакаленных припоев на базе системы Ti-Zr-Fe-(B), полученных способом спиннингования расплава, а также соединений алюминидов титана, выполненных этими припоями.

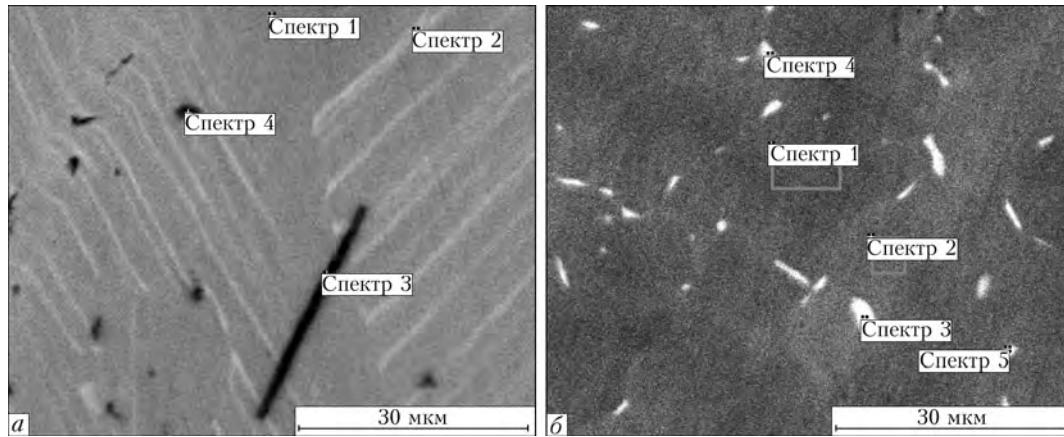


Рис. 1. Микроструктура паяемых интерметаллидных сплавов: а – 48XD; б – 4822

Для проведения экспериментов сплавы выплавляли в вакуумной печи с помощью дугового нагрева. Плавку осуществляли на медном водоохлаждаемом кристаллизаторе с обязательным переворачиванием слитков 2... 5 раз для усреднения химического состава. Полученные слитки размещали в вакуумной камере, расплавляли в очищенном аргоне (гелии), создавали избыточное давление ($1,8 \cdot 10^5$ Па), с помощью которого выдавливали струю металла на внешнюю поверхность медного диска-барабана, вращающегося с заданной скоростью (не более 40 м/с).

Скорость закалки регулировали в широких пределах путем варьирования линейной скорости вращения барабана в сочетании с геометрией сопла, через которое выдавливается жидкий металл, давления над расплавом, расстояния от сопла к поверхности барабана.

Полученную быстрозакаленную ленту припоя размещали между соединяемыми образцами алюминид титана, пайку проводили в вакуумной печи с применением радиационного нагрева при температуре 1150 °С в течение 60 мин. Металлографические исследования осуществляли с помощью оптической и электронной растровой микроскопии.

Для проведения экспериментов в качестве паяемого материала использовали интерметаллидные сплавы гама-титана двух марок: 48XD, полученного способом порошковой металлургии (рис. 1, а) и 4822 (рис. 1, б), изготовленного традиционными способами литья, в частности электронно-лучевой плавки (рис. 1, б).

Химический состав структурных составляющих паяемых материалов						
Исследуемый № спектра	Атомная доля элементов, %					
	Ti	Al	Mn	Nb	B	Cr
<i>Сплав 48XD</i>						
1	48,00	48,65	1,51	1,85	0	–
2	53,25	42,74	1,94	2,07	0	–
3	22,52	5,54	0,18	0,74	71,02	–
4	25,18	7,04	0,29	0,82	66,67	–
<i>Сплав 4822</i>						
1	48,89	47,70	–	1,61	–	1,80
2	49,36	47,54	–	1,52	–	1,57
3	54,49	34,33	–	1,87	–	9,31
4	52,87	38,47	–	1,96	–	6,70
5	51,22	43,36	–	1,70	–	3,72

Сплавы достехиометрического состава Ti–(46–49) Al расположены в двухфазной ($\alpha_2 + \gamma$) области, где α_2 -фаза представлена интерметаллидом Ti_3Al , а γ -фаза – интерметаллидом TiAl

Рассматриваемые сплавы содержат одинаковую атомную долю алюминия (48... 49 %), но морфология их структурных составляющих несколько отличается. В сплаве 48XD (Ti–45Al–2Nb–2Mn–0,8 TiB₂) на фоне

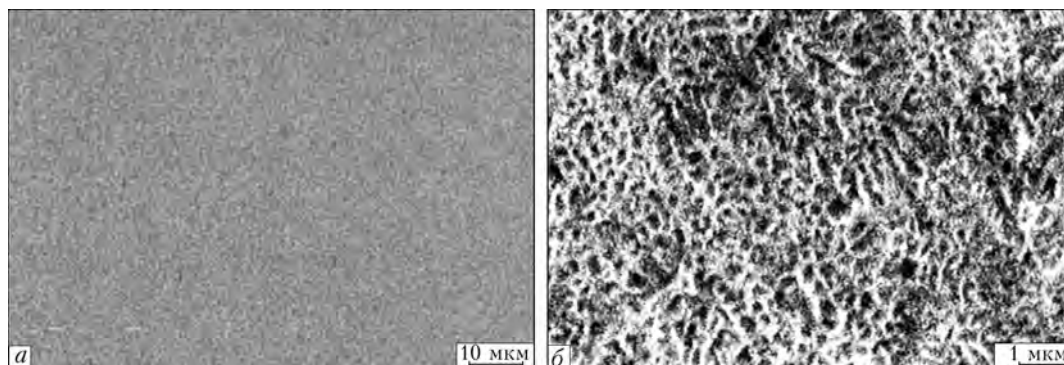


Рис. 2. Микроструктура применяемого припоя системы Ti–Zr–Fe в быстрозакаленном состоянии до (а) и после (б) травления

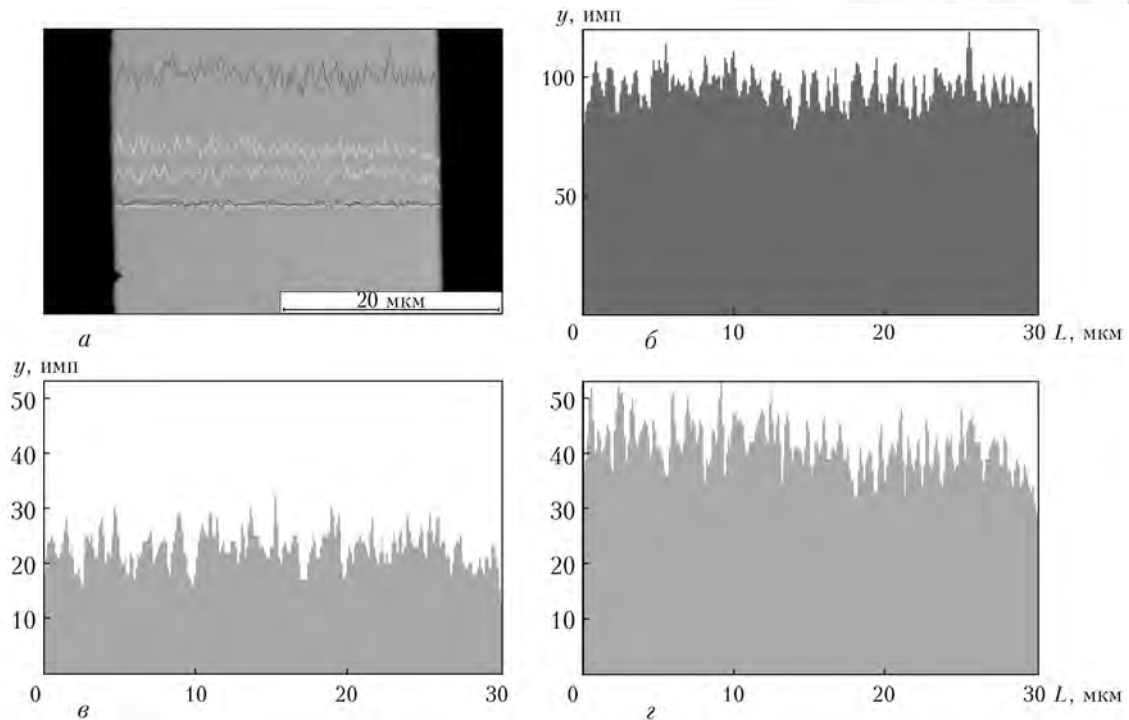


Рис. 3. Исследуемый участок быстрозакаленной ленты Ti-Fe-Zr в отраженных электронах (а) и качественное распределение титана (б), железа (в) и циркония (г) по ее ширине; y — количество импульсов; L — длина исследуемого участка

ламельной структуры γ -TiAl и α_2 -фазы кристаллизуются иглоподобные бориды, атомная доля бора в них составляет 66,67... 71,02 % (таблица).

Следует отметить, что в исходном состоянии в литом сплаве 4822 (Ti-48Al-1,6Nb-2Cr) ламельная структура отсутствует, но обнаружены дисперсные частицы α_2 -фазы (белого цвета), содержащие увеличенное количество хрома (рис. 1, б).

Используемые припои в виде быстрозакаленных лент характеризуются однородной стекловидной структурой (рис. 2, а) как для сплава Ti-Zr-Fe, так и для сплавов системы Ti-Zr-Fe-B. В некоторых участках зафиксированы дискретные несплошности ленты в виде перфорированных участков. После травления ленты проявляется ячеистая ультрадисперсная структура сплава Ti-Zr-Fe (рис. 2, б),

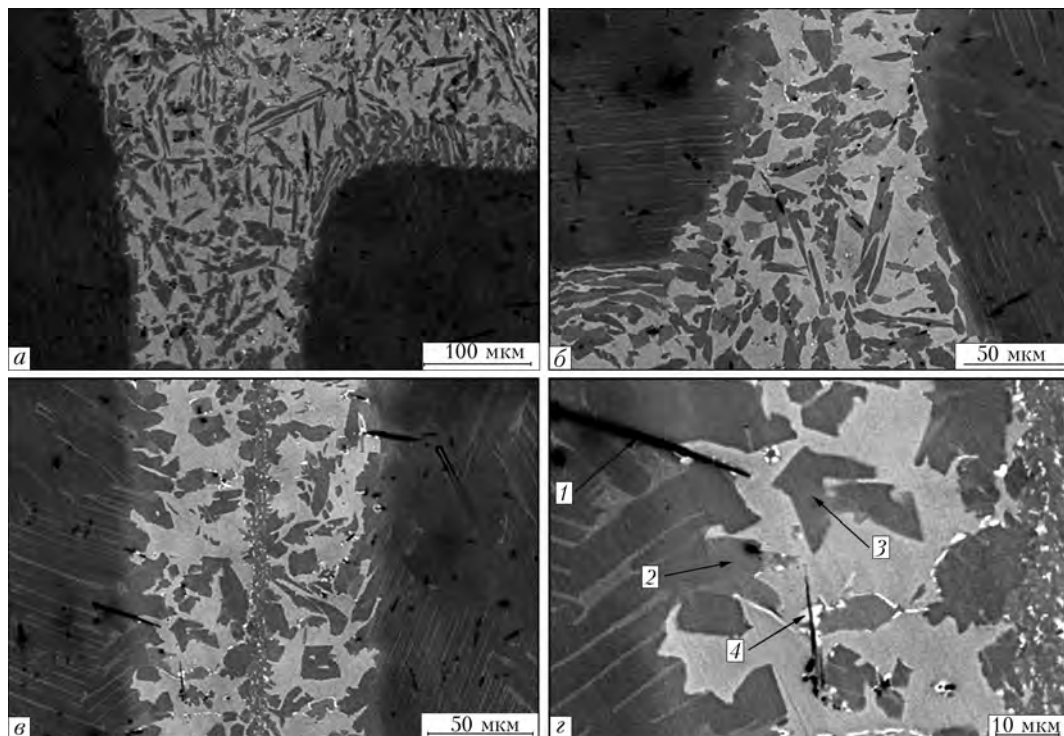


Рис. 4. Прямая (а) и обратная (б) галтели паяного соединения сплава 48XD, полученного с помощью припоя Ti-13,1Zr-24,7Fe-5B, а также микроструктура паяного шва (в, г); 1 — бориды; 2 — светло-серое зерно; 3 — темно-серое зерно; 4 — белая ультрадисперсная фаза

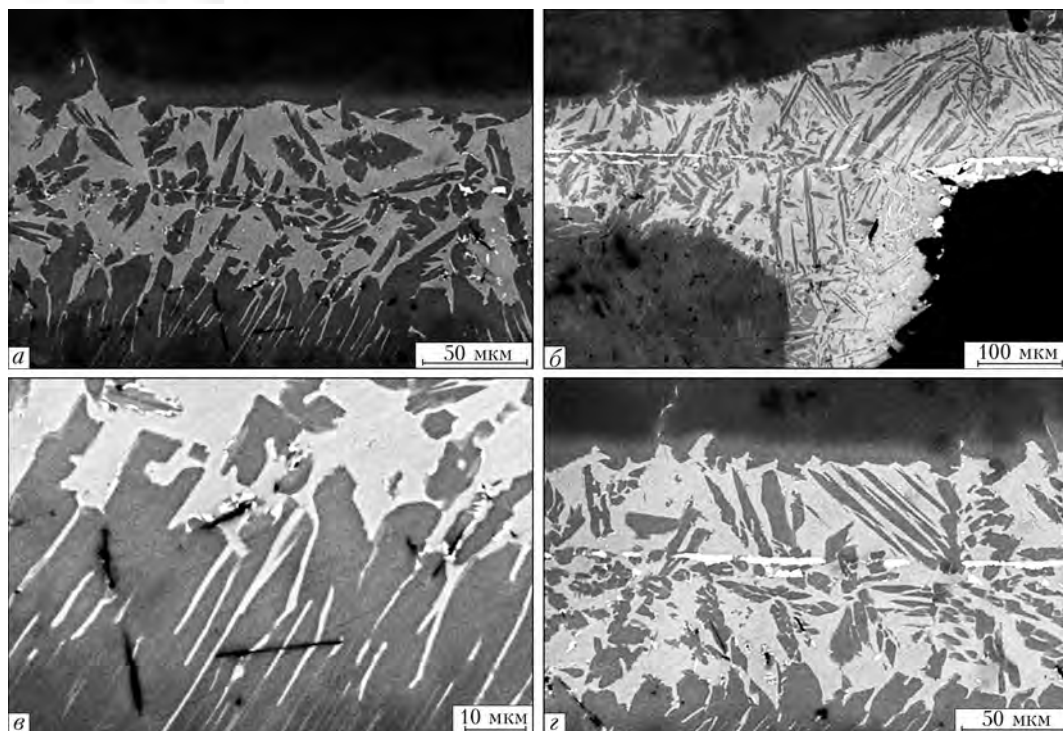


Рис. 5. Микроструктура паяного соединения интерметаллидных сплавов 4822 и 48XD, полученных с использованием припоя Ti-13,4Zr-24,4Fe-2,5B

для изучения которой требуется высокоразрешающее оборудование.

Все составляющие химические элементы припоя распределены по ширине быстрозакаленной ленты равномерно (рис. 3), кроме циркония, количество которого понижается на внешней поверхности ленты, контактирующей с воздухом.

Отличительной чертой паяных соединений интерметаллидного сплава 48XD, полученных с использованием высокотемпературной вакуумной пайки и припоя на базе системы Ti-Zr-Fe, содержащего бор (не более 2,5 ат. %), является хорошее смачивание и растекание по гамма-алюминиду, а также наличие с двух сторон полных галтелей (рис. 4, а, б).

Присутствие бора в паяемом материале и припое способствует формированию единичных боридных иглообразных выделений в приграничной зоне основного металла и паяного шва (рис. 4, в, г).

В металле паяного шва на фоне светлой матрицы состава 57,08Ti-31,16Al-5,16Fe-2,21Zr-2,3Nb кристаллизуются темно-серые зерна, содержащие около 43 ат. % алюминия. В светло-серых зернах атомная доля алюминия понижается до 28... 35 %.

В соответствии с диаграммами состояния [5], можно предположить, что кристаллизуются зерна соответственно фаз TiAl и Ti₃Al. В паяном шве изредка обнаруживаются дискретные ультрадисперсные выделения светлой фазы размером приблизительно 1 мкм и меньше, в которых атомная доля алюминия понижается до 28 %, а циркония — не превышает 2,67 %.

При пайке интерметаллидных сплавов гамма-алюминид титана двух марок (48XD и 4822) между собой, отличающихся способом получения, струк-

тура металла швов практически аналогична таковой предыдущего образца.

Со стороны сплава 4822 обнаружена гладкая линия раздела, вдоль шва в виде полосы кристаллизуется фаза, химический состав которой аналогичен составу основного материала и содержит около 45 % алюминия.

Иногда встречаются участки, в которых металл матрицы шва, имеющий 33 ат. % алюминия и около 1 ат. % хрома, проникает в глубину сплава примерно на 25 мкм (рис. 5, а). Формируются достаточно полные галтельные участки (рис. 5, б).

Со стороны гамма-алюминид титана марки 48XD зафиксирована типичная картина направленного роста пластинчатых формирований двух фаз TiAl и Ti₃Al, которые зарождаются на подложке основного металла и растут в сторону сплава марки 4822 (рис. 5, в).

Ширина шва одинаковая при использовании этих двух припоев. Она составляет около 125 мкм и определяется шириной ленты. Понижение массовой доли бора от 1,0 до 0,5 % в припое не оказывает существенного влияния на формирование паяных соединений.

Следует отметить, что игловидные бориды кристаллизуются только в приграничной ко шву зоне сплава 48XD (рис. 5, в). При формировании паяного шва со стороны галтельного участка по оси отмечена кристаллизация прерывистых нитевидных выделений светлой фазы, содержащей около 2 ат. % циркония (рис. 5, г).

Такое прерывистое выделение данной фазы предпочтительнее сплошной полосы и не нарушает целостность и плотность паяного шва, а также галтельного участка.



Выводы

1. Установлено, что быстрозакаленные ленты на базе системы Ti-13Zr-24Fe-(2,5-5)В характеризуются микрокристаллической структурой с равномерным распределением составляющих химических элементов по ширине ленты.

2. Показано, что применение припоев в виде быстрозакаленной ленты на базе системы Ti-Zr-Fe-B для пайки интерметаллидных сплавов 48XD (Ti-45Al-2Nb-2Mn-0,8 TiB₂) и 4822(Ti-48Al-1,6Nb-2Cr) обеспечивает формирование плотных паяных швов и галтельных участков. При пайке интерметаллидного сплава 48XD, содержащего TiB₂ (в однородном сочетании), кристаллизация боридов в виде дискретных иглообразных выделений обнаружена не только в основном металле 48XD, но и в зоне паяного шва, примыкающего к основному материалу.

3. Определено, что при пайке интерметаллидных сплавов 48XD и 4822 между собой бориды выделяются только в приграничной к шву зоне паяемого материала 48XD.

4. Отмечено, что при использовании для пайки интерметаллидных титановых сплавов быстрозака-

ленных припоев системы Ti-Zr-Fe-(B), не содержащих алюминий, шов насыщается алюминием паяемого материала благодаря высокой диффузионной подвижности последнего, и при охлаждении кристаллизуются фазы, близкие по составу к основному материалу.

1. *Фаткулин О. Х.* Современное состояние металловедения быстрозакаленных жаропрочных сплавов // Технология легких сплавов. — 2005. — № 1. — 4. — С. 24–31.
2. *Хорунов В. Ф., Максимова С. В.* Аморфные припой — перспективный материал для современных технологических процессов пайки // Автомат. сварка. — 2005. — № 10. — С. 35–40.
3. *Исследование воздействия потока гамма-квантов на аморфные сплавы TiNi-TiCu* / Н. М. Матвеева, А. А. Клопотов, В. А. Плотников и др. // Металлы. — 1997. — № 6. — С. 109–112.
4. *Ковнеристый Ю. К.* Объемно-аморфизирующиеся металлические сплавы. — М.: Наука, 1999. — 80 с.
5. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник*: в 3 т. Т. 2 / Под ред. Н. П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1997. — 1024 с.

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

Поступила 16.07.2010

**8-я МЕЖДУНАРОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ
ВЫСТАВКА МЕТАЛЛООБРАБОТКА. УРАЛ/UralMetalExpo**

**2-я МЕЖДУНАРОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ
ВЫСТАВКА СВАРКА. УРАЛ/UralWeldExpo**



**12–14 апреля 2011 г.
г. Екатеринбург**

Тематика выставки

- Металлорежущее оборудование
- Кузнечно-прессовое оборудование
- Литейное оборудование
- Сварочное оборудование. Специальные методы в сварке
- Оборудование, инструменты, материалы, технологии для обработки поверхностей и нанесения покрытий
- Инструменты станочные: металлорежущие, абразивные, резбонарезные и др.
- Контрольно-измерительные машины, приборы и инструменты
- Комплектуемые узлы и изделия, в том числе системы ЧПУ, гидравлические и пневматические системы, электродвигатели
- Подшипники. Технологическая оснастка. Материалы для металлообработки
- Автоматизированные системы управления технологическими процессами и производством, промышленная автоматизация. Роботы, системы и компоненты, информационные технологии
- Ретрофитинг и модернизация оборудования. Лизинг
- Субконтракция
- Инвестиционные и инновационные проекты, технологические и конструкторские разработки, профильное образование

www.uralexpotool.ru

РЕМОНТ СТОРОК РЕГУЛИРУЕМОГО СОПЛА АВИАЦИОННОГО ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ СПОСОБОМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПАЙКИ В ВАКУУМЕ

И. С. Малашенко, В. Е. Мазурак, В. В. Куренкова,
Т. Н. Кушнарева, Ю. В. Гусев

Сравниваются технологические возможности использования бинарного борсодержащего припоя и аналогичного с присадкой 20 мас. % эвтектической композиции Ni–12%Si при формировании соединений сплава ЖС6К в условиях ремонтной пайки в вакууме. Рассмотрено влияние различных режимов отжига на физико-механические свойства основного металла створки регулируемого сопла авиационного газотурбинного двигателя (АГТД) и его соединений после пайки. Показана перспективность использования комплексного припоя с бором и кремнием в технологии восстановления деталей горячего тракта АГТД пайкой.

Technological possibilities of using binary boron-containing brazing alloy and similar one with filler of 20 % eutectic composition Ni–12%Si in formation of joints of alloy ZhS6K under conditions of repair brazing in vacuum are compared. The effect of different conditions of annealing on physical-mechanical properties of parent metal of a flap of an adjustable nozzle of aircraft gas turbine engine (AGTE) and its joints after brazing is considered. The prospects of application of a complex brazing alloy with boron and silicon in the technology of restoration of hot track parts of GTE by brazing are shown.

Ключевые слова: ремонтная пайка; литейный сплав ЖС6К; створка сопла АГТД; бор- и боркремнийсодержащие припои; припой НС12; жидкостно-диффузионное соединение; прочность; пластичность; структура; карбидные фазы; разрушение

Введение. Детали горячего тракта теплонапряженных турбин подвержены термической усталости вследствие возникновения высоких знакопеременных внутренних напряжений, связанных с циклическим изменением температуры газового потока и, соответственно, с неравномерным нагревом и охлаждением стенок деталей. Напряжения, возникающие в процессе смены циклов нагрева и охлаждения при достижении максимума, вызывают локальные разрушения деталей в виде трещин термической усталости.

Разрушение при термической усталости может рассматриваться как низко-, так и высокотемпературное и определяется, согласно работе [1], типом излома — транскристаллитным или межзерненным. Наиболее существенным фактором, оказывающим влияние на характер деформации и разрушение детали (помимо структуры металла отливки), является температура, при которой достигаются максимальные напряжения или деформации в цикле термического нагружения.

Для восстановления поврежденных направляющих лопаток соплового аппарата или створок регулируемого сопла авиационного газотурбинного дви-

гателя (АГТД), получаемых по литейной технологии, целесообразно применять высокотемпературную пайку в вакууме [2–4] или в нейтральной среде — аргоне [5].

Пайка характеризуется рядом преимуществ, по сравнению с аргонодуговой сваркой, особенно когда это касается ремонта изделий, выполненных из высоколегированных жаропрочных никелевых сплавов.

Благодаря высоким значениям прочности паяных соединений (ПС) пайку рассматривают как альтернативу сварке. В процессе пайки не возникает высоких термических напряжений, свойственных аргонодуговой сварке, отсутствует опасность растрескивания металла шва или зоны термического влияния при выделении упрочняющей γ' -фазы во время охлаждения сварных швов или термообработки [4, 6, 7].

В работах [5–8] рассмотрены технологические особенности изотермической пайки в вакууме жаропрочных сплавов (ЖС) различного уровня легирования. Применение композиционных припоев, позволивших приблизить химический состав и физико-механические характеристики формируемых паяных швов к свойствам паяемого металла, дало возможность успешно восстанавливать детали АГТД пайкой.

Использование многокомпонентных композиционных припоев с наполнителем позволяет создавать ПС (конструкции) с надежными функциональ-



ными свойствами: жаростойкостью, коррозионной стойкостью, сопротивлением термической и многоциклового усталости. Но при этом необходимо оптимизировать режимы высокотемпературной пайки и последующей термообработки восстановленных пайкой изделий конкретно для ЖС различного уровня легирования.

Основная задача исследования состояла в оценке универсальности бор- и кремнийсодержащего припоя для высокотемпературной пайки сплава ЖС6К, в сравнении с базовым бинарным припоем 40%(Ni-Co-Cr-Al-2,5% В) + 60% Rene-142.

Материалы и методы исследования. Паяные соединения из сплава ЖС6К получали из металла литых створок регулируемого сопла АГТД после примерно 500 ч эксплуатации. Пластины толщиной 1,6 мм распускали на заготовки, из которых готовили образцы для механических испытаний. Перед пайкой заготовки отжигали в вакууме при 1220 °С в течение 1 ч для растворения высокодисперсных выделений γ' -фазы в никелевой матрице [8].

При выборе вариантов припоев руководствовались тем, что их химический состав должен быть приближен к составу паяемого сплава и обеспечивать смачиваемость поверхности изделия при температуре пайки с минимальным растворением паяемой основы. В качестве базового использовали припой производства фирмы «PRAXAIR Surface Technologies» (США), мас. %: Ni-9Co-14Cr-4Al-2,5В (#1). Уменьшение растворения основного металла в расплаве припоя обеспечивали путем введения в паяльную смесь наполнителей из порошков никелевых суперсплавов, в частности Rene-142, применяемого в технологии восстановительного ремонта [9].

Перспективным припоем являлась композиция, состоящая из двух низкоплавких припоев — борсодержащего Ni-9%Co-14%Cr-3,5%Al-2,5%В и кремнийсодержащего эвтектического состава Ni-12%Si (НС12), а также наполнителя сплава Rene-142. В качестве связующего применяли раствор акриловой смолы в техническом ацетоне.

Среди всех используемых порошков-наполнителей сплав Rene-142 (мас. %: Ni-6,7Cr-11,5Co-1,4Mo-4,7W-6,4Ta-6Al-2,8Re1,5Hf-0,12C) отличается рациональным легирующим комплексом — тантал, гафний и рений обеспечивают ПС удовлетворительную прочность и жаропрочность, гафний и тантал ограничивают диффузионные процессы в жаропрочных системах Ni-Cr-Co-W-Mo-Ti-Al и увеличивают энергию атомных связей [8].

Соединения сплава ЖС6К получали путем заполнения зазора шириной 1 мм паяльной смесью либо с использованием контактной пайки пластин с исходным зазором около 100 мкм. Для предотвращения высыпания порошка припоя из зазора к тыльной части заготовки приваривали сеточку из проволоки ЭИ-435. В заготовке шириной 12 мм поперечный зазор имел длину 9 мм, поэтому при изготовлении образца паяный шов полностью захватывал его рабочую часть.

Пайку проводили при значениях температуры 1220... 1225 °С, 20... 15 мин в вакууме $8 \cdot 10^{-3}$ Па.

Основными методами структурных исследований ПС никелевых ЖС в настоящей работе служили растровая электронная микроскопия (CamScan-4) и электронно-зондовый микроанализ (энергодисперсионный анализатор ENERGY 200). Микротвердость различных зон ПС определяли с использованием приставки Duomat 4000E к оптическому микроскопу «Polivar Met».

Характеристики временного сопротивления и предела текучести ПС устанавливали путем испытания образцов на одноосное растяжение на разрывной машине Р-0,5 со скоростью движения захвата $v = 1$ мм/мин (скорость деформации примерно $1,65 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹). Испытания проводили при комнатной температуре и при 900 °С на воздухе.

Механические свойства сплава ЖС6К и его ПС.

В работе ставили задачу оптимизации состава припоя для применения в ремонте створок регулируемого сопла АГТД с помощью высокотемпературной пайки. Основным критерием оценки припоя, применяемого для ремонта деталей АГТД, была прочность паяного шва при рабочей температуре детали.

Согласно рис. 1, наиболее высокие значения временного сопротивления и предела текучести были у образцов после эксплуатации и отжига при 1220 °С, 1 ч + 900 °С, 4 ч. За базовую прочность сплава ЖС6К при 20 °С нами принято среднее значение временного сопротивления образцов из сплава ЖС6К, прошедших термообработку по режиму получения ПС, равное 906,7 МПа, а предела текучести — 734,7 МПа.

Необходимого сочетания прочности и пластичности металла достигали после отжига по режимам термофиксации литой створки при 1160 °С, 2 ч + старение 900 °С, 4 ч или старения после аустенитизации при 1050 °С, 4 ч (рис. 1). Высокая прочность (более 1000 МПа) сочеталась с относительным удлинением в интервале 9... 11 %. Данные рис. 1 показывают возможность применения различных видов термообработки в вакууме для получения нужных функциональных характеристик ПС в условиях эксплуатации.

Прочность ПС составляла 0,78... 0,98 прочности основного металла (табл. 1), причем большие значения соответствовали ПС, сформированным с применением припоя 20%#1 + 20%НС12 + 60% Rene-142.

Результаты механических испытаний свидетельствуют о высоком уровне технологических свойств трехкомпонентного припоя 20%#1 + 20%НС12 + 60% Rene-142, обеспечивавшего хорошее смачивание паяемых поверхностей (угол смачивания $\theta = 3... 5^\circ$), затекание в зазор и формирование плотных качественных швов с минимальным количеством дефектов.

Наряду с высокими значениями прочностных характеристик трехкомпонентный припой гарантировал ПС удовлетворительный запас пластичности (относительное удлинение составляло 1,8... 7,7 %).

На первом этапе исследований оптимизировали содержание НС12 в комплексном припое и тип при-

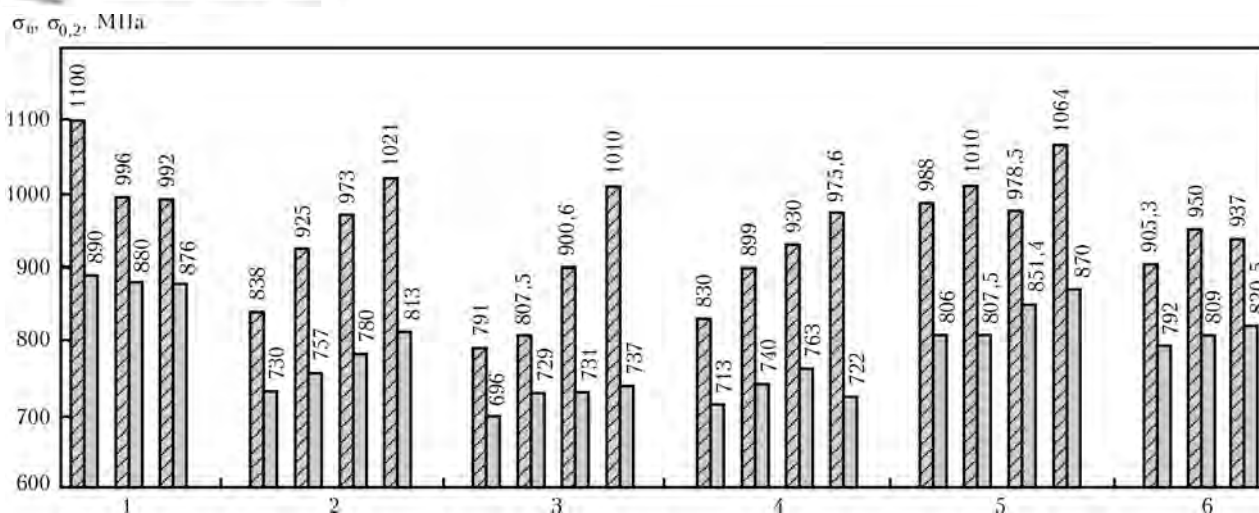


Рис. 1. Прочностные характеристики сплава ЖС6К (металла створки) после эксплуатации (1) и различных режимов термообработки в вакууме: 2 – 1220 °С, 1 ч; 3 – 1220 °С, 1 ч + 1160 °С, 2 ч; 4 – 1220 °С, 1 ч + 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 4 ч; 5 – 1220 °С, 1 ч + 900 °С, 4 ч; 6 – 1220 °С, 1 ч + 1050 °С, 4 ч; ▨ – σ_в; ■ – σ_{0,2}

меняемого связующего. Установлено, что предел текучести ПС, выполненных припоем с 20%НС12, составлял 742 МПа, а в случае припоя с 15%НС12 – 724,6 МПа. При нагружении первые очаги пластического течения возникают в паяемом металле и за-

тем, по мере нарастания деформационного упрочнения, переходят в металл шва.

Статистическая обработка результатов испытаний ПС сплава ЖС6К на растяжение при 20 °С показана на рис. 2. Сравнивали базовый композиционный припой #1 + 60%Rene-142 и комплексный

Таблица 1. Механические свойства ПС сплава ЖС6К, полученных с использованием жидкостно-реакционной технологии композиционными бор- и боркремнийсодержащими припоями

Объект исследования	№ образца	Поперечное сечение S, мм ²	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	ε, %
Исходный металл	2-0	4,77	689,0	841,0	11,2
	2-1	4,24	752,0	978,6	10,7
	2-2	4,96	761,5	926,6	8,3
После отжига 1220 °С, 1ч + 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 4 ч	9	3,62	722,3	975,6	6,7
	10	3,37	713,2	830,0	9,0
	11	3,22	740,3	898,7	10,7
	12	3,69	763,0	930,5	13,2
	4,1	13,48	–	628,6	0
	4,2	13,63	–	743,0	0
	5,7	3,93	711,4	719,0	0,2
Соединение, паяное припоем 40%#1 + 60% Rene-142	5,8	4,57	730,0	796,4	1,7
	5,9	4,01	–	697,2	0
	6,0	4,28	680,0	761,0	3,0
	6,1	3,64	674,0	674,0	0
	6,3	3,78	–	623,0	0
	1-6**	3,16	745,0	826,0	1,8
	2-7**	4,50	654,0	700,0	0,5
	3-9**	4,41	718,5	789,6	2,0
Соединение, паяное припоем 20%#1 + 20% НС12 60%Rene-142	3-1**	4,00	742,0	777,6	0,7
	2-8*	3,88	745,8	847,0	2,0
	2,9*	4,56	677,6	882,0	7,7
	3,2*	4,75	722,5	831,0	3,0
	3,9*	4,62	717,7	877,0	4,0

*ПС прошли окончательную термообработку в вакууме при температуре 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 4 ч.

**Окончательное старение при 950 °С, 2 ч.

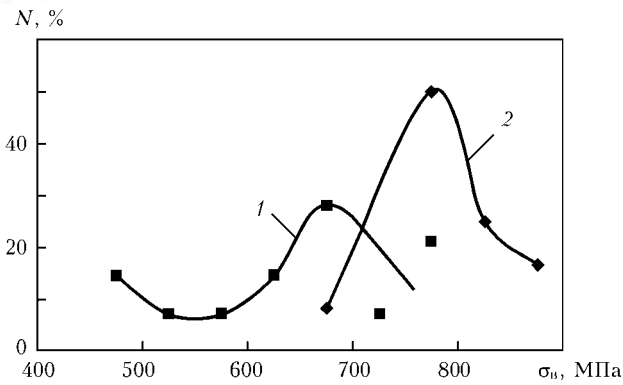


Рис. 2. Статистические кривые значений временного сопротивления $\sigma_{\text{в}}$ ПС сплава ЖС6К, выполненных борсодержащим припоем #1 + 60%Rene-142 (1 – 18 образцов) и комплексным припоем 20%#1 + 20%НС12 + 60%Rene-142 (2 – 12 образцов); N – количество образцов

припой, в который вводили 20 мас. % НС12. Как следует из работ [9–11], добавка в базовый припой 15... 20 мас. % НС12 улучшает жидкотекучесть и технологичность относительно вязкого бинарного припоя #1+60%Rene-142. Эвтектический припой Ni–Si способствует заполняемости зазоров (трещин) без усадочных дефектов и порообразования, нейтрализуя высокую реакционную способность борсодержащего припоя по отношению к паяемому сплаву.

В соответствии с результатами, представленными на рис. 2, зафиксировано заметное различие не только в уровне, но и в стабильности значений прочности. Более 70 % испытанных образцов сплава ЖС6К, спаянных припоем, содержащим НС12, имели временное сопротивление, соответствовавшее 0,85... 0,95 $\sigma_{\text{в}}$ основного металла (760... 850 МПа) и разрушались выше предела текучести в широком интервале значений $\sigma_{\text{в}}$ (рис. 2).

Более низкий уровень значений хрупкой прочности (550... 750 МПа) имели ПС, выполненные борсодержащим припоем без НС12. Данный результат является общим для высокотемпературной пайки литейных никелевых сплавов: ВЖЛ12У, ЖС26, ЖС26НК, ЖС6У. Тенденция гарантии пластичности (относительного удлинения) соединений наиболее выражена для комплексных припоев с 15... 20 мас. % НС12 [10].

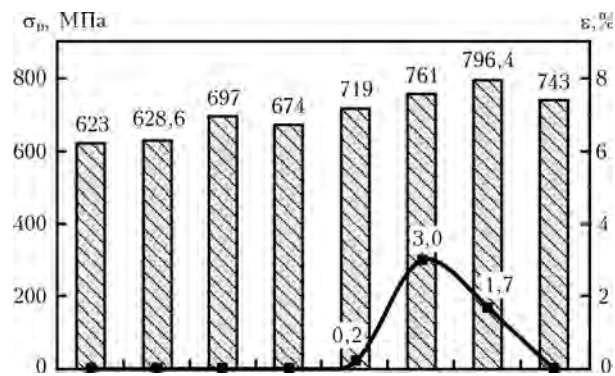


Рис.3. Механические свойства ПС сплава ЖС6К, полученных с использованием бинарного припоя #1 + 60%Rene-142, после стандартной двухстадийной термообработки (старение при 1050 °С, 4 ч)

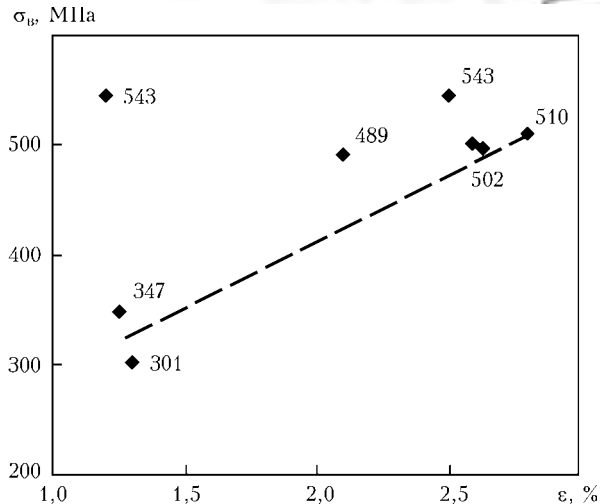


Рис. 4. Взаимосвязь прочности ПС сплава ЖС6К и их относительного удлинения при 900 °С

Рис. 3 иллюстрирует хрупкую прочность ПС, выполненных борсодержащим припоем с наполнителем из порошка Rene-142 без добавления НС12. Показаны механические свойства ПС сплава ЖС6К после стандартной двухстадийной термообработки (старение при 1050 °С, 4 ч). При максимальной пластичности $\epsilon = 1,7... 3,0$ % значение $\Delta\sigma(\sigma_{\text{в}} - \sigma_{\text{Т}})$ составляет всего 60... 80 МПа.

Исследовали прочность при статическом растяжении, а также долговечность основного металла и ПС при 900 °С на воздухе. Полученные значения прочности ПС при высокой температуре были вполне удовлетворительными (рис. 4). Образцы основного металла и ПС (ширина зазора 1 мм) сплава ЖС6К, сформированные комплексными припоями с наполнителем из порошка Rene-142 и отожженные при 1160°С, 2 ч + 1050 °С, 4 ч, испытывали при напряжениях 294,0, 196,0 и 176,5 МПа (табл. 2, 3). Значения долговечности ПС достигали 1,5... 22 ч. В испытаниях образцов на длительную прочность при использовании зазора 1 мм определяли фактическую длительную прочность закристаллизовавшегося металла ПС.

При длительных испытаниях основного металла образцы разрушались в проушинах, что свидетельствует о низком качестве сплава в периферийных участках створки вдоль полосы усиления, где воз-

Таблица 2. Долговечность основного металла (сплав ЖС6К после двух- и трехстадийной термообработки) при температуре 900 °С и приложенной нагрузке 294 МПа на воздухе

№ образца	Долговечность τ , мин	Удлинение ϵ , %	Термообработка в вакууме
0-1	1320	Разрушение в головке	
0-2	1200	6,1	
0-3	210	Разрушение в головке	1220 °С, 1 ч + 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 2 ч
0-0	110	4,1	
0-6	730	9,5	
4-4	1260	11,7	1220 °С, 1 ч + 900 °С, 4 ч

Таблица 3. Долговечность ПС сплава ЖС6К (вторая Луцкая створка), выполненных комплексным припоем 20% #1 + 20%НС12 + 60% Rene-142 после двухстадийной термообработки ($T_{исп} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$)

№ образца	σ , МПа	Долговечность τ , мин	Удлинение ϵ , %	Термообработка* в вакууме
0	196	180	1,02	
1	176	540	8,00	
2	176	90	4,30	1160 $^{\circ}\text{C}$, 2ч + 900 $^{\circ}\text{C}$, 2ч
3	176	600	7,30	

*Отжиг при температуре 1050 $^{\circ}\text{C}$, 4 ч исключен с целью проверки возможности получения более высокого уровня долговечности.

никают трещины термической усталости. В периферийных участках створки имелась литейная микропористость, являвшаяся причиной преждевременного разрушения деталей в процессе эксплуатации.

Анализ результатов механических испытаний образцов ПС, сформированных с применением трехкомпозиционного припоя с зазором шириной 1 мм, после применения различных видов финальной термообработки (табл. 1) показал, что более стабильные значения временного сопротивления при комнатной температуре были у образцов, прошедших гомогенизацию при температуре 1220 $^{\circ}\text{C}$, 20 мин и высокотемпературный отжиг при 1050 $^{\circ}\text{C}$, 4 ч.

Относительное удлинение составляло 2,0... 7,7%. Данная термообработка обеспечивает при температуре запуска двигателя определенный запас пластичности и хорошую прочность. Низкотемпературный отжиг при 950 $^{\circ}\text{C}$, 2 ч снижал показатели прочности и пластичности металла шва ввиду выделения большего количества упрочняющей γ' -фазы и изменения морфологии карбидных фаз.

Ремонт образцов ПС сплава ЖС6К. В ряде экспериментов использовали ремонтную (повторную) пайку заготовок соединений или уже готовых спаянных образцов в зависимости от того, на каком этапе подготовки ПС выявили усадочную пористость.

Для борьбы с непроямами в швах в случае использования шприцевого заполнения технологического зазора шириной 1 мм припоем применяли ручное заполнение, а сверху — нанесение валика припоя, пропитанного раствором акриловой смолы.

Высокотемпературное старение при 1050 $^{\circ}\text{C}$ проводили в течение 5 ч.

Результаты испытаний на растяжение повторно спаянных образцов были всегда положительными (табл. 4). Сравнивали свойства ПС, выполненных бинарным припоем повторно и припоем с 20 мас. % Ni–12% Si.

В случае бинарного борсодержащего припоя получали стабильно сниженные значения временного сопротивления (648,5... 699 МПа) при остаточной пластичности 0,2... 0,6%. Введение НС12 в припой повышало предел текучести и временное сопротивление ПС до 719,5... 745 МПа, относительное удлинение составляло 1,0... 6,2%.

ПС, выполненные бинарными борсодержащими припоями, были стабильно более хрупкими, чем соединения, полученные комплексным припоем с НС12. Соединения разрушались на пределе упругости по достижении предела текучести при напряжении 650... 700 МПа.

Результаты металлографического анализа. Оптимизацию состава припоев проводили на основании результатов механических испытаний образцов ПС во взаимосвязи с исследованием структуры металла швов. Основным критерием оценки качества металла шва служила степень гомогенности его структуры при сохранении в нем минимального количества грубых карборидных фаз и сложнелегированных междендритных эвтектик. Припой #1 + Rene-142 и #1 + 20%НС12 + Rene-142 обеспечивали достаточно высокий уровень механических свойств ПС и находились в тесной взаимосвязи с соответствующей структурой металла шва.

Введение эвтектического припоя Ni–12%Si в бинарный припой #1 + Rene-142 снижало объемную долю хрупких вторичных фаз до 4,6... 5,2%, при этом карбидные фазы располагались в межосевых областях, а боридные хромовые не определялись вообще. Наряду с кремнием в металл шва из НС12 дополнительно поступало приблизительно 17 мас. % Ni. Соответственно уменьшалась степень легирования шва, и равновесие в затвердевавшем припое сдвигалось в сторону образования γ -раствора и боридных фаз цементитного типа (Ni_3B [11, 12]). При этом образовывалась четкая дендрито-ячеистая структура с размером ячейки около 30... 50 мкм.

Таблица 4. Механические свойства ПС (повторная пайка и термообработка)

Вариант припоя	№ образца	S , мм ²	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	ϵ , %	Объект восстановления
11 ([#1] + 60%Rene-142)	0–7	3,94	–	665,0	0	Образец*
	4–2	3,65	–	743,0	0	Заготовка*
	4–4	4,73	653,3	788,0	5,0	Образец*
12 ([#1] + 20%НС12 + 60% Rene-142)	4–6	3,49	739,2	877,0	6,2	Заготовка*
	4–8	5,0	755,4	775,0	1,0	Заготовка*
	4–9	3,23	774,4	841,3	2,8	Однократная пайка

*Образцы вариантов 11 и 12 отреставрированы с повторным использованием припоя варианта 12.

Таблица 5. Микроанализ отдельных фаз, составляющих металл шва ПС, выполненных при температуре 1210 °С, 20 мин с применением различных припоев без отжига и после него

№ спектра	Массовая доля компонентов, %											Тип фаз	HV, МПа
	C*	Al	Cr	Co	Ni	Mo	Hf	Ta	W	Re	Si		
#1 + 60%Rene-142 без отжига (рис. 5, а)													
1	1,50	5,15	9,35	11,3	64,96	0,79	–	2,46	2,80	1,71	–	Раствор	4015
3	1,63	2,19	7,53	13,8	62,49	0,54	3,61	7,5	0,75	–	–	Эвтектика	8085
6	6,77	–	48,53	4,84	5,67	5,32	–	0,76	11,30	16,8	–	Me ₂₃ (C,B) ₆	181110
#1 + 60%Rene-142 после отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч (рис. 5, б)													
2	2,23	4,90	9,27	10,9	63,37	0,81	–	2,72	4,03	1,75	–	Раствор	4200
3	1,92	1,98	7,42	13,5	60,96	–	6,79	5,15	1,50	0,79	–	Эвтектика	8480
5	3,72	–	48,64	4,32	4,69	5,27	–	–	13,80	19,60	–	Me ₂₃ (C,B) ₆	13180
6	3,26	–	26,34	3,66	6,64	12,53	–	3,87	35,50	7,94	–	Me ₆ C	18785
8	7,35	–	0,70	1,09	4,66	–	27,1	57,1	–	–	–	MeC	22150
#1 + 20%HC12 + 60%Rene-142 без отжига (рис. 5, в)													
3	2,20	3,71	6,50	9,13	60,41	0,89	–	4,22	3,13	2,36	1,45	Раствор	4465
4	5,73	0,34	15,18	3,33	13,42	8,26	4,65	27,6	10,90	10,20	0,46	MeC	–
6	3,13	0,53	4,64	10,3	66,93	–	5,82	4,45	0,92	–	3,27	Ni _x Hf _y	6140
#1 + 20%HC12 + 60%Rene-142 после отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч (рис. 5, з)													
2	1,97	4,16	7,14	9,58	65,96	0,28	–	3,72	3,97	2,17	1,06	Раствор	4240
4	5,96	–	3,37	5,97	13,77	13,58	–	11,1	39,90	6,39	–	Me ₆ C	19730
6	6,76	1,78	4,02	5,93	34,63	4,96	5,83	13,4	16,50	4,20	2,00	MeC	–

*Углерод дан качественно ввиду ошибки прибора при определении типа составляющих фаз.

В табл. 5 представлен фазовый состав паяных швов двух систем припоев после пайки и двухступенчатой термообработки, показано преимущество исполь-

зования припоя с кремнием 20%#1 + 20%HC12 + + 60%Rene-142 (рис. 5, в, з), в сравнении с 40%#1 +

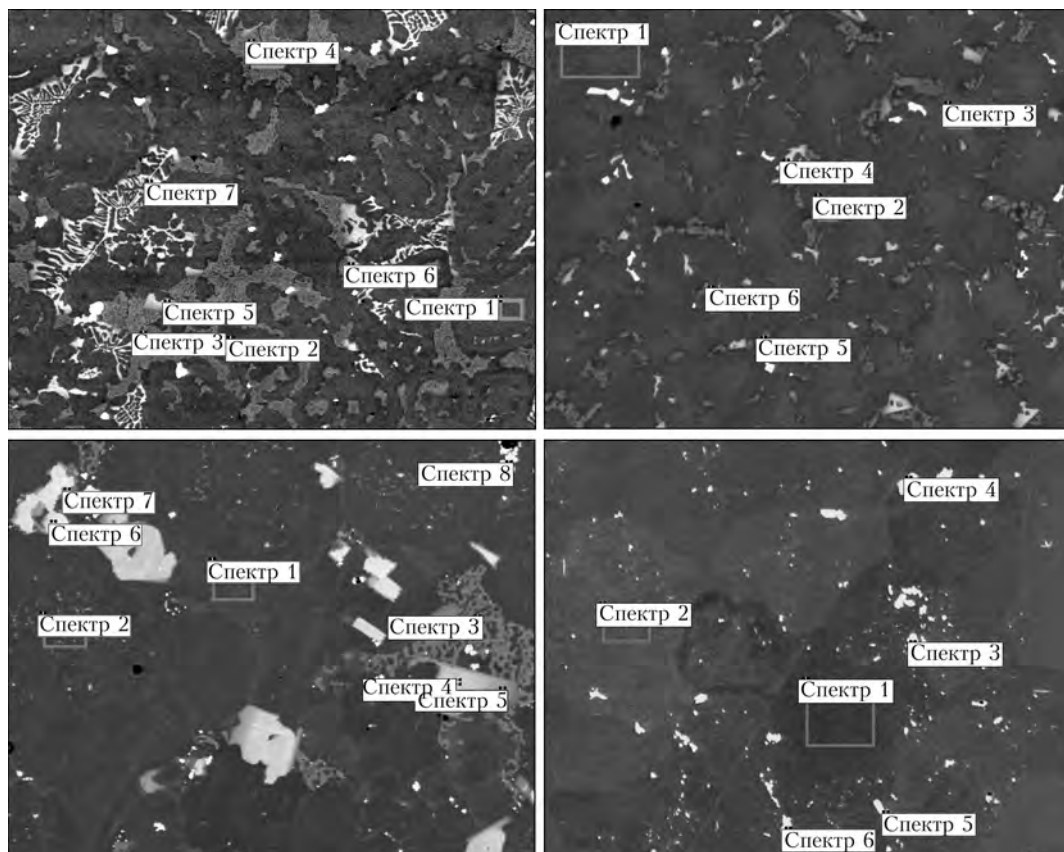


Рис. 5. Микроструктура металла швов, сформированных припоями #1 + 60%Rene-142 (а, б) и #1 + 20%HC12 + 60%Rene-142 (в, з) при кристаллизации (а, б, X200) и после термообработки (в, з, X500)

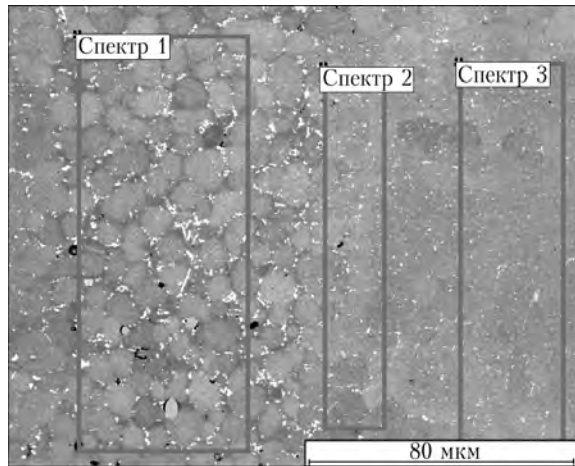


Рис. 6. Участки рентгеноспектрального микроанализа паяного шва, сформированного с применением припоя 20%НС12 + 20%#1 + 60%Рене-142 при 1220 °С, 20 мин и отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч

+ 60%Рене-142 (рис. 5, а, б), по степени гомогенности и однородности структуры.

После термообработки металл шва комплексно припоя представлял собой гомогенный раствор с редкими выделениями двойных карбидов Me_6C и дисперсными полиэдрическими карбидными частицами MeC (с микротвердостью 26600 МПа). Эти выделения на основе тантала (до 40 %) с гафнием, титаном, ниобием — продукт распада первичных штриховых карбидных фаз и высокотемпературных междендритных эвтектик — являются структурно стабильными при эксплуатации в условиях высокой температуры (табл. 5, рис. 5, з) [13].

В случае использования базового композиционного припоя #1 + Рене-142 после завершающей двухступенчатой термообработки не удавалось полностью избежать хрупкого разрушения ПС в процессе испытаний на растяжение из-за наличия в металле шва крупных карбидных (карборидных) фаз $Me_{23}(C, B)_6$, которые при микротвердости 12000...15000 МПа (табл. 5, рис. 5, е) оставались достаточно стабильными при температуре гомогенизации и являлись очагами транскристаллитного разрушения ПС при нагружении.

На рис. 6 и табл. 6 показана структура паяного шва при использовании припоя 20%#1 + 20%НС12 + 60%Рене-142 на образце из сплава ЖС6К после всех видов термообработки. Четко просматривается

ячеистый характер закристаллизовавшегося металла шва и минимальное количество вторичных междендритных карбидных фаз в шве. При зазоре 1 мм шов имел плотную структуру без следов усадки или непропаев, ширина диффузионной зоны достигала 50...70 мкм.

На начальном этапе исследований ПС, сформированных с применением припоев #1 + 60%Рене-142 с НС12 и без него, варьировали режим финишной термообработки после пайки, включающий гомогенизацию при 1160 °С, 2 ч и старение при 950 °С, 2...4 ч или 1050 °С, 2...5 ч (рис. 7).

Для формирования менее выраженной гетерофазной структуры металла паяных швов шириной более 1 мм после гомогенизации при 1160 °С, 2 ч целесообразно применять высокотемпературный отжиг (старение) при 1050 °С, 4...5 ч. В этом случае более полно протекают процессы растворения грубых карборидных фаз и сложнoleгированных эвтектик.

Использование бескремнистого припоя #1 + 60%Рене-142 и принятых режимов финишной термообработки не обеспечивает структурную гомогенность металла шва: объемная доля вторичных карборидных фаз, в основном расположенных в междендритных областях, составляет 11...18 % (рис. 7, а, б). Наличие укрупненных карбидов и пограничных эвтектик способствует охрупчиванию ПС и провоцирует их раннее разрушение при нагружении.

На примере системы припоя 20%#1 + 20%НС12 + 60%Рене-142 установлено, что старение ПС при 950 °С, 2 ч приводит к увеличению объемной доли субдисперсной γ' -фазы, однако границы зерен содержат нежелательное количество вторичных карборидных фаз (рис. 8, в, з).

После финального отжига при 1050 °С, 5 ч с использованием припоя с 20%#1 + 20%НС12 + 60%Рене-142 ликвационная неоднородность швов, наиболее четко заметная после металлографического травления, является минимальной (рис. 7, д, е). С использованием припоя и принятом виде термообработки (старение при 1050 °С, 4...5 ч) во всех областях ПС выделяется регулярная упрочняющая γ' -фаза, размер частиц которой в шве достигает 0,1...0,5 мкм, что обеспечивает ПС необходимую жаропрочность.

Таблица 6. Химический состав основных зон ПС, сформированного с применением припоя 20%НС12 + 20%#1 + 60%Рене-142 при 1220 °С, 20 мин и отжига 1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч

Исследуемые зоны ПС	№ спектра	Массовая доля компонентов, %											
		Ni	Al	Co	Ti	Cr	W	Mo	Ta	C	Nb	Re	Si
ЖС6К	Состав сплава (штатный)	Основа	5,0...6,0	4,0...5,0	2,5...3,2	9,0...12,0	1,1...1,8	3,5...4,8	—	0,1	—	—	—
Металл основы	3	66,03	3,92	9,82	1,87	10,01	4,31	3,13	—	—	0,16	0,75	—
Металл диффузионной зоны	2	66,77	3,77	9,07	1,31	8,02	4,5	1,99	1,01	—	0,48	1,77	1,32
Металл шва	1	66,79	3,80	7,84	1,34	7,86	5,08	2,54	1,29	—	0,64	1,23	1,59

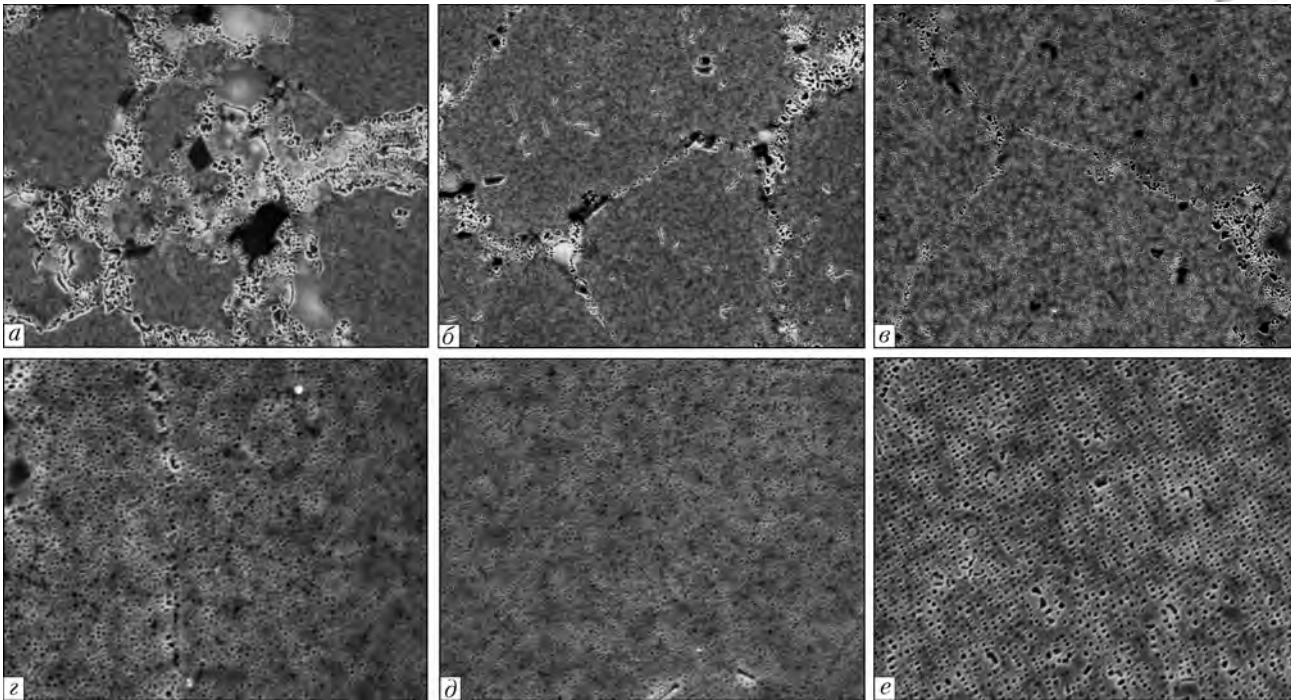


Рис. 7. $(\gamma+\gamma')$ -структура металла паяных швов, сформированных с применением припоев #1 + 60%Rene-142 (а, г) и 20%#1 + 20%НС12 + 60%Rene-142 (б, в, д, е) при 1220 °С, 20 мин и отжига при 1160 °С, 2 ч; а, в, г, е — 1050 °С, 5 ч; б, д — 950 °С, 2 ч; а-в — $\times 500$; г-е — $\times 1400$

Фрактография образцов ПС при растяжении.

В лабораторных условиях процесс деформации образцов зачастую сводится к их одноосному растяжению. Наиболее интересными результатами, зафиксированными при таком воздействии на исследуемые соединения, являются аномальные свойства при растяжении и характер деформационного упрочнения образца. При этом основное внимание необходимо обращать на его удлинение.

Многофазность структуры металла паяного шва и усадочная микропористость являются основными причинами преждевременного разрушения ПС при нагружении. Вид излома или микроструктура образца в очаге разрушения — основные источники информации исследуемого объекта [14].

При анализе особенностей разрушения паяной конструкции, когда требуется установить очаг разрушения в шве, зоне термического влияния или основном металле, исследовали обе части разрушенного образца, поскольку работа только с одной половиной излома является малоэффективной. Характер разрушения образцов связывали с химическим составом использованных припоев.

Анализ поверхности изломов образцов ПС после испытаний показал наличие смешанной картины разрушения соединений, при этом превалировал транскристаллитный скол большого количества зерен матричного твердого раствора.

Следует отметить идентичность изломов образцов ПС, выполненных припоями с различными наполнителями и отожженных при разных значениях температуры. От температуры старения в незначительной степени зависит размер карбоборидных фаз. Эти фазы выделяются из расплава и для изменения их морфологии требуются повышенная температура отжига и большее время выдержки при гомогенизации ПС.

Крупные сегрегации частиц при слабой границе раздела с матрицей облегчают зарождение трещин и снижают разрушающее напряжение. В паяных соединениях (металле шва) полости зарождаются, когда локальное напряжение превышает прочность сцепления выделившихся фаз с матричным раствором. В результате происходит отрыв по контактной поверхности. В ряде случаев зарождение несплошностей обнаруживают, когда напряжение оказывается достаточным для разрушения самой частицы (включения).

Картины изломов образцов ПС, претерпевших разрушение в результате одноосного растяжения, представлены на рис. 8. Образцы, прошедшие окончательный отжиг при 1050 °С, 4 ч, имели относительное удлинение в пределах от 4 до 7... 10 % (табл. 1). При этом разрушение обычно происходило по металлу шва. Не выдерживали, как правило, границы закристаллизовавшихся зерен, вдоль которых выделялись карбоборидные фазы.

Следует отметить, что на границах зерен происходит интенсивное поглощение энергии движущейся трещины [15].

ПС, полученные с применением композиционных борсодержащих припоев #1 + 60%Rene-142 без НС12, отличаются низкой пластичностью (не более 1,7 %) и, соответственно, невысокой прочностью (рис. 3). Хрупкое разрушение образцов происходит либо по достижении предела упругости, либо сразу же за пределом текучести.

Картина излома (рис. 8, а, б) образца ($\sigma = 628$ МПа, $\varepsilon = 0$) демонстрирует хрупкий отрыв с единичными участками ямочного вязкого разрушения на поверхности отдельных зерен. В участках межзеренного разрушения видны частицы карбоборидных выделений. Они присутствуют и на плоскостях скола в слу-

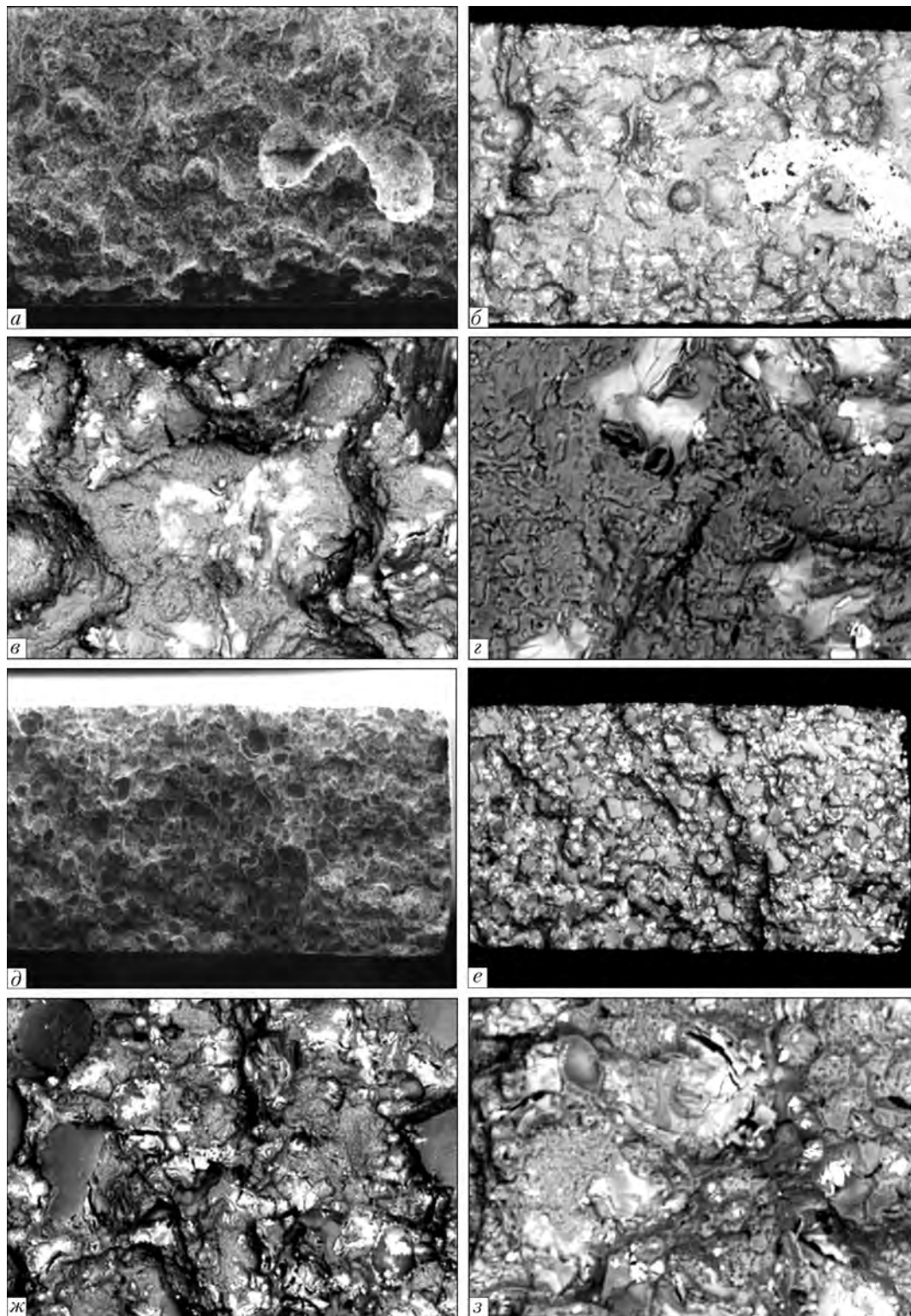


Рис. 8. Фрактография разрушения ($T_{исп} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$) образцов, полученных с применением припоев #1 + 60%Rene-142(*a-z*) и #1 + 20%HC12 + 60%Rene-142 (*д-з*); *a, д* – SEI (общий вид); *б-г, е-з* – BEI; *a, б* – $\times 25; \times 50$; *д, е* – $\times 25$; *ж, з* – $\times 200; \times 500$

чае транскристаллитного разрушения (рис. 8, *в, г*). Судя по картине излома (рис. 8, *б*), здесь имеется частичное (неполное) оплавление отдельных зерен; а поскольку в припое отсутствует кремний (пайка без HC12), то обнаруживаются участки несплавления (рис. 8, *а*).

При введении кремния в припой в виде эвтектической композиции Ni–12%Si ($TL = 1143 \text{ }^\circ\text{C}$) воз-

растает дисперсность избыточных карборидных фаз и эвтектик, а также однородность их распределения в матричном растворе паяного шва (рис. 8, *е-з*) [16].

Уменьшение количества грубых карборидных частиц в межзеренных пространствах способствует дисперсионному упрочнению раствора, благодаря чему достигается повышенный уровень кратковременной прочности и удовлетворительная пластичность ПС при одноосном растяжении.

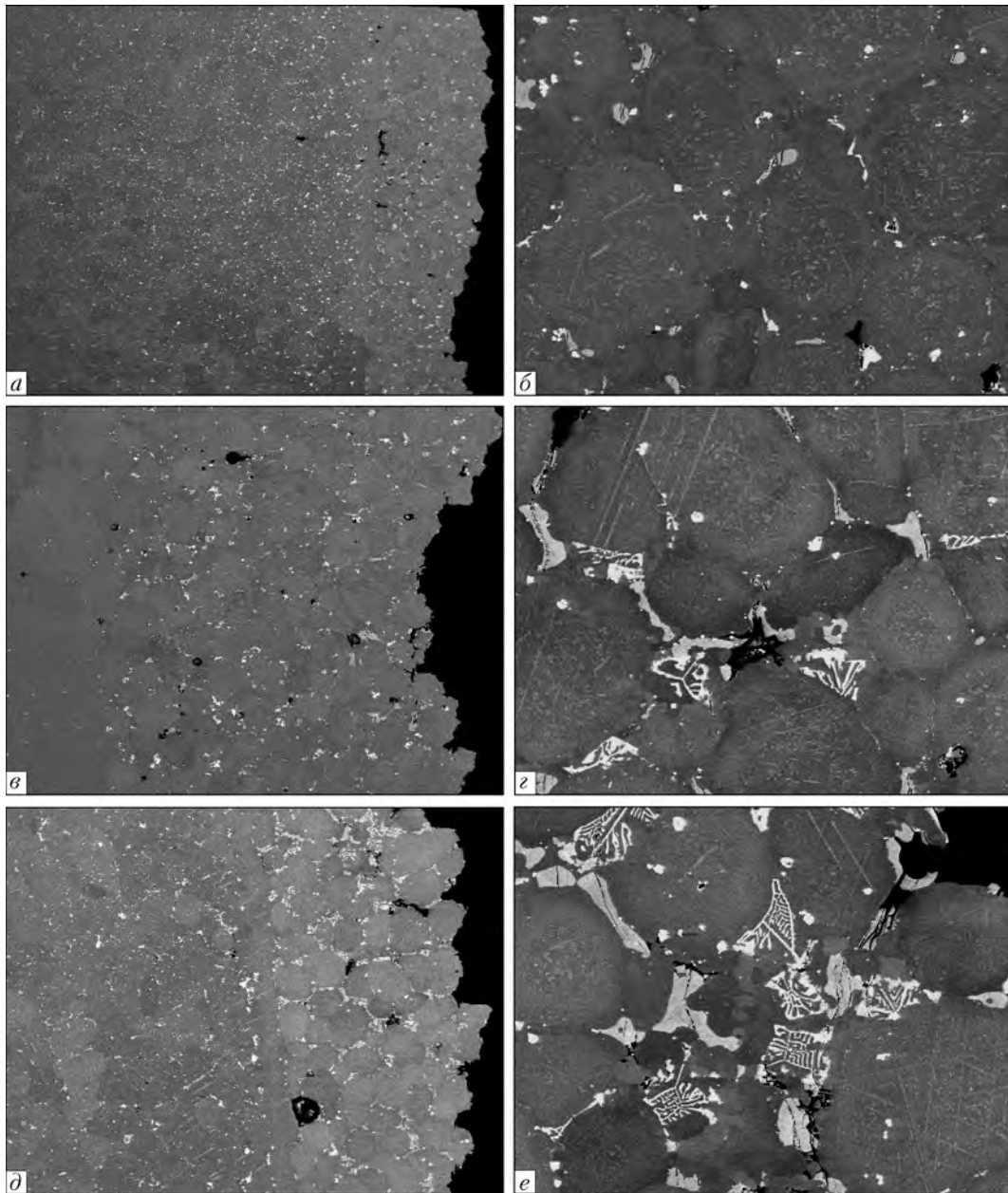


Рис. 9. Разрушение и структура образцов ПС, сформированных с применением различных типов припоев, после испытаний на растяжение при 20 °С: *а, б* – #1 + 20%NiC12 + 60%Rene-142; *в, з* – #1 + 15%NiC12 + 60%Rene-142; *д, е* – #1 + 60%Rene-142; *а* – X20; *б, з, е* – X200; *в, д* – X45

Максимальная разница ΔG в значениях предела текучести σ_T и временного сопротивления $\Delta\sigma_B$ достигла уже 250 МПа. Это указывает на интенсивное деформационное упрочнение соединения, когда относительное удлинение образца составляет 5...7 % (рис. 2).

Предел текучести ПС, выполненных комплексным припоем с 20%NiC12, был несколько выше, чем у остальных образцов. Преимущественное разрушение происходило по металлу шва образцов вблизи линии сплавления (рис. 8, *д-з*), характер разрушения (межзеренный) был связан с растрескиванием карбоборидных фаз по границам зерен и с декогезией частиц и матричного раствора.

Дискретные карбоборидные фазы равномерно распределены в объеме металла шва, при этом их количество было минимальным в случае введения в паяльную смесь 20 % NiC12 вместо 15 % (рис. 9, *а, б*).

При изучении поверхности изломов (рис. 9, *з, е*) зафиксирована декогезия карбидных частиц Me_6C , MeC и матрицы. Разрушение протекает далее по зернам матричного раствора.

При оценке характера разрушения ПС по продольным микрошлифам установлено, что в случае применения припоя #1 + 20%NiC12 + 60%Rene-142 разрушение происходит чаще всего у линии сплавления (рис. 9). При удовлетворительном деформационном упрочнении, т. е. длительном воздействии напряжения, разрушаются (растрескиваются) карбидные межосевые фазы (рис. 9, *е*).

Уменьшение содержания эвтектической составляющей (15 % NiC12) композиционного припоя способствует появлению в металле шва квазибинарных карбоборидных эвтектик на основе SnB со структурой типа китайских иероглифов (рис. 9, *з, е*). Они

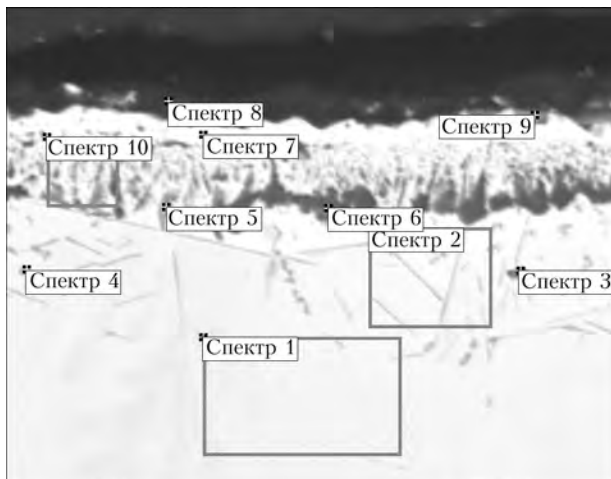


Рис. 10. Участки рентгеноспектрального микроанализа слоя окалины на поверхности образца сплава ЖС6К в результате изотермического окисления в печи при 1000 °С, 70 ч; X120

четко различаются оттенками (серые, округленной формы и светлые, ближе к полиэдрической форме).

Светлые частицы обогащены элементами с высоким атомным номером (тантал, рений и фольфрам). Серые представляют собой частицы карбидов на основе хрома, титана, никеля. Таким образом, возрастание массовой доли бора в композиционном припое ввиду меньшей доли НС12 приводит к увеличению количества карборидных и междендритных сложнолегированных эвтектик, которые существенно влияют на механические характеристики ПС и приводят к раннему разрушению швов.

Введение НС12 в припой, кроме изменения морфологии выделяющихся карборидных фаз и их измельчения, способствует гомогенному распределению частиц в объеме поликристалла. Наряду с упрочняющей фазой Ni₃Al при введении кремния происходит равномерное выделение частиц Ni₃B размером меньше 1 мкм. Данные частицы уменьшают активный путь скольжения, благодаря чему повышается разрушающее напряжение [15].

Измельчение выделившихся фаз снижает длину полосы скольжения и тем самым ослабляет напряжение перед частицей или перед границей зерна.

Такой технический прием обеспечивает повышение пластичности ПС.

В процессе работы для получения мелкого зерна паяного шва необходимо использовать повышенные скорости охлаждения.

Жаростойкость ПС сплава ЖС6К. Выдержка ПС сплава ЖС6К на воздухе в течение 70 ч при 1000 °С вызвала незначительное окисление приповерхностных слоев металла. Оксидная пленка при относительно высоком содержании хрома (более 15 мас. %) и алюминия (более 3 мас. %) в сплаве состоит преимущественно из Al₂O₃; ширина фронтального окисления составляет 10... 30 мкм, а локального — достигает 50 мкм.

Под слоем продуктов окисления после химического травления зафиксирован приповерхностный слой твердого раствора, полностью обедненного упрочняющей γ'-фазой шириной около 20 мкм. В окислительном процессе высокожаропрочных никелевых сплавов основную роль играет массовое соотношение хрома и алюминия [17].

Процесс окисления жаропрочного сплава является сложным и различается в отдельных участках окисляемой поверхности. Начальное окисление сплава с формированием отслаивающихся оксидных пленок, под которыми образуются термодинамически стабильные оксидные фазы Cr₂O₃ и Al₂O₃, позволяет предотвратить разрушительные последствия благодаря формированию непрерывной защитной внутренней оксидной пленки на основе Al₂O₃, которая обеспечивает удовлетворительное функционирование ЖС при высокотемпературной эксплуатации. Однако в случае раннего скола защитной пленки обнаруживается внутреннее окисление сплава, а также образование оксидов алюминия и нитридов титана на глубину до 50 мкм и более (рис. 10, табл. 7).

По сравнению с паяемым сплавом ЖС6К, металл шва ПС демонстрирует более высокую окислительную стойкость. Повышенное содержание хрома, тантала, рения и гафния в металле паяного шва обеспечивает жаростойкость швов.

Таблица 7. Химический состав отдельных оксидных и нитридных фаз в слое окалины и поверхностном слое створки из сплава ЖС6К в результате изотермического окисления в печи при 1000 °С, 70 ч

№ спектра	Массовая доля компонентов, %										
	N	O	Al	S	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Mo	W
1	–	0,97	3,12	–	2,07	7,63	1,35	9,08	66,74	3,92	5,11
2	–	–	2,89	–	3,97	5,19	2,25	8,89	66,01	5,29	5,50
3	23,82	–	32,97	–	7,41	2,00	1,12	3,69	26,19	1,31	1,51
4	11,29	–	1,34	–	17,18	4,49	1,78	6,27	49,69	4,34	3,62
5	–	24,45	19,77	–	3,25	0,71	1,66	5,11	37,84	3,99	3,24
6	–	49,23	40,38	–	5,62	0,44	–	0,48	2,82	0,72	0,31
7	–	–	–	–	–	0,66	3,42	8,81	69,62	9,19	8,28
8	–	57,36	16,49	1,93	1,63	12,34	8,26	–	11,98	–	–
9	–	46,05	3,24	–	1,38	40,17	0,45	0,85	6,98	0,89	–
10	–	15,40	12,38	–	1,51	0,79	2,38	6,84	49,72	5,76	5,22

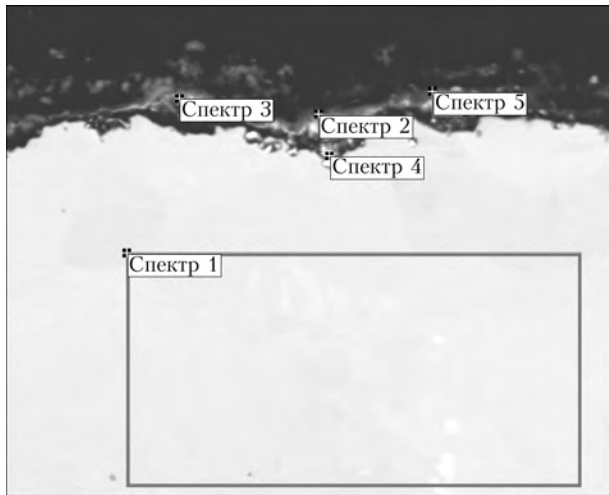


Рис. 11. Участки рентгеноспектрального микроанализа слоя окислы на поверхности ПС #1 + 20%NiCr12 + 60%ReNe-142 образца сплава ЖС6К в результате изотермического окисления в печи при 1000 °С, 70 ч; X120

Гафний благоприятно влияет на морфологию выделяющихся карбидных фаз и в процессе окисления частично диффундирует в приповерхностный слой (рис. 11, табл. 8) с образованием стойких оксидов под пленкой шпинелей $NiCr_2O_4$ и $NiAl_2O_4$, что затрудняет диффузию алюминия к поверхности и создает барьер, сдерживающий таким образом рост оксидной пленки.

Поскольку шпинели $NiCr_2O_4$ и $NiAl_2O_4$ взаимно растворимы и совместимы, возникают медленно растущие фазы с образованием внутренней сплошной оксидной пленки на основе Al_2O_3 .

На базовом материале створки (сплав ЖС6К), по сравнению с металлом шва, толщина слоя окислы была примерно в два раза больше. Сравнивая припой с различными типами наполнителей, можно отметить, что в случае Rene-142 образуется более благоприятная морфология карбидных фаз и их распределение в шве, что гарантирует фронтальное окисление поверхности металла шва на глубину не более 10 мкм.

Поскольку работоспособность ПС во многом определяется шириной технологического зазора при кристаллизации расплава припоя (чем шире зазор и больше объем расплава, тем выше вероятность образования в затвердевающем шве хрупких центральноосевых карбоборидных эвтектик [18]), принято решение при ремонте створок впаивать в тело

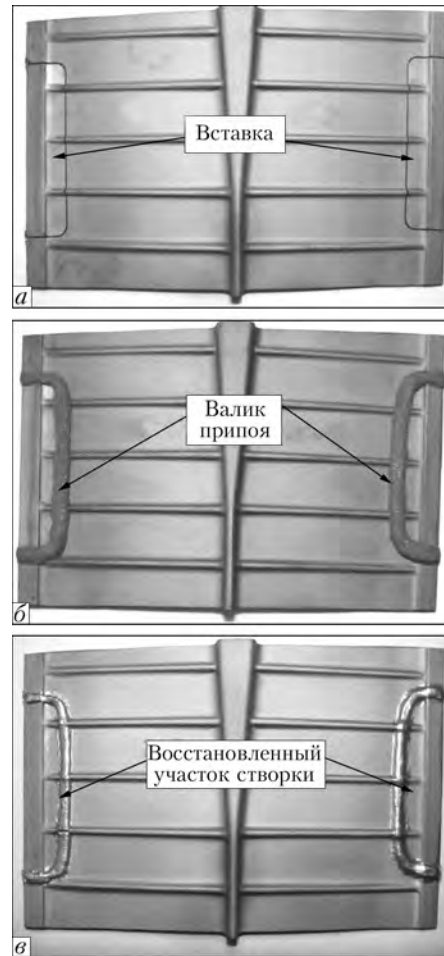


Рис. 12. Фрагмент створки регулируемого сопла АГТД после восстановительного ремонта пайкой; створка до (а, б) и после (в) пайки

изделия доброкачественные фрагменты, которыми заменялись поврежденные участки с кустообразными разветвленными трещинами термической усталости. Ширина зазора при этом не превышала 200 мкм.

На рис. 12 показан внешний вид такого фрагмента, спаянного комплексным припоем с бинарным наполнителем из порошков никелевых ЖС. Технология восстановления деталей с использованием бор- и кремнийсодержащих присадок — стандартная.

В табл. 9 приведены прочностные характеристики образцов-свидетелей, выполненных совместно с фрагментом створки в одной технологической садке.

Таблица 8. Массовая доля компонентов в структурных составляющих слоя окислы на поверхности паяного шва #1 + 20%NiCr12 + 60%ReNe-142 образца сплава ЖС6К в результате изотермического окисления в печи при 1000 °С, 70 ч, %

№ спектра	O	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	W	Re
1	—	2,98	1,30	0,64	5,86	0,46	7,69	70,51	0,24	1,67	—	4,37	3,07	1,20
2	45,32	12,28	3,14	4,17	16,79	—	3,06	11,31	0,29	0,24	2,06	—	1,10	0,25
3	43,70	4,36	5,07	1,67	9,05	—	2,03	22,6	0,20	0,74	2,66	6,62	1,32	—
4	27,13	11,85	—	0,58	1,16	—	—	3,79	0,69	0,15	48,75	4,18	—	1,72
5	43,67	6,97	1,81	4,47	14,52	—	1,56	15,69	0,24	0,76	2,50	5,28	2,54	—

Таблица 9. Прочностные характеристики образцов-свидетелей при пайке фрагментов створки (сплав ЖС6К) комплексными припоями с бинарными наполнителями

№ образца	S, мм ²	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	ϵ , %	$\Delta\sigma/\epsilon$
1	4,12	707,0	821,5	4,8	23,8
2	4,31	710,0	758,0	2,2	21,8
3	4,13	745,2	843,2	3,0	31,0
4	4,01	795,0	917,4	6,7	18,0
5	5,54	752,5	796,8	1,7	26,0
6	4,29	754,0	882,7	6,8	18,8
7	4,70	795,0	878,5	3,2	26,1

Как видно из рис. 12, формирование паяного шва на восстановленных пайкой деталях вполне удовлетворительное.

Циклические испытания образцов ПС на консольный изгиб показали, что сопротивление усталости металла паяных швов при технологическом зазоре до 150... 180 мкм соответствует сопротивлению усталости исходного беспористого сплава ЖС6К и составляет примерно (400±20) МПа на базе испытаний 20·10⁶ циклов при температуре 20 °С.

Выводы

1. Результаты исследований структуры и физико-механических свойств ПС сплава ЖС6К (материала створки регулируемого сопла АГТД) показали, что применение в качестве базового борсодержащего припоя NiCoCrAl-2,5%B(#1) + 60%Rene-142 способствует получению удовлетворительных прочностных характеристик ПС при минимальной пластичности. Разрушение образцов происходило по достижению предела текучести, что вызвано наличием в структуре швов значительного количества карборидных и сложнотемпературных междендритных эвтектик (до 11... 20 об. %), которые остаются в металле после финишной двухступенчатой термообработки.

2. Показано, что введение в припой #1 + 60%Rene-142 15... 20 мас. % эвтектической присадки Ni-12%Si (НС12) обеспечивает достаточную жидкотекучесть расплаву композиционного припоя, хорошую заполняемость зазоров, устранение усадки и микропористости в швах, ослабление реакционной способности борсодержащего припоя.

3. Данные испытаний на растяжение ПС, полученных комплексным припоем, содержащим одновременно два депрессанта (бор и кремний) в оптимальных количествах (0,5 и 2,4 %), подтвердили существование более высокой технологической пластичности при нагружении и стабильность прочностных характеристик ПС сплава ЖС6К на уровне (0,85... 0,97) σ_b . Этот результат показал универсальность применения комплексного припоя системы 20%#1 + (15... 20)%НС12 + 60%Rene-142 при формировании соединений литейных никелевых сплавов.

4. Результаты испытаний ПС на воздухе в течение 70 ч при 1000 °С показали хорошую окислительную стойкость металла паяного шва, а именно припоя #1 + 20%НС12 + 60%Rene-142, по сравнению с паяемым металлом основы ЖС6К. Ширина фронтального окисления основы составляла 30 мкм, а локального — до 50 мкм. При этом приповерхностная зона, обезлегированная алюминием, достигала 20... 30 мкм. Металл шва окислялся на глубину не более 10 мкм, что обеспечивается эффективным легирующим комплексом сплава-наполнителя — Rene-142.

1. Петухов А. Н. Сопротивление усталости деталей ГТД. — М.: Машиностроение, 1993. — 240 с.
2. Mattheij J. H. G. Role of brazing in repair of superalloy components — advantages and limitations // Mater. Sci & Technol. — 1996. — 11, № 8. — P. 608–612.
3. Duvall D. S., Owezarsks W. A., Paulonis D. F. TLP bonding: a new method for joints heat resistant alloys // Welding J. — 1974. — № 4. — P. 203–214.
4. Rabinkin A. Brazing with (NiCoCr)–B–Si amorphous brazing filler metals: alloys, processing, joint structure, properties, application // Sci & Technol. of Welding & Joining. — 2004. — 9, № 3. — P. 181–199.
5. Ключников И. М. Ремонт деталей и узлов газотурбинных двигателей методами высокотемпературной пайки с локальным нагревом // Пайка в создании изделий современной техники. — М.: Центральный российский дом знаний, 1997. — 151–155.
6. Хорунов В. Ф. Основы пайки тонкостенных конструкций из высоколегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 2008. — 239 с.
7. Wikstrom N. P., Ojo O. A., Chaturvedi M. C. Influence of process parameters on microstructure of transient liquid phase bonded Inconel 738 LC superalloy with Amdry DF-3 interlayer // Mater. Sci. & Engng. — 2006. — A417. — P. 299–309.
8. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей // Сплавы, технологии, покрытия. — М.: МИСиС, 2001. — 632 с.
9. Pat. 6.454.885 USA ICI7 C 22 C 19/05. Nickel diffusion braze alloy and method for repair of superalloy / R. P. Chesness, R. R. Xu. — Publ. 24.09.2002.
10. Кратковременная прочность и микроструктура паяных соединений сплава ВЖЛ112У, полученных с использованием борсодержащего припоя с присадкой кремния / И. С. Малашенко, В. В. Куренкова, А. Ф. Белявин, В. В. Трохимченко // Современ. электрометаллургия. — 2006. — № 4. — С. 26–42.
11. Куренкова В. В., Малашенко И. С. Композиционный припой для высокотемпературной пайки жаропрочных никелевых сплавов // Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка; Сб. докл. междунар. симпозиума (Минск, 25–27 марта, 2009 г.): В 2 ч. — Минск, 2009. — Ч.2. — С. 209–217.
12. Гольдшмидт Х. Дж. Сплавы внедрения: В 2 кн. — М.: Мир, 1971. — Кн.1 — 424 с.; Кн. II — 363 с.
13. Шалин Р. Е., Светлов И. Л., Качанов Е. Б. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. — М.: Машиностроение, 1997. — 426 с.
14. Фрактография — средство диагностики разрушенных деталей / М. А. Балтер, А. П. Любченко, С. А. Аксенов и др. — М.: Машиностроение, 1987. — 160 с.
15. Герланд Дж., Парих Н. М. Микроструктурные аспекты разрушения двухфазных сплавов // Разрушение. — М.: Мир, 1976. — Т.7, Ч.1. — С. 472–512.
16. Куренкова В. В., Малашенко И. С. Высокотемпературная пайка литейных жаропрочных никелевых сплавов борсодержащим припоем, легированным кремнием // Адгезия расплавов и пайка материалов. — 2008. — Вып. 41. — С. 63–87.
17. Василевски Г. Е., Пан П. А. Высокотемпературное окисление // Жаропрочные сплавы. — М.: Металлургия, 1976. — С. 266–293.
18. Pat. 6.520.401 B1 USA, ICI7 B 23 K 20/22. Diffusion bonding of gaps / W. M. Miglietti. — Publ. 18.02.2003.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Ремонтный з-д, Луцк
Поступила 06.10.2010



УКРАИНСКО-НЕМЕЦКИЙ СЕМИНАР «ПЛАЗМЕННЫЕ И ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ»

16–17 июня 2010 г. в г. Киеве был проведен Украинско-немецкий семинар по плазменным и электронно-лучевым технологиям защитных покрытий. Организаторами семинара со стороны Германии были Европейский объединенный комитет по плазменной и ионной инженерии поверхности и Европейское общество тонких пленок, со стороны Украины — Институт электросварки им. Е. О. Патона.

Актуальность проведения семинара была обусловлена необходимостью активизации работ по решению проблемы потерь от износа инструмента и деталей машин и механизмов, которые приводят к потере около 5 % национального продукта в масштабе мировой экономики.

Разработка новых инновационных решений в нанесении многослойных износостойких покрытий способами парофазных и газофазных технологий позволяет снизить потери на трение и повысить срок службы инструмента и деталей. Потребителями таких покрытий являются в первую очередь инструментальная и автомобилестроительная промышленности.

К другим современным направлениям развития технологий инженерии поверхности относятся создание новых теплозащитных и коррозионностойких покрытий, которые также вносят свой вклад в повышение срока службы деталей машин и механизмов и позволяют сократить расход материалов и энергии в различных секторах мировой экономики.

Программа семинара состояла из четырех групп докладов, разделенных в соответствии с ключевыми темами: износостойкие покрытия; покрытия из твердых материалов; теплозащитные покрытия; коррозионностойкие покрытия. На шести сессионных заседаниях заслушано и обсуждено 20 докладов, представленных от трех ведущих по этой проблематике научных организаций Германии: Мюнхенского технического университета, Фраунгоферского института электронно-лучевых и плазменных технологий, Немецкого аэрокосмического Центра, Университета Западной Богемии (Чехия), фирмы «Хаузер Техно Покрытия» (Нидерланды), Шеффилдского университета (Великобритания). От России доклады представили «Прометей» (С.-Петербург) и Национальный научно-технический университет (Москва). Сотрудниками институтов Национальной академии наук Украины было представлено 8 докладов (ИЭС им. Е. О. Патона — 4, ИПМ — 1, ИСМ — 1, ФМИ — 1, ХФТИ — 1). Кроме того, от Украины с докладами выступили сотрудники Харьковского и Сумского университетов. В качестве постеров были рассмотрены 9 докладов, в т. ч. от ИЭС — 4, от ИСМ — 1, от ИПМ — 1, от ХФТИ — 1, от Национального авиационного университета (Киев) — 2.

На секционных заседаниях семинара присутствовало около 100 человек (участники семинара, сотрудники институтов НАНУ, студенты и преподаватели КПИ, работники промышленных предприятий).

Была организована выставка продукции инженерных центров ИЭС.

Большой интерес присутствующих на семинаре вызвало выступление лидеров направления твердых нанокompозитных покрытий проф. И. Мусила (Чехия) и С. Вепрека (Германия). Они представили анализ современного состояния этого направления и перспективы его развития. Была показана возможность создания таких покрытий с твердостью, превосходящей твердость алмаза, с высокой термической стабильностью, позволяющей применять их при температурах до 140 °С, покрытий, сочетающих высокие значения твердости и ударной вязкости.

В докладе проф. Б. А. Мовчана представлены достижения ИЭС им. Е. О. Патона в получении новых наноструктурных покрытий способом гибридного электронно-лучевого процесса. Новые результаты в области защитных электронно-лучевых и других парофазных покрытий изложены в выступлениях J. P. Heins (Германия), Е. Дабижи (ИСМ НАНУ), А. Устинова (ИЭС им. Е. О. Патона). Результаты разработки новых нанокompозитных покрытий, получаемых способом магнетронного напыления, нашли отражение в докладах Ю. Борисова (ИЭС им. Е. О. Патона), В. Иващенко (ИПМ НАНУ), Н. Азаренкова (ХФТИ), В. Кирюханцева-Корнеева (НТУ, Москва). О разработке новых теплозащитных покрытий для изделий из сплавов гамма-титан-алюминий сообщил R. Braun (Немецкий аэрокосмический Центр), о теплозащитных покрытиях с квазикристаллической и аппроксимантной структурой — Ю. Борисов (ИЭС им. Е. О. Патона).

Доклады, представленные на семинаре, были опубликованы через Интернет на сайте Европейского общества тонких пленок.

По результатам семинара подготовлен и подписан совместный меморандум об организации сотрудничества между научными организациями Украины и Германии в области инженерии поверхности с подготовкой программы совместных исследований организацией проведения совместных семинаров по различным вопросам инженерии поверхности. Важным результатом семинара является установление в период его проведения личных контактов между учеными Украины и Западной Европы, работающих в области инженерии поверхности, что должно привести к активизации развития международного сотрудничества. В частности, этому способствовало и общение участников семинара во время вечерней прогулки на катере по Днепру.

Ю. С. Борисов



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МЕЕ-2010

20–24 сентября 2010 г. в Большой Ялте, Крым, проходила шестая международная конференция «Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий», посвященная 80-летию со дня рождения известного ученого-материаловеда Виктора Ивановича Трефилова. Организовали конференцию Национальная академия наук Украины (НАНУ), Российская академия наук (РАН), Национальная академия наук Беларуси (НАНБ), Украинское материаловедческое общество, Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ, Институт высоких температур РАН, Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Московский Государственный технический университет им. Н. Э. Баумана, Институт тепломассообмена им. А. В. Лыкова НАН Беларуси, ООО «ИНТЕМ» (Украина).

Конференция проходила под патронатом штаб-квартиры ВВС США в Европе, Секретариата Европейской программы EUREKA, JNR Global и федерации европейских материаловедческих обществ. Спонсорами конференции были European Office of Airspace Research and Development; Air Force Office Scientific Research; United States Air Force Research Laboratory; U.S. Office of Naval Research Global; Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины; Национальная академия наук Украины; «Вириал» (Санкт Петербург, Россия); «Диском» (Чебоксары, Россия); «Алинека» (Киев, Украина); «Элтехмаш» (Винница, Украина).

Заседание конференции проходили на базе санаторного комплекса «Понизовка» (Большая Ялта, Крым).

В работе конференции принимали участие свыше 150 ученых, научных сотрудников, аспирантов и инженеров ведущих мировых научно-исследовательских центров, НИИ, университетов, академий, отраслевых лабораторий и других организаций из 17 стран.

Открыл конференцию приветственной речью академик НАН Украины В. В. Скороход. Он пожелал всем участникам конференции успешной работы, делового сотрудничества, а также определил задачи конференции и изложил организационные вопросы.

Проблематика конференции рассматривалась в девяти секциях.

Секция А. Принципы конструирования материалов и покрытий для работы в экстремальных условиях.

Секция В. Научные основы и компьютерное моделирование процессов получения материалов и покрытий, работающих в экстремальных условиях.

Секция С. Перспективные технологии получения и соединения материалов и изделий, работающих в экстремальных условиях.

Секция D. Структура и свойства материалов и покрытий для работы в экстремальных условиях.

Секция E. Специальная сессия «Теплозащитные покрытия».

Секция F. Экспериментальные результаты использования материалов и покрытий в натуральных экстремальных условиях.

Секция G. Возможности и современные технологии переработки промышленных отходов с целью получения конструкционных, теплоизоляционных, облицовочных и других материалов.

Секция H. Научно-организационные и информационные вопросы сотрудничества ученых-материаловедов.

Секция I. Круглый стол «Результативный трансфер технологий — катализатор инновационного развития общества».

Тематика докладов, рассматриваемых на секциях В и С, касалась сварочных технологий и технологий, классифицируемых как родственные сварочным, а также строения материалов и их свойств, получаемых в результате сварочного нагрева. Для специалистов-сварщиков могут представлять интерес следующие доклады: «Получение функциональноградиентных покрытий на основе титана методом лазерной наплавки» (В. К. Нарва, А. В. Марани, Московский институт стали и сплавов, Россия); «Преимущества электронно-лучевой технологии при создании упрочняющих покрытий» (Н. К. Гальченко, С. И. Белюк, К. А. Колесникова, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия); «Технологии и оборудование для диффузионной сварки прецизионных деталей из разнородных материалов» (А. В. Люшинский, ОАО «Раменское приборостроительное КБ», г. Раменское, Россия); «Разработка ресурсосберегающей восстановительной технологии для рабочих лопаток турбины из сплава ХН65ВМУТ(ЭИ893)» (Ю. П. Тарасенко, О. Б. Бердник, В. А. Сорокин, Нижегородский филиал Института машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, г. Нижний Новгород, Россия); «Повреждаемость длительно эксплуатируемых сварных соединений паропроводов» (В. В. Дмитрик, С. Н. Барташ, НТУ-ХПИ, Харьков, Украина) и ряд других.

В большинстве докладов строение материалов или покрытий представлялось на наноуровне, приводились нанотехнологии, обеспечивающие их получение.

После пленарных докладов участники конференции заслушали устные и рассмотрели стендовые доклады — всего около 200.

Докладчикам задавали вопросы, происходили оживленные дискуссии, полезные для уточнения решения конкретных задач по материалам и покрытиям применительно к их использованию в экстремальных условиях.

Пленарные, устные и стендовые доклады сделаны на высоком научно-техническом уровне. Плодотворную работу конференции в значительной мере обеспечила ее хорошая организация.

В процессе работы конференции уточнили пути дальнейшего развития материаловедческих направлений для решения конкретных задач по разработке конструкционных материалов и покрытий, а также их использования в экстремальных условиях. Участники конференции обменялись научной информацией, установили деловые контакты, наметили планы выполнения совместных научных работ.

В. В. Дмитрик



КАФЕДРА «ФИЗИЧЕСКАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ» НА БАЗЕ ИНСТИТУТА ЭЛЕКТРОСВАРКИ ИМ. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ



В середине 1970-х гг. возникла идея организовать Киевское отделение Московского физико-технического института. Толчком к тому послужила базовая кафедра МФТИ, которая уже существовала в Институте кибернетики АН УССР под руководством академика

В. М. Глушкова. Идея появилась в связи с необходимостью иметь специалистов в области прикладной физики и математики, подготовка которых в Украине не проводилась. Кроме того, привлекала «система обучения Физтеха»: маленькие группы, по типу американских университетов (Гарвард, Стэнфорд, МИТ) и очень высокий уровень лекторов (элита физиков и математиков), особые программы подготовки студентов (V, VI курс) на базовых кафедрах в ведущих институтах АН СССР и отраслевых научных центрах. Документы, подписанные академиком Б. Е. Патонем, президентом АН УССР, и академиком О. М. Белоцерковским, ректором МФТИ, определили структуру и условия работы Киевского отделения.

Организовали три кафедры и определили шесть институтов, участвующих в подготовке студентов: Институт кибернетики, Институт электросварки им. Е. О. Патона, Институт проблем материаловедения, Институт металлофизики, Институт физиологии и Институт физической химии. Обучение проводится четыре года в г. Долгопрудном Московской области по единым программам. Набор студентов осуществляется в г. Киеве в первых числах июля.

Студенты предоставляют такие же документы, как и во все другие вузы. Ежегодно выездная приемная комиссия МФТИ осуществляет в г. Киеве целевой набор студентов в КО МФТИ, в том числе и на факультет Аэрофизики и космических исследований (базовая кафедра — Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины). Все расходы за обучение студентов в МФТИ возложены на НАН Украины.

При зачислении в целевые группы абитуриенты и один из родителей подписывают контракт, главным пунктом которого является обязательное возвращение после четырех лет обучения в г. Киев для завершения образования на V-VI курсах на соответствующих базовых кафедрах в г. Киеве. В про-

тивном случае студент обязан возместить Физико-техническому центру (ФТЦ) затраты на обучение за четыре курса.

Занятия студентов с I по IV курсы (бакалавриат) проходит в МФТИ по единым программам (г. Долгопрудный Московской обл.), на V и VI курсах в г. Киеве (магистратура) и продолжается на базовой кафедре Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины по разработанным для каждого курса программам.

Студенты, обучающиеся на базовой кафедре в г. Киеве, проживают в аспирантских общежитиях НАН Украины, расположенных, по возможности, вблизи базовой кафедры. Стипендию студенты базовых кафедр получают на общих основаниях, согласно действующему законодательству Украины. По окончании учебы и защиты квалификационной магистерской работы студенты Киевского отделения МФТИ получают диплом МФТИ по единому направлению подготовки (специальности) «Прикладные математика и физика» и им присваиваются образовательно-квалификационные уровни бакалавра (I-IV курсы) и магистра (V-VI курсы).

Вступительные экзамены проводятся с 1-7 июля по таким предметам: математика (письменно); физика (письменно); консультации и тестирование по русскому языку; собеседование; объявление приказа о зачислении.

Члены сборных команд Украины, участвующие в международных олимпиадах школьников по физике, математике и информатике в 2010 г., а также победители всеукраинских олимпиад 2010 г. по физике и математике (IV этап), получившие дипломы I, II и III степени, освобождаются от сдачи экзаменов по физике и математике. При подаче документов они сдают оригиналы аттестата и диплома победителя олимпиады.

Всю подробную информацию о датах подачи документов, списке документов, условиях, датах и адресах экзаменов абитуриенты могут получить в ФТЦ.

Адрес ФТЦ НАН Украины:

03680 ГСП, г. Киев-142, бульвар Вернадского, 36.

Директор чл.-кор. НАНУ Валентин Тихонович Черепин.

Зав.учеб. частью Антонина Александровна Голушко.

E-mail: ftc@imp.kiev.ua

Тел.: (044) 424-30-25

Факс: (044) 424-82-50



Заведующий кафедрой физической металлургии и материаловедения академик Б. Е. Патон и заместитель заведующего кафедрой академик НАНУ Г. М. Григоренко

Адрес Института электросварки им. Е. О. Патона, кафедра «Физическая металлургия и материаловедение»:

03680 ГСП, г. Киев-150, ул. Боженко, 11

Зав. кафедрой — академик Борис Евгеньевич Патон

Зам. зав. кафедрой — академик НАНУ Георгий Михайлович Григоренко

Методисты — Людмила Николаевна Соловей, Ирина Анатольевна Моссоковская

Тел. (044) 271-22-44

Факс: (044)287-23-66

<http://www.paton.kiev.ua>

E-mail: office_22@ukr.net

Институт электросварки им. Е. О. Патона — крупнейший в постсоветском пространстве и Европе, а также в мире материаловедческий центр, занимающийся разработкой новых сварочных материалов, флюсов, порошковых проволок, наплавочных материалов, припоев, конструкционных материалов и сплавов для машиностроения, строительных и транспортных конструкций авиационной и космической техники, защитных, износ- и жаростойких покрытий, композитных, градиентных и функциональных материалов для электроники, нанотехники и медицины.

В институте разрабатываются технологии и оборудование для производства материалов, их соединения и обработки (инженерия поверхности). Для соединения разнородных металлов, композитных материалов, в том числе высокомолекулярных соединений и соединений живых тканей, используют разнообразные способы сварки давлением: от диффузионной сварки, сварки трением, контактно-стыковой, магнитно-импульсной до сварки взрывом.

В качестве источника тепла при производстве, сварке и обработке материалов применяют концентрированные источники энергии — электрическую дугу в вакууме и защитном газе, нагрев сопротивлением (электрошлаковый, контактный), электролучевой, плазменно-дуговой и индукционный (электромагнитный) нагревы, газотермическое, плазменно-ионное, микроплазменное и магнетрон-

ное напыление, электродуговую металлизацию, нагрев и обработку лазером. Производство покрытий, толстых и многослойных материалов осуществляется путем испарения и конденсации в вакууме.

В Институте электросварки изучают физические явления указанных процессов и физико-химические процессы пирометаллургии с использованием физического и математического моделирования, структуру и фазовый состав материалов, физико-механические и эксплуатационные свойства.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона базовую кафедру «Физическая металлургия и материаловедение» факультета аэрофизики и космических исследований с первых дней возглавил директор института академик Б. Е. Патон.

В создании учебных программ в Институте электросварки принимали участие не только преподаватели кафедры, но и ведущие ученые. В настоящее время на кафедре читают следующие курсы:

«Металлургические и технологические основы сварки». Отдельные разделы программы этого курса создавались профессором И. И. Фруминным и академиком К. А. Ющенко. Уже много лет подряд этот курс читает канд. техн. наук Анатолий Ефимович Марченко;

«Современные методы исследования состава, структуры и свойств материалов» преподает канд. техн. наук Ярослав Петрович Грыцкий;

«Специальную электрометаллургию» создал и преподает с самого начала и по сегодняшний день бессменный заместитель заведующего кафедрой, тогда еще канд. техн. наук, а сейчас академик НАНУ, заведующий отделом Института электросварки Георгий Михайлович Григоренко;

«Прочность сварных соединений и конструкций» создавал и до сих пор преподает академик НАНУ, доктор технических наук, профессор, заведующий отделом института Владимир Иванович Махненко;

«Сварочное материаловедение» создал и преподавал ветеран института канд. техн. наук Владимир Федорович Грабин. В настоящее время его читает канд. техн. наук, Светлана Георгиевна Григоренко;

«Концентрированные источники энергии» преподавали д-р техн. наук Г. И. Лесков, затем д-р техн. наук В. С. Гвоздецкий и д-р физ.-мат. наук В. С. Швачко. В настоящее время этот курс читает д-р техн. наук, Олег Дмитриевич Смиян;

Работы по курсу «Специальный лабораторный практикум» проходят в лабораториях института. В разное время к их проведению привлекались следующие преподаватели: канд. техн. наук Ю. И. Фадеев, д-р техн. наук Ю. И. Помарин, Л. Н. Соловей, канд. техн. наук В. Ю. Орловский. В настоящее время практикум ведет канд. техн. наук Я. П. Грыцкий.

Безусловно, с приходом каждого нового преподавателя учебные программы перерабатывались и дополнялись.



Заседание кафедры с участием студентов, аспирантов и сотрудников Института электросварки (справа налево): сидят: зам. зав. кафедрой академик НАНУ Г. М. Григоренко, академик Б. Е. Патон, методист Л. Н. Соловей, кандидаты техн. наук В. Ф. Грабин и А. Е. Марченко, д-р техн. наук О. Д. Смиян, академик В. И. Махненко, кандидаты техн. наук Я. П. Грыцкив и В. Ю. Орловский; стоят выпускники кафедры доктора техн. наук Г. В. Жук, С. В. Ахонин, канд. техн. наук А. С. Котельчук, А. Ф. Белявин, канд. техн. наук В. А. Костин, аспиранты В. С. Синюк, С. Б. Сухоруков, И. Л. Семенов, кандидаты техн. наук А. В. Игнатенко, В. В. Савицкий и А. С. Миленин, д-р техн. наук О. В. Махненко.

Бессменным методистом кафедры с 1982 г. является Л. Н. Соловей, которая занимается всеми организационными вопросами и документацией. В первые годы работы кафедры ей активно помогал канд. техн. наук Ю. И. Фадеенко. Сейчас должность методиста с Л. Н. Соловей делит канд. филос. наук И. А. Моссоковская.

Дипломные работы, а теперь магистерские диссертации в основном выполняют в Институте электросварки, но в отдельных случаях и в других институтах академии наук (Институте ядерных исследований, Институте металлофизики, Физико-технологическом институте металлов и сплавов, Институте теоретической физики, Институте кибернетики и др.).

Обучение студентов проходит в лабораториях и инженерных центрах института на современном и оригинальном оборудовании, в том числе и на оборудовании, разработанном в институте и защищенном патентами. Это плавильные и сварочные агрегаты с использованием концентрированных источников энергии (не только лабораторные, но и промышленные образцы).

Для исследований используют электронную расцовую и просвечивающую микроскопию, рентгеновские микронды, оже- и масс-спектрометрию, рентгеноструктурный и термический анализ, машины и системы для механических испытаний и имитации термомодеформационного состояния. Большинство приборов компьютеризировано.

Институт электросварки имеет свою компьютерную сеть, включающую более 500 компьютеров, связанную с интернетом. Собственная библиотека насчитывает более 500 тысяч единиц научной литературы.

В Институте электросварки издается три журнала: «Автоматическая сварка», «Современная электрометаллургия» и «Техническая диагностика и неразрушающий контроль». Первые два журнала издаются на русском и английском языках.

Работают комиссии по приему экзаменов кандидатского минимума и специализированный совет по защите кандидатских и докторских диссертаций по специальностям «Сварка и родственные технологии», «Металлургия черных, цветных металлов и специальных сплавов», «Диагностика материалов и конструкций», «Материаловедение».

Наиболее часто студентов распределяют на НИР и магистерскую работу в отделы института, где руководителями являются следующие ученые:

академик НАНУ Игорь Константинович Походня, отдел «Физико-химические процессы в сварочной дуге»;

академик НАНУ Леонид Михайлович Лобанов, отдел «Оптимизация сварных конструкций новой техники»;

академик НАНУ Владимир Иванович Махненко, отдел «Математические методы исследования физико-химических процессов»;

академик НАНУ Георгий Михайлович Григоренко, отдел «Физико-химические исследования материалов»;

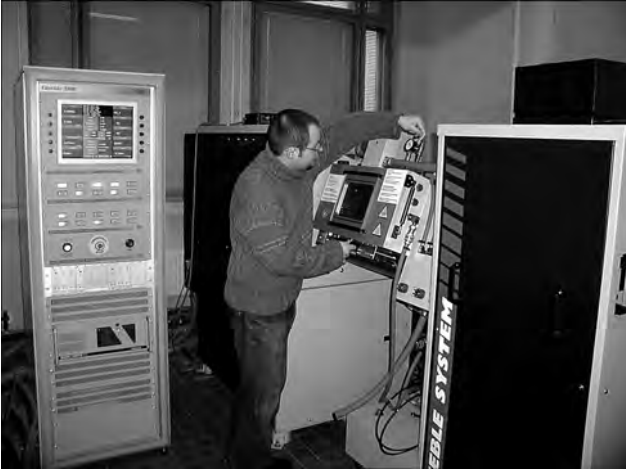
чл.-кор. НАНУ Игорь Витальевич Кривцун, отдел «Физика газового разряда и техника плазмы»;

д-р техн. наук Николай Петрович Тригуб, отдел «Металлургические процессы в вакууме и техника электронно-лучевой плавки»;

чл.-кор. НАНУ Валерий Иванович Кирьян, отдел «Прочность сварных конструкций»;

д-р техн. наук Виктор Александрович Шаповалов, отдел «Плазменно-шлаковая металлургия».

Первый набор студентов осуществлен в Киеве в 1978 г., а первый выпуск инженеров-физиков МФТИ состоялся в 1984 г. С 1984 по 2010 гг. было 27 выпусков, а в 2008 г. — юбилейный 25-й. За эти годы в Институте электросварки подготовлено 130 инженеров-физиков и магистров. Среди этих выпускников 10 кандидатов технических наук, 2 кандидата физико-математических наук, 3 доктора тех-



Установка «GLEEBLE-3800»

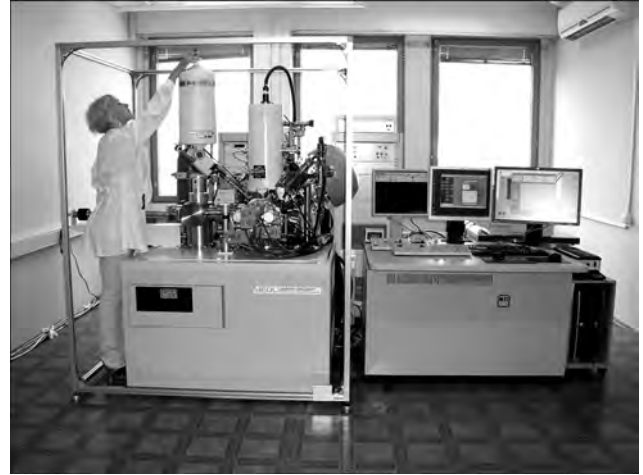
нических наук, 2 доктора философии (США), один доктор-инженер (Германия). Один выпускник удостоен звания лауреата Государственной премии Украины.

В настоящее время в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины работает 10 выпускников МФТИ.

Базовая кафедра Института электросварки им. Е. О. Патона «Физическая металлургия и материаловедение» приглашает к сотрудничеству талантливую молодежь. Наши двери всегда открыты для тех, кому интересно исследовать и познавать новые грани науки, кому не безразлично будущее нашей науки, нашего государства и его места на мировой арене.

В мире науки еще столько не познанного, а значит, будущее за Вами, молодыми и талантливыми учеными. В свою очередь, Институт электросварки им. Е. О. Патона будет всячески способствовать Вашему стремлению к познаниям и открытиям. По окончании магистратуры подающие надежду студенты могут быть зачислены в аспирантуру, им предоставляется общежитие и возможность дальнейшей работы в Институте электросварки им. Е. О. Патона.

Несмотря на тяжелое финансовое положение в мире, стране и науке наш институт закупает и ос-



Оже-микроскоп «JAMP-9500F»

ваивает новое современное оборудование, осваивает новые технологии, вы можете стать частью этого увлекательного процесса.

Новое оборудование

Установка «GLEEBLE-3800» — высокотехнологический комплекс, позволяющий проводить физическое имитирование процессов сварки, горячей деформации металлов (ковка, прокат, осадка), а также имитировать термическую обработку металлов с разными скоростями нагрева и охлаждения.

Оже-микроскоп «JAMP-9500F» (микроскоп с полевым эмиссионным катодом JAMP-9500F (JEOL Ltd) — это многофункциональный аппарат с высокими параметрами технических характеристик. Представляет собой электронно-сканирующий микроскоп с высокой пространственной разрешающей способностью и оже-спектрометр с высокой чувствительностью и энергетическим разрешением на уровне рентген-фотоэлектронной спектроскопии.

Г. М. Григоренко
И. А. Моссоковская



НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!

В. О. ШАПОВАЛОВУ — 60

Шаповалов Віктор Олександрович народився 09.11.1950 у м. Луганську. Він є доктором технічних наук (2003), завідувачем відділу плазмово-шлакової металургії. У 1972 р. закінчив Ворошиловградський машинобудівний інститут за фахом інженер-електромеханік з електротермічних установок, в якому працював до 1978 р.

У 1978–1981 рр. навчався в аспірантурі в ІЕЗ ім. Є. О. Патона, після закінчення якої працює в інституті, а в 2000 р. став завідувачем відділу.

В. О. Шаповалов зробив значний внесок у розвиток теорії та створення технологій і обладнання для вирощування монокристалів тугоплавких металів з використанням комбінованого плазмово-індукційного нагрівання. Він виростив супервеликі орієнтовані профільовані монокристали вольфраму та молібдену у вигляді пластин, що дало змогу розв'язати задачі отримання монокристалічного широкоформатного прокату, виготовлення дзеркал потужних лазерів, мішеней для розпилювання в електроніці, антикатодів для потужних рентгенівських ламп тощо.

В. О. Шаповалов і колектив, яким він керує, займаються плазмово-дуговим та індукційним переплавом неконтактної шихти, а також компактуванням металеві шихти під дією тиску з попереднім нагріванням електричним струмом. Працюючи над підвищенням ресурсу роботи потужних металургійних плазмотронів, В. О. Шаповалов теоретично обґрунтував і на цій основі запропонував металургійні плазмотрони нової конструкції потужністю 1,0... 1,5 МВт і ресурсом роботи 500... 600 год, що

будуть використовуватися у плазмово-дугових установках ківш-піч, у плазмово-дугових печах безкоксового рідкофазного відновлення заліза та для інтенсифікації доменного процесу, в установках утилізації сміття, у потужних котлах спалювання пиловугільної суміші та генерації синтез-газу.



Останнім часом він працює над створенням новітніх плазмових технологій відновлення кремнію із сполук, розробляє високопродуктивні технології отримання профільованих мульті- та монокристалічних зливків. Він є керівником державної цільової науково-технічної програми «Створення хіміко-металургійної галузі виробництва чистого кремнію протягом 2009–2012 рр.».

Під його науковим керівництвом захищено кілька дисертацій на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук і кандидата технічних наук. До захисту у 2011–2012 рр. готується ще три дисертації на здобуття наукового ступеня кандидатів технічних наук.

Нагороджений Почесними грамотами Президії НАН України та відзначений подякою Київського міського голови.

В. О. Шаповалов — автор понад 130 наукових праць, у тому числі патентів на винаходи.

Редколегія та редакція журналу «Современная электрометаллургия» вітають з ювілеєм, зичать здоров'я, творчої наснаги і довголіття.

КАЛЕНДАРЬ КОНФЕРЕНЦІЙ И ВЫСТАВОК НА 2011 г. (1-е полугодие)*

Дата	Место проведения	Название мероприятия	Организатор (контакты)
21–23.01	г. Шанхай, Китай	Международная конференция по исследованию современных материалов ICAMR 2011	Email: icamr@vip.163.com.
25–26.01	г. Стамбул, Турция	Региональный саммит «Горнодобывающая, металлургическая промышленность и минералы»	Тел.: + 90 212 543 93 05 +44 0 1 279 718 574 http://www.ebyintl.com. Email: info@ebyintl.com
26.01	г. Лафборо, Великобритания	Конструирование материалов	Тел. 01 709 722 470 Email: Helen.arthur@namtec.co.uk
11–14.02	г. Нью-Дели, Индия	Международная конференция и выставка «Минералы. Металлы. Металлургия. Материалы – 2011»	Email: tulika.sen@EME-india.com, annaaleinikova@ITE-exhibitions.com
23–25.02	г. Львов, Украина	Выставка «Металл. Оборудование. Инструмент-2011»	Агентство маркетинга и развития, ООО Тел.: + (032) 244 18 88, 240 24 54 Факс: + (032) 244 18 88, 240 24 54

* Календарь конференций и выставок на 2-е полугодие 2011 г. будет опубликован в СЭМ № 2, 2011 г.



Дата	Место проведения	Название мероприятия	Организатор (контакты)
27.02–03.03	г. Сан-Диего, Калифорния, США	Ежегодная конференция и выставка TMS 2011	TMS Meeting Services 18 Tel: (724) 776-9000 x243 Email: mtgserv@tms.org
15–17.03	г. Санкт-Петербург, Россия	2-я Международная специализированная выставка «BLECH Russia-2011»	ВО "РЕСТЭК" Тел.: 8-800-200-3976 http://www.exponet.ru
17.03	г. Лондон, Великобритания	Инвестиционный саммит «Редкоземельные, специальные и стратегические металлы»	Тел.: +44 (0) 207 073 2693 Email: gabriel@objectivecapitalconferences.com
12–14.04	г. Киев, Украина	Промышленная выставка «ПатонЭкспо 2011»	ВЦ «КиевЭкспоПлаза» www.weldexpo.com.ua E-mail: olga@welding.kiev.ua
12–14.04	г. Екатеринбург, Россия	8-я Международная специализированная выставка Металлообработка. Урал/«UralMetalExpo 2010»	ВЦ КОСК «Россия» Тел.: +7(495) 921 44 07 E-mail: info@rte-expo.ru www.uralmetalexpo.ru
12–15.04	г. Челябинск, Россия	Специализированная выставка «МЕТАЛЛУРГИЯ. МЕТМАШ-2011»	ЦМТЧ ЮжУралЭкспо http://www.ridjey.ru
13–15.04	г. Кембридж, Великобритания	11-я конференция по деформации и разрушению композитов (DFC-11) и 5-я по структурной целостности композитных материалов (SI-5)	Тел.: +44 (0) 114 222 7720 Email: a.hodzic@sheffield.ac.uk
25–28.04	г. Львов, Украина	VIII Международная научно-техническая конференция «Ti-2011 в СНГ»	ЗАО «МА «Титан» Тел./факс: +7 (495) 788 32 82 www.titan-association/com
02–05.05	Штат Индиана, США	Конференция и выставка по технологии производства чугуна и стали AISTech 2011	Association for Iron & Steel Technology Тел.: (724) 814 3000 Email: memberservices@aist.org
16–18.05	Северный Кипр, ТУРЦИЯ	10-я Международная конференция по черной металлургии, космическим и композитным структурам	Email: ci-p@cipremie.com www.hkisc.org/announcement/ann_20110516.pdf
18–19.05	г. Череповец, Россия	Первая специализированная выставка «МЕТАЛЛУРГИЯ – 2011»	http://www.ridjey.ru
17 – 20.05	г. Запорожье, Украина	XIX Международная специализированная выставка «Машиностроение. Металлургия-2011»	ЗТПП, (061) 213 50 26, 213 51 67; E-mail: expo@cci.zp.ua
23–25.05	г. Москва, Россия	МЕТАЛЛУРГИЯ-ЛИТМАШ-2011 (Международная выставка машин, оборудования, технологий и продукции металлургической промышленности)	Экспоцентр на Красной Пресне http://www.ridjey.ru
23–26.05	г. Москва, Россия	Международная выставка «АЛЮМИНИЙ/ЦВЕТМЕТ-2011»	Экспоцентр на Красной Пресне http://www.ridjey.ru
24–27.05	г. Кацивели, Крым, Украина	5-я Международная конференция «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов» (LTWMP-2011)	ИЭС, НТТУ «КПИ», МАС Тел./факс: (38044) 529 26 23 www.iaw.com.ua
07–09.06	г. Лондон, Великобритания	Наноматериалы-2011	Тел.: +44 (0) 1372 802 087 Email: robert.stead@pira-international.com
09–12.06	г. Пекин, Китай	12-я Международная конференция по титану	www.ti-2011.com
20–22.06	Штат Колорадо, США	Международный симпозиум по последним исследованиям листовой стали	Association for Iron & Steel Technology Тел.: (724) 814 3000 Email: memberservices@aist.org
27.06–01.07	г. Дюссельдорф, Германия	Международная выставка «METEC InSteelCon 2011», 4-я Международная конференция по моделированию процессов металлургического производства стали, 7-я Европейская конференция непрерывного литья (ECCC2011)	Тел.: +49 (0) 211 6707-444 Email: hans-bodo.luengen@vdeh.de http://www.steelsim2011.com



УКАЗАТЕЛЬ СТАТЕЙ, ОПУБЛИКОВАННЫХ В 2010 г.

Автор и название статьи	№ журнала	Автор и название статьи	№ журнала
<i>Борис Патон — лауреат Международной энергетической премии «Глобальная энергия»</i>	3	Мушегян В. О., Карапетян Г. Х., Туренков Н. М. Технология получения труб из слитков молибдена электронно-лучевой плавки	3
<i>Е. О. Патон — выдающийся ученый, педагог, организатор науки и производства (К 140-летию со дня рождения)</i>	1	Мушегян В. О., Тарасюк А. А. Формирование оптимальных режимов электронно-лучевого нагрева при плавке молибдена в установке МВ1	4
<i>Журналу «Современная электрометаллургия» — 25!</i>	1	Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Березос В. А., Крыжановский В. А., Северин А. Ю. Производство крупногабаритных слитков жаропрочных сплавов на основе титана способом электронно-лучевой плавки	3
ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ		Тригуб Н. П., Березос В. А., Крыжановский В. А., Северин А. Ю. Исследование процесса изготовления горячекатаных труб из слитков титанового сплава ВТ20, полученных способом электронно-лучевой плавки	4
Давиденко С. В., Логозинский И. Н., Билоник И. М., Сальников А. С., Казаков С. С., Гасик М. И., Кузьменко А. Ю. Разработка и исследование технологии выплавки слитка ЭШП диаметром 800 мм без поверхностных дефектов	2	Устинов А. И., Демченко С. А., Теличко В. А., Полищук С. С. Термическая стабильность наноструктурированных вакуумных конденсатов $Al_{63}Cu_{26}Fe_{11}$	4
Медовар Л. Б., Саенко В. Я., Рябинин В. А. Выбор флюсов для ДШП при получении титановых слитков	1	Устинов А. И., Зиньковский А. П., Токарь И. Г., Скородзиевский В. С. О возможностях наноструктурированных покрытий для снижения динамической напряженности конструктивных элементов машин	1
Медовар Л. Б., Саенко В. Я., Стовпченко А. П., Цыкуленко А. К., Шевченко Н. Т., Журавель В. М., Полишко А. А., Федоровский Б. Б., Нощенко Г. В., Лебедь В. А. Электрошлаковые технологии получения крупных кузнечных слитков	3	Устинов А. И., Скородзиевский В. С., Тараненко В. Н., Теличко В. А. Диссипативные свойства нанокompозитов на основе системы Fe-Cu	2
Мужиченко А. Ф., Полещук М. А., Шевцов В. Л. Математическое моделирование тепловыделения в шлаковой ванне при электрошлаковом литье с приплавлением фланцевых задвижек	2	Устинов А. И., Фесюн Е. В., Мельниченко Т. В., Некрасов А. А. Влияние добавок железа на суб- и микроструктуру вакуумных конденсатов меди	3
Ратиев С. Н., Рябцева О. А., Троянский А. А., Рябцев А. Д., Давыдов С. И., Шварцман Л. Я. Легирование титана кислородом из газовой фазы при камерном электрошлаковом переплаве титановой губки	2	ПАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Скрипник С. В. Особенности оборудования для непрерывного производства центробежных электрошлаковых отливок	1	Бурнашев В. Р. Поведение азота при выплавке специальных сталей в плазменно-дуговой печи переменного тока с керамическим подом	3
Скрипник С. В., Чернега Д. Ф. Получение слитков жаропрочного сплава ХН73МБТЮ способом ЭШП отходов прокатного производства	2	Бурнашев В. Р., Шаповалов В. А. Предварительное раскисление хромистых сталей, выплавленных в плазменно-дуговой печи с керамическим подом	2
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ		Никитенко Ю. А. Получение быстрозакаленных сплавов при плазменно-дуговом плавлении	3
Ахонин С. В., Кругленько М. П., Костенко В. И. Удаление тугоплавких включений из титана при электронно-лучевой плавке по механизму осаждения	4	Шаповалов В. А., Цыкуленко К. А., Шейко И. В., Колесниченко В. И. Плазменная металлургия и ресурс работы плазмотронов	4
Березос В. А. Проверка адекватности математической модели процесса кристаллизации титанового слитка ЭЛПЕ	3	ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА	
Дабича Е. В., Лещук А. А., Бондарь И. В., Борисова Н. Н. Эрозионностойкие многослойные покрытия на основе карбида и нитрида титана с пластичными прослойками	1	Письменный А. С., Баглай В. М., Письменный А. А., Рымар С. В. Интенсификация потоков расплавленного металла в жидкой ванне при индукционном нагреве	2
Дереча А. Я., Собко-Нестерук О. Е., Сухин С. А. Производство титановых слитков и слябов способом ЭЛП на установках, разработанных в МК «Антарес» 15	1	Шаповалов В. А., Биктагиров Ф. К., Игнатов А. П., Колесниченко В. И., Карускевич О. В., Никитенко Ю. А., Якуша В. В., Гнатюшенко А. В., Гниздыло А. Н. Плавильно-разливочный ковш с индукционным нагревом	1
Мушегян В. О. Исследование металла слитков, полученных из восстановленного концентрата молибдена способом ЭЛПЕ	2		
Мушегян В. О. Электронно-лучевая установка для плавки молибдена	1		



Автор и название статьи	№ журнал	Автор и название статьи	№ журнал
ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ		ІНФОРМАЦІЯ	
Белявин А. Ф., Куренкова В. В., Малашенко И. С., Грабин В. В., Трохимченко В. В., Червякова Л. В. Прочность и микроструктура паяных соединений сплава ЖС6У, полученных с использованием комплексных бор- и кремнийсодержащих припоев	2	А. Г. Богаченко — 70	2
Григоренко Г. М., Помарин Ю. М., Лакомский В. В., Орловский В. Ю., Алексеенко И. И. Свойства сталей типа X13, легированных азотом	4	Ахонин С. В. Международная конференция «Ti-2010 в СНГ»60	2
Запорожец Т. В., Гусак А. М., Устинов А. И. Моделирование стационарного режима реакции СВС в нанослойных материалах (Феноменологическая модель). 1. Одностадийная реакция	1	Борисов Ю. С. Украинско-немецкий семинар «Плазменные и электронно-лучевые технологии защитных покрытий»	4
Куренкова В. В. Особенности микроструктуры поверхности «елочного» замка монокристаллических рабочих лопаток из сплава ЖС36ВИ	3	В. А. Шаповалову — 60	4
Лакомский В. В., Григоренко Г. М., Чубов Л. Н. Подход к оценке шлакового расплава в системе газ-шлак-металл. Сообщение 2	3	Гасик М. И. Степан Иванович Тельный (К 120-летию со дня рождения и 85-летию создания кафедры электрометаллургии)	3
Ливичкий М. М., Грыцкив Я. П. SPECTRO xSORT — ручной рентгенофлуоресцентный спектрометр для быстрого и точного анализа металлов на изделии	2	Григоренко Г. М., Моссоковская И. А. Кафедра «Физическая металлургия и материаловедение» на базе Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины	4
ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ		Григоренко С. Г. Встреча представителей советов научной молодежи институтов НАН Украины	1
Корзун Е. Л., Пономаренко А. Г., Кодак А. В., Юденков Е. М. О влиянии технологических факторов на содержание азота в стали, выплавляемой в сверхмощной дуговой печи	1	Диссертации на соискание ученой степени	1
Панченко А. И., Сальников А. С., Гасик М. И. Разработка и освоение инновационной технологии выплавки подшипниковой электростали ШХ15СГ-В	4	Дмитрик В. В. Международная конференция МЕЕ-2010	4
ЭНЕРГОРЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ		Зельниченко А. Т. Пятая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке родственных процессах»	2
Листопад Д. А., Червоний И. Ф. Периодическая подача порций магния при магнийтермическом восстановлении TiCl ₄	1	Календарь выставок и конференций на 2010 г.	1
НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ		Календарь конференций и выставок на 2011 г. (1-е полугодие)	4
Максимова С. В., Хорунов В. Ф. Пайка алюминиды титана быстрозакаленными лентами	4	Касаткин О. Г., Липодаев В. Н. Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин (итоговая научная конференция в ИЭС им. Е. О. Патона)	1
Максимова С. В., Хорунов В. Ф. Структура соединений жаропрочного никелевого сплава инконель 718, полученных способом высокотемпературной вакуумной пайки	3	Л. М. Лобанову — 70	3
Малашенко И. С., Мазурак В. Е., Куренкова В. В., Кушнарева Т. Н., Гусев Ю. В. Ремонт створок регулируемого сопла авиационного газотурбинного двигателя способом высокотемпературной пайки в вакууме	4	Мартьянов В. В., Монжеран Ю. П., Можаровский А. Г., Лебедев Б. Б., Смитюх Г. Е., Чайка Н. В., Иванов А. М. Высоковольтный источник питания для электронно-лучевого нагрева	2
РЕЦЕНЗИИ И НАУЧНЫЕ ДИСКУССИИ		Памяти В. Н. Бернадского	3
Медовар Л. Б. Рецензия на комплекс підручників «Теорія і технологія металургійного виробництва металів і сплавів», авторів Д. Ф. Чернеги, В. С. Богущевського, Ю. Я. Готвянського, В. С. Терещенка, Б. М. Бойченка, П. С. Харлашина, В. А. Гладких, представлений на здобуття Державної премії України в галузі науки і техніки за 2010 рік	3	Рябцев И. А. Сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук	3
		С. И. Кучуку-Яценко — 80	3
		Указатель статей, опубликованных в 2010 г.	
		Указатель авторов	4



УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

Алексеев И. И., №4
Ахонин С. В., №2(2),4

Баглай В. М., №2
Белявин А. Ф., №2
Березос В. А., №3(2),4
Биктагиров Ф. К., №1
Билоник И. М., №2
Бондарь И. В., №1
Борисова Н. Н., №1
Борисов Ю. С., №4
Бурнашев В. Р., №2,3

Гасик М. И., №2,3,4
Гнатушенко А. В., №1
Гниздыло А. Н., №1
Грабин В. В., №2
Григоренко Г. М., №2,4(2)
Григоренко С. Г., №1
Грыцкив Я. П. №2
Гусак А. М., №1
Гусев Ю. В., №4

Дабижа Е. В., №1
Давидченко С. В., №2
Давыдов С. И., №2
Демченко С. А., №4
Дереча А. Я., №1
Дмитрик В. В., №4

Журавель В. М., №3

Запорожец Т. В., №1
Зельниченко А. Т., №2
Зиньковский А. П., №1

Иванов А. М., №2

Игнатов А. П., №1

Казаков С. С., №2
Карапетян Г. Х., №3
Карускевич О. В., №1
Касаткин О. Г., №1
Кодак А. В., №1
Колесниченко В. И., №1,4
Корзун Е. Л., №1
Костенко В. И., №4
Кругленко М. П., №4
Крыжановский В. А., №3,4
Кузьменко А. Ю., №2
Кууренкова В. В., №2,3,4
Кушнарева Т. Н., №4

Лакомский В. В., №3,4

Лебедев Б. Б., №2
Лебедь В. А., №3
Лещук А. А., №1
Ливицкий М. М., №2
Липодаев В. Н., №1
Листопад Д. А., №1
Логозинский И. Н., №2

Максимова С. В., №3,4

Мазурак В. Е., №4
Малашенко И. С., №2,4
Мартынов В. В., №2
Медовар Л. Б., №1,3(2)
Мельниченко Т. В., №3
Можаровский А. Г., №2
Монжеран Ю. П., №2

Моссоковская А. И., №4
Мужиченко А. Ф., №2
Мушегян В. О., №1,2,3,4

Некрасов А. А., №3
Никитенко Ю. А., №1,3
Ношенко Г. В., №3

Орловский В. Ю., №4

Панченко А. И., №4

Патон Б. Е., №3
Письменный А. А., №2
Письменный А. С., №2
Полещук М. А., №2
Полишко А. А., №3
Полищук С. С., №4
Помарин Ю. М., №4
Пономаренко А. Г., №1

Ратиев С. Н., №2

Рымар С. В., №2
Рябинин В. А., №1
Рябцев И. А., №3
Рябцева О. А., №2
Рябцев А. Д., №2

Саенко В. Я., №1,3

Сальников А. С., №2,4
Северин А. Ю., №3,4
Скородзиевский В. С., №1,2
Скрипник С. В., №1,2
Смитюх Г. Е., №2
Собко-Нестерук О. Е., №2
Стовпченко А. П., №3

Сухин С. А., №1

Тараненко В. Н., №2

Тарасюк А. А., №4
Теличко В. А., №2,4
Токарь И. Г., №1
Тригуб Н. П., №3,4
Трохимченко В. В., №2
Троянский А. А., №2
Туренков Н. М., №3!

Устинов А. И., №1(2),2,3,4

Федоровский Б. Б., №3
Фесюн Е. В., №3

Хорунов В. Ф., №3,4

Цыкуленко А. К., №3

Цыкуленко К. А., №4

Чайка Н. В., №2

Червонный И. Ф., №1
Червякова Л. В., №2
Чернега Д. Ф., №2
Чубов Л. Н., №3

Шаповалов В. А., №1,2,4

Шварцман Л. Я., №2

Шевцов В. Л., №2

Шевченко Н. Т., №3

Шейко И. В., №4

Юденков Е. М., №1

Якуша В. В., №1

**ПОДПИСКА – 2011 на журнал «Современная электрометаллургия»**

Стоимость подписки через редакцию*	Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
	на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
	160 грн	320 грн	700 руб.	1400 руб.	30 дол. США	60 дол. США

*В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Если Вас заинтересовало наше предложение, заполните, пожалуйста, купон и отправьте заявку по факсу или электронной почте.

Телефоны и факсы редакции журнала «Современная электрометаллургия»:

тел.: (38044) 271-22-07, 529-26-23,

факс: (38044) 528-34-84, 528-04-86, 529-26-23.

Подписку на журнал «Современная электрометаллургия» (индекс 70693) можно оформить по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Саммит», «Пресс-центр», KSS, «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).

ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала _____

Срок подписки с _____

201 г. по _____

201 г. включительно _____

Фамилия И. О. _____

Компания _____

Должность _____

Тел., факс, E-mail _____

**РЕКЛАМА в журнале «Современная электрометаллургия»****Полноцветная реклама****Обложка**

Первая страница обложки (190×190 мм) – 700 \$

Вторая страница обложки (200×290 мм) – 550 \$

Третья страница обложки (200×290 мм) – 500 \$

Четвертая страница обложки (200×290 мм) – 600 \$

Вклейки после 2-й и перед 3-й страницами обложки

Страница (200×190 мм) – 400 \$

Внутренняя вклейка

Разворот А3 (400×290 мм) – 570 \$

Страница (200×290 мм) – 340 \$

1/2 страницы (200×145 мм) – 170 \$

Черно-белая реклама

1 полоса (170×250 мм) – 80 \$

1/2 полосы (170×125 мм) – 50 \$

1/6 полосы (80×80 мм) – 15 \$

- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- Статья на правах рекламы – 50 % стоимости рекламной площади
- Предусмотрена система скидок: при размещении рекламы в 2 номерах – 10 %; при размещении рекламы в 4 номерах – 20 %

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 5 мм с целью избежания потери части информации

Все файлы в формате PC

- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 5.0
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Подписано к печати 26.11.2010. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 8,7. Усл. кр.-отт. 7,8. Уч.-изд. л. 9,5.

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