

СОДЕРЖАНИЕ

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. Шапазов (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,
И. С. Баташева

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

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

**Компан Я. Ю., Назарчук А. Т., Петров Д. А., Белов А. М.,
Протоколилов И. В.** Интерметаллидное жаропрочение сплавов титана,
получаемых способом магнитоуправляемой электрошлаковой плавки 3

Полещук М. А., Пузрин Л. Г., Шевцов В. Л., Бородин А. И. Электро-
шлаковое литье заготовок корпусов задвижек, работающих при высоком
давлении 12

Скрипник С. В., Чернега Д. Ф. Опробование технологии получения
крупногабаритных отливок сложного профиля из жаропрочной стали
15X12H2MVФAB способом центробежного электрошлакового литья 18

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Соловьев В. Г., Ланкин Ю. Н. Контроль и стабилизация уровня жидкого
металла в кристаллизаторе при электронно-лучевой плавке 22

Яковчук К. Ю., Дидикин Г. Г., Литвин С. Е., Грабин В. В. Твердые
эрозиянностойкие покрытия системы Ti-B-C, осаждаемые в вакууме 28

Полищук С. С., Теличко В. А., Устинов А. И. Формирование фаз со
сложным кристаллическим строением в сплавах системы Al-Co при их
осаждении из паровой фазы 34

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

**Шаповалов В. А., Грищенко Т. И., Приходько М. С., Цыкуленко К. А.,
Мельник Г. А., Вислобоков О. М., Константинов В. С., Жиров Д. М.,
Колесниченко В. И.** Исследование изменения структуры материала
электродов плазменно-дуговых источников нагрева 39

ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА

Патон Б. Е., Шейко И. В., Шаповалов В. А. Индукционная плавка
металлов в секционном кристаллизаторе 43

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Скульский В. Ю. К вопросу о легировании теплоустойчивой стали для
высокотемпературных компонентов энергоблоков тепловых электростанций
нового поколения 52

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

Троянский А. А., Сняжков Р. В. Разработка системы мониторинга
технологического процесса выплавки стали в дуговой сталеплавильной печи 57

ИНФОРМАЦИЯ

Липодаев В. Н., Зельниченко А. Т. Международная конференция
«Сварка и родственные технологии – в третьем тысячелетии» 61

90 лет Национальной академии наук Украины (О юбилейной сессии
Общего собрания НАН Украины) 62

Наши поздравления! 62

В. Н. Бернадскому – 80 лет 63

Памяти Д. А. Дудко 64

Памяти В. Ю. Орловского 64

Календарь конференций и выставок в 2009 г. 65

ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ



ОАО «Украинский графит»

Научно-производственный центр «ТИТАН»

КП «Запорожский титано-магниевого комбинат»

**SOVREMENNAYA
ELEKTROMETALLURGIYA**
(Electrometallurgy Today)

Nº 1 (94)

2009

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,
I. S. Batasheva

State Registration Certificate
KV 6185 of 31.05.2002

All rights reserved.

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

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

CONTENTS

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

**Kompan Ya. Yu., Nazarchuk A. T., Petrov D. A., Belov A. M.,
Protokovilov I. V.** Intermetallic heat-hardening of titanium alloys,
produced by method of magnetically-controlled electroslag melting 3

Poleshchuk M. A., Puzrin L. G., Shevtsov V. L., Borodin A. I.
Electroslag casting of billets of high-pressure stop valve bodies 12

Skrpnik S. V., Chernega D. F. Testing of technology of
producing large-sized intricate castings of heat-resistant steel
15Kh12N2MVAFB using the method of centrifugal electroslag
casting 18

ELECTRON BEAM PROCESSES

Solovjev V. G., Lankin Yu. N. Monitoring and stabilization of
molten metal level in mould in electron beam melting 22

Yakovchuk K. Yu., Didikin G. G., Litvin S. E., Grabin V. V. Solid
erosion-resistant coatings of Ti-B-C system, deposited in vacuum 28

Polishchuk S. S., Telichko V. A., Ustinov A. I. Formation of
phases with complex crystalline structure in alloys of Al-Co system
at their deposition from vapor phase 34

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

**Shapovalov V. A., Grishchenko T. I., Prikhodko M. S.,
Tsykulenko K. A., Melnik G. A., Vislobokov O. M.,
Konstantinov V. S., Zhirov D. M., Kolisnechenko V. I.**
Investigation of changes in structure of material of electrodes of
plasma-arc heat sources 39

VACUUM-INDUCTION MELTING

Paton B. E., Sheiko I. V., Shapovalov V. A. Induction melting of
metals in sectional mould 43

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Skulsky V. Yu. Towards the problem of alloying the heat-resistant
steel for high-temperature components of energy blocks of heat
power stations of new generation 52

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

Troyansky A. A., Sinyakov R. V. Development of system of
monitoring the technological process of steel melting in arc
steel-making furnace 57

INFORMATION

Lipodaev V. N., Zelnichenko A. T. International Conference
«Welding and Related Technologies into the Third Millennium» 61

90 years of the National Academy of Sciences (About jubilee
meeting of Common meeting of the NAS of Ukraine) 62

Our congratulations 62

V. N. Bernadsky is 80 63

In memory of D. A. Dudko 64

In memory of V. Yu. Orlovsky 64

Calendar of conferences and exhibitions in 2009 65

*Journal «Sovremennaya Elektrometallurgiya»
is published in English under the title
«Advances in Electrometallurgy» by the E. O. Paton Electric Welding Institute.
Concerning publication of articles, subscription and advertising, please,
contact the editorial board*



УДК 669.187.56.001.5

ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЕ ЖАРОУПРОЧНЕНИЕ СПЛАВОВ ТИТАНА, ПОЛУЧАЕМЫХ СПОСОБОМ МАГНИТОУПРАВЛЯЕМОЙ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ПЛАВКИ

Я. Ю. Компан, А. Т. Назарчук, Д. А. Петров,
А. М. Белов, И. В. Протоковилор

С использованием технологии магнитоуправляемой электрошлаковой плавки изучали возможность получения титановых сплавов нового класса с интерметаллидным жароупрочнением, а также сплавов на основе γ -алюминидов титана. Интерметаллидное упрочнение исследовали на сплавах типа VT22 и металлургической системы Ti-Al-Sn-Zr-Mo. Основу γ -алюминидов титана составила металлургическая система Ti-48Al-2Nb-2Cr. Улучшения условий структурообразования металла достигали путем дискретного магнетогидродинамического (МГД) воздействия на металлургический расплав и фронт кристаллизации слитка. Выполнены исследования по совершенствованию составов галогенидных флюсов, МГД управлению плавлением и кристаллизацией металла, а также процессов его термомеханической и термической обработки.

Using technology of the magnetically-controlled electroslag melting, the feasibility of producing titanium alloys of the new class with intermetallic heat-hardening, and also alloys on the base of γ -aluminides of titanium was studied. The intermetallic hardening was investigated on alloys of VT22 type and Ti-Al-Sn-Zr-Mo metallurgical system. Titanium γ -aluminide was based on Ti-48Al-2Nb-2Cr metallurgical system. The conditions of metal structure formation were improved by discrete MHD action on metallurgical melt and front of ingot crystallization. Investigations were made on improvement of compositions of halogenide fluxes, magneto-hydrodynamic (MHD) control of melting and crystallization of metal, as well as processes of its thermomechanical and heat treatment.

Ключевые слова: магнитоуправляемая электрошлаковая плавка; титановые сплавы; интерметаллидное упрочнение; термомеханическая обработка; термическая обработка

Введение. На протяжении ряда десятилетий, вплоть до недавнего времени, повышения физико-механических свойств и уровня жаропрочности титановых сплавов достигали путем увеличения температуры полиморфного превращения сплавов, оптимизации их фазового состава и структуры [1–4]. Многие исследователи полагают, что возможности твердорастворного упрочнения титановых сплавов (без определяющей роли интерметаллидов) практически исчерпаны [5–8].

В качестве одного из основных направлений создания титановых сплавов для высокотемпературного применения рассматривается разработка твердорастворных титановых сплавов с фазами в виде химических соединений (интерметаллидов) и титановых сплавов на основе исключительно химических

соединений, например γ -алюминидов титана (TiAl) [8–13].

Следует отметить, что указанные сплавы изучены недостаточно. Поэтому представляется актуальным создание новых сплавов с учетом кинетики образования химических соединений при интерметаллидном жароупрочнении известных и принципиально новых металлургических систем. Особый интерес представляют разработка и совершенствование металлургических способов получения таких сплавов. Полагаем, что для изготовления титановых сплавов с интерметаллидным типом упрочнения весьма перспективным является использование технологии магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП) [14, 15].

Твердорастворные титановые сплавы выплавляют с некоторым количеством дисперсных образований химических соединений, наличие которых существенно повышает характеристики прочности и



Таблица 1. Ориентировочные значения температуры образования эвтектоидов $T_э$ и эвтектоидной концентрации $C_э$ легирующих элементов в двухкомпонентных сплавах титана

Элементы двухкомпонентных сплавов титана	$T_э, ^\circ\text{C}$	$C_э, \%$
Mn	550	19... 20
Fe	590... 615	15... 16
Cr	685	14... 15
Co	690	10
W	715	28
Pb	725	25
Ni	770	6... 7
Cu	790	8... 9
Si	860	0,9... 1,0
Sn	865	16... 18

жаропрочности. Однако такие образования, как правило, значительно, снижают пластические характеристики металла при комнатных температурах, а иногда являются и недопустимыми [5–13].

Различают химические соединения, образующиеся в процессе плавки слитков и в результате соответствующей термической обработки металла. В первом случае они являются чрезвычайно стойкими, мало поддаются изменению (или частичному растворению) в ходе термической и даже термомеханической обработки. Особенности образования таких химических соединений титана с элементами, приведенными в табл. 1, можно анализировать с помощью диаграмм состояния двойных сплавов [3], которые, к сожалению, мало дополнены данными об особенностях распада конкретных титановых сплавов [16, 17], т. е. о наличии соответствующих изотермических и термокинетических (анизотермических) диаграмм.

Таким образом, сплавы, химические соединения в которых образуются по перитектической или эвтектической реакциям, плохо поддаются последующей термообработке (например, сплавы на основе алюминидов титана). Сплавы, в которых интерметаллидные соединения формируются в результате эвтектоидных превращений, могут как упрочняться, так и разупрочняться вследствие термической обработки.

В целом элементы, образующие с титаном химические соединения, условно можно разделить на две такие группы [5–13]:

повышающие твердорастворную жаропрочность посредством влияния на границы зерен матрицы, а также заметно увеличивающие температуру рекристаллизации сплавов. К ним относятся примерно по 0,1... 0,2 % бора, углерода, кремния, в меньшей степени — олово и алюминий;

усиливающие жаропрочность в результате формирования в матрице интерметаллидного «каркаса», образующегося при обработке для получения эвтектоида. В соответствии с диаграммами состояния двойных сплавов [3] к ним относятся элементы, представленные в табл. 1. При этом используется

изотермическая, реже циклическая (маятниковый отжиг) обработка на эвтектоид (квазиэвтектоид).

В работах [3, 10, 11] приведены сведения о возможности формирования соединений титана с бором, например эвтектоида TiB ($T_э \approx 860 ^\circ\text{C}$, $C_э \approx 0,05$ мас. %). Выше температуры $1800 ^\circ\text{C}$ образуется соединение Ti_2B . Эвтектическая температура (1670 ± 25) $^\circ\text{C}$ соответствует содержанию бора в титане примерно 0,1 %.

Алюминий с титаном формируют большой спектр химических соединений при концентрациях алюминия 9... 40 мас. % и значениях температуры более $1000 ^\circ\text{C}$ [3]. Особое внимание обращают на себя γ -алюминиды титана, например металлургические системы типа Ti–48Al–2Nb–2Cr (ат. %) [12], значительно превосходящие лучшие из существующих металлических материалов по удельным показателям жаропрочности и модулей упругости в широком диапазоне температур. Эти сплавы интересны как потенциальные заменители тяжелых и дорогих жаропрочных сплавов на основе железа и никеля, а также и титановых сплавов, прежде всего в авиакосмической технике [12, 13].

Следует отметить, что еще в 1960-е гг. в монографии [3] указывалось на перспективность сплавов титана с 36 мас. % алюминия в качестве жаропрочных материалов. Показано, что временное сопротивление указанных сплавов в интервале температур $800... 1000 ^\circ\text{C}$ находится между значениями временного сопротивления сплавов X-40 и S-816. При более высоких температурах, вплоть до $1200 ^\circ\text{C}$, дополнительное легирование ниобием увеличивает прочность сплавов на основе алюминидов титана [3].

Одной из проблем, связанных с получением таких сплавов, является необходимость (с целью уплотнения литого металла) применять высокотемпературную газостатическую обработку (ВГО) в аргоне при значениях температуры $1100... 1250 ^\circ\text{C}$ и давления $1400... 1500$ атм ($140... 150$ МПа) [12].

Полагаем, что использование способа МЭП для получения сплавов на основе алюминидов титана позволит избежать такой чрезвычайно сложной обработки, как ВГО.

Одним из основных требований к жаропрочным титановым сплавам является обеспечение их термической стабильности, т. е. способности сохранять физические и механические свойства практически неизменными в процессе нагрева при рабочих температурах и соответствующих нагрузках.

Основной фактор стабильности — степень равновесности фазового состава при высоких значениях температуры эксплуатации. Отсюда следует, что чрезвычайно важной после обработки, выполненной, например, с целью получения или видоизменения интерметаллидов, является термическая стабилизация сплавов. Важное значение имеет также изучение особенностей деградации свойств сплавов в результате их эксплуатации.



Таким образом, можно предположить, что сочетание способов повышения твердорастворной жаропрочности (на уровне совершенствования матрицы) и способов, основанных на образовании интерметаллидного эвтектоидного «каркаса» по телу матрицы, представляет несомненный интерес. Безусловно, перспективными являются и сплавы титана на основе интерметаллидов, например алюминидов титана.

Цель и задачи исследований. Цель работы заключается в изучении возможностей повышения качества и прежде всего жаропрочности твердорастворных титановых сплавов с интерметаллидным упрочнением, а также сплавов на основе γ -алюминидов титана при получении их путем применения технологии МЭП.

В соответствии с поставленной задачей следовало расширить и усовершенствовать металлургические и МГД возможности технологии получения жаропрочных сплавов с интерметаллидным упрочнением, а также сплавов на основе γ -алюминидов титана способом МЭП. Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи:

исследованы и разработаны новые бескислородные солевые флюсы с высокими рафинирующими и энергетическими свойствами, характеризующиеся низкой плотностью ионного расплава;

усовершенствован процесс МЭП посредством оптимизации дискретных электромагнитных воздействий на металлургическую ванну и кристаллизующийся металл;

исследованы возможности жароупрочнения «мягкой» твердорастворной матрицы на основе титана, легированной малорастворимыми в твердом растворе элементами;

разработаны параметры термообработки сплавов, обеспечивающей образование интерметаллидов титана в результате протекания эвтектоидных превращений.

Методика проведения исследований. Решение поставленных задач осуществляли комплексно, с учетом тесной взаимозависимости металлургических и МГД процессов в шлаковой и металлической ваннах, во многом определяющих результаты последующих термомеханических и термических обработок жаропрочных сплавов.

Совершенствование технологии МЭП жаропрочных сплавов неразрывно связано с созданием новых флюсовых композиций, обеспечивающих устойчивый процесс плавки при низкой плотности ионного расплава шлака, высокие энергетические характеристики электрошлакового процесса и качество формирования слитка, очищение выплавляемого металла от вредных примесей и включений.

Плавку твердорастворных сплавов, жаропрочных интерметаллидами титана, осуществляли с использованием металлургических флюсов на осно-

Таблица 2. Параметры МЭП с дискретным воздействием продольного магнитного поля

Диаметр слитка, мм	Ток плавки, А	Скорость подачи электрода, м/ч	Режимы электромагнитного воздействия		
			B , Тл	$\tau_{имп}$, с	$\tau_{п}$, с
80	3500 (1000)	3,5	0,21	1	10
100	4500 (1400)	2,0	0,25	1	10
140	6000 (1900)	1,2	0,38	3	15

Примечания: 1. Напряжение плавки составляло 38 В.
2. В скобках указан минимальный ток плавки, обусловленный импульсным воздействием магнитного поля.

ве бинарных и тройных взаимных солевых систем. Наилучшие технологические и металлургические характеристики плавки обеспечили смешанные фторидно-хлоридные флюсы типа АН-Т.

При плавке γ -алюминидов титана Ti-48Al-2Nb-2Cr (ат. %), который легче традиционных сплавов на основе титана, перспективно использование фторидно-хлоридных флюсов на основе CaF_2 с добавками хлоридов щелочных и щелочноземельных металлов, ионный расплав которых характеризуется пониженной плотностью.

Для повышения качества металла слитков, устранения грубой кристаллической структуры и ликвационных слоев, измельчения этой структуры и гомогенизации металла, авторами проведены исследования по усовершенствованию процесса МЭП посредством дискретного воздействия на кристаллизующийся расплав внешним магнитным полем [18]. Показано, что существенное улучшение кристаллической структуры слитков происходит тогда, когда в процессе плавки благодаря дискретному воздействию продольного поля металлургический расплав и фронт кристаллизации слитка подвергаются ритмичным гидродинамическим ударам заданной частоты.

Поскольку основополагающим критерием эффективности дискретного МГД воздействия на гомогенность и кристаллическое строение слитка служит не только магнитная индукция поля, но и продолжительность прохождения его импульса $\tau_{имп}$ и пауз $\tau_{п}$, их значения изучали в довольно широких диапазонах протекания устойчивого электрошлакового процесса. Настоящими исследованиями охвачено большое количество опытных плавов с МГД ударами, генерируемыми индукцией поля $B = 0,2... 0,5$ Тл, $\tau_{имп} = 0,7... 2,0$ и $\tau_{п} = 8... 16$ с. С учетом эффективного энергетического воздействия на металлургический расплав и кристаллизующийся слиток в табл. 2 приведены некоторые из них.

На ранней стадии исследований плавки жаропрочных сплавов с интерметаллидным типом упрочнения за основу были приняты рекомендации проф. В. Н. Моисеева (ВИАМ) относительно использования для этих целей легирующих элементов, малорастворимых в титановом расплаве. В дальней-



Таблица 3. Составы экспериментальных сплавов на основе ВТ22 с образованием интерметаллидов преимущественно по эвтектоидному механизму

Сплав	Массовая доля элементов, %						
	Fe	Cr	Sn	Si	C	B	Ni
ВТ22 + 2,5Fe	3,5	1,0	-	-	-	-	-
ВТ22 + 3,5Fe	4,5	1,0	-	-	-	-	-
ВТ22 + 2,5Cr	1,0	3,5	-	-	-	-	-
ВТ22 + 3,5Cr	1,0	4,5	-	-	-	-	-
ВТ22 + 6,5Cr	1,0	7,5	-	-	-	-	-
ВТ22 + 2,5Cr + 0,3В + 0,45Si	1,0	3,5	-	0,45	-	0,3	-
ВТ22 + 5Cr + 0,3Si	1,0	6,0	-	0,3	-	-	-
ВТ22 + 5Cr + 0,45Si	1,0	6,0	-	0,45	-	-	-
ВТ22 + 3Ni	1,0	1,0	-	-	-	-	3,0
ВТ22 + 4Ni	1,0	1,0	-	-	-	-	4,0
ВТ22 + 3Ni + 0,45Si	1,0	1,0	-	0,45	-	-	3,0
ВТ22 + 4Sn	1,0	1,0	4,0	-	-	-	-
ВТ22 + 6,5Sn	1,0	1,0	6,5	-	-	-	-
ВТ22 + 4Sn + 0,3Si	1,0	1,0	4,0	0,3	-	-	-
ВТ22 + 5Sn + 0,45Si	1,0	1,0	5,0	0,45	-	-	-
ВТ22 + 0,15В + 0,15С + 0,15Si	1,0	1,0	-	0,15	0,15	0,15	-
ВТ22 + 0,45В + 0,45Si	1,0	1,0	-	0,45	-	0,45	-
ВТ22 + 0,6Si	1,0	1,0	-	0,6	-	-	-
ВТ22 + 0,8Si	1,0	1,0	-	0,8	-	-	-
ВТ22 + 1Si	1,0	1,0	-	1,0	-	-	-

Примечание. В состав всех сплавов входит по 5 мас. % алюминия, молибдена, ванадия.

шем экспериментальные работы были продолжены с учетом возможного образования комплексно-легируемых химических соединений в твердорастворных титановых сплавах, т. е. легирование осуществляли несколькими малорастворимыми в титане элементами, способными образовывать комплексные соединения. Такой подход основывается на следующем:

значения температуры образования химических соединений с титаном должны быть выше, чем при эксплуатации сплава;

значения температуры образования соединений титана одновременно с несколькими легирующими элементами (например, по эвтектоидному механизму) выбирали близкими по абсолютному уровню;

предполагалась возможность образования комплексных химических соединений с титаном в случае, когда недостающее количество одного из элементов замещалось бы другим.

Исследовали также партию слитков металла, микролегируемого бором, углеродом и кремнием (менее 0,15 мас. % каждого). Такое микролегирование должно приводить к повышению стойкости

Таблица 4. Составы экспериментальных сплавов с образованием интерметаллидов по эвтектоидным, перитектическим или эвтектическим реакциям

Сплав	Массовая доля элементов, %						
	Al	Mo	Cr	Sn	Zr	Si	Nb
Ti-6Al-2,7Sn-4Zr-0,5Mo-0,45Si	6,0	0,50	-	2,7	4,0	0,45	-
Ti-6,5Al-5Sn-2Zr-0,75Mo-1Si	6,5	0,75	-	5,0	2,0	1,00	-
Ti-6,5Al-5Sn-0,75Mo-1Si	6,5	0,75	-	5,0	2,0	1,00	-
Ti-8Al-1,4Si-2,2Zr	8,0	-	-	-	2,2	1,40	-
Ti-25Nb-5Mo-3,5Al	3,5	5,00	-	-	-	-	25,00
Ti-48Al-2Cr-2Nb (ат. %)	33,0	-	2,67	-	-	-	4,78

Примечание. Титан – основа.

Таблица 5. Основные режимы прокатки деформируемых экспериментальных сплавов

Этапы прокатки	T, °C	Скорость деформации, м/с	Степень деформации, %
Слиток Ø 80 мм на прутки Ø 55 мм	1150...860	0,75...1,50	60
Пруток Ø 55 мм на пластину δ = 18 мм	950...860	0,75...1,50	65

границ зерен против разрушения металла, нагружаемого при высоких температурах.

Предполагалось, что формирование эвтектоидного «каркаса», например за счет соединений кремния и олова с титаном, будет благоприятно влиять на свойства сплавов из-за высоких температур образования эвтектоидов ($T_{\text{э}} \approx 860 \text{ } ^\circ\text{C}$). Кроме того, в сплавах Ti-Sn обращает на себя внимание незначительная разница уровня температур между полиморфным превращением и эвтектоидообразованием ($\approx 17 \text{ } ^\circ\text{C}$). При этом разница температур при образовании эвтектоидов титана с кремнием и оловом составляет примерно $5 \text{ } ^\circ\text{C}$ для двойных сплавов. К тому же сплавы, содержащие кремний и олово, отличаются хорошей ковкостью [3].

С учетом представленного анализа и соответствующих литературных данных выполняли поиск и уточнение составов экспериментальных титановых сплавов с интерметаллидным типом упрочнения [5–8].

Содержание отдельных легирующих элементов в жапроупрочненных сплавах на основе ВТ22 приведено в табл. 3. Варианты уточнения составов экспериментальных сплавов, легированных алюминием, оловом, цирконием, кремнием, молибденом, и алюминидов представлены в табл. 4. Сплав на основе



Таблица 6. Типичные режимы термообработки экспериментальных сплавов

Сплав	Рекристаллизационный отжиг		Закалка*		Параметры обработки для получения интерметаллидов	
	T, °C	Время выдержки, ч	T, °C	Время выдержки, ч	T, °C	Время выдержки, ч
BT22 + Fe	750	1	820	1,0	620	12
BT22 + Cr						
BT22 + Ni	750	1	840	1,0	780	12
BT22 + Cr + Si	750	1	780	1,0	620	12
BT22 + Sn	750	1	830	1,0	620	18
BT22 + Sn + Si	750	1	820	1,0	620	18
Ti-Al-Sn-Zr-Mo	850	1	1050	0,6	820	8

*Предусмотрен нагрев до температуры фазового превращения с использованием последующего охлаждения в воде или на воздухе.

γ-алюминиды титана (состава Ti-48Al-2Nb-2Cr (ат. %) выбран с учетом рекомендаций работы [12].

Следует отметить, что данные табл. 3 получены на основании результатов большого комплекса исследований. С использованием процесса МЭП выплавлено и изучено более 150 слитков экспериментальных сплавов, некоторые составы которых представлены в табл. 3 и 4.

Исследования проводили поэтапно: задавали 5–6 составов сплавов, их испытывали и вносили соответствующие уточнения для последующих плавов. Благодаря указанному подходу удалось систематизировать полученные результаты и представить их так, чтобы можно было проследить влияние отдельных элементов и комплексного легирования на физико-механические свойства металла (табл. 3).

После выплавки слитки подвергали отжигу при температуре 750 °C в течение 1,0... 1,5 ч с последующим охлаждением с печью. Полученные слитки прокатывали на листы толщиной 18 мм (табл. 5).

Режимы термообработки с учетом типов химического состава металла представлены в табл. 6. После рекристаллизационного отжига и закалки исследуемый металл подвергали обработке на эвтектоид (табл. 6). Критические точки A₁ и A₃ определяли посредством дилатометрических исследований*.

По аналогии со сталями точка A₁ для титановых сплавов соответствует началу неполной перекристаллизации сплава в твердой фазе, а при охлаждении — началу протекания эвтектоидного превращения. Точка A₃ при нагреве характеризует возможности полной перекристаллизации титанового сплава в твердой фазе и соответствует температуре полиморфного превращения конкретного сплава. Знание критических точек титановых сплавов позволяет выбрать тот или иной вид термической обработки для конкретного сплава, назначить температуру и другие параметры соответствующей термообработки.

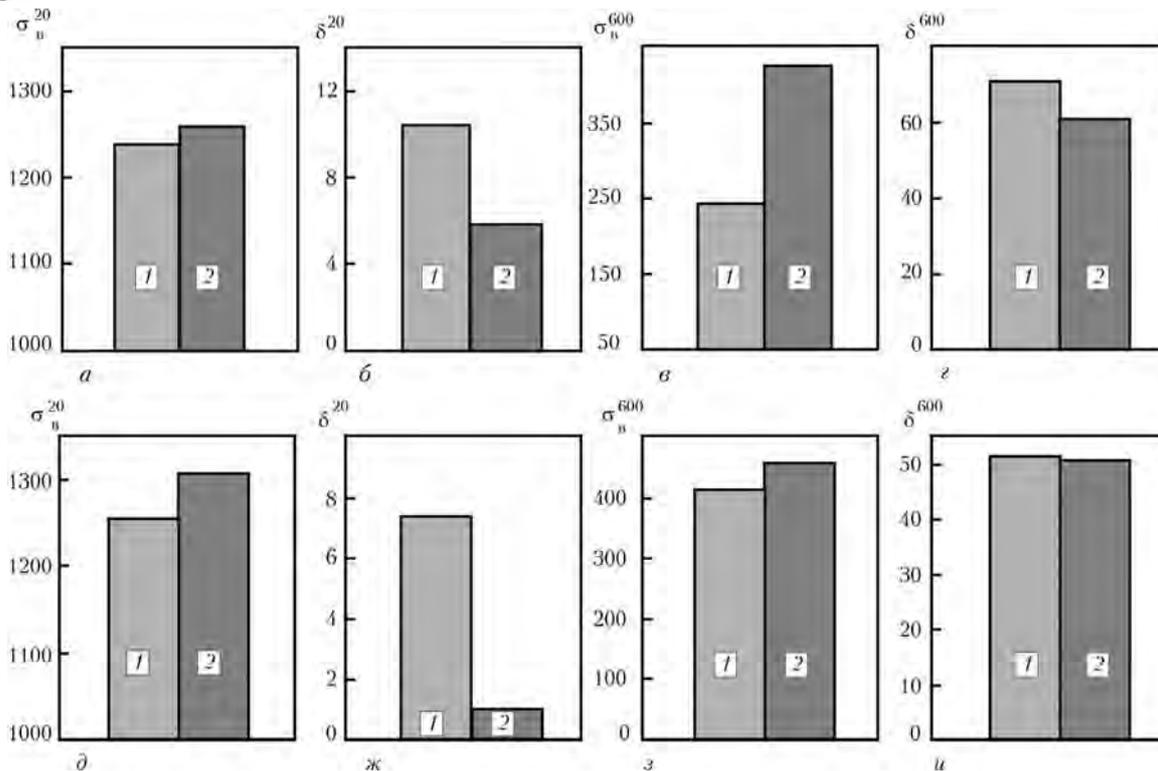
Повышения значений физико-механических свойств титановых сплавов достигали посредством циклической термообработки при следующих тем-

Таблица 7. Механические свойства экспериментальных сплавов при комнатной температуре*

Сплав	σ _{0,2} , МПа	σ _b , МПа	δ, %	ψ, %
<i>Железо</i>				
BT22 + 2,5Fe	1136,9	1153,6	15,0	30,6
BT22 + 3,5Fe	1258,1	1287,5	9,3	13,2
<i>Хром</i>				
BT22 + 2,5Cr	1043,2	1094,3	16,2	37,4
BT22 + 3,5Cr	1231,6	1269,0	10,2	15,8
BT22 + 6,5Cr	1219,1	1282,6	9,6	14,6
<i>Хром, кремний, бор</i>				
BT22 + 2,5Cr + 0,3B + 0,45Si	1230,5	1265,5	4,7	8,5
BT22 + 5Cr + 0,3Si	1221,9	1235,1	10,5	16,5
BT22 + 5Cr + 0,45Si	1226,6	1254,2	4,7	10,4
<i>Никель</i>				
BT22 + 3Ni	1040,7	1068,5	7,7	33,3
BT22 + 4Ni	1155,2	1235,1	5,7	12,6
BT22 + 3Ni + 0,45Si	1028,4	1066,6	7,2	18,9
<i>Олово</i>				
BT22 + 4Sn	1053,7	1074,3	16,7	41,7
BT22 + 6,5Sn	1394,4	1404,8	2,3	6,5
<i>Олово, кремний</i>				
BT22 + 4Sn + 0,3Si	1321,1	1367,1	2,0	8,0
BT22 + 5Sn + 0,45Si	1397,6	1409,2	1,7	7,2
<i>Бор, углерод, кремний</i>				
BT22 + 0,15B + 0,15C + 0,15Si	1257,6	1315,4	9,2	28,0
BT22+0,45B+0,45Si	1226,2	1272,7	6,2	11,4
BT22+0,6Si	1010,6	1032,8	10,5	26,1
BT22+0,8Si	1069,3	1103,9	9,7	28,8
BT22+1Si	1257,5	1281,2	2,0	7,8

*Приведены средние значения по результатам испытаний трех образцов для каждого показателя.

* Исследования проводил В. Г. Васильев.



Механические свойства экспериментальных сплавов VT22 + 5Cr + 0,3Si (а-г) и VT22 + 5Sn + 0,45Si (д-и) после различных видов термической обработки на эвтектид: 1 – изотермическая, 680 °С, 12 ч, охлаждение на воздухе; 2 – циклическая, 680 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе, X10 цикл.; подготовительная обработка для всех вариантов: 750 °С, 1 ч, охлаждение в печи до 350 °С, затем на воздухе; 780 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе

пературах, °С: VT22 + 5Sn + 0,45Si – 600; VT22 + 5Cr + 0,3Si – 680; VT22 + 6,5Cr + 0,3Si + 0,3В – 620; VT22 + 0,8Si – 860. Время выдержки для всех сплавов составляло 1 ч, охлаждение производили до 20 °С, количество циклов равнялось 10. После этого производили 3...5-кратный стабилизирующий отжиг металла.

Физико-механические свойства сплавов испытывали как при комнатной температуре, так и при нагреве до 600...700 °С.

Обсуждение результатов исследований. Результаты испытаний механических свойств исследуемых сплавов представлены в табл. 7–9 и на рисунке. Анализ этих свойств показал, что благодаря выбору рационального комплексного легирования, разработке и усовершенствованию способов термической обработки металла открываются возможности для существенного улучшения физико-механических свойств титановых сплавов технологии МЭП на основе промышленного сплава VT22. В табл. 7 и 8 соответствующие данные представлены таким образом, чтобы можно было проследить особенности влияния отдельных легирующих элементов или совместного их воздействия на качество металла. Наилучшие результаты получены при комплексном легировании хромом и кремнием, а также оловом и кремнием.

Для сопоставительной оценки влияния на механические свойства металла отдельных легирующих элементов и их комплексного воздействия, безусловно, требуются дополнительные исследования,

поскольку не во всех случаях имелась возможность экспериментально определить критические точки A_1 , A_3 исследуемых сплавов. К тому же особенности распада переохлажденных растворов указанных сплавов оценивали ориентировочно.

Тем не менее данные табл. 7, 8 показывают, что механические свойства при комнатной и высоких значениях температуры повышались с возрастанием содержания железа, хрома, никеля, олова. Так, например, увеличение в сплаве VT22 количества олова от 4,0 до 6,5 % повышало прочность металла от 1074 до 1404 МПа. При существенном увеличении прочности, как и следовало ожидать, происходит снижение пластичности металла при комнатной температуре до допустимых значений.

Что касается комплексного влияния отдельных элементов, то лучшие результаты были получены при комплексном легировании хромом и кремнием, а также оловом и кремнием. Вместе с тем обращает на себя внимание низкая жаропрочность металла, дополнительно легированного никелем (табл. 8). Поскольку температура образования эвтектидов с никелем (табл. 1) может достигать 770 °С, то низкая жаропрочность, вероятно, связана с использованием чрезмерно высокой температуры обработки таких сплавов при получении эвтектоида (табл. 6).

Анализ полученных результатов показывает целесообразность дальнейших исследований получения титановых сплавов по технологии МЭП, дополнительно легированных такими элементами, как хром, никель, олово и кремний. Особенно это может



Таблица 8. Механические свойства экспериментальных сплавов при высоких температурах*

Сплав	Температура испытаний, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
<i>Железо</i>					
BT22 + 2,5Fe	650	304,6	314,9	76,3	99,5
BT22 + 2,5Fe	700	87,1	117,1	99,3	99,0
<i>Хром</i>					
BT22 + 3,5Cr	700	91,9	134,8	81,8	99,0
BT22 + 5Cr	600	121,5	171,5	79,8	99,0
<i>Хром, кремний</i>					
BT22 + 5Cr + 0,3Si	600	360,9	447,2	60,3	96,5
<i>Никель</i>					
BT22 + 4Ni	700	56,8	85,5	88,0	98,2
<i>Олово</i>					
BT22 + 4Sn	650	381,6	412,8	32,7	71,6
BT22 + 6,5Sn	600	177,9	296,7	69,8	99,0
<i>Олово, кремний</i>					
BT22 + 4Sn + 0,3Si	650	224,3	315,4	71,0	99,0
BT22 + 4Sn + 0,3Si	700	131,5	188,5	81,7	99,0
BT22 + 5Sn + 0,45Si	600	392,3	499,5	52,7	87,7
BT22 + 6,5Sn + 0,3Si	600	186,3	331,3	57,8	99,0
<i>Бор, углерод, кремний</i>					
BT22 + 0,15B + 0,15C + 0,15Si	650	148,3	210,2	79,4	99,0
BT22 + 0,15B + 0,15C + 0,15Si	700	96,1	157,7	84,1	99,0
BT22+0,45B+0,45Si	600	283,3	355,3	55,7	87,8
<i>Кремний</i>					
Ti-6,5Al-5Sn-4Zr-0,75Mo	600	583,0	596,9	3,3	6,0
Ti-6,5Al-5Sn-4Zr-0,75Mo-0,6Si	600	612,4	657,7	2,4	6,3
Ti-6,5Al-5Sn-4Zr-0,75Mo-0,8Si	600	645,4	717,6	2,3	6,7
Ti-6,5Al-5Sn-4Zr-0,75Mo-1Si	600	261,0	292,3	30,7	46,0
<i>Ниобий</i>					
Ti-25Nb-5Mo-3,5Al	600	360,5	435,3	31,0	75,7
<i>Алюминий</i>					
Ti-48Al-2Cr-2Nb (ат. %)	700	469,3	517,8	3,7	8,3

*Приведены средние значения по результатам испытаний трех образцов для каждого показателя.

оказаться эффективным при использовании циклической термической обработки в процессе получения эвтектоида.

Комплексное микролегирование бором, углеродом, кремнием сплава BT22 обеспечивает существенное повышение его прочности до 1315 МПа при приемлемой пластичности металла (табл. 7). Однако жаропрочность указанного металла достаточно низкая — 157 МПа при 700 °С (табл. 8). Повышение жаропрочности зафиксировано при сочетании микролегирования одним из упомянутых выше элементов с дополнительным легированием металла эвтектоидообразующими элементами — хромом и оловом.

В качестве одного из направлений исследования по повышению физико-механических свойств экспериментальных сплавов рассматривали циклическую термообработку, предусматривающую следующие варианты:

с целью измельчения β -фазы и дополнительного, более равномерного, распределения легирующих элементов проводили многократные нагревы и охлаждения металла с переходом через область полиморфных превращений (A_1 , A_3). При этом в процессе охлаждения после нагрева выше критических температур требовалось обеспечить при каждом цикле охлаждения хотя бы частичный распад β -фазы, образующейся в ходе периодических нагревов;

осуществляли каркасно-дисперсное упрочнение матрицы интерметаллидными соединениями, образующимися в результате протекания эвтектоидного превращения;

объединяли оба предыдущих варианта.

После термообработки, предусматривающей получение интерметаллидов по эвтектоидному механизму, предпринимались попытки разработки завершающей термической стабилизации исследуемых сплавов. Для этого после эвтектоидообразова-



Таблица 9. Механические свойства деформируемых сплавов, изготовленных по технологии МЭП, в зависимости от направления прокатки (20 °С)

Сплав (направление прокатки)	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
BT22 + 2,5%Fe (вдоль)	<u>1144,7... 1132,0</u> 1138,4	<u>1162,0... 1151,0</u> 1156,5	<u>15,7... 14,7</u> 15,2	<u>24,9... 36,2</u> 30,6
BT22 + 2,5%Fe (поперек)	<u>1134,4... 1136,0</u> 1135,2	<u>1148,3... 1153,3</u> 1150,8	<u>14,7... 14,3</u> 14,5	<u>30,3... 30,6</u> 30,5
BT22+2,5 %Сг (вдоль)	<u>1033,7... 1052,6</u> 1043,2	<u>1081,9... 1106,6</u> 1094,3	<u>15,7... 16,7</u> 16,2	<u>39,0... 35,8</u> 37,4
BT22+2,5 %Сг (поперек)	<u>1036,9... 1026,7</u> 1031,8	<u>1078,4... 1075,3</u> 1076,9	<u>13,3... 13,3</u> 13,3	<u>25,1... 33,3</u> 29,2

Примечание. В числителе указан разбег значений, в знаменателе — среднее.

ния повторно проводили 3...5-кратную циклическую обработку при нагреве до значений температуры, на 30...60 °С ниже температуры, при которой возможен обратный процесс — распад интерметаллидов. Следует отметить, что определить особенности распада переохлажденных растворов исследуемых сплавов можно только после построения соответствующих диаграмм [16, 17].

Из табл. 8, 9 и рисунка следует, что циклическая термическая обработка существенно улучшает механические свойства сплавов при комнатной и особенно при высоких температурах. В частности, жаропрочность сплава BT22, дополнительно легированного хромом и кремнием, увеличилась примерно на 80 %. Достигнуто повышение жаропрочности и при дополнительном легировании этого сплава оловом и кремнием, хотя и в меньшей степени. Циклическая термическая обработка, повышая пластические характеристики металла при комнатной температуре, практически не изменяет, а в некоторых случаях, даже повышает его прочность.

Что касается завершающего этапа (термической стабилизации), то использование циклической термообработки (до 15...18 циклов) свидетельствует, скорее, о том, что стабилизация не завершена, поскольку зафиксировано улучшение физико-механических свойств металла после ее проведения. Дальнейший поиск способов термической стабилизации титановых сплавов с интерметаллидным типом упрочнения является актуальным.

Данные результаты позволяют предварительно проанализировать возможности повышения эксплуатационных характеристик экспериментальных жаропрочных титановых сплавов, полученных по технологии МЭП.

В рамках настоящей работы критерием качества металла технологии МЭП выбрана жаропрочность. При обеспечении заданной жаропрочности неотъемлемым требованием к металлу является необходимость обеспечения хотя бы минимально возможной пластичности металла при комнатной температуре.

Результаты испытания механических свойств сплавов технологии МЭП приведены в табл. 8 и на рисунке. Эти данные позволяют предполагать, что электрошлаковая плавка с использованием магнит-

ного управления процессом позволит обеспечить улучшение рабочих характеристик жаропрочных титановых сплавов с интерметаллидным типом упрочнения. Обращает на себя внимание возможность получения практически равноценных механических свойств металла как вдоль, так и поперек его прокатки (табл. 9), что связано с мелкозернистостью литого металла.

Достижение указанных результатов стало возможным благодаря выполнению в разное время следующих комплексных работ:

- усовершенствование и уточнение составов химически активных флюсов и реализация их широкой экспериментальной проверки [19];

- разработка новых способов воздействия внешних магнитных полей на структурообразование слитков при МЭП [18];

- выбор и уточнение составов жаропрочных экспериментальных сплавов, а также усовершенствование способов их термомеханической и термической обработки.

Для улучшения характеристик жаропрочности исследовали возможность с помощью технологии МЭП получать сплавы на основе металлургической системы Ti-Al-Sn-Zn-Si-Mo и γ -алюминид титана. Обобщая полученные результаты, следует отметить, что жаропрочность лучших композиций исследуемых сплавов на основе BT22 и металлургической системы Ti-Al-Sn-Zr-Si-Mo при температуре 600 °С достигала 450...717 МПа. При этом относительное удлинение составляло примерно 2,3...11,0 % (20 °С). Жаропрочность сплава на основе γ -алюминид титана составляла при 700 °С около 517 МПа. Однако эти данные требуют дополнительных исследований. При этом получение по технологии МЭП литого металла с плотной мелкозернистой структурой, согласно предварительным данным, не требует дополнительной высокотемпературной газостатической обработки, на необходимость которой указывалось в работе [12].

Таким образом, для оптимизации режимов термической обработки титановых сплавов с интерметаллидным упрочнением требуется проведение комплексных исследований изотермических и термоки-



нетических особенностей протекания превращений переохлажденных растворов упомянутых сплавов. Важное значение имеет определение способов интенсификации образования интерметаллидов в исследуемых титановых сплавах и предотвращение нежелательных изменений свойств этих сплавов в процессе эксплуатации.

Выводы

1. Усовершенствован процесс МЭП титановых сплавов с интерметаллидным типом упрочнения посредством дискретного воздействия на металлургический расплав и фронт кристаллизации слитка внешними магнитными полями индукцией $B = 0,2...0,5$ Тл при продолжительности магнитных импульсов $\tau_{имп} = 0,7...2$ и пауз $\tau_{п} = 8...16$ с.

2. Разработаны фторидно-хлоридные флюсы на основе солей щелочноземельных металлов, а также с добавками хлоридов щелочных металлов для плавки твердорастворных сплавов с интерметаллидами и γ -алюминидов титана.

3. Показана возможность повышения жаропрочности титановых сплавов путем упрочнения мелкодисперсными интерметаллидными соединениями титана с бором, углеродом и кремнием, формирующимися в процессе плавки, а также соединениями титана с никелем, хромом, железом, оловом и др., образующимися в результате эвтектоидных превращений при изотермической или циклической (примерно 10 циклов) термообработке металла.

4. Мелкозернистый металл слитков (технология МЭП), подвергнутый термомеханической и термической обработкам, характеризуется равноценными физико-механическими свойствами как вдоль, так и поперек прокатки.

5. Показано, что жаропрочность лучших композиций исследуемых сплавов на основе BT22 и металлургической системы Ti-Al-Sn-Zr-Si-Mo при температуре 600 °С достигала 450...717 МПа при относительном удлинении около 2,3...11,0 % (20 °С).

1. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Титановые сплавы // Конструкционные титановые сплавы. — М.: Металлургия, 1974. — 368 с.
 2. Солонина О. П., Глазунов С. Г. Жаропрочные титановые сплавы. — М.: Металлургия, 1976. — 447 с.

3. Еременко В. Н. Титан и его сплавы. — Киев: Изд-во АН УССР, 1960. — 500 с.
 4. Металлургия титана // В. А. Гармата, Б. С. Гуляницкий, В. Ю. Крамник и др. — М.: Металлургия, 1968. — 642 с.
 5. Сысоева Н. В., Моисеев В. Н. Титановые сплавы с интерметаллидным типом упрочнения // Авиационные материалы и технологии. — М.: ВИАМ, 2002. — С. 162–170.
 6. Сысоева Н. В. Интерметаллидное упрочнение высокопрочных титановых сплавов // Технология легких сплавов. — 2002. — № 4. — С. 85–91.
 7. Анташов В. Г., Ночовная Н. А., Иванов В. И. Тенденции развития жаропрочных титановых сплавов для авиадвигателестроения // Там же. — 2002. — № 4. — С. 72–76.
 8. Моисеев В. Н. Титан в России // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2005. — № 8. — С. 23–29.
 9. Патон Б. Є., Шпак А. П., Івасишин О.М. Основні напрямки наукових досліджень з титанової проблематики в Україні // Фізико-хімічна механіка матеріалів. — 2006. — № 3. — С. 5–16.
 10. Структура та властивості високомодульних сплавів системи Ti-B / С. О. Фірстов, М. І. Кузьменко, Л. Д. Кулак та ін. // Там же. — 2006. — № 3. — С. 27–32.
 11. Фирстов С. А. Титановые «чугуны» и титановые «стали» // Титан. — 2005. — № 2. — С. 33–37.
 12. Структура и свойства полуфабрикатов из сплава Ti-48Al-2Nb-2Cr на основе интерметаллида TiAl, полученных методом фасонного литья / С. Ю. Лукьянычев, Г. В. Шаханова, Т. Р. Смирнова и др. // Технология легких сплавов. — 1996. — № 3. — С. 16–20.
 13. Польшкин И. С., Колачев Б. А., Ильин А. А. Аллюминиды титана и сплавы на их основе // Там же. — 1999. — № 3. — С. 32–39.
 14. Колман Я. Ю., Протоковилев И. В., Моисеев В. Н. Высокопрочные и жаропрочные титановые сплавы с интерметаллидами технологии МЭП // Современ. электрометаллургия. — 2004. — № 2. — С. 3–7.
 15. Колман Я. Ю., Протоковилев И. В. Некоторые технологические аспекты магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП) титановых сплавов // Материалы междунар. науч-техн. конф. «Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра» (Киев, 8–9 окт. 2002 г.). — Киев, 2002. — С. 256–262.
 16. Попова Л. Е., Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бетараствора в сплавах титана. Справочник термиста. — М.: Металлургия, 1991. — 503 с.
 17. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. — М.: Металлургия, 1965. — 496 с.
 18. Колман Я. Ю., Назарчук А. Т., Протоковилев И. В. К вопросу интенсификации электромагнитного воздействия при магнитоуправляемой электрошлаковой плавке титановых сплавов // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 4. — С. 3–7.
 19. Колман Я. Ю., Щербинин Э. В. Электрошлаковая сварка и плавка с управляемыми МГД-процессами. — М.: Машиностроение, 1989. — 272 с.

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

Поступила 04.08.2008



ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЕ ЛИТЬЕ ЗАГОТОВОК КОРПУСОВ ЗАДВИЖЕК, РАБОТАЮЩИХ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ

М. А. Полещук, Л. Г. Пузрин, В. Л. Шевцов, А. И. Бородин

Рассмотрены различные способы изготовления корпусов задвижек, работающих при высоком давлении. Разработаны технологический процесс и оборудование, освоено серийное производство заготовок корпусов задвижек с фланцами на концах патрубков способом электрошлакового литья. Показано, что литые электрошлаковые корпуса по своим механическим свойствам не уступают кованным.

Different methods of manufacture of bodied of stop valves operating at high pressure are studied. Technological process and equipment were developed, the serial production of stop valve bodies with flanges at the ends of branch pipes using the method of electroslag casting was mastered. It is shown that the cast electroslag bodies are not inferior to forged bodies by their mechanical properties.

Ключевые слова: задвижки фланцевые, кованные заготовки корпусов; электрошлаковые литые заготовки корпусов; механические свойства

Запорная и регулирующая арматура (задвижки и вентили) является неотъемлемой частью любых трубопроводов. Без них невозможна выработка энергии на тепловых и атомных электростанциях, а также производство продукции на многих промышленных предприятиях. Задвижки используют при добыче нефти и газа, а также транспортировке их к местам потребления или переработки. Интенсификация процессов промышленного производства, добыча углеводорода с больших глубин приводят к увеличению давления и температуры продуктов, транспортируемых по трубопроводам. Это в свою очередь предъявляет повышенные требования к запорной и регулирующей арматуре.

Важнейшей деталью арматуры является ее корпус. Он наиболее нагружен рабочим давлением, поэтому от его надежности зависит безопасная работа всего оборудования. С этой целью корпуса задвижек и вентилях, работающих при высоком давлении,

изготавливают не из чугуна и цветных металлов, а из сталей (рис. 1).

Для соединения с трубами корпуса задвижек выполняют заодно с патрубками. В трубопроводах высокого давления применяют два типа соединения — болтовое и сварное. Для болтового патрубки задвижек заканчивают фланцами. Задвижки с фланцами используют в случае, когда в процессе эксплуатации требуется их быстрая замена без применения огневых работ (резки и сварки). Такие задвижки используют при добыче нефти и газа в составе фонтанной арматуры и для ее присоединения к промышленным трубопроводам.

Корпуса задвижек имеют сложную форму с резким изменением толщины стенок. Как правило, их изготавливают способом обычного литья. Однако в условиях эксплуатации при высоком давлении металл литых корпусов не обеспечивает необходимых значений прочности и пластичности. Деформированный металл, в отличие от литого, характеризуется более высокими показателями этих свойств. Поэтому для работы при давлении 35 МПа и выше

корпуса задвижек изготавливают из поковок, а заготовки корпусов с фланцами — в закрытых штампах [1]. Такая штамповка представляет собой сложную многоступенчатую технологию, позволяющую получать заготовки, форма наружной поверхности которых близка к таковой у готовой детали. Свойства металла штампованных и литых заготовок корпусов задвижек приведены в табл. 1. Однако наряду с хорошим качеством кованные или штампованные заготовки корпусов задвижек отличаются высокой ценой.

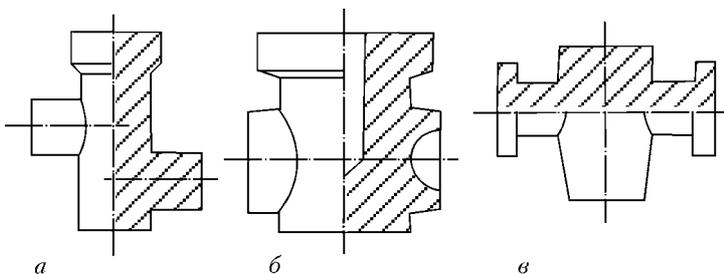


Рис. 1. Заготовки корпусов арматуры, работающих при высоком давлении, с различным типом присоединения к трубопроводам: а — вентиль из стали 15Х1М1Ф; б — задвижка из стали 0Х18Н10Т; в — фланцевая задвижка из стали 38ХМ



Таблица 1. Механические свойства металла штампованных и литых заготовок корпусов задвижек по данным работы [4]

Тип заготовки	σ_t , МПа	σ_b , МПа	δ , %	γ , %	KCU, Дж/см ²
Штампованные 1	483,0	735,0	22,3	48,80	95,6
Штампованные 2	472,5	748,5	18,5	31,10	28,5
Штампованные 3	486,5	756,0	23,0	56,50	131,6
Штампованные 4	486,0	718,5	22,0	47,25	115,3
Литые	376,0	695,0	11,1	17,70	21,1

Примечание. 1-3 — образцы, вырезанные в продольном направлении соответственно из средней части штампованного корпуса задвижки, ее патрубка и фланца; 4 — то же, в поперечном направлении из патрубка.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона использовали другой способ повышения качества корпусов задвижек высокого давления и впервые в мире применили для их производства способ электрошлакового литья (ЭШЛ). В отличие от металлургического процесса электрошлакового переплава, при котором выплавляют передельные слитки простой геометрической формы, при ЭШЛ заготовку отливают в охлаждаемом кристаллизаторе, внутренняя полость которого соответствует наружной форме будущей заготовки [2].

Благодаря интенсивному теплоотводу и постоянной подпитке свежими порциями расплавленного металла в электрошлаковой отливке формируется плотная направленная мелкокристаллическая структура. При ЭШЛ также происходит удаление неметаллических включений, газов и других вредных примесей. Плотность литого электрошлакового металла выше, чем у деформированного. Так, например, у литой электрошлаковой стали 34ХМ плотность на 0,5% выше, чем у деформированной обычной выплавки [3].

В ходе исследования электрошлакового металла в литом состоянии установлено, что его качество значительно лучше, чем у металла обычного литья, не уступает качеству деформированного металла, а по ряду показателей даже превосходит его. В частности, литой электрошлаковый металл отличается более высокими значениями пластичности и вязкости, что позволяет успешно использовать электрошлаковые отливки вместо поковок [4, 5].

На первом этапе в Институте электросварки им. Е. О. Патона разработали технологию ЭШЛ заготовок корпусов задвижек и клапанов для тепловых и атомных электростанций. Корпуса имели приливы в виде патрубков, которыми приваривались к трубопроводам. Для получения патрубков в боковой поверхности кристаллизатора выполняли специальные водоохлаждаемые ниши. В процессе плавки ниши заполнялись расплавленным металлом, в результате чего патрубки становились единым целым с корпусом.

Способом ЭШЛ изготавливали заготовки корпусов не только сплошного сечения, но и с полужамкнутой полостью [2]. Для этого внутри основного кристаллизатора размещали дополнительный, формирующий полость. Схема электрошлаковой выплавки такой заготовки корпуса задвижки приведена на рис. 2. По этой схеме в промышленном мас-

штабе изготавливают заготовки клапанов, задвижек с проходным каналом диаметром 80, 100, 200 и 300 мм из сталей 15Х1М1Ф и 0Х18Н10Т массой до 2 т [6, 7].

Результаты исследования литых электрошлаковых корпусов клапанов и задвижек показали, что качество их металла значительно превосходит качество металла корпусов, полученных обычным литьем. Электрошлаковые корпуса имеют более плотную и однородную структуру без дефектов ликвационного и усадочного происхождения. Их металл характеризуется повышенными значениями пластичности, вязкости и длительной прочности [8].

Таким образом, использование ЭШЛ дает возможность получать высококачественные корпуса энергетической арматуры без примененияковки. Хорошие механические свойства и отсутствие дефектов в литых электрошлаковых корпусах позволяют гарантировать эксплуатационную надежность энергетической арматуры, в том числе при работе на атомных электростанциях.

В настоящее время фланцевые задвижки высокого давления, используемые для добычи нефти и газа с больших глубин, имеют значительный спрос

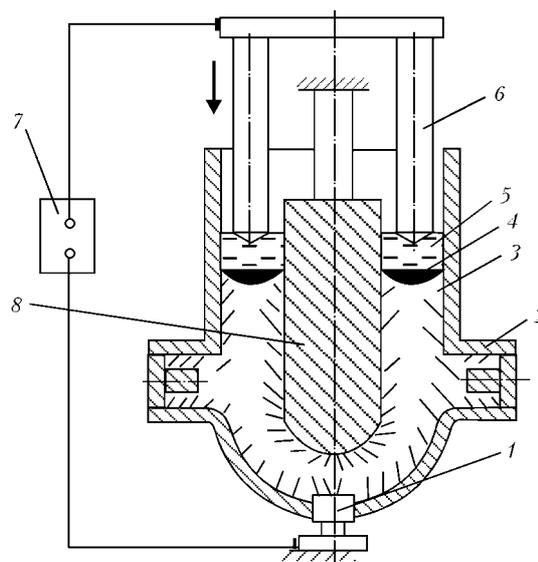


Рис. 2. Схема выплавки полых заготовок корпусов задвижек с патрубками: 1 — поддон; 2 — наружный кристаллизатор; 3 — выплавляемая заготовка; 4 — металлическая ванна; 5 — шлаковая ванна; 6 — расходные электроды; 7 — источник питания; 8 — внутренний кристаллизатор

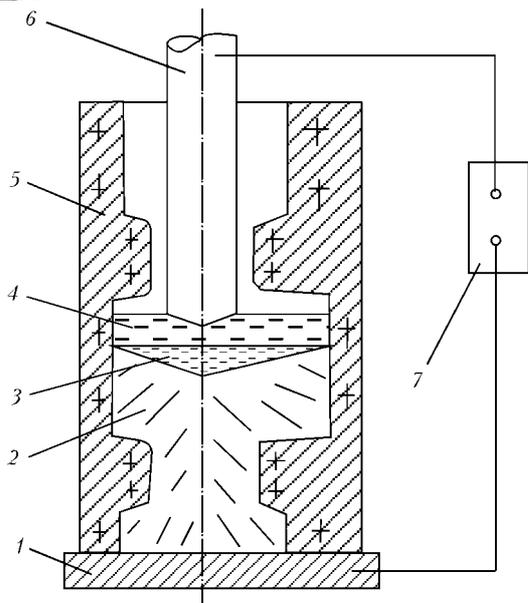


Рис. 3. Схема выплавки заготовок корпусов задвижек с фланцами на концах патрубков: 1 — поддон; 2 — выплавляемая заготовка; 3 — металлическая ванна; 4 — шлаковая ванна; 5 — кристаллизатор; 6 — расходный электрод; 7 — источник питания

[9]. Однако корпуса задвижек данного типа невозможно получать по рассмотренной схеме ЭШЛ, поскольку в процессе плавки не удастся на концах патрубков сформировать фланцы.

Для изготовления заготовок корпусов фланцевых задвижек в Институте электросварки им. Е. О. Патона разработана другая схема ЭШЛ, при которой ось задвижки, проходящей через патрубки, располагают вертикально [10], расходный электрод подается в плавильное пространство фасонного кристаллизатора со стороны будущего верхнего фланца, а нижний фланец формируется в начале плавки непосредственно на поддоне (рис. 3).

В процессе плавки происходит резкое изменение площади поперечного сечения плавильного пространства. Плавление расходного электрода начинается в полости кристаллизатора, формирующей нижний фланец. Затем зона плавления переходит в более узкую полость патрубка и, наконец, в самую широкую, где выплавляется центральная часть корпуса. В дальнейшем изменение площади поперечного сечения плавильного пространства происходит в обратном порядке. Это обстоятельство порождает ряд трудностей.

Во-первых, глубина шлаковой ванны существенно изменяется при переходе из одной полости кристаллизатора в другую. Максимальное ее значение достигается при формировании патрубков, а минимальное — при выплавке центральной части отливки. Это вызывает необходимость соответствующим образом периодически изменять рабочий режим процесса.

Во-вторых, формирование центральной части корпуса происходит при очень малом коэффициенте заполнения кристаллизатора расходным электродом. Процесс перехода зоны плавления расходного электрода из полости патрубка в среднюю

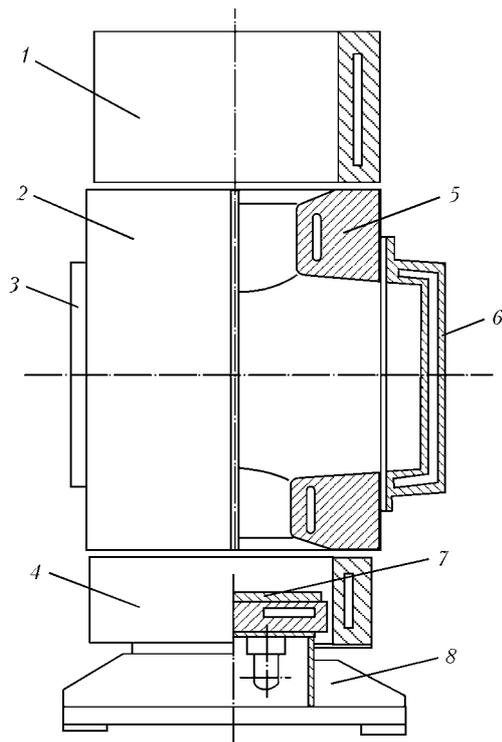


Рис. 4. Схема разборного кристаллизатора для выплавки заготовок корпусов фланцевых задвижек: 1 — обечайка, формирующая верхний фланец и прибыль; 2, 5 — соответственно левая и правая полуформы с вертикальным разъемом; 3, 6 — соответственно левая и правая крышки к полуформам; 4 — обечайка, формирующая нижний фланец; 7 — заправка; 8 — поддон

часть аналогичен процессу заполнения расплавленным металлом и шлаком охлаждаемых ниш на боковой поверхности кристаллизатора [11]. В начале процесса заполнения в такие ниши расплав поступает порциями, которые застывают друг над другом отдельными слоями. На определенном расстоянии от края ниши, зависящем от коэффициента заполнения и выделяемой в шлаке мощности, слои металла перестают сплавляться. Это обстоятельство необходимо учитывать при выборе режима ЭШЛ отливки требуемого размера.

В третьих, отливка с фланцами на концах патрубков в процессе охлаждения может свободно усаживаться только в поперечном направлении. Усадке в продольном направлении препятствует жесткий кристаллизатор. Это приводит к возникновению в отливке растягивающих напряжений. Кроме того, происходит зажатие кристаллизатора, что затрудняет последующее разделение отливки и уменьшает срок его службы. Для предотвращения этого явления потребовалось создание кристаллизатора специальной конструкции, позволяющей устранить зажатие.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона успешно преодолели указанные трудности и разработали технологический процесс выплавки заготовок задвижек с фланцами по схеме, приведенной на рис. 3. Для ЭШЛ разработали разборный кристаллизатор, отличающийся податливостью в вертикальном направлении. Его схема представлена на рис. 4.

Кристаллизатор состоит из двух полуформ, имеющих вертикальный разъем. С боков полости в по-



Рис. 5. Внешний вид заготовок корпусов фланцевых задвижек Ду-80 ЭШЛ, подготовленных к ультразвуковому контролю

луфORMах закрываются фасонными крышками. Снизу и сверху к полуформам пристыкуются две охлаждаемые обечайки разной высоты. В нижнюю обечайку вставляют поддон с токоподводом. Указанные элементы в собранном виде образуют составной кристаллизатор.

Такой разборный кристаллизатор состоит из семи отдельных охлаждаемых элементов. Во время плавки зазоры в горизонтальных разъемах обеспечивают необходимую податливость кристаллизатора, что уменьшает напряжения в отливке, возникающие при ее тепловой усадке.

В процессе ЭШЛ центральная часть корпуса задвижки вместе с патрубками отливается в плавильном пространстве, образованном полуформами с крышками. Фланцы на концах патрубков формируются в верхней и нижней обечайках. В ходе ЭШЛ заготовок таких корпусов верхний фланец выплавляют большей толщины, поскольку в прибыль над ним выводят усадочную раковину.

Во время создания технологии ЭШЛ заготовок корпусов задвижек с фланцами основное внимание уделяли поиску решений, позволяющих в ходе всего процесса поддерживать надежный электрический контакт между отливкой и нижним токоподводом.

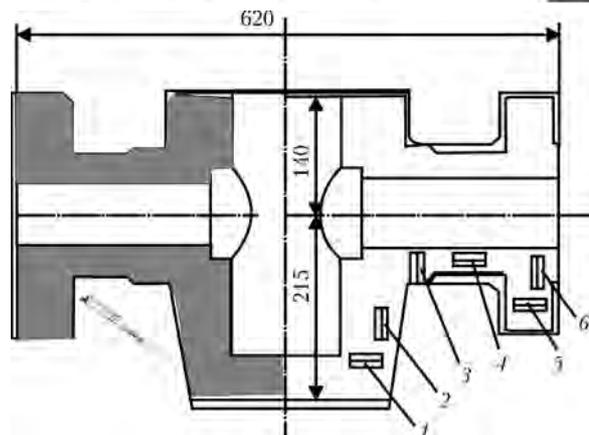


Рис. 6. Макроструктура (ЭШЛ) корпуса фланцевой задвижки и схема вырезки образцов для оценки анизотропии ее механических свойств; 1-6 — номера образцов (см. табл. 2)

Кроме того, определяли массу флюса, используемого для переплава, а также осуществляли выбор электрических режимов плавления расходуемого электрода в каждой зоне плавильного пространства, отличающейся размерами. В начальный период в качестве расходуемого электрода использовали прокат стали марки 40ХН2МА, а в дальнейшем применяли менее легированный и более дешевый прокат стали марки 38ХМ. В результате проведенных работ определили оптимальные режимы электрошлакового процесса, позволяющие получать заготовки с качественной наружной поверхностью без гофра и пережимов. Эти заготовки показаны на рис. 5.

Для исследования качества металла литые заготовки из стали 40ХН2МА разрезали на темплеты, затем из них изготавливали образцы для испытаний. Поскольку отдельные элементы корпуса задвижки (фланцы, патрубки и центральная часть) формируются при различных значениях выделяемой в шлаке мощности и в разных условиях теплоотвода, то нами были определены механические свойства металла каждого такого элемента и проведена оценка их ани-

Таблица 2. Механические свойства металла заготовки корпуса задвижки Ду-80 из стали 40ХН2МА, полученного способом ЭШЛ

№ образца	Место и направление вырезки образцов	σ_t , МПа	σ_b , МПа	δ , %	γ , %	KCU, Дж/см ²
1	Центральная часть, продольные	659,0...672,9	801,3...806,5	18,7...20,0	46,2...59,9	116,0...124,0
		666,0	803,9	19,4	53,1	120,0
2	Центральная часть, поперечные	659,0...669,2	796,3...804,7	19,1...21,0	45,2...48,6	104,0...106,6
		664,1	800,5	19,6	46,9	105,3
3	Патрубок, продольные	586,9...654,7	706,6...741,2	12,5...13,9	35,5...37,7	109,7...129,9
		620,8	723,9	13,2	36,6	119,8
4	Патрубок, поперечные	686,8...686,8	822,1...825,5	15,3...19,3	46,2...57,8	149,1...155,6
		686,8	823,8	17,3	52,0	152,4
5	Фланец, продольные	572,5...579,9	691,2...695,6	12,1...13,3	35,2...37,8	71,0...96,8
		576,2	693,4	12,7	36,5	83,9
6	Фланец, поперечные	610,3...624,5	717,2...722,6	14,0...15,2	41,6...42,2	116,0...131,6
		617,4	719,9	14,6	41,9	123,8
	Стандарт на КП 540	≥540	≥685	≥12	≥35	≥44

Примечание. В числителе указан разбег значений, в знаменателе — средние.



Таблица 3. Коэффициент анизотропии механических свойств металла заготовок корпусов фланцевых задвижек

Способ изготовления	Средняя часть	Патрубок	Фланец
ЭШЛ	1,14	1,35	1,31
Штамповка*	–	3,22	–

* Согласно данным табл. 1.

зотропии. Исследования проводили на темплетях, вырезанных в плоскости главных осей заготовок.

В процессе изучения макроструктуры темплетов установлено, что металл ЭШЛ плотен и однороден. В нем отсутствуют дефекты усадочного и ликвационного происхождения. Образцы для проведения механических испытаний вырезали в двух взаимно перпендикулярных направлениях из различных участков заготовки, которые после механической обработки образовывали готовый корпус задвижки. Схема вырезки образцов приведена на рис. 6. Результаты испытаний образцов, полученных из заготовки после закалки с отпуском, представлены в табл. 2. Там же указаны требования стандарта к механическим свойствам металла поковок для категории прочности КП 540.

Как видно из табл. 2, электрошлаковый литой металл 40ХН2МА всех частей корпуса задвижки по основным механическим свойствам не уступает требованиям стандарта к ковальному металлу категории прочности КП540, а по показателям ударной вязкости значительно превосходит их. С учетом данных этой таблицы мы определили коэффициент анизотропии механических свойств металла N отдельных частей корпуса задвижки, формировавшихся при ЭШЛ в различных условиях. Коэффициент N рассчитывали по формуле, приведенной в работе [3], результаты расчетов сведены в табл. 3.

$$N = 0,5(\psi_1/\psi_2 + KCU_1/KCU_2),$$

где ψ и KCU — показатели соответственно относительного сужения и ударной вязкости металла; индексы 1 и 2 указывают на результаты испытания образцов, вырезанных во взаимно перпендикулярных направлениях.

Из табл. 3 видно, что корпус фланцевой задвижки, изготовленный способом ЭШЛ, имеет относи-

тельно небольшую анизотропию механических свойств металла. Так, коэффициент N в различных местах корпуса задвижки изменяется от 1,14 в средней части до 1,35 в патрубке. В то же время в патрубке штампованной заготовки корпуса он равен 3,22, т. е. почти в 2,5 раза больше.

Разработанная в Институте электросварки им. Е. О. Патона технология ЭШЛ заготовок корпусов задвижек с фланцами на концах патрубков позволила организовать на опытном заводе института выпуск таких изделий. Для серийного производства изготовили два типа разборных кристаллизаторов, отличающихся размерами: один — для выплавки заготовок корпусов задвижек с проходным каналом диаметром 80 мм, массой 350 кг (Ду-80), другой — диаметром 50 мм, массой 250 кг (Ду-50). Эти задвижки работают при давлении до 70 МПа в основном составе фонтанной арматуры на газоконденсатных месторождениях.

Выплавку заготовок осуществляли на установке УШ-148. После ЭШЛ заготовки помещали в термическую печь и подвергали отжигу при температуре полного аустенитного превращения для снятия внутренних напряжений и получения мелкозернистой структуры металла. Последняя необходима для ультразвукового контроля.

Заготовки изготовляли партиями. Партия корпусов Ду-80 состояла из 3 шт., а Ду-50 — из 4 шт. Ультразвуковому контролю подвергали каждую заготовку. Для этого торцевые поверхности фланцев и корпуса подвергали механической обработке (рис. 5). Механические свойства металла исследовали на образцах-свидетелях, вырезанных из прибыльной части одной заготовки от каждой партии. Статистика сдаточных испытаний приведена в табл. 4.

В табл. 4 сведены результаты сдаточных испытаний механических свойств металла, свидетельствующие о том, что литые электрошлаковые корпусы задвижек с фланцами на концах патрубков по своим механическим свойствам полностью соответствуют требованиям стандартов к стальным ковкакам для КП 540. Высокие значения служебных свойств литых электрошлаковых корпусов фланцевых задвижек подтверждает их успешная многолетняя эксплуатация на многих газоконденсатных месторождениях Украины.

Таблица 4. Механические свойства металла заготовок корпусов задвижек Ду-80 и Ду-50

Марка стали	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	γ , %	KCU , Дж/см ²
38ХМ*	567...863	785...955	17,2...22,3	48,7...57,0	82...146
	675	873	19,4	53,8	107
40ХН2МА**	673...924	883...1051	15,7...21,0	46,1...57,8	95...157
	791	984	18,7	51,3	119
Стандарт на КП 540	≥540	≥685	≥12	≥35	≥44

* Корпус задвижки Ду-50, средние значения определены по результатам испытаний 74 образцов.
 ** Корпус задвижки Ду-80, средние значения определены по результатам испытаний 32 образцов.



1. *Стальные* поковки вместо стального литья: Рекламный проспект фирмы «Самегон» (Выставка «Нефтегаз-90»). — М., 1990. — 12 с.
2. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Бойко Г. А. Электрошлаковое литье. Обзор — М.: НИИМАШ, 1974. — 70 с.
3. *Электрошлаковый* металл // Под. Ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1981. — 680 с.
4. Медовар Б. И., Цыкуленко А. К., Дяченко Д. М. Качество электрошлакового металла. — Киев: Наук. думка, 1990. — 312 с.
5. *Электрошлаковое* литье вместоковки в производстве фонтанной арматуры высокого давления // В. Л. Шевцов, М. Л. Жадкевич, В. Я. Майданник и др. // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 3. — С. 3-8.
6. *Новые* возможности электрошлакового фасонного литья // Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Г. А. Бойко и др. // Спец. электрометаллургия. — 1972. — С. 126-130.
7. Аликс А. П., Бойко Г. А. Электрошлаковое литье в химическом машиностроении // Электрошлаковая технология. — Киев: Наук. думка, 1983. — С. 123-128.
8. *Разработка* и внедрение технологии электрошлаковой выплавки корпусов энергетической арматуры // В. И. Рабинович, Л. Д. Замошников, Ю. Н. Кригер и др. // Спец. электрометаллургия. — 1972. — Ч. 1. — С. 173-177.
9. *Фонтанная* арматура на тиск до 70 МПа // В. И. Артемов, В. В. Канаков, Ю. В. Максимов та ін. // Нафтова і газова пром-сть. — 2001. — № 3. — С. 25-28.
10. *Электрошлаковое* литье заготовок корпусов фонтанной арматуры высокого давления // В. Л. Шевцов, В. Я. Майданник, М. Л. Жадкевич и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1998. — № 4. — С. 3-12.
11. *Заполнение* шлаком и металлом охлаждаемых кристаллизаторов при электрошлаковом литье изделий сложной формы // В. Л. Шевцов, И. И. Кумыш, Г. С. Маринский и др. // Там же. — 1975. — № 2. — С. 26-31.

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

Поступила 12.01.2009

УВАЖАЕМЫЕ КОЛЛЕГИ!

Приглашаем Вас принять участие в работе

V Всеукраинской научно-технической конференции молодых ученых и специалистов «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ», посвященной 75-летию Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины которая проводится по инициативе Совета научной молодежи Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

Конференция состоится 27-29 мая 2009 г. в пгт Ворзель Киевской обл., в конференц-зале санатория «Ворзель» НАН Украины.

В работе конференции могут принять участие молодые ученые (доктора наук, докторанты, кандидаты наук), научные сотрудники, студенты, аспиранты и специалисты.

Конференция будет проходить в режиме пленарных заседаний. Длительность докладов — до 15 мин, сообщений — до 7 мин.

Рабочие языки конференции: украинский, русский, английский.

ОСНОВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ КОНФЕРЕНЦИИ:

- ♦ Прогрессивные технологии сварки и соединения материалов.
- ♦ Прочность, надежность и долговечность сварных конструкций.
- ♦ Технологии наплавки, нанесения покрытий и обработки поверхностей.
- ♦ Процессы специальной электрометаллургии.
- ♦ Новые конструкционные и функциональные материалы.
- ♦ Техническая диагностика и неразрушающий контроль.
- ♦ Автоматизация процессов сварки и родственных технологий.
- ♦ Фундаментальные исследования физико-химических процессов (термодинамика, кинетика, микроструктура, фазовые превращения, электронная структура, свойства).
- ♦ Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах.

По вопросам участия в конференции обращаться в оргкомитет.

Председатель оргкомитета
канд. техн. наук Сергей Войнарович
Тел.: (+38 044) 271-25-60.

Наш адрес: 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11, СНМИ.

E-mail: vorzel2009@gmail.com.

http://www.paton.kiev.ua/rus/events/conf2009.html.



ОПРОБОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ОТЛИВОК СЛОЖНОГО ПРОФИЛЯ ИЗ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ 15X12H2MVФАБ СПОСОБОМ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ЛИТЬЯ

С. В. Скрипник, Д. Ф. Чернега

Опробована новая технология получения крупных фасонных отливок массой 0,4 т из жаропрочной стали 15X12H2MVФАБ (ЭП 517). Приведены данные об основных технологических параметрах изготовления, химическом составе, структуре, механических свойствах литой электрошлаковой стали ЭП 517, в сравнении с ковальной сталью аналогичного состава. Показана перспективность применения корпусных отливок, полученных способом центробежного электрошлакового литья, в производстве газотурбинных двигателей и установок.

New technology of producing large shaped castings of 0.4 t mass of heat-resistant steel 15Kh12N2MVФAB (EP 517) was tested. Data are given for main technological parameters of production, chemical composition, structure, mechanical properties of cast electroslag steel EP 517 as compared with a forged steel of similar composition. The prospects of application of body castings of CESC in manufacture of gas turbine engines and units are shown.

Ключевые слова: центробежное электрошлаковое литье; состав; структура; механические свойства; горячие трещины; жаропрочность; газотурбинные установки

Стенка компрессора газотурбинного двигателя является одним из наиболее ответственных и трудоемких механических узлов, который длительное время подвергается большим механическим нагрузкам при рабочей температуре, достигающей 580... 600 °С. Этот узел представляет собой крупногабаритную толстостенную обечайку с фланцами на торцах и большим количеством бобышек, расположенных на наружной боковой поверхности.

В настоящее время обечайку стенки компрессора изготавливают из поковки жаропрочной мартенситно-ферритной стали 15X12H2MVФАБ (ЭП 517) ТУ 14-1-2902. Готовые фланцы и бобышки из деформированной стали этой же марки приваривают к обечайке при помощи сварки. Такая технология характеризуется продолжительным циклом изготовления, большой трудоемкостью, низким коэффициентом использования металла (КИМ) и недостаточной надежностью из-за наличия большого количества сварных швов.

Основной проблемой обеспечения сплошности сварных соединений является предотвращение образования горячих и холодных трещин в металле сварных швов. Установлено [1], что при прочих равных условиях склонность металла сварного шва

к образованию трещин определяется содержанием феррита в стали. Наличие 2... 6 % феррита способствует предотвращению возможности появления трещин. Согласно структурной диаграмме Шеффлера для легированных сталей, показывающей влияние эквивалентов хрома и никеля на структуру металла сварного шва, структура шва из стали ЭП 517 или близкой по ее составу будет однофазной, представленной мартенситом, либо двухфазной, состоящей из мартенсита и небольшого количества феррита. Это обусловлено тем, что эквивалент хрома ($\% Cr + \% Mo + 1,5 \cdot \% Si + 0,5 \cdot \% Nb$) в зависимости от марочного состава этой стали находится в пределах 12,9... 15,1 %, а эквивалент никеля ($\% Ni + 30 \cdot \% C + 0,5 \cdot \% Mn$) составляет 5,7... 7,8 %. Согласно уравнению, предложенному Сеферианом ($Fc_{\alpha} = 3[Cr_{\text{ЭКВ}} - 0,93Ni_{\text{ЭКВ}} - 6,7]$), количество феррита будет образовываться в пределах 1,1... 2,6 %.

Следовательно, отсутствие или низкое содержание феррита не позволяют решить проблему обеспечения сплошности металла сварных швов. Кроме того, при нагреве до 700 °С в результате сварки проявляется склонность к межкристаллитной коррозии, т. е. коррозионному разрушению по границам зерен, связанному с выделением по границам зерен карбидов $Cr_{23}C_6$ и уменьшением в связи с этим



хрома ниже предела, обеспечивающего коррозионную стойкость, — 12 % [1].

С целью упрощения существующей технологии, повышения КИМ и надежности газовых турбин опробовали технологию центробежного электрошлакового литья (ЦЭШЛ), разработанную в ИЭС им. Е. О. Патона [2]. Переход от деформационно-сварной технологии изготовления корпусных узлов газовых турбин к ЦЭШЛ позволяет создать монолитную крупнозернистую структуру с одинаковым размером зерна, отличающуюся увеличенной жаропрочностью, поскольку при повышенных температурах пластическая деформация происходит преимущественно по границам зерен, а суммарная протяженность границ уменьшается с ростом зерна [3].

Эксперименты проводили на одном из машиностроительных заводов с использованием комплекса электрошлакового кокильного литья КЦЭШЛ-1 [4]. В качестве расходных электродов применяли собственные металлоотходы, расплавленные в дуговой сталеплавильной печи ДСП-5 и отлитые в стальные неохлаждаемые кокилы.

Переплавливали расходные электроды диаметром 300 мм в футерованном тигле с горизонтальным сечением 590×610 мм под флюсом АНФ-295 системы $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$. Выбор этого флюса обусловлен низким содержанием (10... 12 %) химически активного по отношению к магнезиту фтористого кальция. Ток переплава составлял 6... 7 кА, напряжение на шлаковой ванне — 45... 50 В.

В процессе переплава металл раскисляли дозированными порциями (по 0,2 кг) силикокальция марки СК-25 ГОСТ 4762-71 из расчета 1,5 кг на 1 т. В процессе плавки температуру металла измеряли при помощи платино-платинородиевой термопары ТПР 30/6. Для измерений использовали вторичный прибор типа КСП-3.

Температура заливки — важная и самостоятельная характеристика процесса литья [5]. Ее выбирали исходя из следующих условий:

заполнение полости сложной по конфигурации металлической формы без дефектов типа неспаев и шлаковых включений;

уменьшение усадочной рыхлости, пористости и приваривания к форме;

предохранение отливок от образования горячих трещин, а также уменьшение остаточных напряжений.



Рис. 1. Отливки ЦЭШЛ из стали ЭП 517

Поскольку для первого условия требуется увеличение температуры заливки, а для второго и третьего — ее уменьшение, то выбор температуры стал технологическим компромиссом. Ее уровень определяли опытным путем в интервале 1530... 1540 °С. Массовая скорость заливки составляла 8... 9 кг/с, а скорость вращения формы в период заливки — 85 об/мин. Постепенно частоту вращения увеличили до 250 об/мин. При этой частоте вращения коэффициент гравитации на внутренней поверхности формы составил 33 единицы.

Конструкция опытной отливки массой 0,4 т, диаметром 950 мм, высотой 290 мм и толщиной стенок 72... 100 мм характеризуется большим коэффициентом габаритности ($K_v = V_{\text{отл}}/M_{\text{отл}}$, где $V_{\text{отл}}$ — объем; $M_{\text{отл}}$ — масса отливки), равным $0,58 \text{ м}^3/\text{т}$ и приведенной толщиной ($X = V_{\text{отл}}/S_{\text{отл}}$, где $S_{\text{отл}}$ — ее поверхность), составляющей 0,103 м.

Развитые наружная и внутренняя поверхности крупногабаритной отливки вызвали необходимость в формировании на свободной поверхности обогревающего слоя шлака значительной толщины, предохраняющего образование усадочных дефектов и встречного фронта кристаллизации.

Таблица 1. Химический состав металла стенки

Место отбора проб	Массовая доля элементов, %										
	С	Si	Mn	Cr	Ni	W	Mo	V	Nb	S	P
А	0,17	0,27	0,15	11,20	1,82	0,77	1,42	0,22	0,30	0,007	0,03
Б	0,18	0,27	0,15	11,20	1,80	0,80	1,40	0,22	0,31	0,007	0,03
Электрод	0,18	0,31	0,15	11,20	1,82	0,80	1,42	0,22	0,31	0,014	0,03
ТУ 14-1-2902-80	0,13... ... 0,18	≤ 0,50	≤ 0,50	11,0... ... 12,5	1,70... ... 2,10	0,65... ... 1,00	1,35... ... 1,65	0,18... ... 0,30	0,20... ... 0,35	≤ 0,015	≤ 0,03

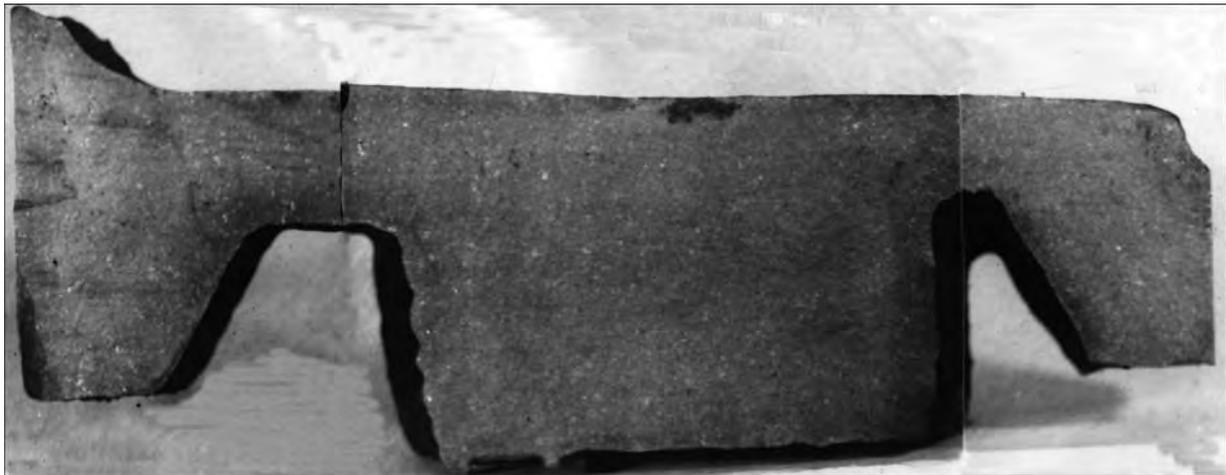


Рис. 2. Макроструктура вертикального сечения отливки

В связи с этим одновременно с заливкой шлако-металлического расплава из тигельной электрошлаковой печи во вращающуюся форму потребовалась подача дополнительной порции шлака. Шлак приготовили в отдельной флюсоплавильной печи. Ввод во вращающуюся форму дополнительной порции шлака системы $\text{CaF}_2\text{-CaO-SiO}_2$ (АНФ-28), отличающегося невысокой температурой плавления (1180... 1200 °С), обеспечивает необходимый обогрев свободной поверхности, дополнительное рафинирование металла и улучшение качества поверхности отливки.

Уменьшение пористости металла и содержания неметаллических включений способствует увеличению пластичности и относительного удлинения, и, таким образом, снижению вероятности образования горячих трещин в реальных отливках [6].

Поскольку в конструкции корпуса стенки компрессора предусмотрены торцевые фланцы и ряд бобышек, то в опытной отливке образуются тепловые узлы, затвердевающие позже остальных ее элементов. Из-за этого происходит локализация деформации растяжения в результате торможения свободной линейной усадки, что может привести к образованию горячих трещин. Поэтому возникла необходимость в предотвращении образующихся в процессе затвердевания бассейнов металла путем локаль-

ного утолщения облицовки в соотношении 3:1 относительно стенок со сравнительно малой толщиной.

Еще одной особенностью отливки заданной конструкции является сложное температурно-силовое взаимодействие с формой в процессе охлаждения. В поперечном направлении зазор между отливкой и формой обеспечивается при всех геометрических параметрах. Однако в продольном направлении, как показывает графоаналитическое исследование, возможен натяг. Для его предотвращения или хотя бы уменьшения потребовалось раннее раскрепление собранной формы и извлечение отливки.

В результате такие технологические меры, как заливка дополнительной порции обогревающего шлака, регулирование скорости теплоотвода, использование облицованной металлической формы, раннее извлечение отливки обеспечили получение партии (3 шт.) крупногабаритных отливок с двумя фланцами и 25 бобышками диаметрами 21... 140 мм без литейных дефектов и хорошей поверхностью (рис. 1). Размеры опытной отливки следующие: наружные диаметры по фланцам равняются 952 мм, по обечайке — 865 мм; внутренний диаметр составляет от 750 до 800 мм; высота — 290 мм; масса отливки — 350 кг.

Из полученных отливок вырезали вертикальные темплеты и пробы с целью исследования химического состава, макро- и микроструктуры, а также механических свойств.

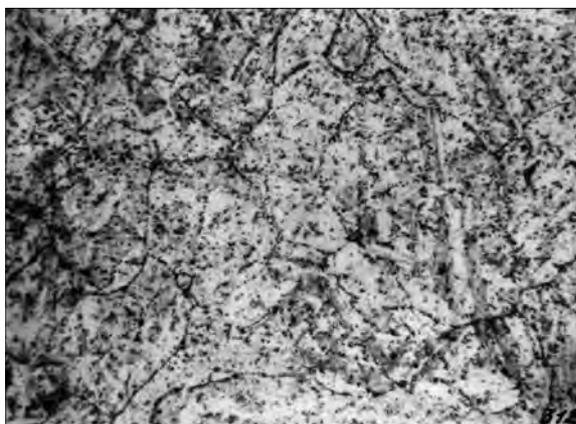


Рис. 3. Микроструктура (X500) отливки после термической обработки

Таблица 2. Содержание неметаллических включений в отливке ЦЭШЛ

Место отбора проб (№ образца)	Размер единичных неметаллических включений в разных частях образца, мм		
	Верхняя	Средняя	Нижняя
Верх (Т1)	0,03	0,03	0,03
Середина (Т2)	0,05	0,04	0,05
Низ (Т3)	0,05	0,04	0,05

Примечание. Средний размер включений во всех частях образца составлял 0,01 мм.



Таблица 3. Механические свойства отливки ЦЭШЛ при комнатной температуре

Место отбора проб	Направление вырезки образцов	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²
Верх отливки	Аксиальное	1140	940	14,1	48	42
	Тангенциальное	1160	920	12,0	45	40
Низ отливки	Аксиальное	1180	950	14,0	46	41
	Тангенциальное	1140	920	10,0	42	40
ТУ 14-1-2918-80 на поковки	Продольное	≥ 1100	≥ 850	≥ 14,0	≥ 55	≥ 60
	Тангенциальное	≥ 1050	≥ 800	≥ 10,0	≥ 45	≥ 50
	Радиальное	≥ 990	≥ 770	≥ 7,0	≥ 33	≥ 30

Примечание. Длительная прочность образцов при напряжении 450 МПа и температуре испытания 550 °С составила 161...175 ч, а в требованиях, оговоренных в технических условиях на поковки, она равняется не менее 100 ч.

Химический состав проб, отобранных от диаметрально противоположных частей А и Б отливок ЦЭШЛ (рис. 1), определен с использованием спектральных и химических методов (табл. 1). Существенных изменений в содержании основных легирующих элементов не обнаружено. Характерной особенностью в содержании примесей является значительная десульфурация металла.

На рис. 2 представлена макроструктура вертикального разреза отливки. Структура отличается плотностью, однородностью, отсутствием зональной ликвации. Лишь со стороны внутренней поверхности просматриваются неглубокие участки залегания дефектов усадочного происхождения. После снятия припуска с помощью механической обработки этот слой металла удаляется. Микроструктура металла отливки представляет собой сорбит отпуска с равномерно распределенными карбидами легирующих элементов (рис. 3). Однородное распределение мелких частиц упрочняющих фаз внутри зерен и на их границе является благоприятным для повышения жаропрочности [3]. Указанная микроструктура получена после термической обработки по следующему режиму: гомогенизация при (1120 ± 10) °С, 4,0...4,5 ч, воздух; повторная гомогенизация; нормализация от (1130 ± 10) °С, 1,0...1,5 ч, воздух; закалка от (1120 ± 10) °С в масле; отпуск при (650 ± 20) °С, 1,0...1,5 ч, воздух.

В результате контроля неметаллических включений зафиксированы высокая чистота металла крупногабаритной отливки ЦЭШЛ, дисперсность неметаллических включений и их равномерное распределение по телу отливки (табл. 2).

Исследования механических свойств отливок (табл. 3) показали, что по характеристикам прочности и относительного удлинения электрошлаковая сталь

ЭП 517 соответствует требованиям ТУ 14-1-2918-80 на поковки из металла аналогичного состава. Твердость образцов составила 3410...3420 МПа. Длительная прочность литой электрошлаковой стали существенно выше, чем оговаривается в технических условиях на кованный металл. Однако относительное сужение и ударная вязкость имеют более низкие значения. Для отливок ЦЭШЛ из жаропрочной стали 20Х13 простой конфигурации характерно существенное повышение характеристик пластичности и ударной вязкости, в сравнении с требованиями технических условий на кованный металл [7]. Работы с целью улучшения механических и служебных свойств отливок ЦЭШЛ продолжают в направлении оптимизации основных технологических параметров изготовления, термической обработки и совершенствования конструкции формы.

1. Гривняк И. Свариваемость сталей / Пер. со словац. Л. С. Гончаренко; Под ред. Э. Л. Макарова. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
2. Медовар Б. И., Маринский Г. С., Шевцов В. Л. Центробежное электрошлаковое литье. — Киев: О-во «Знание» УССР, 1983. — 48 с.
3. Материаловедение / Под ред. Б. Н. Арзамасова. — М.: Машиностроение, 1986. — 384 с.
4. Комплекс КЦЭШЛ-1 для получения электрошлаковых кольцевых заготовок весом до 1000 кг / Ю. Н. Бондин, А. В. Горячек, С. В. Скрипник и др. // Металлургия машиностроения. — 2006. — № 3. — С. 35-37.
5. Баландин Г. Ф. Основы теории формирования отливок. — М.: Машиностроение, 1979. — 335 с.
6. Гуляев Б. Б. Теория литейных процессов. — Л.: Машиностроение, 1976. — 214 с.
7. Скрипник С. В., Чернега Д. Ф., Горячек А. В. Исследование качества конусных заготовок из стали 20Х13, полученных способом центробежного электрошлакового литья // Современ. электрометаллургия. — 2008. — № 3. — С. 15-17.

НПФ «Титан», НТУУ «КПИ», г. Киев

Поступила 03.12.2008



КОНТРОЛЬ И СТАБИЛИЗАЦИЯ УРОВНЯ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКЕ

В. Г. Соловьев, Ю. Н. Ланкин

Представлены результаты исследования условий для автоматического видеоконтроля уровня ванны при электронно-лучевом переплаве. Дан анализ видеоизображений ванны расплавленного металла и изложены принципы измерения его уровня с помощью видеокамеры. Указаны способы борьбы с помехами, предложены принципы повышения точности измерения. Рассмотрены вопросы повышения надежности измерения, описаны способы диагностики работоспособности системы видеоконтроля.

Results of investigation of conditions for automatic video monitoring of pool level in electron beam remelting are presented. Analysis of video imaging of molten metal pool is given and principles of measuring its level using video cameras are described. Methods of disturbances elimination are shown and principles of improving the measurement accuracy are suggested. The problems of increasing the reliability of measurements are considered and methods of diagnostics of performance of video monitoring system are described.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; уровень ванны расплавленного металла; видеоконтроль; цифровая обработка изображения; стабилизация уровня

При электронно-лучевой плавке (ЭЛП) уровень расплавленного металла относительно верхней кромки кристаллизатора постоянно меняется. Это происходит вследствие неравенства скоростей вытягивания слитка и поступления расплавленного металла в кристаллизатор. Относительно стабильная скорость поступления расплавленного металла в кристаллизатор имеет место только в случае редко применяемой в настоящее время схемы переплава расходуемой заготовки непосредственно в кристаллизатор.

При ЭЛП с промежуточной емкостью на установках с малой производительностью металл поступает в кристаллизатор периодически. После наполнения промежуточной емкости оператор прогревает электронным лучом сливной носок, через который порция жидкого металла сливается в кристаллизатор. На установках большой производительности скорость поступления металла в кристаллизатор считают постоянной, но на практике она подвержена значительным колебаниям вследствие непостоянства пропускной способности сливного носка, изменения вязкости жидкого металла в промежуточной емкости и т. п.

Непрерывное вытягивание слитка из кристаллизатора с постоянной скоростью практически не применяют из-за проблем с качеством поверхности по-

лучаемого слитка. Как правило, вытягивание слитка производится оператором периодически, когда уровень расплавленного металла достигает некоторого верхнего предела и прекращается после достижения желаемого нижнего уровня.

Уровень жидкого металла относительно верхней кромки кристаллизатора оператор определяет визуально по границе раздела между светящейся поверхностью жидкого металла и относительно темной стенкой кристаллизатора. Все эти операции выполняются оператором вручную и по определению не могут осуществляться с высокой точностью и повторяемостью.

Превышение уровня расплавленного металла верхней кромки кристаллизатора или понижение его ниже уровня начала конусности кристаллизатора приводит к аварийной ситуации — вытеканию жидкого металла из кристаллизатора. Нестабильность периода заливки и вытягивания слитка из кристаллизатора способствует нестабильности структуры металла слитка и качества поверхности слитка.

В ИЭС им. Е. О. Патона давно ведутся работы по созданию систем контроля и автоматического регулирования уровня жидкого металла в кристаллизаторе при ЭЛП. Вследствие специфических особенностей ЭЛП среди множества возможных датчиков предпочтение отдано телевизионным благодаря их высокой информативности, надежности контроля и возможности визуализации регулируемого объекта [1–4]. Во всех этих системах обработку видеоизображения осуществляли специально

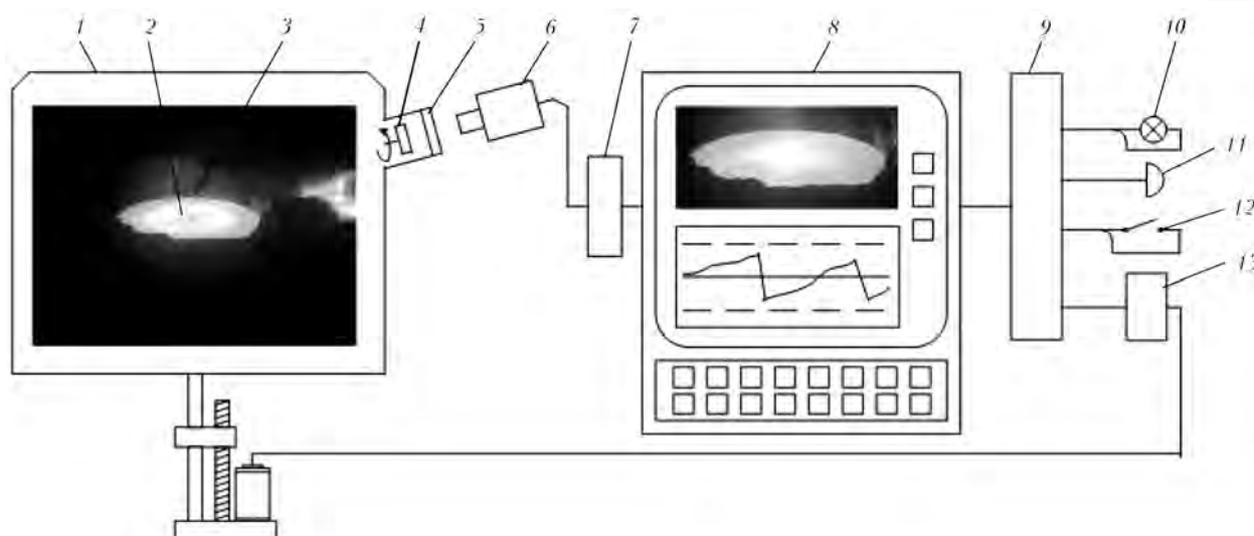


Рис. 1. Структурная схема системы автоматического регулирования уровня ванны жидкого металла

созданными дискретно-аналоговыми контроллерами, что значительно ограничивало их функциональные возможности.

Развитие современной вычислительной техники предоставляет широкие возможности по числовой обработке видеоизображений на управляющем компьютере, позволяющей улучшать изображения, выделять области интереса, выполнять пороговое разделение, выделение границы расплавленного металла и кромок кристаллизатора, фильтрацию с помощью эвристических алгоритмов значительных помех, например от светящегося гарнисажа на стенках кристаллизатора или потока жидкого металла из промежуточной емкости, рассчитывать расстояние от поверхности расплавленного металла до верхней кромки кристаллизатора, вырабатывать управляющие воздействия на исполнительный механизм вытягивания формируемого слитка.

Ниже описана новая компьютерная телевизионная система контроля и стабилизации уровня жидкой металлической ванны при ЭЛП. Структура системы приведена на рис. 1. Контроль уровня жидкого металла сводится к определению границы раздела между светящейся поверхностью жидкого металла 2 и темной стенкой кристаллизатора 3. Наблюдение осуществляется через смотровое окно 5 с помощью установленной снаружи плавильной камеры 1, прибора с зарядовой связью видеокамеры 6.

Для предохранения стекла смотрового окна от напыления применена стробоскопическая система 4, представляющая собой вращающийся с большой скоростью диск с узкими прорезями.

Сформированный видеокамерой видеосигнал поступает на устройство видеозахвата 7 промышленного компьютера 8. Устройство видеозахвата 7 оцифровывает видеосигнал и передает его в компьютер. Последний выделяет из кадра зону интереса, в которой содержится полезная информация, фильтрует изображение от помех, создает бинарное изображение ванны расплавленного металла, используя отсечение по порогу яркости, выделяет границы ванны, рассчитывает расстояние поверхности ванны от верхнего среза кристаллизатора, отображает всю

текущую информацию на экране монитора и записывает ее в память.

Управляющие сигналы компьютера через параллельный порт поступают на устройство связи с объектом 9. Сформированные устройством 9 сигналы передаются на устройства управления, сигнализации и контроллер привода вытягивания слитка 13. Используется световая 10 и звуковая 11 аварийные сигнализации системы, а также переключатель «Автомат/Ручной» для выбора режима регулирования уровня ванны 12.

Испытания системы осуществляли на промышленной электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью на установленной мощности 1,2 МВт. Диаметр кристаллизатора составляет 650 мм, расстояние от защитного стекла смотрового окна до видимого участка дальней кромки кристаллизатора — 1700 мм.

Основным признаком для распознавания образа объекта контроля является наличие светящегося пятна жидкого металла, имеющего характер цельности и относительно равномерной яркости. Остальное пространство изображения составляет темное обрамление пятна расплавленного металла, являющееся холодной темной стенкой кристаллизатора и деталями конструкции плавильной камеры. Точность определения уровня в значительной степени определяется контрастностью изображения.

Одним из факторов, влияющих на контрастность изображения, является траектория электронного луча, перемещающегося по поверхности жидкого металла и изменяющего его яркость. На рис. 2, а приведены изображения кристаллизатора при нагреве поверхности жидкого металла электронным лучом, перемещающимся по круговой траектории с максимальным I и минимальным II диаметрами. Соответствующие гистограммы яркостей пикселей изображений показаны на рис. 2, б.

Другим фактором, влияющим на контрастность изображения, является значение диафрагмы объектива. При сильном открытии диафрагмы относительно «нормального» значения происходит насыщение по яркости большого количества пикселей

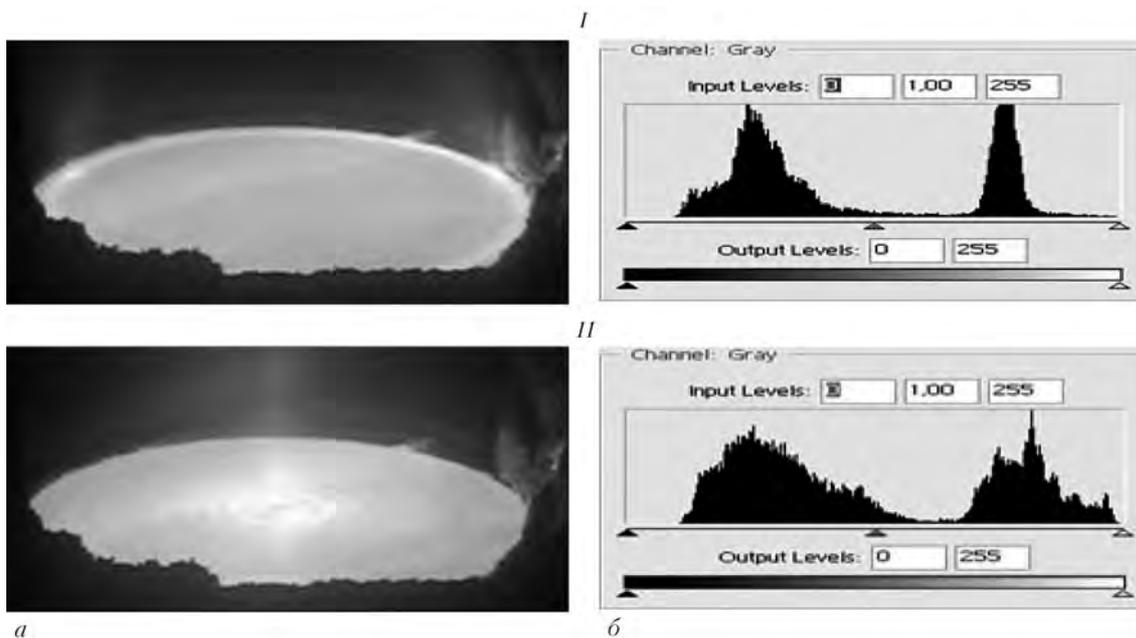


Рис. 2. Изображения кристаллизатора $d = 650$ мм: *a* — переплав титана; *б* — яркостные гистограммы изображения

изображения, и гистограмма смещается вправо с потерей информации о большом количестве ярких пикселей (рис. 3, *I*). И наоборот, при сильном прикрытии диафрагмы относительно «нормального» значения происходит смещение гистограммы влево с потерей информации о темных пикселях (рис. 3, *II*). Аналогично уменьшению значения диафрагмы действует запыление парами переплавляемого металла стекла смотрового окна.

Критерием оптимальности значения диафрагмы может быть условие соблюдения границ разрядной сетки яркости изображения (0...255), с одной стороны, и максимальное использование всего диапазона разрядной сетки яркости, с другой.

Для выделения из изображения контура ванны жидкого металла, необходимого для расчета уровня

ванны, производится преобразование полутонового изображения с диапазоном яркости 0...255 в бинарное, имеющее только два значения яркости — 0 и 255. Ключевым моментом в операции бинаризации является выбор порога бинаризации $J_{\text{пор}}$. Пиксели бинарного изображения принимают значение 0 (черный цвет), в случае если яркость соответствующих пикселей исходного изображения меньше порога бинаризации $J_{\text{пор}}$, и 255 (белый цвет), если яркость соответствующих пикселей исходного изображения больше или равна порогу бинаризации. После бинаризации изображения на границе белого и черного мы получаем контур пятна расплавленного металла, который можно будет использовать для расчета уровня ванны. Эксперименты по бинаризации с различными значениями их границ даже для одного и того же изображения свидетельствуют

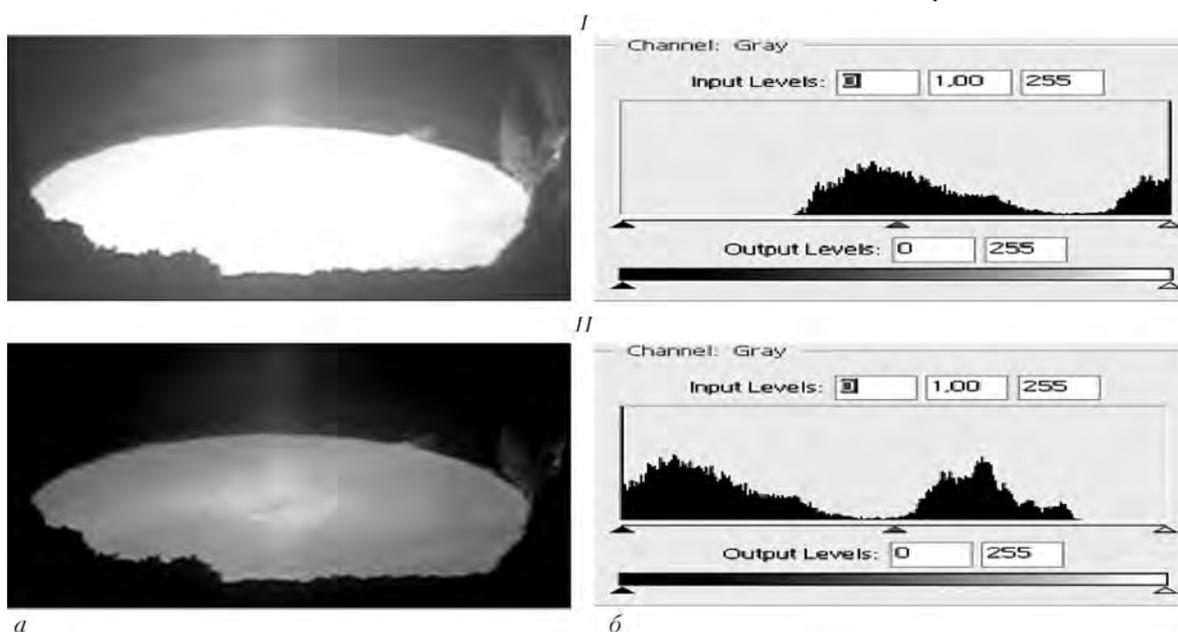


Рис. 3. Смещение гистограммы вправо для изображения (*I, a*) при открытии (*I, б*) и влево для изображения (*II, a*) при закрытии (*II, б*) диафрагмы объектива на 20 % относительно изображения на рис. 2, *II, a*

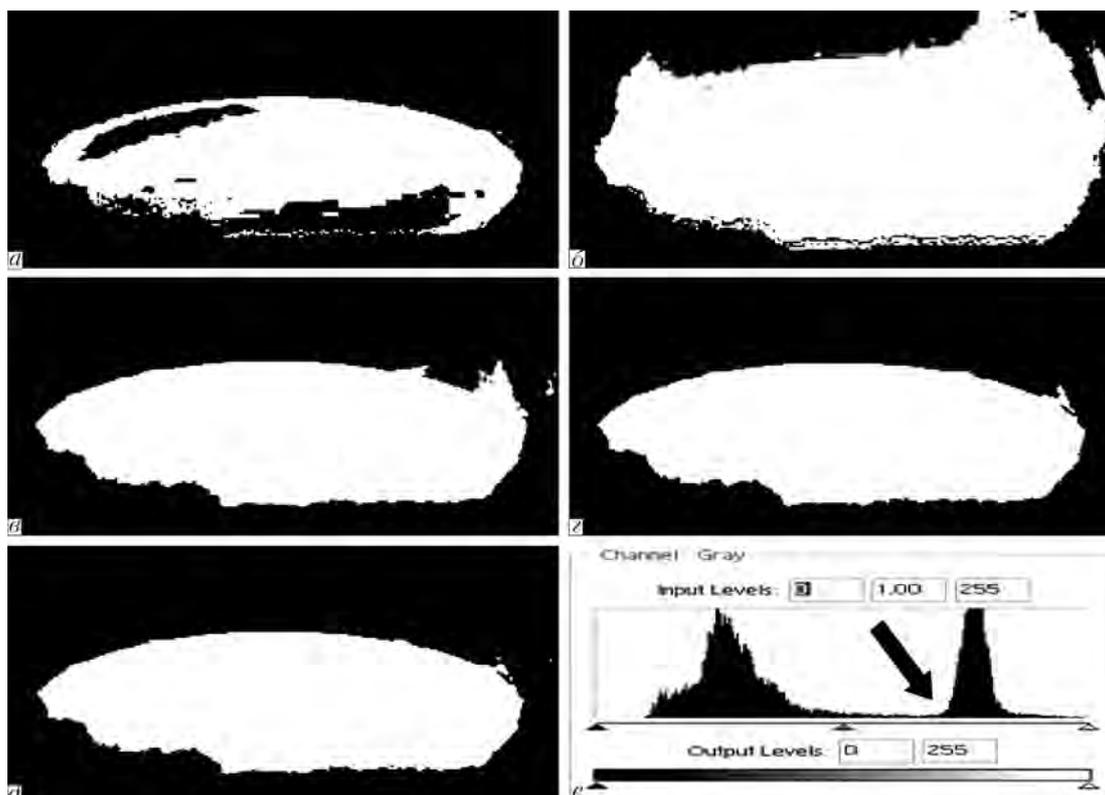


Рис. 4. Результаты бинаризации изображения рис. 2 при различных ее границах и следующих значениях $J_{пор}$: а – 200; б – 60; в – 110; г – 170; д – 180; е – гистограмма изображения (д)

о том, насколько важно правильно установить границу бинаризации для точности определения уровня ванны (рис. 4, а–д).

Эмпирическим путем определено «место» порога бинаризации, отмеченное стрелкой на рис. 4, е, которое размещается на левом склоне правого максимума в точке перегиба.

Порог бинаризации зависит от гистограммы изображения и в общем случае лежит в пределах между самой яркой областью вертикальной стенки кристаллизатора и самой темной областью поверхности жидкого металла. Как видно из рис. 2 и 3, порог бинаризации приходится варьировать в широких пределах.

Для данной системы применен простой способ вычисления порога бинаризации, инвариантного к изменению в определенных пределах гистограмм яркости изображений нашего объекта регулирования. Предложено порог бинаризации устанавливать как определенную часть яркости наиболее яркого пикселя изображения ($J_{пор} = J_{fmax}k_{bin}$, где k_{bin} – экспериментально определяемый коэффициент пропорциональности). Анализ большого количества изображений ванны жидкого металла в кристаллизаторе показал, что k_{bin} изменяется в достаточно узком диапазоне – 0,68... 0,72.

В результате обработки бинаризованного изображения ванны определяем n значений координат верхней границы ванны $u^B(i)$, $i = 1...n$. Используя соответствующие им координаты верхней кромки кристаллизатора $u^K(i)$, получаем n значений уровня ванны $h(i) = u^B(i) - u^K(i)$. Для фильтрации помех, воздействующих на изображение ванны, усредняем полученные значения уровня ванны. Простое усред-

нение удовлетворительно фильтрует малые помехи изображения, но оказывается совершенно недостаточным при действии значительных помех, вызванных налипанием расплавленного металла (НРМ) на стенках кристаллизатора.

Существенно ослабить эти помехи позволяет нелинейный фильтр (НФ) со следующим алгоритмом работы [5]. Искажения типа НРМ при бинаризации изображения ванны приводят к повышению уровня ванны относительно истинного и не фиксируются явления (например, резкое локальное охлаждение поверхности ванны), приводящие к обратному результату – понижению уровня. Поэтому из расчета среднего значения уровня H исключаются значения, меньшие на некоторую величину Δh максимального уровня h_{max} из анализируемого набора значений $h(i)$:

$$H = \frac{1}{M} \sum_i^N h(i),$$

где $h(i) \geq (h_{max} - \Delta h)$; M – суммируемые значения $h(i)$ из общего количества N , $M \leq N$.

На рис. 5 дан пример обработки очень зашумленного изображения ванны, иллюстрирующего эффективность описанного алгоритма. Приведено изображение кристаллизатора с потоком расплавленного металла в процессе слива его из промежуточной емкости в кристаллизатор. Несмотря на значительные помехи, система достаточно точно определила уровень ванны H относительно верхней кромки кристаллизатора (верхняя кривая), что хорошо иллюстрирует нижняя кривая – граница ван-

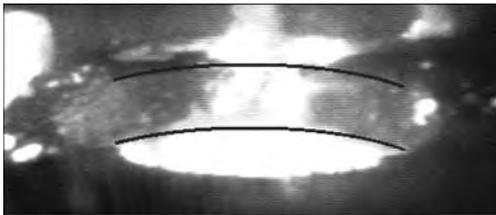


Рис. 5. Определение уровня ванны при очень высокой степени помех

ны жидкого металла, построенная в соответствии с установленным уровнем.

Для фильтрации помех, переменных во времени, использован НФ, ограничивающий производную сигнала уровня. Порог ограничения выбран на максимально возможной скорости изменения полезного сигнала при вытягивании слитка.

Работа фильтра описывается следующей системой уравнений [5]:

$$H_j^{НФ} = H_{j-1}^{НФ} + a_j;$$

$$a_j = \begin{cases} B & \text{при } |H_j - H_{j-1}^{НФ}| > B \text{ и } H_j > H_{j-1}^{НФ}; \\ H_j - H_{j-1}^{НФ} & \text{при } |H_j - H_{j-1}^{НФ}| \leq B; \\ -B & \text{при } |H_j - H_{j-1}^{НФ}| > B \text{ и } H_j < H_{j-1}^{НФ}, \end{cases}$$

где $H_j^{НФ}$, H_j — сигналы на j -м такте измерения соответственно на выходе и входе фильтра; $B = \frac{\partial H_{\max}}{\partial t}$ —

максимальная скорость изменения полезного сигнала (уровня ванны) между двумя измерениями.

При тестировании этот фильтр сравнивали с фильтрами экспоненциального сглаживания (ФЭС) и скользящего среднего (ФСС). Работа цифрового ФЭС описывается следующим разностным уравнением:

$$H_j^{ФЭС} = \eta(H_j - H_j^{ФЭС}) + H_j^{ФЭС},$$

а ФСС —

$$H_j^{ФСС} = \frac{(H_j - H_{j-m}^{ФСС})}{m} + H_{j-1}^{ФСС},$$

где η — параметр фильтра, определяющий степень сглаживания; m — период фильтрации.

Для исследования качества фильтрации создана видеомодель объекта измерения, построенная на видеосъемке реальной ванны расплавленного металла в электронно-лучевой плавильной установке. Уровень ванны на видеомодели может по заданному закону изменяться с учетом реальных показателей технологического процесса. Кроме того, можно вводить искажение значения уровня, имитируя тем самым помеху с заданными свойствами.

Изображение ванны видеомодели экспонировалось на экране монитора компьютера и контролировалось с помощью видеокамеры. Сигнал видеокамеры поступал на вход системы, обрабатывающей видеосигнал с целью получения параметра, отражающего значение уровня ванны. Эксперимент проводили при изменении значения уровня модели в пределах 0...20 мм, период дискретизации видеопотока составлял $\Delta r = 0,35$ с. Такой период кван-

Тип фильтра	Оптимальный параметр	Среднеквадратичная ошибка $\sigma_{\text{ср}}$, мм
ФСС	$m = 11$	0,876
ФЭС	$h = 0,75$	0,743
НФ	$B = 0,875$	0,112

тования выбран из условия обеспечения заданной погрешности измерения уровня ванны ± 1 мм при максимальной скорости опускания (подъема) слитка 150 мм/мин. В качестве критерия оценки качества использовали среднеквадратичную ошибку $\sigma_{\text{ср}}$. Период измерения определяли по моменту, когда дисперсия среднеквадратичного отклонения уже не изменялась в третьем знаке. Результаты эксперимента приведены в таблице.

Как видно из таблицы, наиболее приемлемым для выделения сигнала уровня из зашумленного входного сигнала является НФ.

В качестве видеооптической системы применили монохромную видеокамеру STS-480X, обеспечивающую разрешение 512×582 пикселя с установленным объективом Tamron 13VM550T и изменяемым фокусным расстоянием 5...20 мм. В качестве устройства ввода телевизионного сигнала в компьютер выбрали AVerMedia EZCapture. Управляющая часть системы выполнена на промышленном панельном компьютере PPC-5170GST.

Устройство связи с объектом по принимаемым от компьютера сигналам управляет приводом вытягивания слитка, аварийной сигнализацией и вводит в компьютер информацию о режиме работы системы.

Видеоизображения ванны расплавленного металла в кристаллизаторе обрабатываются компьютером по алгоритмам, описанным выше, в результате чего формируется расстояние поверхности расплавленного металла от верхней кромки кристаллизатора. Вследствие слива в кристаллизатор расплавленного металла из промежуточной емкости уровень ванны постепенно повышается. Если измеренный уровень ванны окажется выше заданного, то система выдает команду на вытягивание слитка.

По достижении уровня расплавленного металла заданного нижнего значения команда вытягивания слитка прекращается, и процесс повторяется. Измеренные значения уровня ванны сохраняются в памяти компьютера для документирования и выводятся на экран дисплея в виде графика в реальном масштабе времени.

На рис. 6 дан пример записи изменения уровня ванны расплавленного металла в кристаллизаторе в ходе работы системы в режиме автоматического управления. Белый фон графика соответствует рабочей зоне регулирования уровня, темно-серый — зоне предупредительной сигнализации, светло-серый — аварийной зоне.

Самодиагностика системы позволяет контролировать следующее:

- возможность распознавания образа объекта системой;
- работоспособность видеоканала;
- зависание программ расчета уровня;
- зависание компьютера;

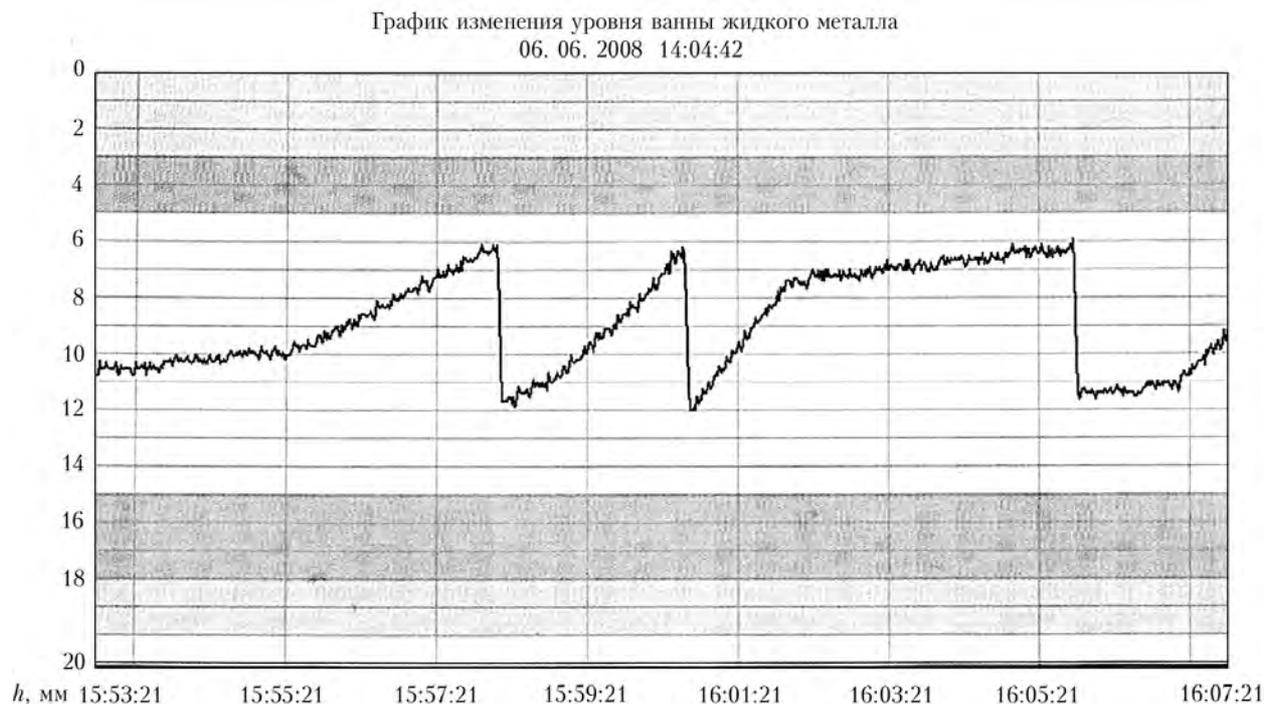


Рис. 6. Работа системы в режиме автоматического управления вытягиванием слитком; h — уровень ванны

наличие питания на компьютере;

правдоподобность результатов работы расчетных программ.

По результатам самодиагностики система формирует звуковую и световую сигнализацию, а также сигнал «зависания» программы WD (watch dog). Обработка сигнала WD выполняется в устройстве связи с объектом на аппаратном уровне.

Разработанная система контроля и стабилизации уровня жидкого металла в кристаллизаторе при электронно-лучевой плавке регулирует следующие технические параметры:

погрешность измерения уровня ванны не хуже ± 1 мм;

диапазон контроля уровня ванны 0...20 мм на расстоянии 2000 мм;

диапазон задания уровней ванны 6...14 мм, при достижении которых формируются команды на вытягивание и прекращение вытягивания слитка;

дискретность задания уровней 1 мм;

фильтрацию помех от светящегося гарнисажа на стенке кристаллизатора;

фильтрацию помех от волнообразных возмущений на поверхности ванны;

формирование файла данных измерения уровня ванны в ходе плавки с периодичностью 1 с;

формирование световой, звуковой, текстовой аварийной и предупредительной сигнализации.

Система реализована на промышленной электронно-лучевой установке мощностью 1,2 МВт. Подобранны на сайте <http://svarka.ho.ua>.

Таким образом, разработанная система позволяет автоматически измерять расстояние от поверх-

ности ванны расплавленного металла до верхней кромки кристаллизатора; стабилизировать значения верхнего и нижнего уровней ванны при периодическом вытягивании слитка. После некоторой доработки систему можно использовать и для автоматической стабилизации скорости слива расплавленного металла в кристаллизатор, что сделало бы процесс формирования слитка строго периодическим с постоянным стабильным качеством по высоте. Помимо этого, на основании информации о текущем значении уровня ванны можно реализовать множество различных алгоритмов автоматического управления процессом плавки, практически не реализуемых при современном ручном управлении.

1. *Автоматизированная система управления процессом электронно-лучевого нанесения покрытий* // В. Б. Мищенко, Н. В. Подола, В. Н. Воробьев, С. С. Тарасов // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1985. — № 3. — С. 45–50.
2. *Мищенко В. П.* Измерение уровня металлической ванны в установках для электронно-лучевого испарения и плавки // Там же. — 1988. — № 2. — С. 50–54.
3. *Николаев Ю. В., Преподобный В. С.* Датчики уровня жидкой металлической ванны для электронно-лучевых технологических установок // Роботизация производства сварных конструкций: Сб. науч. тр. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1988. — 146 с.
4. *Мищенко В. Б., Воробьев В. Н., Николаев Ю. В.* Комплекс технических средств АСУТП электронно-лучевого испарения и переплава // Автоматическое управление процессами сварки и нанесения покрытий: Сб. науч. тр. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1988. — 150 с.
5. *А. с. 1190361 СССР.* МКИ G 05 В 5/01. Нелинейный фильтр // В. Г. Соловьев, А. И. Капельский, В. Н. Федас, Т. Н. Удовенко. — Опубл. 07.11.85, Бюл. № 41.

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

Поступила 22.09.2008



ТВЕРДЫЕ ЭРОЗИОННОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Ti–V–C, ОСАЖДАЕМЫЕ В ВАКУУМЕ

К. Ю. Яковчук, Г. Г. Дидикин, С. Е. Литвин, В. В. Грабин

Получены эрозионностойкие покрытия системы Ti–V–C с применением электронно-лучевой технологии испарения и конденсации в вакууме. Приведены результаты исследований химического состава, структуры и свойств твердых покрытий композиции Ti–V–C, осажженных из паровой фазы на поверхность стальных подложек.

Erosion-resistant coatings of Ti–V–C system were produced using electron beam technology of evaporation and condensation in vacuum. Results of investigations of chemical composition, structure and properties of solid coatings of Ti–V–C composition, deposited from vapor phase on the surface of steel substrates, are given.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение и осаждение; твердые эрозионностойкие покрытия

Материалы на основе композиции Ti–V–C благодаря высокой твердости представляют интерес для разработки твердых эрозионностойких покрытий, при этом технология их осаждения не должна сопровождаться перегревом защищаемой детали и изменением физико-механических свойств несущей подложки [1, 2]. Настоящие исследования направлены на получение путем электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме твердого эрозионностойкого покрытия системы Ti–V–C, осаждаемого на стальную или титановую подложку при температуре не выше 500 °С.

Предварительно выполнили ряд исследований структуры и микротвердости покрытий TiC, TiV₂, V₄C, осаждаемых в диапазоне температур подложки $T_{\text{п}} = 150...800$ °С традиционным способом как электронно-лучевого испарения, так и ионно-активированного электронно-лучевого осаждения (с частичной ионизацией паровой фазы) [3]. Данная технология и соответствующее электронно-лучевое оборудование могут применяться для нанесения твердых эрозионно- и износостойких покрытий [4, 5], в том числе на детали газотурбинных двигателей [6].

Как отмечалось в работе [7], способом прямого электронно-лучевого испарения карбидов можно получать твердые покрытия на основе TiC при температуре подложки выше 700 °С. При $T_{\text{п}} = 700$ °С твердость покрытий равна примерно 20 и возрастает до 24...25 ГПа при 1300 °С. При температуре подложки ниже 700 °С в покрытиях присутствуют TiC, а также свободные титан и углерод, что приводит к снижению эрозионно- и износостойкости осажденного слоя.

В работе [3] приведен сравнительный анализ покрытий на основе TiC, полученных путем прямого и ионно-активированного испарения с одновре-

менной ионизацией парового потока дуговым разрядом и подачей потенциала смещения на подложку. Показано, что ионизация парового потока и ускорение положительных ионов активировали процессы синтеза TiC на поверхности конденсации. При этом микротвердость покрытий в интервале температур подложки 450...700 °С оставалась постоянной — $(21,0 \pm 1,0)$ ГПа. При адгезионных испытаниях на изгиб стальных и титановых (сплав ВТ1) образцов с покрытием TiC отслоения покрытия не обнаружено, вплоть до углов загиба 90° [3].

В работе [6] показана возможность получения твердых покрытий путем прямого испарения штабиков TiV₂ и конденсации паровой фазы на подложке при $T_{\text{п}} > 650$ °С. При $T_{\text{п}} = 700$ °С микротвердость *HV* составляла 22...24 и возрастала до 30...32 ГПа при $T_{\text{п}} = 1300$ °С. Следует отметить, что покрытие имело двухфазную структуру TiV₂ + TiV.

Настоящая работа посвящена экспериментам по электронно-лучевому осаждению покрытий на основе TiV₂ при различных значениях температуры подложки и исследованию их эрозионно- и жаростойкости. Техника испарения аналогична изложенной в работе [3]. Первоначально наносили связующий слой титана толщиной 3...4 мкм путем испарения из тигля диаметром 25 мм с частичной ионизацией его парового потока дуговым разрядом и осаждением на подложку, находящуюся под электрическим потенциалом (смещением). Затем испарение титана прекращали и осуществляли прямое испарение таблетки TiV₂ с ионизацией парового потока со скоростью конденсации около 2 мкм/мин. Толщина покрытия составляла 20...23 мкм. Проведенный химический анализ показал некоторый избыток титана, по сравнению со стехиометрическим составом TiV₂, поэтому можно предположить, что структура покрытия состояла из двух фаз — TiV₂ и TiV.

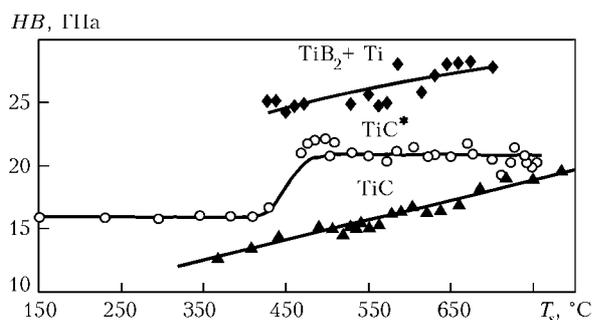


Рис. 1. Влияние температуры подложки и ионизации парового потока на микротвердость покрытий при электронно-лучевом осаждении: TiC — прямом; TiC* — ионно-активированном; TiB₂ + Ti — прямом

На рис. 1 приведены зависимости микротвердости (измерения проводили на микрошлифах с поверхности) покрытий TiC и TiB₂ + Ti от температуры подложки при осаждении покрытия. Как видно, в интервале значений температуры подложки от 425 до 700 °С микротвердость покрытий TiB₂ + Ti выше, чем у покрытия TiC, и составляет 25... 28 ГПа.

Карбид бора при высоких значениях микротвердости (примерно 40 ГПа), подобно алмазу, характеризуется низкими значениями временного сопротивления при изгибе (или сжатии) и вязкости разрушения K_{1C} . В результате взаимодействия карбида бора с титаном по реакции $B_4C + 5Ti = 4TiB + TiC$ получены особо твердые и вязкие твердосплавные изделия [8]. Установлено также, что в ходе спекания при 1900 °С порошков B_4C с добавкой 5... 7 мас. % титана формируются двухфазные керамические материалы $B_4C + TiB_2$ с микротвердостью примерно 60... 70 ГПа и повышенным сопротивлением хрупкому разрушению [9].

Таким образом, способом прямого электронно-лучевого испарения смесей компонентов TiB₂ + TiC и TiB₂ + TiC + B_4C с одновременной ионизацией парового потока при температуре конденсации приблизительно 500 °С получено покрытие, отличающееся высокой твердостью (в соответствии с составом в правой части химической реакции приведенного уравнения).

Для определения оптимального соотношения компонентов в покрытии Ti-B-C, которое обеспечило бы его высокую твердость, проведены эксперименты по выбору состава испаряемых материалов. Способом холодного прессования из порошков TiC, TiB₂ и B_4C изготовлены соответствующие таблетки. Испарение таблеток осуществляли способом прямого электронно-лучевого испарения из тигля-лунки с ионизацией парового потока дуговым разрядом и подачей электрического потенциала смещения на подложку. Покрытия получали из расположенных одна на другой таблеток в различных комбинациях: TiC/TiB₂, TiB₂/TiC, TiC/ B_4C , B_4C /TiC. Скорость конденсации равнялась примерно 1,2... 1,5 мкм/мин, толщина покрытий составляла 30... 35 мкм.

Сравнительный анализ полученных покрытий показал наличие корреляции между микротвердостью и концентрацией бора: первая увеличивает

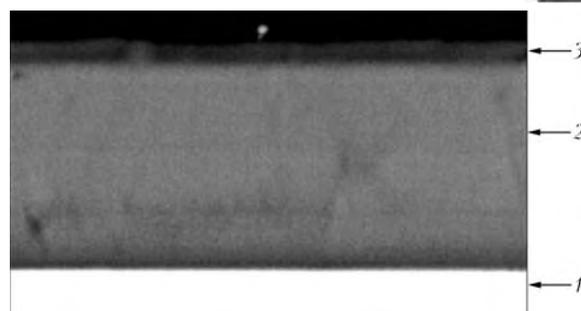


Рис. 2. Микроструктура (X2000) покрытия B + TiC + TiB₂: 1 — подложка; 2 — слой B + TiC + TiB₂; 3 — верхний твердый слой

ся по мере роста последней. В результате проведенных исследований выбраны составы материалов таблеток для получения многофазных покрытий системы Ti-B-C с максимальной твердостью 25... 30 ГПа при температуре осаждения около 500 °С. Материалом таблеток служили смеси TiB₂ + TiC, TiB₂ + B + TiC и TiB₂ + B_4C + TiC. Как следует из публикаций [10–12], в подобных двухфазных мелкокристаллических материалах можно достичь (при определенном содержании второй фазы) экстремумов таких свойств, как прочность, пластичность и вязкость разрушения.

Схема ионно-активированного электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме применительно к получению эрозионно-стойких покрытий описана в работе [3]. В процессе испарения кольцевым электродом возбуждался дуговой разряд в паровом потоке между электродом и поверхностью ванны с подачей на подложку отрицательного электрического потенциала (смещения) около 200 В. Дополнительный водоохлаждаемый тигель, расположенный рядом с основным, обеспечивал возможность испарения материала подслоя независимым электронным лучом.

Подложками служили прямоугольные образцы размерами 20,0×15,0×2,4 мм, изготовленные из стали марки Ст3 и стали следующего состава мас. %: 24 Ni; 14,9 Cr; 2,4 Ti; 1,0 Mo, железо — остальное. Поверхность образцов шлифовали для обеспечения шероховатости поверхности $R_a = 1,8... 2,2$ мкм. Блоки подложек (образцы) размерами 90×20 мм закрепляли в неподвижной оснастке и устанавливали над испарителями на расстоянии 300 мм. Методика подготовки поверхности образцов и техника экспериментов по осаждению, а также методика проведения исследования состава, структуры и свойств осажденных покрытий приведены в работе [3].

Абразивным материалом при испытании на эрозионную стойкость покрытий служил корунд $\alpha-Al_2O_3$ с размером частиц 200 мкм. Диаметр потока частиц абразива составлял 3,5 мм, расход — 125 г/мин. Периодический осмотр и взвешивание образцов производили после расходования 0,5 кг абразива. Количество использованного в одном цикле испытаний абразива достигало 6 кг. Угол встречи потока абразива с поверхностью образцов составлял 90°, скорость вращения ротора равнялась 2350 об/мин, скорость частиц — 35 м/с.



Содержание основных компонентов в испаряемых таблетках и покрытиях

Композиция	Химический состав, мас. %					
	таблетки (расчетный)			осажденного покрытия		
	В	С	Ti	В	С	Ti
35 % TiC + 65 % TiB ₂	20,2	7,0	72,8	13,0... 14,5	6,0... 7,0	78,5... 81,0
58,5 % TiB ₂ + 10 % В + 31,5 % TiC	28,4	6,3	65,3	18,0... 20,2	7,2... 8,3	71,0... 74,5
25 % TiC + 5 % В ₄ C + 70 % TiB ₂	25,7	6,1	68,2	16,5... 18,5	5,5... 6,9	74,6... 78,0
15 % TiC + 85 % TiB ₂	26,4	3,0	70,6	14,6... 15,9	3,1... 3,8	81,0... 81,6

Исходными материалами для испарения служили слитки титана диаметром 49,5 мм после электронно-лучевого переплава, а также таблетки (диаметр 35 мм, масса 20... 40 г, получены способом холодного прессования с последующим спеканием в вакууме при температуре 1050 °С) следующего состава, мас. %: 35TiC + 65TiB₂ (30 об. % TiC + 70 об. % TiB₂), 31,5TiC + 10В + 58,5TiB₂, 25TiC + 5В₄C + 70TiB₂, 15TiC + 85TiB₂.

Выбор материала таблеток обусловлен необходимостью оптимизации химического состава покрытия, его микротвердости, микрохрупкости, а также технологичности прессования порошков для получения таблеток. Материал таблеток (15 % TiC + 85 % TiB₂) предусматривает повышенное, по сравнению с композицией 30 об. % TiC + 70 об. % TiB₂, содержание бора. Введение В₄C в композицию TiC + TiB₂ предусматривало увеличение содержание бора и углерода, а также замену более дорогого и менее технологичного чистого бора в смеси TiC + В + TiB₂ карбидом бора В₄C.

Кинетику окисления материалов исследовали в атмосферной среде с помощью термогравиметрического анализатора TGA7 фирмы «Perkin Elmer» высокой чувствительности (до 0,1 мкг) и скоростью нагрева/охлаждения 10 °С/мин в диапазоне значений температуры 20... 900 °С. Лодочку для загрузки образца изготовили из платины. Температуру определяли с помощью хромель-аломелевой термопары, предварительно прокалиброванной по ферромагнитному переходу по двум точкам Кюри. Калибровку весов производили по стандарту 100 мг. Управляли прибором при помощи компьютера и специализированного программного обеспечения с возможностью записи процесса окисления и обработки графических данных.

Образцами для исследования кинетики окисления служили фрагменты таблеток TiC и TiB₂ горячего прессования, отделенные от подложки покрытия (конденсаты) TiC, TiB₂, 35 % TiC + 65 % TiB₂ и 15 % TiC + 85 % TiB₂ толщиной 18... 35 мкм, а также графит марки МГ1. Исследуемый образец массой до 50 мг помещали в платиновую лодочку, нагревали до 150 °С со скоростью 10 °С/мин и выдерживали в течение 30 мин для удаления влаги. Кинетику окисления образцов изучали в процессе дальнейшего равномерного нагрева со скоростью 10 °С/мин до 900 °С и выдержкой при этой температуре в течение 2 ч.

Композиция 35 % TiC + 65 % TiB₂ соответствует следующему химическому составу, мас. %: 20,2В, 7,0С, 72,8Ti (таблица). Покрытие композиции 35 % TiC + 65 % TiB₂ получали путем прямого испарения таблетки 35 % TiC + 65 % TiB₂ и осаждения парового потока на подложку с градиентом температуры по ее длине от 400 до 750 °С. Химический состав покрытия приведен в таблице. Микротвердость покрытия на микрошлифе в поперечном сечении составила 19 и 24 ГПа для температуры подложки соответственно 500 и 700 °С.

На покрытии, полученном при $T_{\text{п}} = 400... 700$ °С, обнаружены микротрещины вокруг отпечатков алмазной пирамидки при нагрузке $P \geq 100$ г; покрытие, осажденное при температуре выше 700 °С, не имело микротрещин при нагрузке до 150 г.

Таким образом, покрытие композиции 35 % TiC + 65 % TiB₂, полученное при $T_{\text{п}} \leq 500$ °С, имеет сравнительно низкую твердость. Твердость покрытий системы Ti–В–С увеличивается по мере роста концентрации бора. Повышения твердости покрытия предполагалось достичь путем увеличения концентрации бора в материале таблетки посредством добавки порошка чистого бора.

Таблетки композиции TiC + TiB₂ + В получили из порошков TiC, TiB₂ и бора в соотношении 58,5 % TiB₂ + 10 % В + 31,5 % TiC (таблица). Покрытие осаждали на стальную подложку с градиентом температуры вдоль подложки 300... 750 °С. Испарение таблеток осуществляли из тигля-лунки с ионизацией парового потока дуговым разрядом. Скорость осаждения составляла 2,0... 2,2 мкм/мин, толщина покрытия — 26... 29 мкм. Масса испаренного материала составляла 80... 85 % массы исходной таблетки.

На рис. 2 показана характерная микроструктура полученного покрытия. В таблице приведен его химический состав. Концентрации бора и углерода в покрытиях составляют соответственно 18,0... 20,2 и 7,2... 8,3 %.

Верхняя часть покрытия имеет повышенную микротвердость, по сравнению с центральной областью. Химический состав верхнего слоя покрытия следующий, мас. %: 20,5В, 10С, 69,5Ti. Концентрация углерода по толщине покрытия практически постоянна, кроме самой верхней зоны, и составляет 7,2... 7,7 % С, что, примерно, соответствует его исходной расчетной концентрации в материале таб-

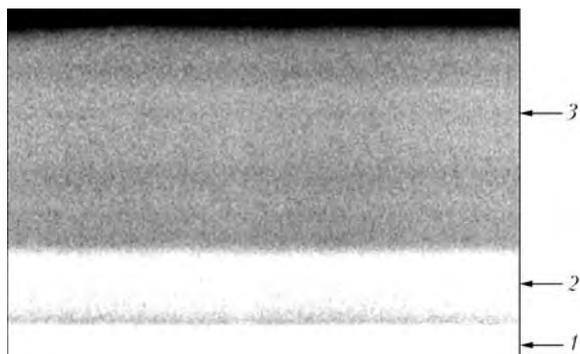


Рис. 3. Микроструктура (X2500) покрытия композиции 15 % TiC + 85 % TiB₂: 1 – подложка; 2 – связующий слой титана; 3 – твердый слой композиции 15 % TiC + 85 % TiB₂

летки с учетом присутствия свободного углерода в порошке карбида титана.

Микротвердость по толщине составляла 27 и 31 ГПа для покрытий, полученных соответственно при 500 и 650 °С. При нагрузках на индентор до 150 г микротрещин вокруг отпечатков на микрошлифе с поверхности покрытия не обнаружено.

С целью оптимизации состава материала для испаряемых таблеток и улучшения технологических характеристик порошка для их компактирования чистый бор в исходной смеси порошков композиции TiB₂ + В + TiC заменили карбидом бора В₄С. В таблице приведен расчетный химический состав исходного порошка композиции 25 % TiC + 5 % В₄С + 70 % TiB₂.

Покрытие композиции 25 % TiC + 5 % В₄С + 70 % TiB₂ с ионизацией парового потока дугowym разрядом осаждали на пластины размерами 20,0×15,0×2,4 мм из эталонной стали следующего состава, мас. %: 24Ni, 14,9Cr, 2,4Ti, 1,0Mo, железо – остальное при температуре подложки 500...550 °С. Скорость конденсации парового потока составляла 2,0...2,2 мкм/мин. Толщина связывающего слоя равнялась 3...5 мкм, толщина покрытия – 15...18 мкм. Испаряли примерно 80 % первоначальной массы таблетки.

Средняя концентрация углерода по толщине покрытия примерно равна его концентрации в материале таблетки; концентрация бора по толщине покрытия составляет 16,5...18,5 % (таблица). Микротвердость покрытия в поперечном сечении достигает 25...29 ГПа.

Испытания на адгезию покрытия к подложке показали, что первые трещины без отслоения покрытия появляются на образцах при угле загиба 3...4°. При углах загиба 45...60°, вплоть до разрушения стальных образцов, отслоения покрытия не зафиксировано. Полученные результаты свидетельствуют об удовлетворительной адгезии покрытия к подложке.

Эрозионную стойкость стальных эталонных образцов с покрытием и без композиции TiC + TiB₂ определяли при угле атаки потока абразива 90°. Например, после воздействия 6 кг абразива (корунд α-Al₂O₃) относительное количество уноса массы на 1 кг абразива для образцов с покрытием 25 % TiC + 5 % В₄С + 70 % TiB₂ составило 0,07...0,09 мг/кг, а для эталонных образцов без покрытия – 2,12 мг/кг. Расчет относительного уноса массы эталонного об-

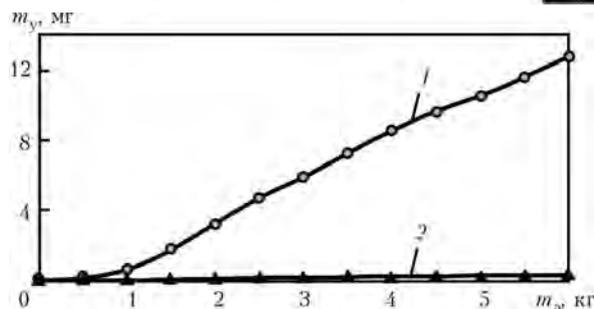


Рис. 4. Изменение массы эталонных стальных образцов без покрытия (1) и с покрытием системы TiC + TiB₂ (2) в процессе исследования эрозионной стойкости при угле атаки 90° (абразив – корунд Al₂O₃); m_y – унос массы; m_а – масса абразива

разца Δm_1 к уносу массы покрытия Δm_2 ($\Delta m_1 / \Delta m_2$) показал следующие (средние) результаты: при угле атаки, равном 90°, $\Delta m_1 / \Delta m_2 \sim 25...30$.

Материал таблетки композиции 15 % TiC + 85 % TiB₂, в сравнении с материалом композиции 25 % TiC + 5 % В₄С + 70 % TiB₂, имеет повышенное содержание бора и пониженное углерода (таблица). Покрытие композиции 15 % TiC + 85 % TiB₂ толщиной 15...22 мкм осаждали на стальные подложки размерами 20,0×15,0×2,4 мм, нагретые до температуры 490...500 °С. Подслоем титана наносили при температуре подложки 490 °С. Испарение таблетки осуществляли с ионизацией парового потока дугowym разрядом; скорость конденсации составляла 1,2...1,5 мкм/мин. Испаряли примерно 85 % первоначальной массы таблетки.

На рис. 3 приведена микроструктура покрытия, в нижней части которого располагается подслоя титана. Толщина твердого слоя покрытия составляла 18 мкм.

В таблице приведен химический состав по толщине покрытия. Концентрация бора и углерода составили 14,6...15,9 % В и 3,1...3,8 % С (погрешность определения углерода и бора равнялась соответственно ± 0,2 и ± 0,5 %).

Таким образом, при испарении таблетки композиции 15 % TiC + 85 % TiB₂ концентрация углерода по толщине покрытия примерно соответствует его исходному содержанию в материале таблетки, концентрация бора в покрытии ниже исходной.

Микротвердость по толщине покрытия составляла 24...26 ГПа (P = 50 г); тонкий (толщиной до 2 мкм) поверхностный слой покрытия (примерно 10 % С, 20,6 % В и ~ 70 % Ti) имел микротвердость около 30...31 ГПа (P = 100 г).

Покрытие отличается повышенной трещиностойкостью, на микрошлифах с поверхности покрытия при нагрузке на индентор P = 150 г микротрещин вокруг отпечатков индентора не обнаружено.

Адгезия покрытия к подложке удовлетворительная. При загибе образцов с покрытием на угол 45...60° отслоения покрытия не зафиксировано вплоть до разрушения стальных образцов. Трещины в покрытии располагались перпендикулярно длинной оси образца, появлялись при угле загиба 3...4° и были вызваны продольной деформацией поверхностных слоев подложки.

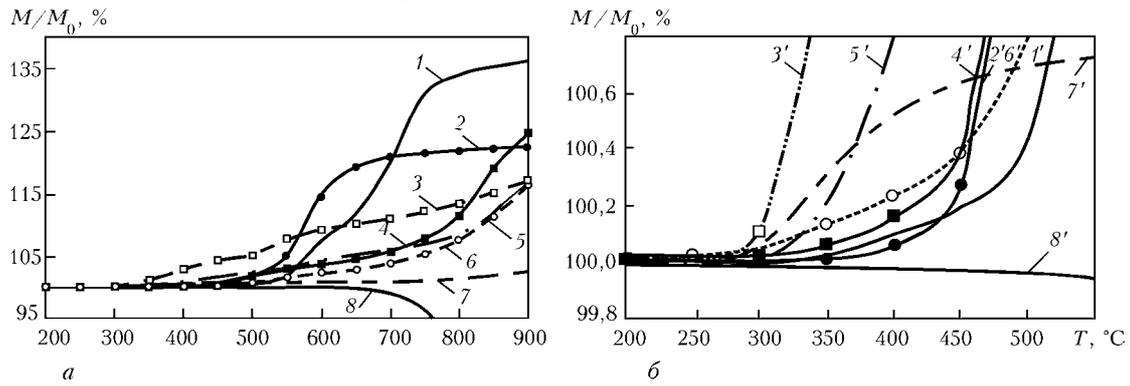


Рис. 5. Кинетика окисления на воздухе исходных материалов (сплошная линия); 1, 2, 4 — соответственно 35 % TiC + 65 % TiB₂, TiB₂ и TiC горячего прессования; 8 — углерода (графита МГ1); отделенных от подложки конденсатов (прерывистая линия (а); 3 — TiC; 5 — 15 % TiC + 85 % TiB₂; 6 — TiB₂; 7 — 35 % TiC + 65 % TiB₂; 1' — 8' (б) — эти же зависимости в измененном масштабе

Испытания на эрозионную стойкость покрытия 15 % TiC + 85 % TiB₂, осажденного при температуре подложки 500 °С, осуществляли при угле атаки 90°. На рис. 4 показана графическая зависимость уноса массы от количества израсходованного абразива для эталонного образца и образца с покрытием 15 % TiC + 85 % TiB₂. Образцы с покрытием подвержены значительно более слабой потере массы с тенденцией уменьшения уноса массы покрытия по мере увеличения количества израсходованного абразива.

Для образцов с покрытием основной унос массы происходит на первых килограммах израсходованного абразива и в дальнейшем процесс износа имеет тенденцию к затуханию: кривая зависимости уноса массы трансформируется в горизонтальную линию. Как показали металлографические исследования структуры поверхности покрытий до и после обработки абразивом, подобная закономерность уноса массы обусловлена исходной шероховатостью поверхности покрытия, при этом в начале испытаний происходит эрозионное «стирание» рельефных выступов на поверхности покрытия, затем процесс эрозионного разрушения замедляется.

В результате испытаний образцов после воздействия 6 кг абразива унос массы Δm_1 для эталонных образцов составил 12,73 мг; для образцов с покрытием Δm_2 — 0,30 мг. Относительный унос массы на 1 кг абразива для указанных образцов следующий: эталонных — 2,12; образцов с покрытием — 0,05 мг/кг.

Расчет относительного уноса массы эталонного образца Δm_1 к уносу массы покрытия Δm_2 ($\Delta m_1/\Delta m_2$) дает следующие (средние) результаты: абразив — корунд α -Al₂O₃, угол атаки 90°; $\Delta m_1/\Delta m_2 \sim 42$ (6 кг абразива).

Для определения жаростойкости исследуемых покрытий изучали кинетику окисления на воздухе исходных материалов TiC, TiB₂, 35 % TiC + 65 % TiB₂ горячего прессования и отделенных от подложки конденсатов TiC, TiB₂, 35 % TiC + 65 % TiB₂, 15 % TiC + 85 % TiB₂.

На рис. 5 показана зависимость изменения отношения массы образцов M из различных материалов (относительно массы исходного образца M_0 при комнатной температуре) в процессе окисления на воздухе. Процесс окисления образцов TiC* (кри-

вая 4) и TiB₂ (кривая 2) горячего прессования начинается при значениях температуры соответственно 300 и 460 °С. Окисление конденсата TiC (кривая 3) начинается примерно при 300 °С, а конденсата TiB₂ (кривая 6) — при 280... 300 °С и заметно усиливается при значении температуры свыше 500 °С. Химический анализ покрытия TiB₂ показал избыток в нем титана (5... 7 %), по сравнению со стехиометрическим составом.

Окисление конденсатов 35 % TiC + 65 % TiB₂ (рис. 5, б) протекает заметно слабее, чем конденсатов TiC, TiB₂ и 15 % TiC + 85 % TiB₂. На рис. 5 (кривая 5) приведены результаты исследования кинетики окисления конденсата 15 % TiC + 85 % TiB₂. Относительный прирост его массы после окисления выше, чем у образцов композиции 35 % TiC + 65 % TiB₂. Полученные данные свидетельствуют о том, что в случае использования системы Ti-B-C можно получать покрытия с лучшей жаростойкостью, чем у TiC и TiB₂.

Выводы

1. Исследования химического состава, структуры и свойств покрытий системы Ti-B-C, осаждаемых с помощью ионно-активированной электронно-лучевой технологии испарения и конденсации в вакууме, показали, что покрытия состава 15 % TiC + 85 % TiB₂, осажденные при температуре стальной подложки $T_n \leq 500$ °С, характеризуются высокими значениями адгезии, плотности, однородности химического состава, имеют микротвердость 24... 26 ГПа; микротвердость их поверхностного слоя составляет 29... 31 ГПа.

2. Наиболее высокой эрозионной стойкостью (более чем в 40 раз выше стойкости стальных образцов без покрытия при испытании частицами корунда под углом атаки 90°) отличается покрытие состава 15 % TiC + 85 % TiB₂.

3. Покрытия системы Ti-B-C составов 35 % TiC + 65 % TiB₂ (30 об. % TiC + 70 об. % TiB₂) и 15 % TiC + 85 % TiB₂ при окислении на воздухе в диапазоне рабочих температур изделий из сплавов на основе титана (до 500 °С) характеризуются жаростойкостью не ниже, чем жаростойкость покрытий TiC и TiB₂.



Авторы выражают искреннюю благодарность научному сотруднику ИЭС им. Е. О. Патона, канд. техн. наук А. Г. Маринскому за помощь в проведении испытаний образцов на эрозионную стойкость.

1. Structure and properties of Ti-C-B composite thin films produced by sputtering of composite TiC-TiB₂ targets // E. A. Levashov, V. I. Kosayarin, L. M. Krukova et al. // Surface and coatings technology. — 1997. — 92, Iss. 1-2. — P. 34-41.
2. Choi D. J., Sing S. Y., Kim Y. J. (TiB + TiC) Hybrid titanium matrix composites shot sleeve for aluminum alloys die-casting // Advanced Materials Research. — 2007. — Vol. 15 — 17. — P. 31-235.
3. Твердые эрозионностойкие градиентные покрытия, осаждаемые в вакууме // К. Ю. Яковчук, В. В. Скрябинский, Г. Г. Маринский, Г. Г. Дидикин. // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 2. — С. 17-22.
4. Movchan B. A. Functionally graded EB PVD coatings // Surface and coating technology. — 2002. — Vol. 149. — P. 252-262.
5. Pat. 6669989B2 США. Int. Cl.⁷ C 23 16/00. Method for producing by evaporation a functionally graded coating with an outer ceramic layer on a metal substrate // B. A. Movchan, L. M. Nerodenko, Yu. E. Rudy. — Publ. 30.12.2003.
6. Патон Б. Е., Мовчан Б. А. Электронно-лучевая технология: покрытия и новые материалы // Проблемы сварки: Сб. ст. — Киев: Ин-т электросварки АН УССР, 1990. — С. 269-275.
7. Structure and Properties of Refractory Compounds Deposited by Electron Beam Evaporation // R. F. Bunshah, R. Nimmagadda, W. Dunford et al. // Thin Solid Films. — 1978. — Vol. 54. — P. 85-106.
8. Киффер Р., Безозовский Ф. Твердые материалы. — М.: Металлургия, 1968. — 384 с.
9. Макаренко Г. Н., Косолапова Т. Я., Марек Е. Ф. Износостойкие высокотемпературные материалы на основе карбида бора // Жаропрочность боридов и силицидов. — Киев: Наук. думка, 1977. — С. 92-97.
10. Watanabe T., Shoubu K. Mechanical properties of hot-pressed TiB₂-ZrO₂ composites // J. Amer. Ceram. Soc. — 1985. — 68, № 2. — P. 34-36.
11. Movchan B. A., Lemkey F. D. Mechanical properties of fine-crystalline two-phase materials // Mater. Sci. Eng. — 1997. — A224. — P. 136-145.
12. Movchan B. A. Dimensional-Structural relationships of the strength of two-phase polycrystalline inorganic materials // Ibid. — 1991. — A138. — P. 109-121.

ПГ «МЦ ЭЛТ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины», Киев
Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 26.11.2008

НОВЫЕ КНИГИ

Б. Е. Патон: Избранные труды. —
Киев: Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, 2008. — 894 с.

Сборник посвящен 90-летию со дня рождения академика НАН Украины Б. Е. Патона — выдающегося украинского ученого в области сварки, специальной электрометаллургии и материаловедения. Сборник состоит из семи разделов, охватывающих такие направления научной деятельности Б. Е. Патона, как сварка плавлением, сварка давлением, металлургия дуговой сварки, специальная электрометаллургия, сварные конструкции, космические технологии, а также применение сварки в медицине. Каждый раздел включает обзор работ, библиографию и подборку наиболее важных публикаций, в которых приведены результаты работ, выполненных впервые в мировой практике и внесших революционизирующее влияние на развитие ведущих отраслей промышленности.

Для научных и инженерно-технических работников, преподавателей, аспирантов и студентов вузов.



Борис Евгенович Патон /
Вступ. ст. І. К. Походні, В. К. Лебедева;
Укладачі: Л. В. Беляєва, Т. Б. Корольова, О. М. Лавріненко та ін. —
Київ: Наук. думка, 2008. — 620 с.

В книге освещены основные этапы жизни, научной, научно-организационной и общественной деятельности выдающегося украинского ученого в области сварки, металлургии и технологии металлов, материаловедения, общественного деятеля и талантливого организатора науки, академика Национальной академии наук Украины, Российской академии наук, профессора, заслуженного деятеля науки и техники УССР, дважды Героя Социалистического Труда СССР, Героя Украины, участника Великой Отечественной войны, ликвидатора аварии на ЧАЭС Бориса Евгеньевича Патона.

Указатель печатных работ знакомит читателя с научными трудами ученого. Для научных работников и всех, кто интересуется историей отечественной науки и техники.





ФОРМИРОВАНИЕ ФАЗ СО СЛОЖНЫМ КРИСТАЛЛИЧЕСКИМ СТРОЕНИЕМ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Co ПРИ ИХ ОСАЖДЕНИИ ИЗ ПАРОВОЙ ФАЗЫ

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

Изучена возможность формирования в процессе конденсации паровой фазы сложных кристаллических структур в сплавах системы Al-Co. Показано, что при осаждении паровой фазы таких сплавов формируются двухфазные состояния на основе декагональной квазикристаллической фазы Al-Co и ее аппроксимантных фаз со сложной кристаллической структурой. Снижение температуры подложки сопровождается уменьшением размера зерен в покрытиях до наномасштабного уровня.

Feasibility of formation of complex crystalline structures in alloys of Al-Co systems in the process of condensation of vapor phase was studied. It is shown that during deposition of vapor phase of these alloys the two-phase states on the base of a decagonal quasi-crystalline phase Al-Co and its approximate phases with a complex crystalline structure are formed. The reduction in substrate temperature is accompanied by decrease in size of grains in coatings to a nanoscale level.

Ключевые слова: электронно-лучевая технология; Al-Co; квазикристаллические сплавы; наноструктура

Введение. В последние годы большой интерес вызывают исследования металлических сплавов со сложным кристаллическим строением. Характерной их особенностью являются большие элементарные ячейки, содержащие от нескольких сотен до нескольких тысяч атомов [1, 2]. Внутри этих элементарных ячеек, как правило, можно выделить кластерную субструктуру, состоящую из икосаэдров Маккея, кластеров Бергмана и т. п., что позволяет рассматривать такие структуры в качестве близких или аппроксимантных к квазикристаллическим [3]. В настоящее время известно более тысячи систем, содержащих фазы со сложной кристаллической структурой [1].

Многие из материалов со сложным кристаллическим строением, подобно квазикристаллам, характеризуются уникальным сочетанием механических и электрохимических свойств: относительно низким коэффициентом трения (по алмазу 0,07... 0,10, по стали 0,19... 0,22), высокими значениями твердости (7... 10 ГПа) и модуля упругости (120... 200 ГПа), повышенными параметрами антиадгезионных свойств, хорошим сопротивлением коррозии.

Ввиду высокой хрупкости сплавов со сложной кристаллической структурой одной из наиболее перспективных сфер применения этих материалов

является создание на их основе покрытий функционального назначения [4]: термобарьерных, антифрикционных, антипригарных, износостойких, коррозионно-стойких и т. п. [5–8].

В бинарной системе Al-Co обнаружена метастабильная декагональная квазикристаллическая *d*-Al-Co фаза с составом, промежуточным между составами, соответствующими соединениям Al₃Co и Al₅Co₂ [9]. Практически однофазное состояние (декагональная *d*-фаза) может быть достигнуто путем быстрого охлаждения из расплава сплава Al₇₃Co₂₇ [10]. Полученные таким же образом сплавы Al_{71,4}Co_{28,6} содержат квазикристаллическую *d*-фазу и гексагональную *h*-Al₅Co₂ фазу, а сплавы Al_{75,1}Co_{24,9} — *d*-фазу и моноклинную *m*-Al₁₃Co₄-фазу [9]. Следует отметить, что быстрое охлаждение необходимо, чтобы избежать превращения *d*-фаз в кристаллические. Кроме того, в системе Al-Co существуют также кристаллические аппроксиманты декагональной фазы [2] (моноклинная *m*-Al₃Co, гексагональная *h*-Al₅Co₂, моноклинная *m*-Al₁₃Co₄, орторомбическая *o*-Al₁₃Co₄ и т. д.) и другие кристаллические фазы со сложной (моноклинной *m*-Al₉Co₂) или относительно простой (кубической AlCo) структурами. Большинство аппроксимантных фаз данной системы имеют химический состав, близкий к такому декагональной фазы, причем эти фазы сохраняют стабильность вплоть до высоких температур.

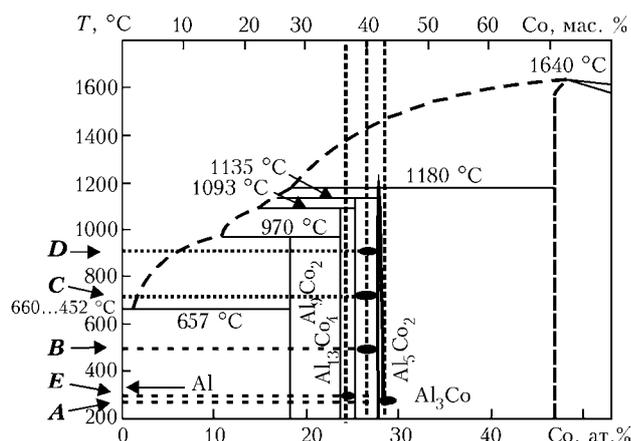


Рис. 1. Фрагмент фазовой диаграммы системы Al–Co с обозначением составов и соответствующих температур осаждения для полученных покрытий A, B, C, D и E

Фазы в системе Al–Co со сложным кристаллическим строением получали металлургическим путем [11], при помощи быстрого охлаждения расплава [12] либо в результате твердофазных реакций в микрослойных пленках [13].

На примере системы Al–Cu–Fe, в которой квазикристаллическая фаза существует как равновесная, показано, что покрытия со сложной кристаллической структурой (квазикристаллические) можно формировать непосредственно из паровой фазы [14–17]. Причем квазикристаллические структуры в процессе конденсации пара формировались не только в области стехиометрического состава, но и при существенном (несколько атомных процентов) отклонении от него. С учетом результатов работ [11–13] можно предположить, что существуют условия, при которых возможно образование сложных кристаллических структур из паровой фазы и в системах, подобных Al–Co, где такие фазы являются метастабильными.

Цель настоящей работы заключается в исследовании условий, необходимых для формирования фаз со сложной кристаллической структурой в системе Al–Co при высокоскоростном осаждении из паровой фазы. Для исследования выбрали составы, в которых ранее фиксировали формирование сложных кристаллических фаз при быстром охлаждении из расплава [10]: $Al_{71,5}Co_{28,5}$, $Al_{73}Co_{27}$, и $Al_{75,3}Co_{24,7}$ — образцы соответственно A, B и E (рис. 1).

С целью исследования влияния температуры подложки на фазообразование в покрытиях проведены процессы конденсации пара с составом, близким к таковому $Al_{73}Co_{27}$, при трех различных температурах подложки — образцы B, C и D (рис. 1). Изучали зависимость микротвердости полученных покрытий Al–Co от их фазового состава.

Методика эксперимента. Покрытия Al–Co наносили по схеме однопольного испарения [16] с постоянной скоростью подпитки жидкой ванны сплавом заданного состава. Испарение слитков (диаметром 50 мм) производили из медных водоохлаждаемых тиглей в вакуумной камере с помощью элек-

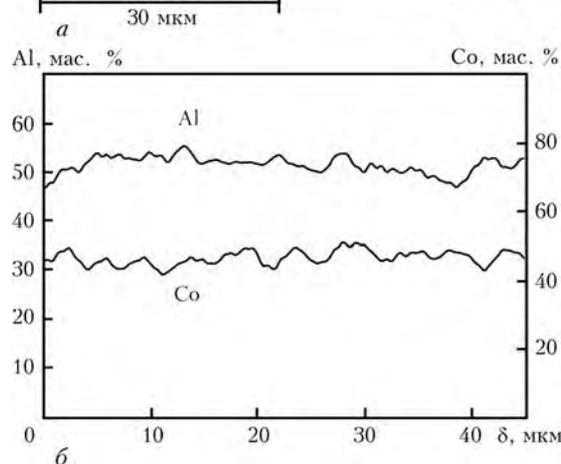


Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения покрытия Al–Co, полученного способом электронно-лучевого осаждения; δ — толщина покрытия

тронно-лучевой пушки. Состав покрытия в условиях установившегося режима испарения близок к составу исходного слитка. Покрытия осаждали на титановые подложки со скоростью 100 нм/с. Температуру подложек варьировали от 270 до 880 °C для различных процессов. Изменение режимов испарения позволяло контролируемо варьировать состав покрытий. Покрытия A, B и E отжигали в вакуумной печи при остаточном давлении $1 \cdot 10^{-3}$ Па и температуре 700 °C в течение 1 ч, а C и D — при температуре 800 °C в течение 30 мин.

Химический состав определяли методом рентгенофлуоресцентного анализа на установке X' Unique II. Распределение химических элементов по толщине покрытия устанавливали с помощью микроанализатора Energy-200, расположенного на сканирующем электронном микроскопе CamScan4. Структурные исследования проводили с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-4 в $Cu-K\alpha$ излучении, а также электронного микроскопа JEM-2000FXII. Микротвердость покрытий измеряли с помощью микротвердомера ПМТ-3 при нагрузках на индентор 0,196 Н (20 г).

Результаты и обсуждение. Типичная микроструктура поперечного сечения покрытий Al–Co, полученных способом электронно-лучевого осаждения в вакууме, представлена на рис. 2. Покрытия характеризуются довольно однородной микроструктурой



Образец	Фазовый состав покрытия			T_S , °C	Твердость покрытия после осаждения, ГПа
	Равновесный	После осаждения	После отжига		
A (Al _{71,5} Co _{28,5})	Al ₅ Co ₂ + AlCo	<i>d</i> -Al-Co + <i>c</i> -AlCo	<i>h</i> -Al ₅ Co ₂ + <i>c</i> -AlCo	270	11,0
B (Al _{73,2} Co _{26,8})	Al ₅ Co ₂ + Al ₃ Co	<i>h</i> -Al ₅ Co ₂ + <i>c</i> -AlCo	<i>h</i> -Al ₅ Co ₂ + <i>c</i> -AlCo	500	10,4
C (Al _{73,3} Co _{26,7})	Al ₅ Co ₂ + Al ₃ Co	<i>m</i> -Al ₃ Co	<i>h</i> -Al ₅ Co ₂ + <i>c</i> -AlCo	700	9,3
D (Al _{72,9} Co _{27,1})	Al ₅ Co ₂ + Al ₃ Co	<i>m</i> -Al ₃ Co + <i>o</i> -Al ₁₃ Co ₄	<i>h</i> -Al ₅ Co ₂ + <i>m</i> -Al ₃ Co	880	8,8
E (Al _{75,3} Co _{24,7})	Al ₃ Co + Al ₁₃ Co ₄	<i>m</i> -Al ₉ Co ₂ + <i>c</i> -AlCo	<i>m</i> -Al ₃ Co + <i>o</i> -Al ₁₃ Co ₄	300	7,7

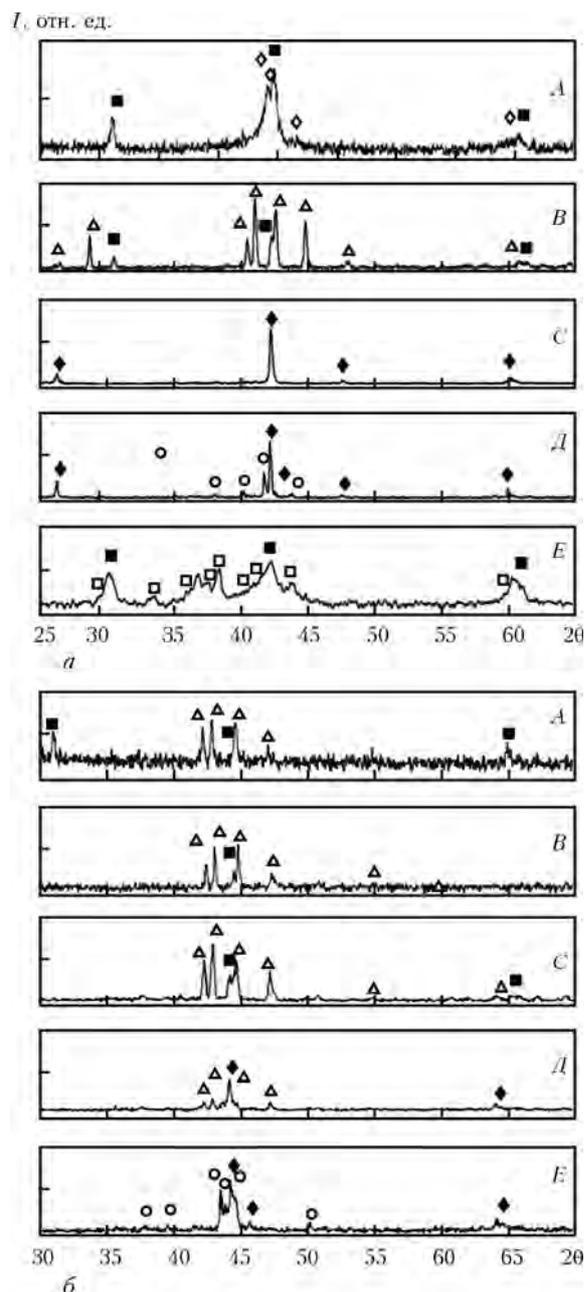


Рис. 3. Рентгенограммы покрытий A, B, C, D и E, осажденных соответственно при температурах подложки 270, 500, 700, 880 и 300 °C в исходном состоянии (а) и после отжига (б); излучение Cu-K α ; I — интенсивность излучения: ■ — кубическая AlCo; \blacklozenge — декагональная *d*-Al-Co; \blacktriangle — гексагональная *h*-Al₅Co₂; \blacklozenge — моноклинная *m*-Al₃Co; \circ — орторомбическая *o*-Al₁₃Co₄; \square — моноклинная *m*-Al₉Co₂ фаза

с равномерным распределением химических элементов по толщине. Химические составы покрытий приведены в таблице.

На рис. 3, а представлены рентгеновские дифракционные картины, снятые от поверхности осажденных покрытий. Анализ полученных рентгенограмм свидетельствует о том, что покрытие A после осаждения содержит две фазы — кубическую *c*-AlCo ($Pm\bar{3}m$, $a = 0,2862$ нм) и декагональную квазикристаллическую *d*-Al-Co ($a_R = 0,398$ нм, $c = 0,815$ нм).

Существование декагональной фазы в покрытии A подтверждается данными электронной микроскопии (рис. 4). Так, электронограмма от покрытия A (рис. 4, б) содержит рефлексы декагональной и кубической фаз. Наличие декагональной фазы в покрытии подтверждается также микродифракционной картиной от зерна этой фазы, содержащей ось десятого порядка (рис. 4, з). Помимо декагональной фазы, в покрытии A зафиксирована кубическая структура *c*-AlCo, микродифракционная картина от зерна которой представлена на рис. 4, д. Анализ темнопольных изображений (рис. 4, в) позволил определить, что средний размер зерен в покрытии Al-Co, осажденном при температуре 270 °C, составляет 40 нм.

При увеличении концентрации алюминия от 71,5 до 75,3 ат. % в покрытиях, осажденных при температурах подложки 270... 500 °C, обнаружено изменение фазового состава покрытия от *c*-AlCo + *d*-Al-Co (покрытие A) до *c*-AlCo + *h*-Al₅Co₂ ($P6_3mmc$, $a = 0,7671$ нм, $c = 0,7608$ нм, покрытие B) и затем до *c*-AlCo + *m*-Al₉Co₂ ($P2_1/a$, $a = 0,8557$ нм, $b = 0,6290$ нм, $c = 0,6213$ нм, $\beta = 94,76^\circ$, покрытие E). Покрытия A, B содержат неравновесные при данном составе фазы (соответственно *d*-Al-Co и *c*-AlCo), покрытие E — фазы *m*-Al₉Co₂, *c*-AlCo. Следует особо отметить, что гексагональная *h*-Al₅Co₂ структура является аппроксимантом декагональной квазикристаллической структуры [2] (таблица). На рис. 3, а, B, D представлены рентгенограммы покрытий с составом, близким к таковому Al₇₃Co₂₇ покрытий, осажденных при трех различных температурах подложки: 500 (B), 700 (C) и 880 °C (D). Фазовый состав покрытий изменяется при повышении температуры осаждения от двухфазного состояния *h*-Al₅Co₂ + *c*-AlCo для образца B (осажденного при температуре подложки $T_S = 500$ °C) до моноклинной *m*-Al₃Co фазы

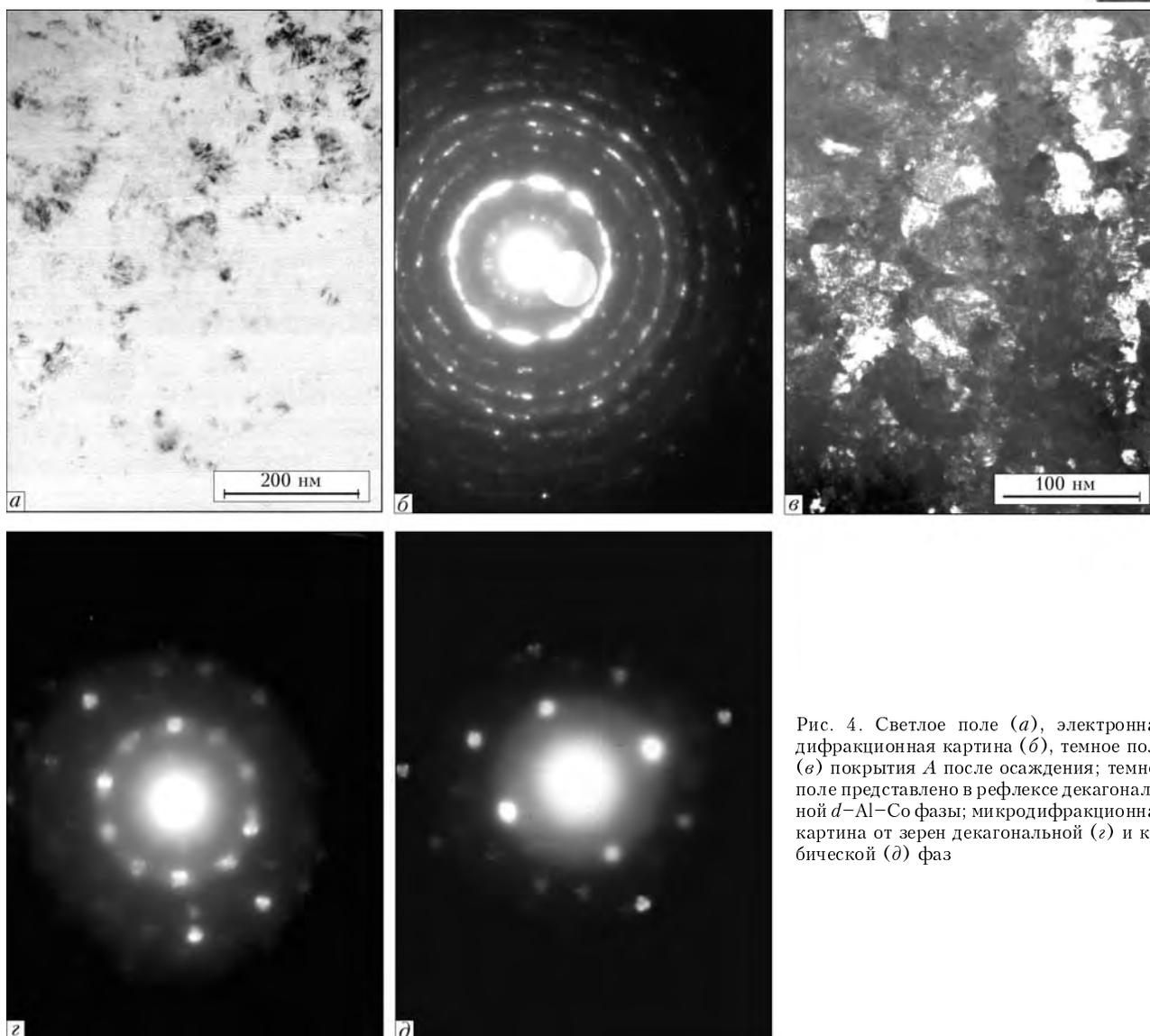


Рис. 4. Светлое поле (а), электронная дифракционная картина (б), темное поле (в) покрытия А после осаждения; темное поле представлено в рефлексе декагональной d -Al-Co фазы; микродифракционная картина от зерен декагональной (з) и кубической (д) фаз

($P2/m$, $a = 0,9874$ нм, $b = 0,8159$ нм, $c = 3,2226$ нм, $\beta = 108^\circ$) для образца С ($T_S = 700$ °С). Следует подчеркнуть, что моноклинная m -Al₃Co фаза является аппроксимантом высокого порядка декагональной структуры ($\langle 6,5 \rangle$ — аппроксимант в обозначении работы [2]). Дифракционная картина от этой структуры при относительно малом размере областей когерентного рассеяния в покрытиях близка к таковой от декагональной квазикристаллической структуры, что позволяет предположить наличие декагональной фазы в покрытии вместо или помимо моноклинной m -Al₃Co фазы.

Дальнейшее повышение температуры осаждения приводит к формированию двухфазного состояния m -Al₃Co + o -Al₁₃Co₄ ($Pm\bar{n}2_1$, $a = 0,8158$ нм, $b = 1,2342$ нм, $c = 1,4452$ нм, $\langle 3,4 \rangle$ — аппроксимант декагональной квазикристаллической фазы [2]) для покрытия D.

На рис. 3, б представлены рентгенограммы покрытий А, В и Е после отжига при температуре 700 °С в течение 1 ч и С, D при температуре 800 °С в течение 30 мин. Видно, что фазовый состав всех

покрытий (кроме В) отличается от состава этих покрытий после осаждения. Так, двухфазное состояние покрытия А (кубическая AlCo + декагональная квазикристаллическая d -Al-Co фазы) в результате отжига трансформировалось в двухфазное состояние, содержащее кубическую AlCo и гексагональную h -Al₅Co₂ фазы. Аналогичным образом двухфазное состояние m -Al₉Co₂ + c -AlCo в покрытии Е превратилось в m -Al₃Co + o -Al₁₃Co₄. Необходимо отметить, что фазовый состав данных покрытий после отжига соответствует равновесной фазовой диаграмме (рис. 1). Фазовый состав покрытия В остался неизменным после отжига (рис. 3, В), поскольку преобладающая в данном покрытии после осаждения гексагональная h -Al₅Co₂ фаза имела состав, близкий к равновесному (рис. 1). Фазовый состав покрытий С и D изменился после отжига. В обоих случаях зафиксирован распад моноклинной фазы m -Al₃Co и формирование гетерофазных состояний, содержащих гексагональную структуру h -Al₅Co₂.

В таблице приведены химические и фазовые составы покрытий после осаждения и отжига. Указана



также измеренная твердость покрытий после осаждения. Показано, что наибольшей твердостью отличаются двухфазные покрытия, содержащие кубическую и квазикристаллическую d -AlCo или аппроксимантную h -Al₅Co₂ фазы.

Выводы

1. При совместном электронно-лучевом осаждении паровых фаз алюминия и кобальта в соотношении Al – 24,7... 28,5 ат. % Co установлено, что структура конденсатов имеет двухфазный состав, содержащий декагональную квазикристаллическую фазу (которая отсутствует на равновесной диаграмме) системы Al–Co и/или аппроксимантные фазы со сложными кристаллическими структурами.

2. Температура осаждения оказывает существенное влияние на структуру фаз и размер зерен — с понижением температуры размеры зерен уменьшаются до наномасштабного уровня.

3. Установлено, что при отжиге конденсатов фазы, не соответствующие равновесной диаграмме состояний, распадаются с образованием равновесных фаз при данном соотношении элементов.

4. Показано, что аппроксимантная фаза Al₃Co может быть получена в результате отжига покрытий с составом Al_{175,3}Co_{24,7}.

1. Urban K., Feuerbacher M. Structurally complex phases // J. Non-Cryst. Solids. — 2004. — № 334–335. — P. 143–150.
2. Steurer W. Approximants — the key to the structure of quasicrystals // Mat. res. soc. symp. proc. — 2001. — Vol. 643. — K3.2.1–K3.2.12.
3. Goldman A. I., Kelton K. F. Quasicrystals and crystalline approximants // Rev. mod. phys. — 1993. — 65, № 1. — P. 213–230.
4. Sordet D. J., Dubois J.-M. Quasicrystals: Perspectives and potential applications // MRS Bulletin. — 1997. — November. — P. 34–36.
5. Application of quasicrystalline materials as thermal barriers in aeronautics and future perspectives of the use for these materials / A. Sanchez, F. J. Garcia, J. M. Algaba et al. // Mat. res. soc. symp. proc. — 1999. — Vol. 553. — P. 447–458.

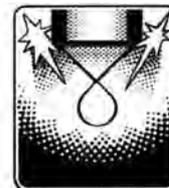
6. Surface energy of complex-and-simple-metallic compounds as derived from friction test in vacuum / J.-M. Dubois, M. C. de Weerd, J. Brenner J. et al. // Phil. Mag. — 2006. — Vol. 86. — P. 797–805.
7. M. Sales, A. Merstallinger, P. Brunet. et. al. // Cold welding and fretting tests on quasicrystals and related compounds / Ibid. — 2006. — Vol. 86. — P. 965–970.
8. Investigations of quaternary Al-based quasicrystal thin films for corrosion protection / V. N. Balbyshev, D. J. King, A. N. Khramov et al. // Thin solid films. — 2004. — Vol. 447–448. — P. 558–563.
9. Grushko B., Holland-Moritz D., Bickmann K. Decagonal quasicrystals in Al&unknown; Co and ternary alloys containing Cu and Ni // J. alloys compounds. — 1996. — Vol. 236. — P. 234.
10. Comparative study of the Al–Co–Pd and Al–Co–Ni alloy systems / M. Yurechko, B. Grushko, T. Ya. Velikanova, K. A. Urban // Ibid. — 2004. — Vol. 367. — P. 20–24.
11. The constitution of aluminium-cobalt alloys between Al₅Co₂ and Al₉Co₂ / B. Grushko, R. Wittenberg, K. Bickmann, C. Freiburg // Ibid. — 1996. — Vol. 233. — P. 279–287.
12. Undercooling and solidification behaviour of a metastable quasicrystalline phase and crystalline phases in Al–Co // J. Schroers, D. Holland-Moritz, B. Grushko et al. // Mater. sci. eng. — 1997. — A226–228. — P. 990–994.
13. Formation of a decagonal quasicrystalline film by reactive diffusion in Al/Co multilayers / E. Emeric, C. Bergman, G. Glugnet et al. // Phil. mag. lett. — 1998. — Vol. 78. — P. 77–85.
14. Movchan B. A. EB-PVD technology in the gas turbine industry: present and future // JOM. — 1996. — 48, № 11. — P. 40–45.
15. Устинов А. И., Мовчан Б. А., Полищук С. С. Получение квазикристаллических покрытий из сплава Al–Cu–Fe электронно-лучевым осаждением в вакууме // Металлофизика и новейшие технологии. — 2002. — Т. 24. — С. 365–371.
16. Ustinov A. I., Movchan B. A., Polishchuk S. S. Formation of nanoquasicrystalline Al–Cu–Fe coatings at electron beam vapor deposition // Scripta Materialia. — 2004. — Vol. 50. — P. 533–538.
17. Positron annihilation study of vacancy-type defects in stoichiometric and non-stoichiometric Al–Cu–Fe quasicrystalline alloys / V. S. Mikhalenkov, E. A. Tsapko, S. S. Polishchuk, A. I. Ustinov // J. of alloys and compounds. — 2005. — Vol. 386. — P. 192–196.

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

Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова

НАН Украины, Киев

Поступила 17.06.2008



УДК 621.791.75

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА ЭЛЕКТРОДОВ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВЫХ ИСТОЧНИКОВ НАГРЕВА

**В. А. Шаповалов, Т. И. Грищенко, М. С. Приходько,
К. А. Цыкуленко, Г. А. Мельник, О. М. Вислобоков,
В. С. Константинов, Д. М. Жиров, В. И. Колесниченко**

Рассмотрено изменение структуры материала электродов под воздействием различных технологических параметров в процессе эксплуатации. Определено влияние тока, продолжительности работы и формы электрода на характеристику микроструктуры электродного материала. Полученные результаты имеют важное практическое значение для создания дуговых нагревателей с высоким ресурсом работы электродов.

Change in structure of material of electrodes under the effect of different technological parameters during service was considered. The effect of current, duration of operation and shape of electrode on characteristic of electrode material microstructure was defined. The obtained results are practically important for the development of arc heaters with a high service life of electrodes.

Ключевые слова: медь; ток; длительность эксплуатации; температура; форма электрода; структура материала электрода

При переплаве высокочистых металлов и специальных сплавов плазменными или электродуговыми источниками нагрева использование электродов из тугоплавких металлов, например вольфрама, молибдена или графита, зачастую бывает нецелесообразным, поскольку переплавляемый металл насыщается материалом электрода, что приводит к ухудшению его физико-механических свойств. В этих случаях оправдано применение медных водоохлаждаемых электродов, так как медь слабо влияет на свойства многих переплавляемых металлов.

Под влиянием высоких температур в материале электрода, в первую очередь вблизи поверхности привязки дуги, происходит процесс рекристаллизации, заключающийся в росте зерен и превращении мелкозернистой структуры в крупноблочную [1, 2]. Зона столбчатых кристаллов со временем распространяется в глубь электрода. В ней появляются большие газовые поры, диффундирующие к поверхности. При этом происходит сегрегация примесей на границах зерен, которая может привести к ухуд-

шению охлаждения поверхности, образованию легкоплавких эвтектик и трещин, а затем к прогару и аварийным ситуациям.

В литературе большое внимание уделяется эрозии медных водоохлаждаемых электродов [3–6], однако практически отсутствуют данные об изменениях их структуры. Поэтому определение условий эксплуатации дуговых источников нагрева, позволяющих избежать опасных структурных превращений в материале электрода, имеет важное практическое значение.

Проведена серия экспериментов с целью получения образцов для исследования изменений структуры материала электродов (меди) под воздействием различных технологических параметров в процессе плавки.

Первые образцы электродов конической формы исследовали в плазмотроне с постоянным током 300 А, напряжением на дуге 35 В при длине дуги 30 мм. В качестве плазмообразующего газа служил атмосферный воздух. Эксперименты показали низкую стойкость электродов в воздушной атмосфере. Последующая эксплуатация электродов, даже при интенсивном охлаждении, была нецелесообразна в связи с интенсивной эрозией меди.



Рис. 1. Размещение электродов в камере

В дальнейшем создали установку для проведения экспериментов, представляющую собой герметичную водоохлаждаемую камеру, в верхней части которой на изоляторах устанавливали водоохлаждаемый электродный узел с испытуемым медным наконечником (диаметр 50 мм), изготовленным из меди М1. Конструкция установки позволяла перемещать электрод по вертикали и, таким образом, изменять длину дуги. Электрод подключали к положительному полюсу источника питания постоянного тока с уровнем тока до 500 А и напряжением холостого хода до 100 В.

Через патрубки к электродному узлу под давлением 0,2 МПа подавали воду для охлаждения медного анода. В днище камеры разместили водоох-



Рис. 2. Процесс работы электродов

Таблица 1. Температура рабочей части электродов различной конфигурации при разных тепловых нагрузках

Форма рабочей части электрода	Толщина электрода в зоне размещения активного пятна, мм	Температура в зоне активного пятна, °С	Ток дуги, А
Коническая	22	204	150
	22	383	300
	22	477	400
	10	173	150
	10	321	300
	10	419	400
Полусферическая	22	208	208
	22	287	287
	22	340	340
	10	196	196
	10	261	261
	10	304	304
Цилиндрическая	22	178	150
	22	331	300
	22	433	400
	10	148	150
	10	271	300
	10	354	400

лаждаемый поддон, подключенный к отрицательному полюсу источника питания. Для улучшения эмиссионных свойств катода, позитивно влияющих на стабильность горения дуги, на графитированной изложнице, находящейся на поддоне, установили стержень из иттрированного вольфрама (рис. 1).

В процессе проведения экспериментов плазменную установку герметизировали, в камеру подавали аргон, расход которого регулировали в пределах 3...5 л/мин. После продувки камеры в течение 15 мин в узлы установки подавали охлаждающую воду и с помощью осциллятора поджигали дугу.

Первые два образца электродов конической формы испытывали с целью определения влияния продолжительности работы и значения тока на изменение структуры материала. Один образец получили после воздействия постоянного тока 150 А в течение 250 ч. Другой находился под воздействием тока в 300 А в течение 230 ч до момента его прогара и разгерметизации системы охлаждения.

Таблица 2. Результаты оценки размера зерна электродов

№ образца	Форма рабочей части электрода	Длительность работы электрода, мин	Ток, А	Балл зерна
1	Коническая	13920	300	1
2	»»	4500	400	1
3	»»	15000	150	1
4	Полусферическая	4500	400	1, 2
5	Цилиндрическая	4500	400	1, 2, 3



Рис. 3. Микроструктура ($\times 100$) электродов цилиндрической (а), сферической (б) и конической (в) форм

Для исследования влияния формы электродов на изменение структуры их материала в процессе эксплуатации следующие три электрода (конической, цилиндрической и полусферической форм) испытывали при одинаковых режимах работы. Для ускорения процесса рекристаллизации постоянный ток увеличили до 400 А, поэтому электроды работали лишь по 75 ч каждый (рис. 2)

Из всех полученных образцов электродов изготовили шлифы для дальнейшего изучения структурных изменений их материала.

Проведены аналитические исследования температуры рабочей части электродов с разной конфигурацией. В основу методики, предложенной для расчета, положена схема распределения тепловых потоков в теле электродов от торцевой части к воде с учетом их распределения как непосредственно на торце, так и на боковой части электродов.

Значения температуры рабочей части электродов различной конфигурации при разных тепловых нагрузках представлены в табл. 1.

Как видно из данных табл. 1, при одинаковых тепловых нагрузках наиболее низкая температура в зоне активного пятна зафиксирована у электродов цилиндрической формы. Это можно объяснить

большой массой тела электрода, а также тем, что в отводе тепла принимает участие его боковая поверхность, а зона активного пятна растекается по поверхности электрода.

Полученные данные о значениях температуры электродов различной конфигурации хорошо коррелируют с анализом изменения их микроструктуры.

Медь имеет поликристаллическую структуру. В ходе нагревания меди, как и других металлов, происходит процесс рекристаллизации, в результате которого появляется новая структура, характеризующаяся размером зерна [7, 8]. Воздействие активного пятна дуги, образующей тепловые поля в теле электрода, можно рассматривать как рекристаллизационный отжиг материала электрода.

Одной из важнейших характеристик отожженного металла является размер рекристаллизованного зерна. Основные факторы, влияющие на размер зерна отожженного металла — температура и длительность отжига. В нашем случае это распределение температур в торцевой части электродов и продолжительность горения дуги.

Для металлографических исследований вырезали образцы из торцевой части электродов, подвергаемые непосредственно воздействию дуги. Электроды имели коническую, сферическую и цилиндрическую форму, работали в различных электрических режимах и разное время. Из этих образцов изготовляли микрошлифы. Для определения микроструктуры в качестве реактива использовали концентрированную азотную кислоту. Размер зерна на образцах электродов оценивали баллом зерна по шкале 3 ГОСТ 5639–82. Результаты оценки размера представлены в табл. 2.



Рис. 4. Внешний вид электрода после прогара



Рис. 5. Темплет разрушенного электрода

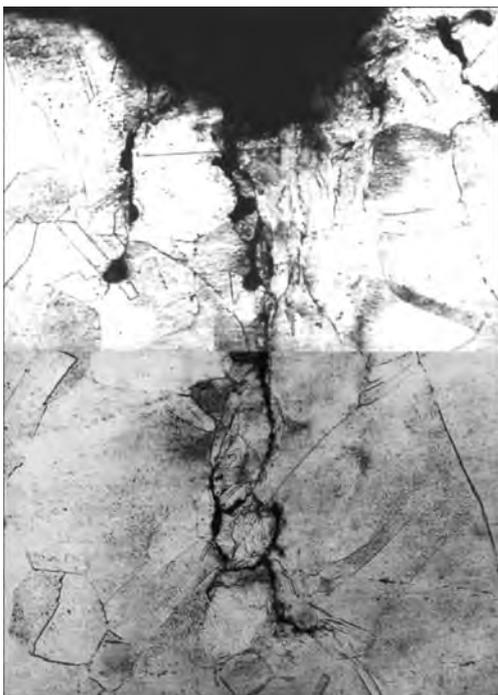


Рис. 6. Микроструктура (X500) разрушенного электрода

При исследовании микроструктуры образцов учитывали разное время нахождения электродов под воздействием температур, вызывающих рекристаллизационные процессы в меди. В микроструктуре образцов № 4 и 5 обнаружена разнотернистость (балл зерна 1, 2, 3). Это свидетельствует о том, что процесс собирательной рекристаллизации начался, но далек от завершения (рис. 3). Микроструктура образца № 2 достаточно равномерна и имеет балл зерна 1. Этот электрод находился достаточно длительное время (4500 мин) при температуре 400...500 °С, поэтому можно сделать вывод о том, что процесс собирательной рекристаллизации прошел по всему объему металла.

При значительном повышении температуры металла электрода и длительном пребывании в таком состоянии повышается скорость диффузии, что приводит к возникновению сегрегации на границе зерен примесей, проникновению кислорода по границам зерен по всему сечению электрода в зоне активного пятна и образованию оксидов на границах между зернами.

Эти процессы способствуют образованию трещин вдоль границ зерен и разрушению электрода. Поэтому в качестве материала электрода следует выбирать бескислородную медь, содержащую минимальное количество неметаллических включений, которые в процессе нагрева и последующей рекристаллизации материала электрода могут приводить к его разрушению.

Исследования поверхности прогоревшего электрода конической формы (рис. 4) и темплета участка прогара (рис. 5) позволили установить наличие трещин, проникших в тело электрода.

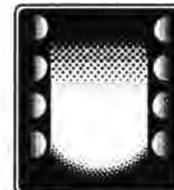
Металлографические исследования микроструктуры (рис. 6) показали, что границы зерен утолщены. Трещины, приводящие к разрушению электрода, зарождаются и развиваются вдоль границ между зернами.

Таким образом, анализ соотношений аналитических исследований значений температуры электродов, работающих при различных технологических режимах, и изменения микроструктуры позволяет рекомендовать в качестве материала электрода использование бескислородной меди, а при создании конструкции электрода — цилиндрической формы как наиболее оптимальной.

1. *Термохимические катоды* / М. Ф. Жуков, А. В. Пустогаров, Г.-Н. Дандарон, А. Н. Тимошевский. — Новосибирск: СО АН СССР, Ин-т теплофизики, 1985. — 130 с.
2. *Приэлектродные процессы в дуговых разрядах* / М. Ф. Жуков, Н. П. Козлов, А. В. Пустогаров и др. — Новосибирск: Наука, 1982. — 160 с.
3. *Гонопольский А. М., Короблев В. А.* Экспериментальное исследование эрозии электродов серийных плазмотронов для напыления // Изв. СО АН СССР. Сер. техн. наук. — 1983. — 3, № 1. — С. 69–71.
4. *Эрозия медно-вольфрамовых анодов в линейных плазмотронах* / А. С. Аньшаков, М. Ф. Жуков, Г. А. Горлев и др. // Там же. — 1981. — 3, № 1. — С. 68–70.
5. *Жуков М. Ф., Коротеев А. С., Урюков Б. А.* Прикладная динамика термической плазмы. — Новосибирск: Наука, 1975. — 298 с.
6. *Раховский В. И.* Эрозия электродов в контрагированном разряде // Изв. СО АН СССР. Сер. техн. наук. — 1975. — 3, № 1. — С. 11–27.
7. *Мальцев М. В., Барсукова Т. А., Борин Ф. А.* Металлография цветных металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1960. — 372 с.
8. *Новиков И. И.* Теория термической обработки металлов. — М.: Металлургия, 1974. — 400 с.

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

Поступила 08.01.2009



УДК 669.187.58

ИНДУКЦИОННЫЙ ПЕРЕПЛАВ МЕТАЛЛОВ В СЕКЦИОННОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

Б. Е. Патон, И. В. Шейко, В. А. Шаповалов

Приведены основные характеристики индукционного источника нагрева. Отмечено, что положительные качества индукционного источника нагрева в плавильных индукционных печах используются не в полной мере в связи с тем, что в процессе плавки жидкий металл контактирует с тиглем из огнеупорного материала и загрязняется неметаллическими и газовыми примесями, а при индукционной плавке в холодном тигле или секционном охлаждаемом кристаллизаторе источник загрязнения металлического расплава (огнеупорный тигель) отсутствует. Даны примеры использования промышленного индукционного переплава в секционном кристаллизаторе, а также возможные пути его дальнейшего развития.

Main characteristics of induction heat source are given. It was outlined that the positive characteristics of induction heat sources in melting induction furnaces are used not completely due to the fact that the molten metal during melting contacts a crucible of refractory material and is contaminated with non-metallic and gas impurities, while during induction melting in a cold crucible or sectional water-cooled mould the source of contamination of metallic melt (refractory crucible) is absent. Examples of application of industrial induction remelting in a sectional mould, as well as the possible ways of its further development are given.

Ключевые слова: индуктор; секционный кристаллизатор; металлическая ванна; электромагнитное поле; слиток; сплав; структура; дисперсирование; тигель

В современной металлургии широко используются различные источники электрического нагрева для плавки и рафинирования металлов и сплавов, главными из которых являются следующие:

- электрическая дуга;
- поток направленных электронов (электронный луч);
- джоулево тепло, выделяемое в шлаковом расплаве;
- низкотемпературная дуговая плазма;
- индукционный нагрев.

Физические особенности каждого из источников электрического нагрева определяют технологические возможности процессов плавки, основанных на применении указанных источников.

Индукционный нагрев применяется в различных отраслях техники, например при сварке, пайке и термообработке металлов, а также при плавке различных металлов и сплавов, что обусловлено комплексом следующих уникальных физических и технологических свойств [1–7], присущих индукционному источнику нагрева:

высокая стерильность источника тепловой энергии (не оказывает негативного влияния на свойства нагреваемого материала);

интенсивное перемешивание жидкого металла в ходе плавки (способствует выравниванию температуры и химического состава в объеме ванны);

отсутствие локального перегрева металла (обеспечивает низкий угар легирующих элементов);

отсутствие жесткой связи между подводимой электрической мощностью и скоростью плавки;

возможность выдерживать металлический расплав в жидком состоянии неограниченное время;

отсутствие необходимости в создании каких-либо специальных условий для его работы (технологические процессы можно осуществлять в газовой среде любого состава и при разных значениях давления, в том числе и в вакууме);

простота регулирования и поддержания температуры нагреваемого тела в заданном диапазоне;

высокая степень надежности в работе и хорошая адаптация в системе автоматизации технологического оборудования, используемого в процессах индукционного нагрева.

Отмеченные особенности индукционного источника нагрева обуславливают непрерывное расширение сферы его применения в различных отраслях промышленности.

Первая промышленная индукционная тигельная печь с питанием от дугового генератора создана в



1912–1913 гг. Дюбуа-Лоренц, а в 1916 г. в США построили индукционную тигельную печь с питанием от искрового генератора.

Несколько позже в качестве источников питания повышенной частоты начали использовать электрические машины индукторного типа. Одну из первых конструкций таких машин предложил еще в 1877 г. русский электротехник П. Н. Яблочков [8].

В 1920-е гг. под руководством профессора В. П. Вологодина создан ряд конструкций электромагнитных преобразователей частоты применительно к поверхностной закалке изделий и индукционной плавке металлов.

В 1930-е гг. впервые в бывшем СССР на Ленинградском заводе «Электрик» организован промышленный выпуск индукционных тигельных печей повышенной частоты, разработанных в лаборатории В. П. Вологодина при Ленинградском электротехническом институте.

Первая опытная индукционная канальная печь с открытым горизонтальным каналом создана в Англии в 1887 г., а первая промышленная канальная печь аналогичного типа с установленной мощностью 170 кВт и вместимостью около 1800 кг по стали построена в Швеции в 1899 г. Печи с открытыми каналами были неудобны и неэкономичны из-за сильного окисления металла в процессе плавки, а также значительной удаленности канала с жидким металлом от магнитопроводов.

В бывшем СССР индукционные канальные печи, предназначенные для плавки алюминия, цинка, магния и латуни, начали строить на ряде предприятий цветной металлургии в 1930-е гг.

В послевоенные годы в связи с освоением новых огнеупорных материалов, созданием мощных преобразователей частоты на предприятиях черной и цветной металлургии, а также в литейных цехах машиностроительных заводов были построены индукционные канальные и тигельные печи, вместимость которых достигала нескольких десятков тонн.

Таким образом, индукционный способ нагрева как самостоятельный и перспективный технологический процесс начал формироваться в 1920–1930-х гг. и своего расцвета достиг в послевоенные годы. Кроме выплавки металлов и сплавов, он начинает широко применяться при термообработке, сварке и пайке, в кузнечном и штамповом производстве для нагрева заготовок [5, 7]. В последующие годы создаются специализированные технологии и оборудование для плавки цветных металлов, отливки слитков в магнитные кристаллизаторы, получения монокристаллов и др. [9–17].

Все многообразие индукционных процессов плавки и плавильные агрегаты, созданные за эти годы, можно разделить на такие три группы:

тепловая энергия выделяется в нагреваемом материале, а полученный расплав не соприкасается с материалом тигля (плавка во взвешенном состоянии; бестигельная зонная; с электромагнитным удержанием расплава на опоре; гарниссажная; в хо-

лодных тиглях и секционных кристаллизаторах) [15, 18–27];

металлический расплав на протяжении всей плавки контактирует с огнеупорным материалом тигля, а тепловая энергия выделяется непосредственно в расплаве или шихте. Представителями этой группы являются все типы индукционных печей с огнеупорными тиглями и канальные индукционные печи;

тепловая энергия выделяется в тигле, выполненном из электропроводного материала, удельное сопротивление и температура плавления которого значительно выше, чем у переплавляемого металла, нагрев и плавление шихты, а также перегрев металлического расплава происходят благодаря теплоотдаче от более нагретой стенки тигля. К этой группе относятся установки, в которых плавка металлов происходит в графитовых или металлических тиглях, изготовленных из тугоплавких металлов (молибден, ниобий, тантал и др.).

В настоящее время наибольшее промышленное применение получили индукционные тигельные и канальные печи, в которых выплавляют практически весь известный сортамент сплавов черных и цветных металлов, за исключением особо тугоплавких (молибден, ниобий, тантал и др.).

Однако и эти плавильные агрегаты имеют недостаток, не позволяющий в полной мере реализовать преимущества индукционного источника нагрева и, безусловно, сужающий их технические возможности. Он состоит в том, что во время плавки жидкий металл контактирует с огнеупорной стенкой тигля и загрязняется продуктами реакции взаимодействия (неметаллическими и газовыми примесями). Интенсивное перемешивание расплава в данном случае интенсифицирует этот процесс и способствует насыщению металла продуктами реакции взаимодействия.

Задача устранения источника загрязнения жидкого металла решена в агрегатах для индукционной плавки с холодным тиглем (ИПХТ) и охлаждаемым секционным кристаллизатором (ИПСК) [23, 24]. Процесс ИПХТ отличается от плавки в обычной индукционной тигельной печи тем, что плавление шихты и накопление жидкого металла происходит в охлаждаемом секционном тигле, стенка которого «прозрачна» для высокочастотного электромагнитного поля, создаваемого индуктором. Накопленный в холодном тигле жидкий металл разливают в изложницы или литейные формы.

Главными недостатками указанного процесса являются чрезвычайно большая энергоемкость (7...10 кВт·ч/кг), низкая производительность, традиционно невысокое качество слитков, кристаллизующихся в изложнице, и небольшой слив металла, поскольку до 40 % металла кристаллизуется во время разливки на стенке холодного тигля и в сливном носке.

Более прогрессивным процессом выплавки слитков с использованием индукционного источника нагрева является ИПСК, разработанный в Инсти-

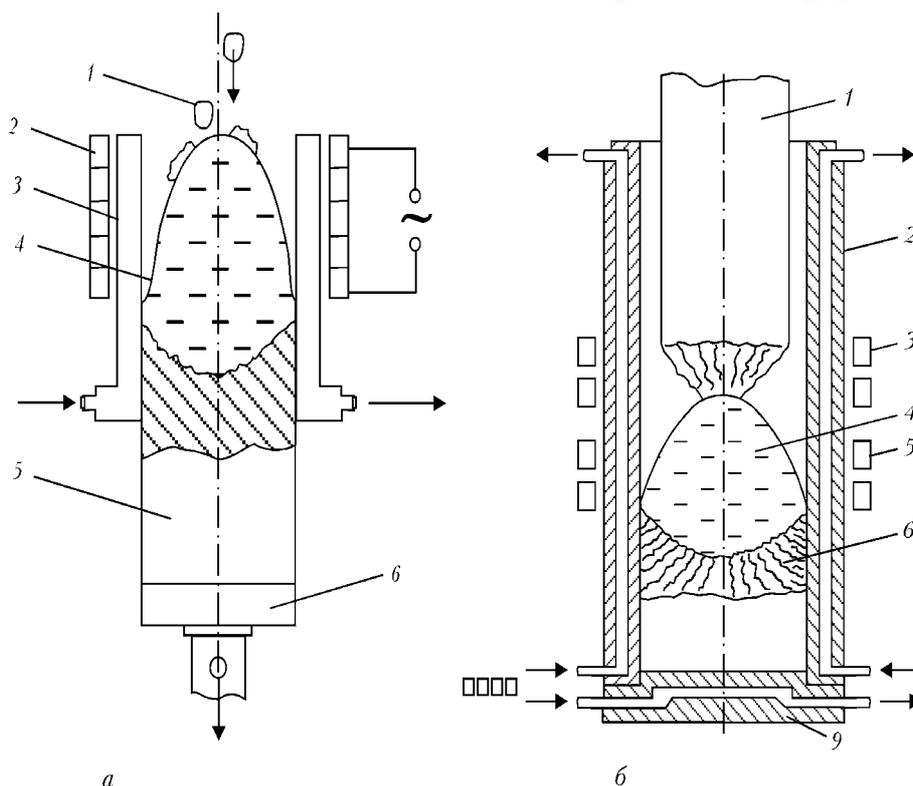


Рис. 1. Принципиальная схема индукционного переплава в секционном кристаллизаторе: *a* — переплав кусковой шихты; *б* — переплав расходуемой заготовки; 1 — шихта; 2 — индуктор; 3 — секционный кристаллизатор; 4 — металлическая ванна; 5 — слиток; 6 — поддон; 7 — расходуемая заготовка

туте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. В рабочем объеме металлического секционного кристаллизатора, выполненного из водоохлаждаемых секций, электрически изолированных друг от друга по смежным плоскостям, при помощи индуктора ограниченной высоты (высота индуктора $H_{инд} = 0,7... 1,2 D_{кр}$) создают высокочастотное электромагнитное поле, в котором наводят металлическую ванну путем расплавления кусковой шихты или последовательного оплавления расходуемой заготовки (рис. 1).

Индукцированные в секциях кристаллизатора токи в зоне индуктора создают вторичное электромагнитное поле, в котором происходит расплавление металла и наведение металлической ванны, т. е. секционная стенка кристаллизатора является своеобразным индуктором для переплавляемой металлической заготовки и металлической ванны (рис. 2).

Кроме того, через межсекционные зазоры в плавленную зону проникает электромагнитное поле, создаваемое током индуктора. В результате взаимодействия токов, протекающих в системе индуктор–кристаллизатор–загрузка (И–К–З), процесс ИПСК сопровождается отжатием металлического расплава от стенки кристаллизатора в зоне индуктора (рис. 3) и интенсивным перемешиванием металла. Электрический КПД системы И–К–З составляет 32... 43 %, т. е. в загрузке выделяется $0,32... 0,43 P_{инд}$ ($P_{инд}$ — электрическая мощность, подводимая к индуктору).

Перемешивание металлической ванны и отсутствие ее контакта с охлаждаемой стенкой кристаллизатора является важнейшим технологическим

преимуществом процесса, поскольку это обеспечивает выравнивание температуры и химического состава в объеме ванны, увеличивает ее открытую поверхность, снижает тепловые потери во время плавки и способствует выносу на поверхность металлической ванны неметаллических и газовых примесей. Кроме того, в случае применения для обработки расплава шлаков на границе шлак–металл значительно ускоряются массообменные процессы, что, в конечном итоге, способствует более глубокому рафинированию металлического расплава.

В качестве шихты могут использоваться сыпучие или кусковые металлические материалы, порцион-

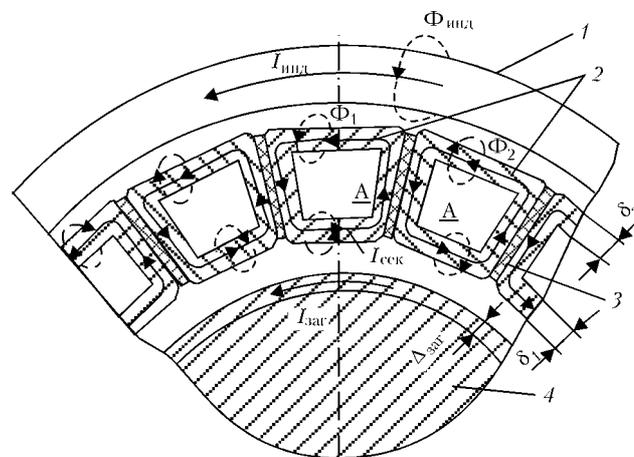


Рис. 2. Схема протекания токов в элементах системы И–К–З и вероятная картина магнитных полей в ней: 1 — индуктор; 2 — секции кристаллизатора; 3 — диэлектрическая прокладка; 4 — загрузка

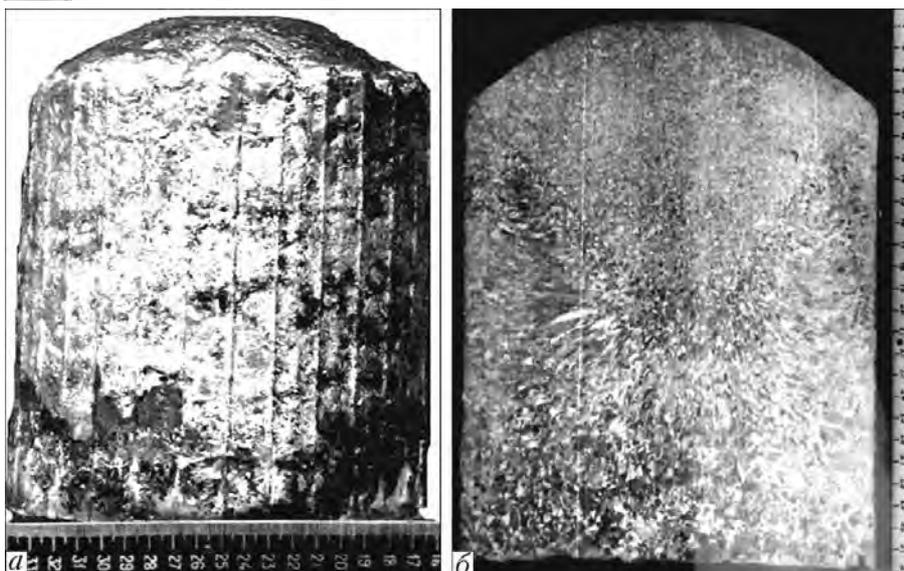


Рис. 3. Внешний вид головной части слитка ИПСК (а) и его макроструктура (б); $d_{сл} = 200$ мм, титановый сплав ОТ4-2

но подаваемые по ходу плавки в металлическую ванну, или расходуемая заготовка с заданным химическим составом.

Наплавляемый слиток в процессе плавки либо вытягивают из кристаллизатора, либо перемещают индуктор относительно кристаллизатора. Преимуществами схемы с вытягиванием слитка являются небольшие металлоемкость и стоимость кристаллизатора, а недостаток состоит в том, что при вытягивании слитка возможно образование поперечных трещин на поверхности слитка.

При выплавке без вытягивания слитков не перемещается относительно стенки кристаллизатора, по-

этому и кристаллизатор, и слиток не испытывают механических нагрузок, обусловленных трением слитка о стенку кристаллизатора. Основные недостатки этой схемы — большая металлоемкость, сложная технология изготовления и высокая стоимость кристаллизатора.

Независимый источник тепла при ИПСК позволяет довольно гибко управлять процессом кристаллизации слитка, что особенно важно для формирования структуры его головной части. Путем варьирования мощности, подводимой к индуктору на завершающем этапе плавки, можно обеспечить практически полное выведение усадочной раковины в головной части слитка (рис. 3). Кристаллическое строение и макроструктура слитков ИПСК аналогична таковым слитков известных переплавных процессов (ВДП, ЭШП, ЭЛП и ПДП).

В Институте электросварки им. Е. О. Патона за последние 20–25 лет проведен большой комплекс научно-исследовательских, технологических и проектно-конструкторских работ, позволивших определить основные возможности и параметры процесса ИПСК, оценить качество выплавляемого металла и создать ряд плавильных агрегатов и технологий, в разное время успешно прошедших опытно-промышленную проверку.

Так, благодаря внедренным на ПО «Киевтрактородеталь» технологии индукционного переплава отработанных элементов литейной оснастки из титанового сплава ОТ4-2 и полупромышленной установки ОП-117 в свое время полностью решена проблема вовлечения в технологический металлооборот образующихся на предприятии титановых отходов. Выплавляемые из отходов слитки диаметром 200... 220 мм (рис. 4) в дальнейшем использовали для изготовления новых деталей литейной оснастки машин центробежного литья гильз.

Весьма эффективными оказались разработанные в Институте электросварки им. Е. О. Патона и внедренные на одном из предприятий редкоземельной подотрасли бывшего Советского Союза опытно-промышленная установка ИПСК ОП-151 и технология рафинирования отходов ванадийсодержащей лигатуры АВТУ, включающей 47... 53 % ванадия. Производимая алюмотермическим способом лигатура имеет ряд недостатков — высокая загрязненность металла неметаллическими включениями, их неравномерное распределение в объеме слитка и повышенное содержание кислорода, в результате чего до 35 % лигатуры отбраковывается (около 25 т в год).



Рис. 4. Промышленные слитки, выплавленные из отходов титанового сплава ОТ4-2



В процессе ИПСК отходов происходит полное удаление крупных неметаллических включений, заметно снижается содержание кислорода, а также примесей железа и меди. Применение бескислородного флюса CaF_2 оказывает положительное влияние на качество поверхности выплавляемых слитков и способствует более глубокому рафинированию металла (рис. 5).

Интенсивное перемешивание металлической ванны при ИПСК и ее развитая куполообразная открытая поверхность создают чрезвычайно благоприятные условия для рафинирования переплавляемого металла. Это обстоятельство использовали при разработке опытно-промышленной технологии рафинирования черновых редкоземельных металлов, прошедшей всесторонние лабораторные испытания и успешно опробованной в промышленных условиях. Основная задача, решенная с помощью этой технологии, — быстрая и глубокая отгонка из чернового РЗМ кальция для его соответствия марочному составу. Процесс отгонки кальция при ИПСК протекает в 4–6 раз быстрее, чем при традиционной технологии, основанной на электродуговой гарнисажной плавке.

Платина и сплавы на ее основе применяются для производства химической посуды, тиглей для варки оптического стекла и фильерных тиглей для получения стекловолокна. На предприятиях, производящих и эксплуатирующих изделия из платины, образуется довольно большое количество отходов в виде обрезки, стружки, лома и др. Разработанные в Институте электросварки им. Е. О. Патона плавильные установки и технологии переплава этих отходов в свое время прошли всестороннюю промышленную апробацию. С их помощью можно выплавлять более чистые слитки, чем при открытой индукционной плавке. После ИПСК содержание таких примесей, как железо и свинец, снижается соответственно от 0,01 до 0,006 и от 0,012 до 0,007 %. Плотность металла несколько выше, чем при открытой индукционной плавке. ИПСК отходов платины характеризуется сравнительно невысоким расходом электроэнергии — 2,5... 3,0 кВт·ч/кг.

Новым направлением в применении комбинированного индукционно-плазменного нагрева является выращивание монокристаллов тугоплавких металлов и сплавов.

Выплавка монокристаллов тугоплавких металлов (вольфрама или молибдена) технически очень трудная задача, решить которую стало возможным с появлением таких высококонцентрированных источников тепловой энергии, как электронно-лучевые пушки и дуговые плазмотроны [27, 28]. Плазменно-дуговой нагрев, применяемый при выращивании монокристаллов тугоплавких металлов, позволяет расплавить довольно большой объем металла, а также создать в плавильной камере газовую атмосферу заданного состава и давления, что выгодно отличает его от электронно-лучевого нагрева.

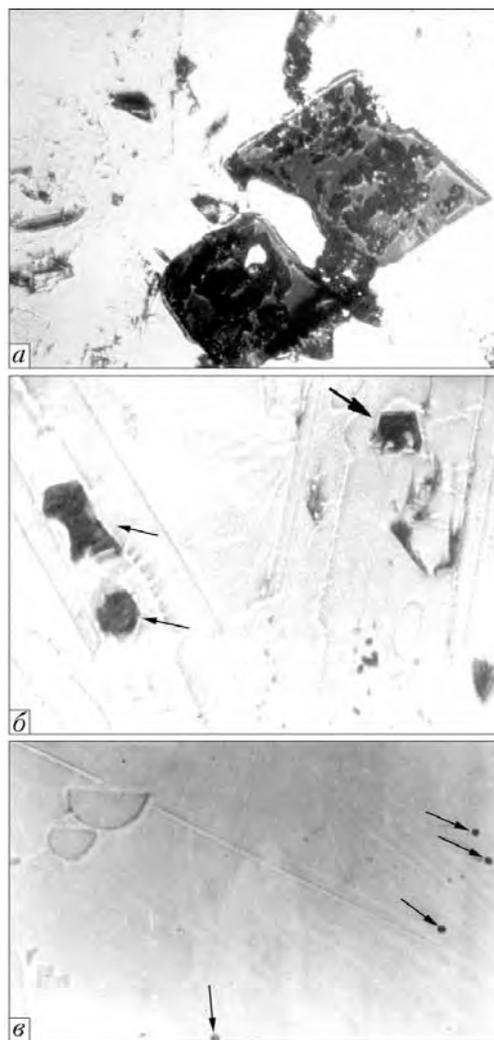


Рис. 5. Неметаллические включения в лигатуре АВТУ: а — исходный металл (отходы); б — после ИПСК в аргоне; в — то же, с добавкой флюса CaF_2

Для увеличения размеров монокристаллов тугоплавких металлов, в первую очередь их диаметра, требуется применение электронно-лучевых и плазменно-дуговых нагревателей большой единичной мощности, что приводит к ухудшению структуры монокристаллов.

Снизить температурный градиент и гомогенизировать температурное поле в монокристалле при его выплавке до уровня, при котором негативное влияние температурного фактора на структуру менее выражено, можно с помощью комбинированного нагрева двух источников тепла, например плазменно-дугового и индукционного.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона разработали способ плазменно-индукционного выращивания монокристаллов тугоплавких металлов, позволяющий получать монокристаллы плоской формы с высоким качеством монокристалльности (рис. 6). Сущность этого способа заключается в следующем. Затравку, имеющую заданную кристаллографическую ориентацию, закрепляют на водоохлаждаемом поддоне и с помощью механизма вытягивания размещают в индукторе. При помощи

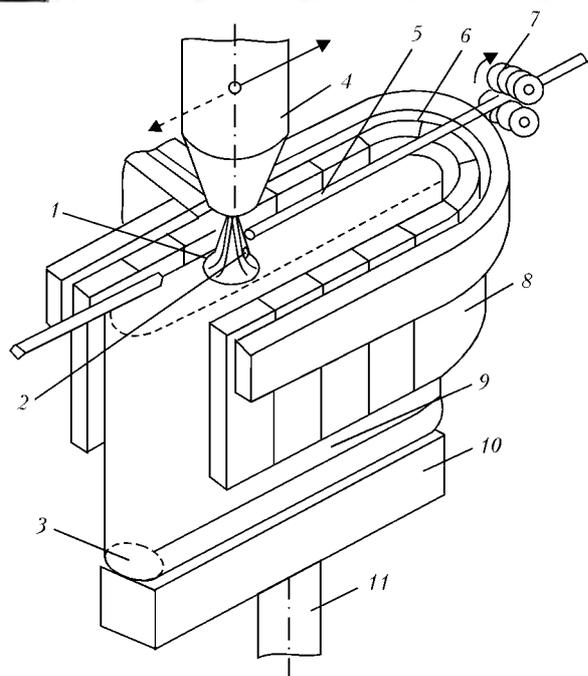


Рис. 6. Принципиальная схема плазменно-индукционного выращивания профилированных монокристаллов (Институт электросварки им. Е. О. Патона): 1 — локальная металлическая ванна; 2 — капля металла; 3 — затравка; 4 — плазмоторн; 5 — расходимый пруток; 6 — индуктор; 7 — механизм подачи прутков; 8 — секционная водоохлаждаемая стенка; 9 — монокристалл; 10 — поддон; 11 — шток механизма вытягивания монокристалла

плазмоторна на затравке наводят локальную металлическую ванну. В столб плазменной дуги, горящей между плазмоторном и затравкой, вводят сбоку по стороне длинной грани расходимый пруток. Под

воздействием плазменной дуги происходит оплавление конца прутка, и жидкий металл в виде капель переходит в металлическую ванну. При этом плазмоторн перемещают вдоль выплавляемой грани в сторону прутка, чем обеспечивают подпитку ванны при ее перемещении. Достигнув края грани, плазмоторн начинает возвратное движение, в начале которого со стороны, противоположной движению плазмоторна, подводят другой пруток. Возвратное перемещение плазмоторна приводит к наплавлению другого слоя и, таким образом, происходит послойное формирование монокристалла.

Этот процесс протекает довольно стабильно при небольших размерах наплавленной грани (примерно до 100 мм). Удлинение наплавленной грани вызывает необходимость увеличения длины индуктирующего витка. Поэтому для сохранения удельной мощности, приходящейся на единицу длины индуктирующего витка, требуется повышать мощность, подводимую к индуктору, что вызывает повышение напряжения на индукторе и в свою очередь способствует возникновению электрических пробоев между монокристаллом и индуктором.

Указанные нарушения электрического режима негативно отражаются на тепловой ситуации в области металлической ванны, приводящей к ухудшению качества структуры монокристалла и образованию паразитных субзерен.

Устранить электрические пробои и стабилизировать тепловую ситуацию в зоне металлической ванны удалось благодаря размещению секционированной охлаждаемой стенки типа секционного кристаллизатора между индуктором и монокристаллом [29].

Секции этой стенки электрически изолированы друг от друга по смежным плоскостям при помощи диэлектрических прокладок. Кроме того, стенка электрически нейтральна по отношению к индуктору, а между стенкой и монокристаллом во время плавки образуется газовый зазор в несколько миллиметров.

Поэтому секционированная водоохлаждаемая стенка, установленная между монокристаллом и индуктором, «снизила» напряженность электромагнитного поля в зоне плазменной дуги, поскольку создаваемое индуктором поле было разделено при помощи секций на ряд полей в соответствии с количеством секций. Установка водоохлаждаемой стенки типа секционного кристаллизатора позволила устранить условия, способствующие возникновению электрических пробоев в зоне плазменной дуги, что положительно отразилось на качестве выплавляемых монокристаллов.

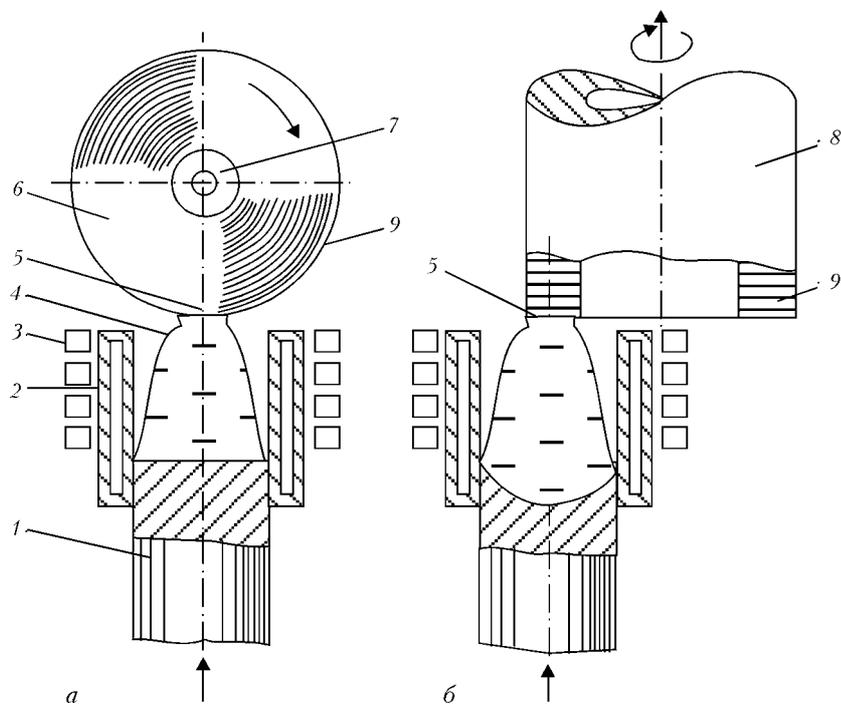


Рис. 7. Схемы получения металлических заготовок типа диска (а) и трубы (б) на базе индукционной плавки в секционном кристаллизаторе: 1 — расходимая заготовка; 2 — секционный кристаллизатор; 3 — индуктор; 4 — металлическая ванна; 5 — контактная зона заготовки с металлической ванной; 6 — намораживаемая заготовка (диск); 7 — затравка; 8 — намораживаемая заготовка (труба); 9 — шток намораженного металла



Рис. 8. Внешний вид заготовки диаметром 180 мм (типа диска), полученной послойным намораживанием

Одной из разновидностей индукционной плавки является так называемая плавка на пьедестале, суть которой заключается в следующем. Снизу в индуктор подается металлическая расходуемая заготовка. Под воздействием высокочастотного электромагнитного поля, создаваемого индуктором, происходит оплавление верхнего торца заготовки с образованием металлической ванны, удерживаемой на торце заготовки силами поверхностного натяжения. Высота расплавленного слоя на верхнем торце заготовки (пьедестале) ограничивается несколькими миллиметрами. Приготовленный таким образом расплав может быть использован для получения различных металлических заготовок. Наиболее широко он применяется для выращивания монокристаллов различных металлов и полупроводников.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины разработаны основные принципы получения металлических заготовок на базе индукционной плавки в секционном кристаллизаторе, в котором плавка на пьедестале совмещена с послойным намораживанием приготовленного расплава на вращающуюся затравку. Такой процесс позволяет производить металлические заготовки в виде тел вращения, например диска (рис. 7, а, 8) или трубы (рис. 7, б).

Основным достоинством предложенного способа является отсутствие контакта металлического расплава с огнеупорами и интенсивное его перемешивание, что исключает загрязнение металла неметаллическими включениями и газовыми примесями, способствует выравниванию температуры и равномерному распределению легирующих элементов в объеме металлической ванны.

Толщина намораживаемых слоев зависит от многих факторов (теплофизических свойств металла, подводимой к индуктору мощности, линейной скорости перемещения контактной дорожки затравки относительно расплава и т. д.). При установившемся режиме намораживания она обычно составляет 0,5... 1,0 мм. Размер кристаллов в заготовке, как правило, находится в пределах толщины намораживаемых слоев.

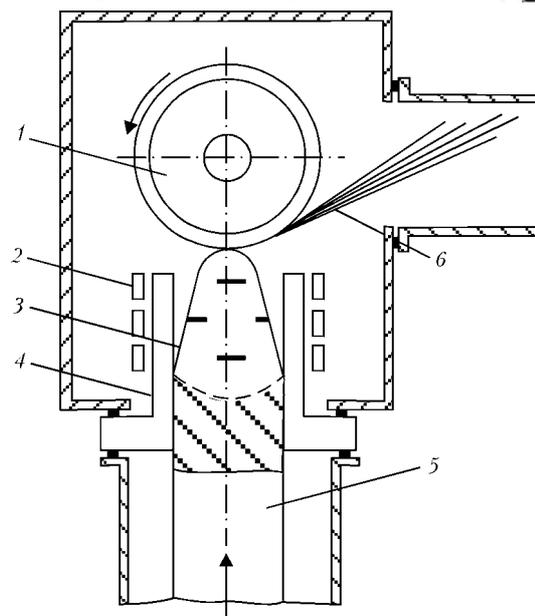


Рис. 9. Принципиальная схема процесса получения быстрозакаленных чешуйчатых материалов (Институт электросварки им. Е. О. Патона): 1 — диск-кристаллизатор; 2 — индуктор; 3 — металлическая ванна; 4 — секционный кристаллизатор; 5 — расходуемая заготовка; 6 — быстрозакаленные чешуйки

Использование данного процесса может быть весьма эффективным при производстве заготовок и полуфабрикатов из интерметаллидов или сплавов, имеющих широкий интервал кристаллизации, поскольку при намораживании металла слоями ограниченной толщины ликвационные процессы, связанные с особенностями кристаллизации этих сплавов, не получают развития.

В последние годы возрос интерес к проблеме получения и использования в промышленных масштабах металлических материалов, производимых способами сверхбыстрой закалки из расплава. Эти материалы ввиду специфического кристаллического строения значительно превосходят по своим свойствам (механическим, электрофизическим, магнитным и др.) обычный литой или деформированный металл.

Кроме того, благодаря сверхбыстрой закалке металлов и сплавов из жидкого состояния можно фиксировать в твердом продукте состав, соответствующий расплавленному состоянию, и, таким образом, получать сплавы из компонентов, образующих растворы только в жидком состоянии. При этом в металлическом продукте происходит формирование специфической структуры — от аморфной до мелкозернистой с ультрамелкими размерами зерен (в зависимости от скорости кристаллизации металла).

Для получения металлического продукта с аморфной структурой необходимо обеспечить весьма высокую скорость кристаллизации, недостижимую при обычных способах разлива металла ($1 \cdot 10^5$ К/с и выше). При этом процесс охлаждения должен обеспечивать на границе раздела расплава и охлаждающего тела высокую теплоотдачу. Поскольку скорость передачи тепла от расплава к газу или жидкости обычно меньше скорости теплопередачи на



Таблица 1. Химический состав диспергированных металлов и сплавов

Марка сплава	Массовая доля элементов, %					
	Fe	Al	Ni	Cr	Ti	Mn
Алюминиевый сплав Д16	0,3	Основа	–	–	–	–
Жаропрочный сплав ЭП648	Mo = 2,4	1,06	Основа	31,6	W = 4,4	0,3
Сплав с памятью формы системы Ni-Ti	–	–	50,1	–	49,12	–
Технический титан ВТ1-0	0,2	–	–	–	Основа	–
Магнитный сплав системы Nd-Fe-B	65,1	–	Nd = 33,8	B = 0,9	–	–

границе с твердыми телами, то во всех способах быстрой закалки из расплава в качестве холодильника применяют металлические поверхности, дополнительно охлаждаемые хладагентами [24].

Существует множество различных способов реализации этого принципа, отличающихся либо взаимным расположением теплоприемника (кристаллизатора) и металлического расплава, либо способом формирования металлопродукта из расплава. Наиболее распространены спиннингование, прокатка между двумя охлаждаемыми валками и экстракция (диспергирование) расплава.

Серьезным недостатком указанных способов является использование тигля из огнеупорного материала, в котором производится расплавление металла, что приводит к загрязнению расплава продуктами взаимодействия последнего с огнеупорами и отрицательно сказывается на качестве получаемого металлопродукта. Кроме того, в огнеупорных тиглях не представляется возможным плавить высокорекреакционные металлы или сплавы, содержащие эти металлы, а также металлы с высокой температурой плавления. Активному взаимодействию расплава с огнеупорами тигля способствует и интенсивная циркуляция расплава в электромагнитном поле, создаваемом индуктором.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины разработан процесс диспергирования расплава, в котором огнеупорный тигель заменен секционным охлаждаемым кристаллизатором, т. е. для приготовления расплава используют процесс ИПСК.

Совмещение ИПСК и сверхбыстрой кристаллизации металла (рис. 9) позволяет исключить контакт металлического расплава с огнеупорами и тем самым решить вопрос получения быстрозакаленных металлических материалов из высокорекреакционных металлов, например титана, редкоземельных металлов, а также сплавов, содержащих эти металлы в качестве легирующих элементов.

Особенностью данного процесса является применение расходуемой металлической заготовки заданного химического состава для получения расплава и его последующего диспергирования.

Заготовку вводят снизу в секционный кристаллизатор, в котором расплавляют ее части на уровне индуктора. Образующаяся металлическая ванна

опирается на нерасплавившуюся нижнюю часть заготовки. В зоне индуктора металлический расплав под действием электромагнитного поля отжимается от стенки секционного кристаллизатора и принимает куполообразную форму.

Путем подбора электрической мощности, подвешиваемой к индуктору, выпуклый мениск расплава можно приподнять над верхним срезом кристаллизатора и стабильно удерживать в этом положении. Вращающийся диск-кристаллизатор опускают до его касания поверхности мениска расплава и осуществляют диспергирование жидкого расплава. Намороженный на рабочей дорожке диска тонкий слой металла под действием центробежных сил отрывается от дорожки диска и в виде ленты или чешуек (в зависимости от формы рабочей дорожки и диска) попадает в специальный накопитель в плавильной камере установки.

Плавку и диспергирование металла производят в инертном газе, что обеспечивает более высокую скорость кристаллизации металла, чем в вакууме. Кроме того, в вакууме затрудняется отделение намороженного металла от рабочей дорожки диска и создаются условия для неконтролируемого налипания металла на рабочей дорожке.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона создан опытный образец модуля для диспергирования с охлаждаемым диском-кристаллизатором диаметром 170 мм, который можно размещать в плавильной камере установки для индукционной плавки в секционном кристаллизаторе (рис. 10). Скорость вращения диска можно регулировать от 1000 до 4000 об/мин. Линейная скорость кристаллизации на рабочей дорожке может достигать 40 м/с. Созданный модуль опробован в составе установки ИПСК (диаметр кристаллизатора 68 мм) при диспергировании различных металлов и сплавов. Химический состав сплавов, диспергированных при помощи этого модуля, приведен в табл. 1.

Экспериментальная проверка и отработка режимов диспергирования металлических расплавов показали, что разработанный процесс позволяет получать пластинки чешуйчатой формы (ПЧФ) толщиной 15... 50 мкм. Скорость кристаллизации достигает $1 \cdot 10^6 \dots 1 \cdot 10^7$ град/с.

Столь высокие скорости кристаллизации металла приводят к формированию уникальной структу-



Таблица 2. Показатели коэрцитивной силы магнитного сплава системы Nd-Fe-B

Способ получения магнитного материала	Коэрцитивная сила, кЭ	
	Без термообработки	После термообработки
Выплавка исходного сплава в индукционной печи с последующей разливкой в щелевые изложницы	5,0	5,7
Экстракция расплава из секционного кристаллизатора	9,8	14,0

ры, обуславливающей значительное улучшение многих физико-механических характеристик. Так, например, коэрцитивная сила магнитного сплава системы Nd-Fe-B возросла более чем в два раза, по сравнению со сплавом, получаемым традиционными способами (табл. 2).

Металлографические исследования позволили установить, что ПЧФ имеют структуру, близкую к рентгеноаморфной. Загрязнения металла посторонними примесями в процессе плавки и диспергирования не обнаружены.

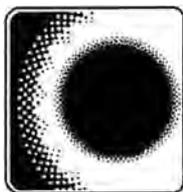
Быстрозакаленный чешуйчатый материал достаточно технологичен, его можно измельчать в мельницах и в дальнейшем прессовать и спекать в изделия заданной формы.

Таким образом, обобщение и анализ полученных результатов свидетельствует о том, что ИПСК наряду с известными переплавными процессами специальной электрометаллургии характеризуется рядом положительных технологических особенностей, реализация которых в промышленных условиях позволяет создавать новые прогрессивные технологии получения и рафинирования металлопродукции и утилизации отходов, а также процессы получения новых металлических материалов.

1. Глуханов Н. П. Физические основы высокочастотного нагрева. Вып. 1. — Л.: Машиностроение, 1979. — 60 с.
2. Установки индукционного нагрева: Учебное пособие для вузов / А. Е. Слухоцкий, В. С. Немков, Н. А. Павлов, А. В. Бамунер. — Л.: Энергоиздат, 1981. — 328 с.
3. Шаповалов А. Н., Бодажков В. А. Проектирование и эксплуатация высокочастотных установок. — Л.: Машиностроение, 1974. — 263 с.
4. Вологдин В. В. Пайка и наплавка при индукционном нагреве. — М.; Л.: Машиностроение, 1965. — 112 с.
5. Фарбман С. А., Колобнев И. Ф. Индукционные печи для плавки металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1968. — 496 с.
6. Иванов В. Н. Высокочастотная сварка — ресурсосберегающая технология современного производства // Автомат. сварка. — 1983. — № 9. — С. 40-48.
7. Рыскин С. Е., Смирнов В. М., Благовецкий Г. В. Оборудование для индукционной термообработки. — М.; Л.: Машиностроение, 1966. — 158 с.

8. Большая советская энциклопедия. 3-е изд. — М.: Советская энциклопедия. — 1973. — Т. 14. — 1982 с.
9. Глуханов Н. П., Богданов В. Н. Сварка металлов при высокочастотном нагреве. — М.; Л.: Машгиз, 1962. — 190 с.
10. Головнева М. А., Атрошенко А. П. Оборудование и технология горячей штамповки // Учебник для машиностроительных техникумов. — М.; Л.: Машгиз, 1962. — 368 с.
11. Безручко И. В. Индукционный нагрев для объемной штамповки. — Л.: Машиностроение, 1987. — 127 с.
12. Башенко В. В., Донской А. В., Соломахин И. М. Электроплавильные печи цветной металлургии. — М.: Металлургия, 1971. — 320 с.
13. Цыганов В. А. Плавка цветных металлов в индукционных печах. — М.: Металлургия, 1974. — 248 с.
14. Простяков А. А. Индукционные печи и миксеры для плавки чугуна. — М.: Энергия, 1977. — 216 с.
15. Губченко А. П. Плавка и кристаллизация расплава в электромагнитном поле на опоре // Магнитная гидродинамика. — 1986. — № 1. — С. 132-133.
16. Артышевский П. П., Кравецкий Д. Я., Затуловский Л. М. Исследование процесса выращивания профилированных кристаллов кремния с пьедестала // Изв. АН СССР. Сер. физическая. — 1971. — № 3. — С. 469-472.
17. Ливанов В. А., Габидуллин Р. М., Шитлов В. С. Непрерывное литье алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1977. — 168 с.
18. Лакомский В. И. Методика изучения растворимости водорода в жидких металлах в широком температурном интервале // Газы в литом металле. — М.: Наука, 1964. — С. 254-259.
19. Азот в жидких высокорекреакционных металлах и сплавах / Г. М. Григоренко, Ю. М. Помарин, В. Ю. Орловский, В. В. Лакомский. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2003. — 153 с.
20. Фогель А. А. Индукционный метод удержания металлов во взвешенном состоянии / Под ред. А. Н. Шамова. — Л.: Машиностроение, 1979. — 104 с.
21. Ратников Д. Г. Бестигельная зонная плавка. — М.: Металлургия, 1976. — 224 с.
22. Быдлин В. М., Добровольская В. И., Ратников В. Г. Индукционный нагрев при производстве особо чистых материалов / Под ред. А. Н. Шамова. — Л.: Машиностроение, 1980. — 65 с.
23. Фокин Н. И., Тур Л. Л., Вертман А. А. Использование индукционных плавильных устройств с холодными тиглями и электромагнитным обжатием расплава для высокотемпературных физико-химических исследований // Электротермия. — 1971. — Вып. 10. — С. 20-22.
24. Тур Л. Л., Фокин Р. И. Современные методы индукционной плавки. Библиотека электротермиста. — Вып. 59. — М.: Энергия, 1975. — 110 с.
25. Петров Ю. В., Ратников Л. Г. Холодные тигли. — М.: Металлургия, 1972. — 112 с.
26. Тур Л. Л., Губченко А. П. Индукционные плавильные печи для процессов повышенной точности и чистоты. — М.: Энергоиздат, 1988. — 120 с.
27. Савицкий В. М., Бурханов Г. С., Бондаренко К. П. Развитие плазменных методов выращивания монокристаллов тугоплавких металлов и сплавов // Монокристаллы тугоплавких и редких металлов, сплавов и соединений. — М.: Наука, 1976. — С. 6-10.
28. Бауэр В. Х., Филд В. Г. Метод Вернейля // Теория и практика выращивания кристаллов. — М.: Металлургия, 1968. — С. 471-485.
29. Применение холодной секционированной стенки при плазменно-индукционном нагреве / Ю. В. Латаш, В. А. Шаповалов, И. В. Шейко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1993. — № 1. — С. 92-94.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 07.10.2008



УДК 669.187.2

К ВОПРОСУ О ЛЕГИРОВАНИИ ТЕПЛОУСТОЙЧИВОЙ СТАЛИ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ КОМПОНЕНТОВ ЭНЕРГОБЛОКОВ ТЕПЛОВЫХ ЭЛЕКТРОСТАНЦИЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

В. Ю. Скульский

Проанализированы особенности влияния хрома на характер высокотемпературного $\delta \rightarrow \gamma$ -превращения и фазовый состав хромистых сталей. Установлено, что в системах C-Fe-Cr увеличение концентрации хрома свыше 10 % способствует резкому возрастанию стабильности δ -феррита. С повышением содержания хрома также усиливается влияние углерода на стабильность δ -феррита, а следовательно, возрастает чувствительность фазового состава хромистых сталей и металла швов к изменению содержания углерода. На основании ориентировочного расчета показано, что при комплексном легировании однофазная мартенситная структура хромистых сталей (с системой легирования типа C-Cr-Mo(Mo + W), V, Nb) обеспечивается при содержании хрома 8,15...9,75 %.

Specifics of chromium effect on nature of high-temperature $\delta \rightarrow \gamma$ -transformation and phase composition of chromium steels was analyzed. It was found that increase in chromium concentration above 10 % in C-Fe-Cr systems contributes to an abrupt increase in stability of δ -ferrite. With increase in chromium content the effect of carbon on stability of δ -ferrite is also increased, and, consequently, the sensitivity of phase composition of chromium steels and weld metal to change in carbon content is increased. It is shown on the basis of approximate calculation that using integral alloying the single-phase martensite structure of chromium steels (with system of alloying of C-Cr-Mo(Mo + W), V, Nb type) is provided at 8.15...9.75% chromium content.

Ключевые слова: хромистые стали; мартенсит; δ -феррит; легирование; однофазная структура

Одной из важных задач теплоэнергетической отрасли является создание энергоблоков тепловых электростанций с повышенным КПД в результате использования пара со сверхкритическими параметрами (по отношению к допустимым в обычных котельных агрегатах). Длительный период сдерживающим фактором было отсутствие стали, характеризующейся достаточным для новых условий эксплуатации пределом длительной прочности, технологичностью в производстве труб и удовлетворительной свариваемостью. Наиболее распространенные стали, используемые для изготовления высокотемпературных компонентов, например 12X1MФ, 15X1M1Ф в бывшем СССР, близкие по легированию за рубежом, а также стали с 2,25 и 12 % Cr — 0,1C2,25Cr1Mo и X20CrMoV121 (типа 20X12MФ), не отличались требуемыми жаропрочными свойствами.

Предельными для их нормальной работы являются значения температуры примерно до 550...560 °С и давления приблизительно до 25 МПа [1]. Вместе с тем при определенном легировании стали с α -решеткой могут эксплуатироваться при температурах примерно до 600 °С. Использование более высоких температур вызывает снижение предела длительной прочности у многих теплоустойчивых сталей, в том числе и сложнолегированных [2]. Поэтому при значениях температуры около 600...650 °С применяются аустенитные стали [2, 3].

Однако, по сравнению со сталями с ферритной решеткой, аустенитные отличаются большим коэффициентом теплового расширения и пониженной теплопроводностью, что усложняет их использование в высокотемпературных компонентах (из-за замедления теплосмен, возникновения высоких реактивных напряжений и повреждений при рабочих температурах) [3]. К недостатку аустенитных сталей относятся также склонность к образованию го-

© В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, 2009

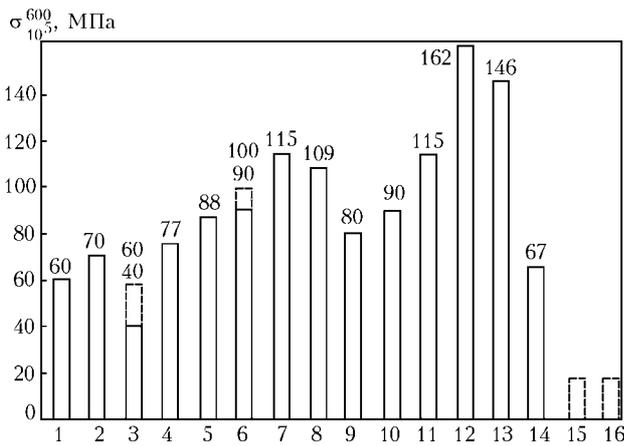


Рис. 1. Пределы длительной прочности (при 600 °С за 10⁵ ч) сталей с различной системой легирования: 1 – 12Х1МФ; 2 – 15Х1М1Ф; 3 – 2,25Сг–1Мо; 4 – 15Х2ФБС–Л; 5 – 12Х8ВМ1БФР (ЭИ505); 6 – 0,1С–9Сг–МоVNb (P91); 7 – 0,1С–9Сг–МоWVNb (E911); 8 – 0,12С–11Сг–WМоVNb (НСМ12А); 9 – 18Х11МФБН (ЭП291); 10 – 15Х12ВНМФ (ЭИ802); 11 – 14Х12В2МФ (ЭИ756); 12 – 15Х12ВМ1БФР (ЭИ752); 13 – 18Х12ВМБФР (ЭИ993); 14 – 0,2С–12Сг–МоNiV (X20); 15 – 12Х13; 16 – 20Х13; штриховой линией обозначен предел возможного значения σ_{10}^{600} ; 15, 16 – показаны условно

рячих трещин и непригодность их сварных соединений к магнитному контролю [4, 5]. Таким образом, следовало определить систему легирования стали с α -решеткой, способную работать при значениях температуры между предельным (около 550... 560) и примерно 600 °С.

Высокие показатели длительной прочности могут быть достигнуты при комплексном легировании посредством упрочнения твердого раствора элементами, повышающими температуру рекристаллизации (хром, молибден), образования высокой плотности дислокаций и их «закрепления» дисперсными фазами (карбидами ванадия, ниобия и интерметаллидами) при термической обработке (отпуске) [6, 7]. Большая плотность дислокаций возникает в результате фазового наклепа при мартенситном превращении [8].

Для получения мартенситной структуры сталь должна иметь не менее 7 % Сг [7]. Поэтому выбор состава осуществляли в направлении усложнения легирования сталей типа 12Х13, 20Х13 [7]. Особенностью таких сталей было образование в мартенсите структурно свободного феррита, в основном δ -феррита, на участках которого в низкотемпературной области дополнительно может образовываться α -феррит [7, 9].

Из-за неоднородного строения хромистые стали имели пониженный уровень технологических свойств (низкие пластичность и вязкость, склонность к образованию трещин), что усложняло изготовление труб и их сварку [7, 9–12]. В результате они не получили широкого распространения.

В 1970-х гг. использовали также мартенситные стали с несколько меньшим количеством хрома (7... 9 %) [7], не имевшие, однако, распространения, поскольку основное внимание уделяли более коррозионно-стойким сталям (с 11... 13 % Сг). В то же

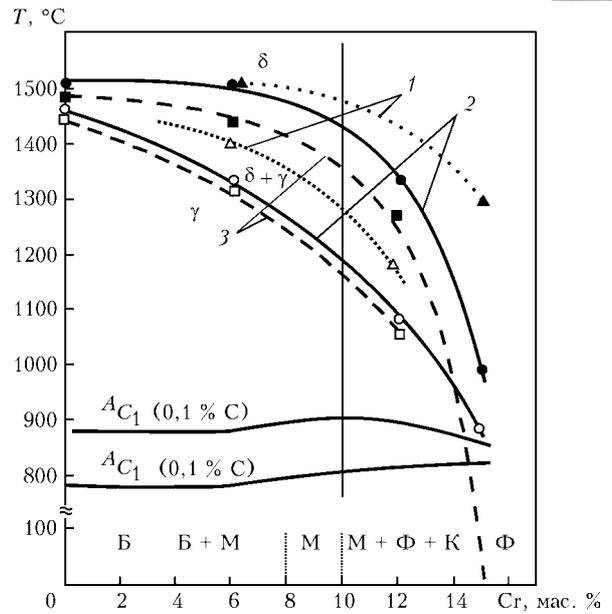


Рис. 2. Влияние хрома в сталях системы С–Fe–Сг на значения температуры начала (темные значки) и окончания (светлые значки) превращения $\delta \rightarrow \gamma$ при следующей массовой доле углерода, %: 1 – 0,12; 2 – 0,10; 3 – 0,08

время такие стали представляли интерес как более технологичные при обработке и сварке, чем стали с 12 % Сг [7].

Цель настоящей работы заключалась в анализе особенностей влияния хрома на фазовый состав теплоустойчивых сталей и оценке его оптимального количества, при котором обеспечивается сочетание высокого уровня длительной прочности и однофазной мартенситной структуры.

Для создания высокотемпературных компонентов требовалась сталь с длительной прочностью при 600 °С за 10⁵ ч (σ_{10}^{600}) не ниже примерно 90 МПа [13]. Как видно из рис. 1, довольно высокий уровень длительной прочности имеют комплексно-легированные стали с повышенным содержанием хрома. Однако высокохромистые стали типа ЭИ756, ЭИ752, ЭИ993 с весьма высокими значениями σ_{10}^{600} следует отнести к недостаточно технологичным при деформировании и сварке из-за образования в их структуре ферритной фазы.

Первостепенное влияние на фазовый состав хромистых сталей и их сварных соединений оказывает процесс кристаллизации, протекающий с образованием δ -феррита как первичной фазы. В сталях перлитного класса после завершения кристаллизации при температурах ниже 1390 °С δ -феррит полностью превращается в аустенит, и при комнатной температуре он не существует. В легированных сталях хром повышает стабильность δ -феррита, расширяя температурную область его существования и сдерживая его превращение в аустенит [7, 12]. В связи с этим в хромистых сталях δ -феррит может сохраняться до комнатной температуры.

На рис. 2 показан характер изменения высокотемпературных границ существования δ -феррита, переходной области $\delta + \gamma$ и образования аустенита γ ,

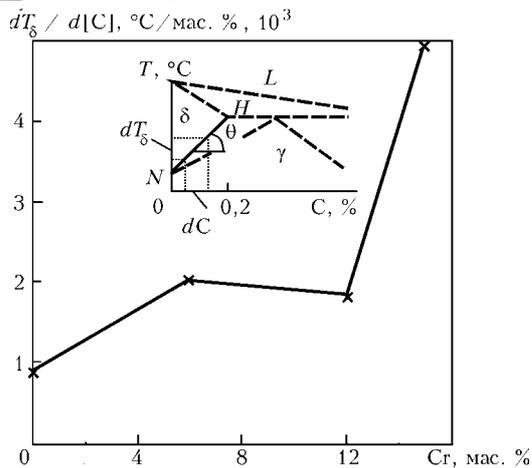


Рис. 3. Изменение интенсивности влияния углерода на температуру начала превращения δ -феррита в аустенит в системах с различным содержанием хрома

установленный на основании анализа диаграмм состояния хромистых сплавов С–Fe 0...15 % Cr [7, 12]. Рассмотрены системы, содержащие 0,08, 0,10 и 0,12 % углерода. В нижней части обозначены результирующие структуры при комнатной температуре (Б – бейнит, М – мартенсит, Ф – феррит, К – карбиды). Из диаграмм состояния, структурных диаграмм и анализа структур в сталях с различным легированием [7, 12–15] следует, что чем ниже температура существования δ -феррита, тем он стабильнее и большее количество этой фазы сохраняется до комнатной температуры, особенно в металле сварных швов (из-за их большей химической неоднородности, чем у основного металла). При введении более 6...8 % хрома усиливается сдерживание превращения δ -феррита в аустенит (рис. 2). Это прослеживается по ходу температурных границ области $\delta+\gamma$, особенно по отклонению верхней температурной границы $\delta/\delta+\gamma$ в сторону более низких значений температуры. При содержании хрома более 10 % (правее вертикальной разграничительной линии) верхняя температурная граница, указывающая на начало превращения δ -феррита, резко идет в область низких температур, что свидетельствует о значительном возрастании стабильности этой фазы.

Сильное влияние на стабильность δ -феррита и на фазовый состав хромистых сплавов оказывает углерод (рис. 2). Уменьшение его количества способствует заметному снижению температуры начала $\delta \rightarrow \gamma$ -превращения. Особенно сильно возрастает стабильность δ -феррита при уменьшении массовой доли углерода до 0,08 % и увеличении хрома более 10 % (при содержании около 14 % Cr сталь становится полностью ферритной).

Изменение температуры dT_δ начала $\delta \rightarrow \gamma$ -превращения, отнесенное к соответствующему изменению концентрации углерода dC , может служить количественной оценкой интенсивности, с которой углерод влияет на стабильность δ -феррита (рис. 3). В хромистых системах С–Fe (0...15) Cr [7, 12] изменение температуры превращения $\delta \rightarrow \gamma$ при варь-

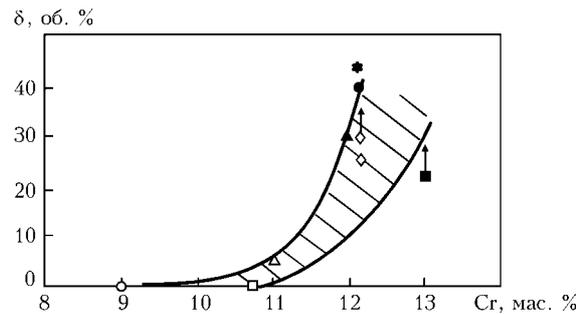


Рис. 4. Влияние хрома на содержание δ -феррита в стали (* – сталь 15Х12ВМФБТ; ○ – сталь Р91; Δ – сталь HSM12; ▲ – сталь HSM12А; ● – сталь ЭИ756) и металле швов (□ – 0,08С–10,7Сr; ■ – 0,08С–13Сr; ◆ – 0,08С–12Сr)

ировании содержания углерода от 0 до 0,2 % имеет характер, близкий к линейному (на диаграммах состояния отражается линией NH , показанной на схеме высокотемпературной части диаграммы на рис. 3). Тогда показатель dT_δ/dC представляет собой тангенс $\text{tg}\theta$ угла наклона граничной линии NH к оси концентраций углерода. Представленная графическая зависимость иллюстрирует степень возрастания стабильности δ -феррита при снижении концентрации углерода в зависимости от содержания хрома. При увеличении содержания хрома до 12 % степень влияния углерода на стабильность δ -феррита возрастает почти в 2 раза, по сравнению с его влиянием в исходном составе без хрома. В случае большого содержания хрома влияние углерода на стабильность δ -феррита резко усиливается, и в сплаве с 15 % Cr возрастает в 5,4 раза, по сравнению с металлом исходного состава. Отсюда следует, что при повышенных концентрациях хрома в сталях, особенно в металле сварных швов, малые колебания в содержании углерода могут вызывать существенные изменения в фазовом составе при кристаллизации. В процессе сварки хромистых сталей необходимо устранять выгорание углерода и поддерживать его в металле швов на уровне, достаточном для предотвращения резкого возрастания стабильности δ -феррита. Более благоприятными с точки зрения меньшей чувствительности к колебаниям углерода являются составы сталей с умеренным содержанием хрома, т. е. менее 12 %.

Полученные результаты согласуются с характером изменения фазового состава хромистых сталей и металла швов с различным содержанием хрома (рис. 4). Образование и резкое возрастание количества δ -феррита происходит при содержании хрома примерно свыше 10 %. Представленная зависимость получена с использованием данных исследования сталей Р91 (X10CrMoVNb91 типа 10X9МФБ), HSM12A (0,1С–11Cr–2W0,4Mo–NiVNb), HSM12 (0,1С–12Cr–1Mo1W–VNb), ЭИ756 (14X12В2МФ), 15Х12ВМФБТ и металла сварных швов на основе композиций типа 08С–(10...13)Сr [7, 16–18].

Из анализа характера фазовых изменений в системах типа С–Fe–Cr (рис. 2) следует, что критической концентрацией хрома, превышение которой ведет к резкому возрастанию стабильности δ -фер-



рита, является примерно 10 %. При большем содержании хрома возрастает вероятность появления δ -феррита в мартенсите при комнатной температуре. Это относится также и к сложнолегированным сталям, однако на их результирующую структуру, кроме хрома, оказывают влияние другие легирующие элементы, входящие в их состав. Поэтому условие исключения образования δ -феррита в мартенситном металле можно выразить как $C_{req} \leq 10\%$, где C_{req} — эквивалент суммарного ферритизирующего действия хрома и других элементов. Тогда для соблюдения предполагаемого условия отсутствия δ -феррита содержание хрома в комплексно-легированной стали должно быть скорректировано с учетом влияния других элементов на стабилизацию δ -феррита.

Для расчета эквивалента хрома можно использовать следующую зависимость [19]:

$$C_{req} = Cr + 6Si + 8Ti + 4Mo + 12Al + 5Nb + 1,5W + 11V - 2Mn - 4Ni - 2Co - 6Cu - 40C - 30N.$$

Данное выражение имеет вид $C_{req} = Cr + E_{req}$, в котором массовая доля хрома суммируется с эквивалентным хромом (по ферритизирующему эффекту) количеством других элементов E_{req} в составе стали. При предельном значении $C_{req} = 10\%$, превышение которого вызывает образование δ -феррита в структуре хромистых композиций, допустимое содержание хрома будет определяться как $Cr \approx 10\% - E_{req}$.

С использованием данного подхода определили количество хрома в составе сложнолегированных сталей, при котором обеспечивается их однофазная мартенситная структура. Для расчета E_{req} установили приблизительное содержание легирующих и примесных элементов в хромистых сталях. Выбор допустимого количества таких элементов, как углерод, молибден, вольфрам, ванадий, ниобий, азот, никель, кремний, марганец, был основан на анализе их влияния на фазовый состав, показатели механических свойств, свариваемость.

Существует ряд особенностей в легировании и влиянии легирующих элементов на свойства хромистых сталей. Так, для улучшения свариваемости (повышения стойкости сварных соединений против образования холодных трещин) в современных комплекснолегированных сталях содержание углерода поддерживается в среднем на уровне приблизительно 0,1 %. Введение в состав высокохромистых композиций карбидообразующих элементов (молибдена, вольфрама, ванадия, ниобия), а также кремния сверх определенных концентраций способствует появлению в мартенситной структуре δ -феррита, что проявляется в снижении твердости, вязкости, длительной прочности. Такие элементы, как марганец, никель, азот, сдерживают образование феррита, однако существуют определенные пределы, выше которых эти элементы вызывают ухудшение свойств. Так, например, легирование никелем более 1 % вызывает снижение длительной прочности, при содержании марганца сверх 0,8...1,0 % развивается

склонность к хрупкому разрушению при температуре выше 400 °С [6, 19]; превышение содержания азота более 0,06... 0,10 %, кроме упрочнения твердого раствора, ведет к порообразованию [7, 20, 21]. Марганец и кремний сильно упрочняют α -твердый раствор, что приводит к снижению пластичности и вязкости [13, 22–24].

На основании изучения закономерностей влияния легирования на свойства сложнолегированных теплоустойчивых, высокопрочных сталей и металла швов их сварных соединений [7, 13, 21–28 и др.] определены допустимые количества легирующих и примесных элементов в хромистых сталях с комплексной системой легирования типа 01C–Cr–Mo–V–Nb–Ni–N, а также системы с вольфрамом — 01C–Cr–(Mo+W)–V–Nb–Ni–N. Следует отметить, что количество вводимых в состав стали элементов должно уточняться в зависимости от уровня легирования хромом и общей системы легирования.

В данном случае оценка массовой доли хрома с учетом приблизительных концентраций присутствующих в составе сталей элементов, при которых обеспечивается условие отсутствия δ -феррита, является ориентировочной. Так, расчет показал, что однофазная мартенситная структура хромистых сталей с указанными выше системами легирования обеспечивается при содержании хрома примерно 8,15...9,75 %. Такому легированию соответствуют комплексно-легированные стали с приблизительно 9 % хрома.

Благодаря низкому содержанию углерода и отсутствию δ -феррита в структуре мартенситные стали с 9 % Cr—Ди-82 (10X9MФБ), P91 (X10CrMoVNb91), E911 (X11CrMoWVNb911) характеризуются лучшими технологическими свойствами (деформируемостью при производстве труб, свариваемостью), чем стали с 12...13 % Cr. Высокий уровень длительной прочности (рис. 1) в сочетании с удовлетворительной коррозионной стойкостью обусловили применение 9%-х хромистых сталей при строительстве новых энергоблоков тепловых электростанций с котлоагрегатами, работающими с использованием пара с суперсверхкритическими параметрами на основе принципа сжигания топлива (угля) с циркулирующим кипящим слоем. Особенности таких энергоблоков является эффективное использование топлива, низкая эмиссия вредных веществ (CO_2 , SO_2 , NO_x) и возможность повышения КПД примерно до 43 %.

Выводы

1. Установлено, что исключение образования δ -феррита в хромистых сталях и, как следствие, их удовлетворительные технологические и служебные свойства обеспечиваются при условии $C_{req} \leq 10\%$.

2. Показано, что при комплексном легировании Mo/(Mo+W), V, Nb (в приемлемом для теплоустойчивых сталей количестве) однофазная мартенситная структура обеспечивается при ориентировочном содержании хрома в пределах 8,15...9,75 %.



Этому условию соответствует легирование мартенситных теплоустойчивых сталей с 9 % Cr (системы 01С-9Сг-Мо(Мо, W), V, Nb, N) с пределом длительной прочности до 90... 115 МПа.

3. С помощью показателя, определяемого отношением изменения температуры $\delta \rightarrow \gamma$ -превращения к соответствующему изменению концентрации углерода, показано, что с увеличением в железохромистых системах массовой доли хрома до 10...12 % интенсивность влияния углерода на стабильность δ -феррита повышается примерно в 2 раза, по сравнению с металлом без хрома, и в 4,5 раза при возрастании количества хрома до 15 %. Это дает основание полагать, что фазовый состав хромистых сталей, особенно металла швов, имеет повышенную чувствительность к неоднородному распределению хрома и колебаниям содержания углерода.

1. Скульский В. Ю., Царюк А. К. Проблемы выбора свариваемой стали для высокотемпературных компонентов энергоблоков ТЭС (Обзор) // Автомат. сварка. — 2004. — № 3. — С. 3–7.
2. Хойзер Г. Присадочные материалы для сварки в энергетическом машиностроении // Там же. — 1997. — № 9. — С. 40–44, 74.
3. Bendick W., Naarmann K., Richter H. Die Anwendung austenitischer Rohrwerkstoffe im Kraftwerksbau // VGB Kraftwerkstechnik. — 1993. — 73, N 12. — S. 1062–1069.
4. Земзин В. Н. Жаропрочность сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1972. — 272 с.
5. Current and Future Use of the 9 % Cr Steel X10CrMoVNb91 for Power Plant Applications // W. Arnswald, B. Kempkes, G. Wellnitz, M. Zschau // VGB Kraftwerkstechnik. Separate print from English issue. — 1994. — 73, N 3. — P. 203–208.
6. Козлов Р. А. Сварка теплоустойчивых сталей. — Л.: Машиностроение, 1986. — 160 с.
7. Ланская К. А. Высокохромистые жаропрочные стали. — М.: Металлургия, 1976. — 216 с.
8. Krauss G, Marder A. R. The morphology of martensite in iron alloys // Metallurgical Transactions. — 1971. — 2, № 9. — P. 2343–2357.
9. Каховский Н. И., Фартушин В. Г., Ющенко К. А. Электродуговая сварка сталей. — Киев: Наук. думка, 1975. — 480 с.
10. Юферов В. М. О технологической пластичности нержавеющих и жаростойких сталей // Металловед. и термич. обраб. металлов. — 1968. — № 2. — С. 17–20.
11. Алферова Н. С. Связь деформируемости стали с ее структурой // Сталь. — 1960. — № 2. — С. 144–148.
12. Сварка в углекислом газе / И. И. Заруба, Б. С. Касаткин, Н. И. Каховский, А. Г. Потаповский. — Киев: Гос. изд-во техн. лит-ры, 1960. — 224 с.
13. Баженова В. В., Федяева Т. Р. Сварка жаропрочных 10–12 %-х хромистых сталей, работающих при температуре до 600 °С / Вопросы сварки в энергетическом машиностроении. — М.: Машгиз, 1962. — С. 127–148.
14. Каховский Н. И. Сварка высоколегированных сталей. — Киев: Техніка, 1975. — 376 с.
15. Грабин В. Ф., Денисенко А. В. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1978. — 276 с.
16. Zeman M., Brozda J., Pasternak J. Ocena spawalnosci stali HCM12A przeznaczonej na elementy kotlow energetycznych pracujace przy parametrach nadkrytycznych // Przegląd Spawalnictwa. — 1999. — LXXI, N 6. — S. 1–7.
17. Петров Г. Л., Земзин В. Н., Гонсеровский Ф. Г. Сварка жаропрочных нержавеющей сталей. — М.: Машгиз, 1963. — 248 с.
18. Либерман Л. Я., Боева А. В. Жаропрочные хромистые стали для работы при 550–560 °С // Металловед. и термич. обраб. металлов. — 1956. — № 6. — С. 16–25.
19. Ланская К. А., Кобозева З. Т. Мартенситностареющие стали, упрочненные интерметаллидными фазами NiAl и TiAl // Специальные стали и сплавы: Сб. ЦНИИЧМ. — М.: Металлургия, 1970. — Вып. 77. — С. 11–18.
20. Гудремон Э. Специальные стали. Т. 2. — М.: Металлургия, 1960. — 1638 с.
21. Косма Д., КонстантINESКУ А. Исследование влияния элементов на свойства жаропрочных сталей // Металловед. и термич. обраб. металлов. — 1968. — С. 31–34.
22. Marshall A. W., Farrar J. C. M. Welding of ferritic and martensitic 11–14 % Cr steels // Welding in the World. — 2001. — 45, N 5/6. — P. 32–55.
23. Металловедение и термическая обработка стали. Справ. издание: В 3 т. Т. 2. Основы термической обработки / Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. — М.: Металлургия, 1983. — 386 с.
24. Лившиц Л. С. Металловедение для сварщиков. — М.: Машиностроение, 1979. — 253 с.
25. Касаткин Б. С., Мусияченко В. Ф. О выборе флюса и электродной проволоки для сварки низколегированных сталей высокой прочности // Автомат. сварка. — 1964. — № 8. — С. 1–10.
26. Zvaranie 9 % ziaropevney ocele modifikovanej volframom (Welding of 9 % Cr creep resistant tungsten modified steel) // J. Pecha, O. Peles, A. Vyrostkova, M. Jedinakova // Zvaranie — Svarovani. — 2004. — № 4. — S. 86–92.
27. Brozda J. Stale zarowytrzymale nowej generacji, ich spawalnosc i wlasnosci zlaczy spawahych. Chesc I. Cel stosowania stali zarowytrzymalych nowej generacji, ich charakterystyka i winikajace korzysci // Buletyn Instytutu Spawalnictwa. — 2004. — № 1. — S. 41–49.
28. Касаткин Б. С., Мусияченко В. Ф. Низколегированные стали высокой прочности для сварных конструкций. — Киев: Техніка, 1970. — 188 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 15.10.2008



УДК 669.187

РАЗРАБОТКА СИСТЕМЫ МОНИТОРИНГА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ВЫПЛАВКИ СТАЛИ В ДУГОВОЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ПЕЧИ

А. А. Троянский, Р. В. Синяков

На основании данных о форме сигнала мгновенного напряжения дуги с использованием вейвлет-анализа и нейронной сети разработана система распознавания состояния технологического процесса (мониторинга) выплавки стали в дуговой сталеплавильной печи (ДСП). Получены и обработаны реальные промышленные сигналы технологического процесса выплавки стали в 100-тонной ДСП, выполнена событийная классификация технологического процесса.

The system of identification of state of technological process (monitoring) of melting steel in arc steel-making furnace has been developed on the basis of data about the shape of signal of an instantaneous arc voltage using a wavelet-analysis and neuron network. Real industrial signals of technological process of melting steel in 100 t arc steel-making furnace have been obtained and processed, events classification of technological process has been worked out.

Ключевые слова: дуговая сталеплавильная печь; технологический процесс; мониторинг; распознавание образов; нейронная сеть

Еще в 1950-е гг. начали выполнять первые работы по автоматизации управления дуговой сталеплавильной печью (ДСП), системы управления технологическим процессом постоянно совершенствовались — от локальной системы автоматического ввода электроэнергии в печь [1] до интеллектуальных систем управления [2], основанных на теоретических знаниях и профессиональном опыте в области теории и технологии производства стали. При этом надежность работы системы управления полностью зависит от достоверности оценки текущего состояния технологического процесса, что для современных высокоомощных сталеплавильных печей является проблематичным из-за сложности прямых измерений в период расплавления шихты.

В статье [3] уже сообщалось о создании методики и разработке алгоритма идентификации событий технологического процесса на основе информации о сигнале напряжения дуги с использованием вейвлет-анализа. Результатом работы алгоритма является образ события в виде штрих-кода.

Вместе с тем непосредственное использование полученных образов при распознавании событий недостаточно надежно по ряду причин. Во-первых, каждый признак (штрих), входящий в образы од-

ного и того же события, полученного для разных плавок, находится в некотором диапазоне значений. Во-вторых, интервалы значений некоторых признаков, содержащихся в образах разных событий, могут пересекаться.

В таких случаях для обобщения данных используют следующие методы классификации образов: статистический, метрический, нейросетевой и т.д. Из них единственным, не делающим допущения об используемом множестве данных, является метод нейросетевого распознавания.

Нейронные сети (НС) характеризуются хорошей обобщающей способностью: полученный в процессе обучения на конечном наборе образов опыт может быть успешно применен на всё множество образов. С учетом этого, а также весьма широкого круга решаемых нейронными сетями проблем [4–6] в данной работе использовали нейросетевой метод классификации для создания системы мониторинга технологического процесса в ДСП.

Трехслойная НС с непрерывной функцией активации может аппроксимировать любую непрерывную функцию с любой наперед заданной точностью [6–8]. Поэтому из большого разнообразия конфигураций для решения поставленной задачи выбрали архитектуру НС типа «многослойный персептрон» [7] (рис. 1).

Нейронная сеть состоит из последовательно соединенных слоев. При этом нейрон (модель биоло-

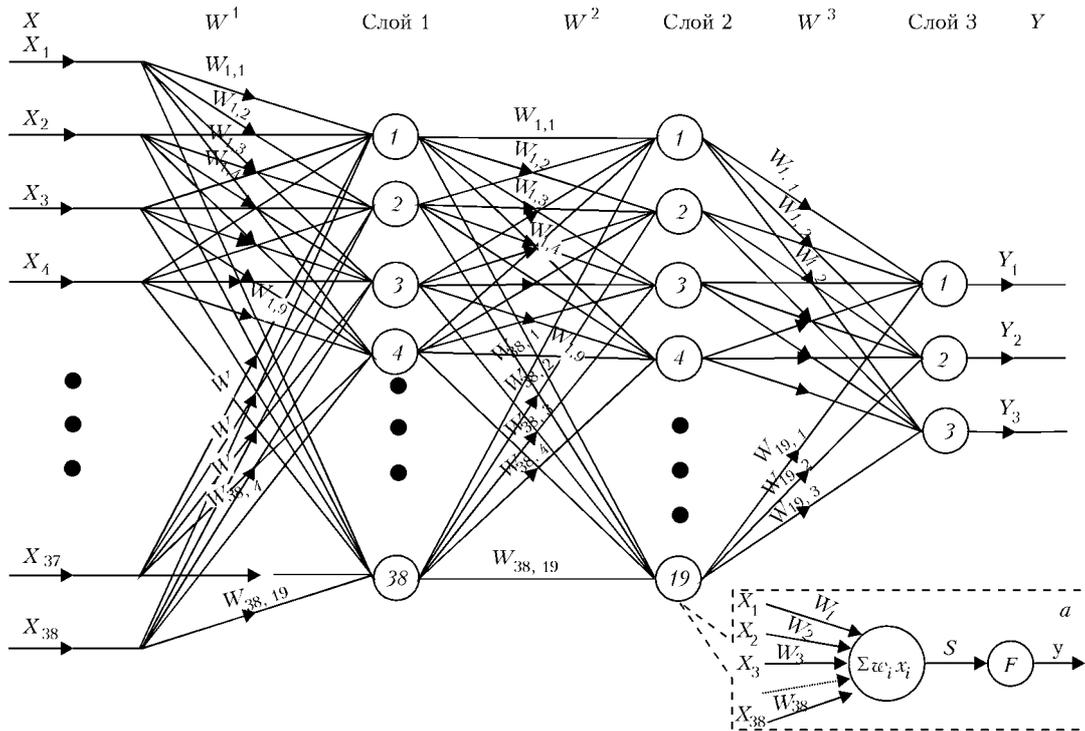


Рис. 1. Архитектура НС: X , Y — вектора соответственно входных и выходных данных; W_i — вектор весов (значимость синапсов — могут быть как тормозящими, так и усиливающими) нейронов i -го слоя; S — взвешенная сумма входных сигналов; F — функция активации нейрона, преобразующая взвешенную сумму в выходной сигнал; цифры в кружочках обозначают порядковые номера нейронов; жирными точками обозначен разрыв в ряду нейронов

гического нейрона [8]) каждого слоя своими входами связан со всеми нейронами предыдущего слоя, а выходами — с нейронами следующего. Суть обучения сети заключается в нахождении весов синапсов [9]. Для каждого входного вектора (образа события) создается целевой («именной») вектор в виде набора цифр 1 и -1 (табл. 1), представляющий собой требуемый выход НС.

Далее предъявляется входной вектор, вычисляется выход сети, который сравнивается с соответствующим целевым вектором. Разность (ошибка) с помощью обратной связи подается в сеть и веса изменяются в соответствии с алгоритмом обратного распространения (разновидность градиентного спуска), стремящимся минимизировать ошибку. Веса подстраиваются для каждого вектора до тех пор, пока ошибка по всему обучающему массиву не достигнет приемлемо низкого уровня. Представленная

схема является методом «обучение с учителем», поскольку перед началом обучения известны как входные, так и выходные данные сети.

Для создания системы мониторинга плавки в дуговой сталеплавильной печи сформировали трехслойную НС обратного распространения (рис. 1), включающую 38 нейронов во входном слое (по количеству признаков входного вектора), 19 — во втором слое и три — в выходном слое (по количеству компонентов выходного вектора). Путем подачи множества из 70 образов (по 10 для каждого события, приведенного в табл. 1) по одному на вход НС, выполнили обучение сети. Массив входных векторов, созданных согласно методике, представленной в работе [3], приведен на рис. 2.

Таблица 1. Целевые векторы			
События	Целевой вектор		
Проплавление колодцев	1	-1	-1
Окончание плавления шихты первой корзины	-1	1	-1
Печь работает ровно	-1	-1	1
Дуга открыта	1	1	-1
Слабый сход шлака	-1	1	1
Сильный сход шлака	1	1	1
Шлак на уровне порогов	1	-1	1

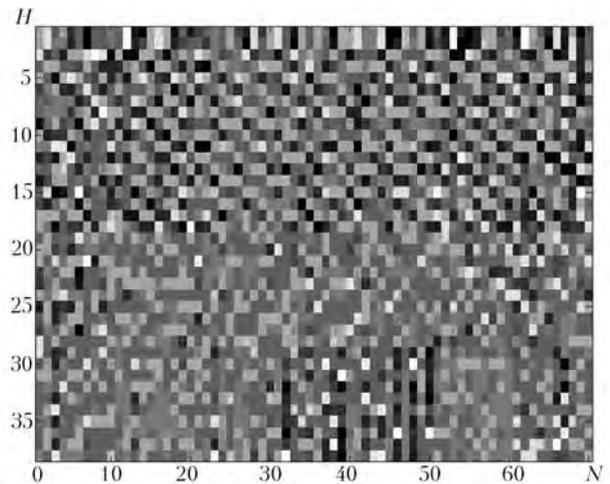


Рис. 2. Массив входных векторов: H — размерность вектора; N — количество образов

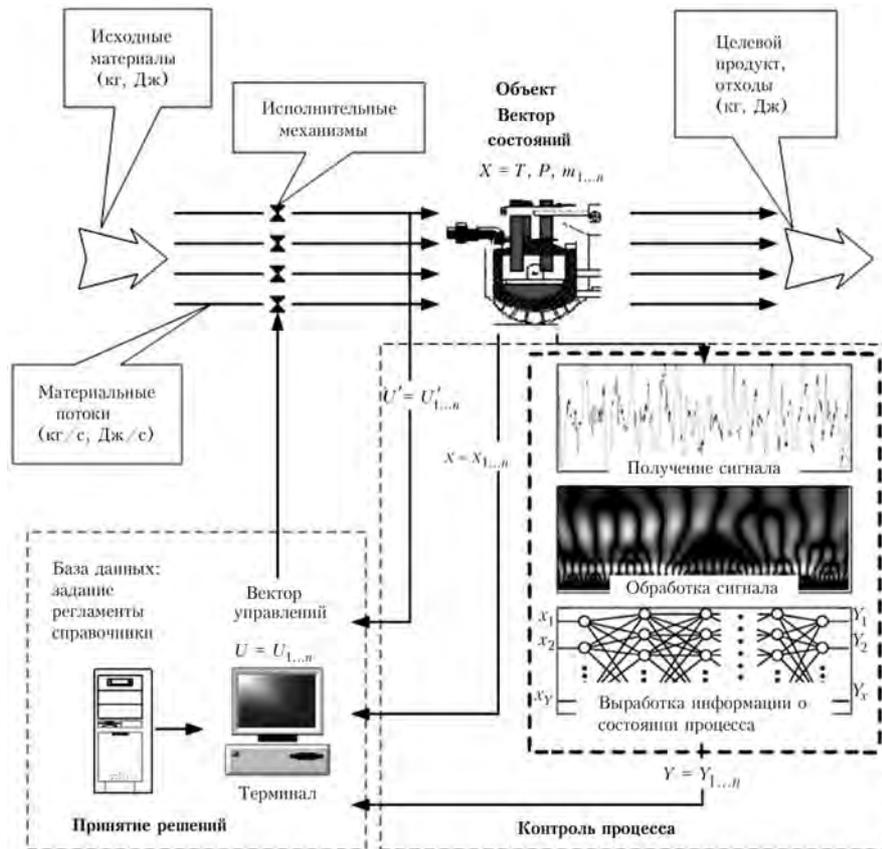


Рис. 3. Общая схема управления технологическим процессом в ДСП (жирной штриховой линией выделена область данной работы): U и U' – векторы соответственно заданных и выполненных управлений; X и Y – векторы состояния процесса

Завершив обучение, достоверность распознавания оценивали моделированием работы сети при помощи тестового набора данных из 140 образов, соответствующих исследуемым событиям и не входящих в обучающее множество. Алгоритм моделирования сети аналогичен приведенному алгоритму обучения, за исключением того, что параметры сети (весовые коэффициенты) уже известны, а целевые

векторы используются только для сравнения с выходом НС и определения соответствующего события.

Тест показал, что процент ошибки распознавания при данной схеме представления исходного вектора свойств достигает 15 %, т. е. правильное распознавание состояния технологического процесса зафиксировали в 119 случаях из 140. Полученный результат является приемлемым для систем управ-

Таблица 2. Сравнительная реакция на ход технологического процесса в ДСП-100 АСУ и оператора

Время от начала плавки, с	Возможные управляющие воздействия АСУ с использованием системы мониторинга			Действия оператора		
	Степень заглубленности дуг	Оценка события	Воздействие	Степень заглубленности дуг	Оценка события	Воздействие
2800	Дуга закрыта	Печь работает ровно	Нет	Дуга закрыта	Высота шлака достаточная, звук ровный	Нет
2855	»	Слабый сход шлака	Формирование команды на отдачу 40 кг кокса в печь	»	»	»
2875	»	Шлак на уровне порога	Набор материала в бункере	»	»	»
2895	Дуга открыта	Шлак ниже порога, дуга открыта	Отдача материала в печь	Дуга открыта	Высота шлака немного понизилась, звук менее ровный	»
2910	Дуга закрыта	Печь работает ровно	Нет	»	Высота шлака ниже достаточного, звук прерывистый и сильный	Набор материала в бункере (40 кг кокса)
2935	»	»	»	»	»	Отдача материала в печь



ления промышленными агрегатами как в режиме «советчик оператора», так и в автоматизированном режиме [2].

Для создания системы мониторинга плавки в автоматическом режиме разработали пакет прикладных программ, позволяющий получать сигнал о напряжении дуги, формировать соответствующие ему события, выполнять цифровую обработку, распознавать и выдавать сообщения о состоянии технологического процесса в ДСП (рис. 3).

Представленная система мониторинга в составе системы управления «ОРАКУЛ» [10, 11] апробирована на ДСП-1 и ДСП-2 Белорусского металлургического завода и показала достаточно высокую эффективность за счет раннего распознавания наступающих событий, характеризующих протекание технологического процесса.

Качество распознаваний технологических событий, в сравнении с возможными действиями оператора (технолога), показано в табл. 2. Для иллюстрации работы системы мониторинга использовали технологическую операцию по поддержанию шлака во вспененном состоянии, что позволяет печи работать на более высокой ступени трансформатора (более высокой мощности).

Для оценки степени заглуженности дуг у сталевара есть два критерия — визуальный (относительная высота шлака) и по звуку (при открытии дуг звук работы печи становится сильнее и прерывистее), в то же время система мониторинга имеет более широкие возможности как по количеству событий, так и по качеству их оценки.

Это связано с тем, что некоторые события, например «слабый сход шлака», не отражают общее состояние процесса — дуги еще заглужены, звук работы печи ровный, и сталевар никак не реагирует. В то же время система мониторинга распознает тенденцию к возникновению события «дуга открыта» и заблаговременно принимает меры к предупреждению нежелательных последствий. Именно это неявное распознавание тенденций и дает в общем выигрыш по времени и ресурсам.

Таким образом, разработан алгоритм классификации с использованием НС типа «многослойный

персептрон», позволяющий определять технологические события на ранней стадии их возникновения. Для условий работы ДСП-1 и ДСП-2 Белорусского металлургического завода разработана архитектура сети и оценены ее параметры. На основании данных о форме сигнала мгновенного напряжения дуги с использованием вейвлет-анализа и НС разработана система распознавания состояния технологического процесса (мониторинга) выплавки стали в ДСП. Результаты работы могут быть использованы для совершенствования существующих и создания новых систем управления технологическим процессом.

1. *Вычислительное устройство для управления режимом дуговой печи* / Ю. В. Ефроймович, А. Н. Котиков, И. Я. Стюн и др. // *Электричество*. — 1958. — № 5. — С. 15–20.
2. *Промышленное освоение компьютерного управления выплавкой стали на БМЗ и ММЗ на основе физико-химической модели «ОРАКУЛ»* / А. Г. Пономаренко, М. П. Гуляев, И. В. Деревянченко и др. // *Труды пятого конгресса сталеплавателей*. — М.: ОАО «Черметинформация», 1999. — С. 174–177.
3. *Троянский А. А., Сняков Р. В.* Идентификация технологических событий при выплавке стали в ДСП с использованием вейвлет-анализа // *Современ. электрометаллургия*. — 2008. — № 3. — С. 58–62.
4. *Jeffery W., Rosner R.* Neural network processing as a tool for friction optimization // *Neuronet comput. conf.* (Snowbird, Utah, Apr. 13–16, 1986). — New York, 1986. — P. 241–246.
5. *Lippmann Richard P.* Gold ben neuronet classifiers useful for speech recognition // *IEEE 1st. conf. neural networks* (San Diego, 1987). — San Diego, 1987. — P. 417–425.
6. *Головки В. А.* Нейроинтеллект: Теория и применения. Кн. 1. Организация и обучение нейронных сетей с прямыми и обратными связями. — Брест: БПИ, 1999. — 260 с.
7. *Уоссермен Ф.* Нейрокомпьютерная техника: Теория и практика. — М.: Наука, 1992. — 184 с.
8. *Ежов А. А., Шумский С. А.* Нейрокомпьютинг и его применения в экономике и бизнесе. — М., 1998. — 155 с.
9. *Ситуаційне керування в дугових печах: Монографія* / Л. Д. Костинюк, А. О. Лозинський, О. Ю. Лозинський и др. — Львів: Львівська політехніка, 2004. — 382 с.
10. *Опыт внедрения новой системы управления плавкой на ДСП № 1 Белорусского металлургического завода* / Р. Н. Мартынов, М. П. Гуляев, В. Ю. Гуненков и др. // *Электрометаллургия*. — 2002. — № 6. — С. 36–40.
11. *Развитие интеллектуальных систем управления технологическими процессами выплавки стали* / А. Г. Пономаренко, Р. В. Сняков, С. В. Довгонюк и др. // *Труды седьмого конгресса сталеплавателей*. — М.: ОАО «Черметинформация». — 2003. — С. 293–297.

Донецк. нац. техн. ун-т

Поступила 05.06.2008



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ — В ТРЕТЬЕ ТЫСЯЧЕЛЕТЬЕ»

24–26 ноября 2008 г. в Киеве в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины прошла представительная международная конференция «Сварка и родственные технологии — в третье тысячелетие», организованная Национальной академией наук Украины, Институтом электросварки им. Е. О. Патона, Межгосударственным научным советом по сварке и родственным технологиям и Международной ассоциацией «Сварка» (МАС). В ней приняли участие представители академических и отраслевых НИИ, научных, проектно-конструкторских и инженерных центров, промышленных предприятий и учебных университетов, руководители и менеджеры бизнес-структур и др. Кроме сотрудников Института электросварки им. Е. О. Патона, в конференции участвовали свыше 160 представителей из стран дальнего зарубежья (Австрия, Австралия, Болгария, Бразилия, Германия, Испания, Канада, КНР, Македония, Польша, Румыния, Словакия, США, Франция, Швейцария, Япония), а также из Беларуси, Грузии, России, Казахстана.

Программа первого дня конференции включала ознакомление ее участников со стендовыми докладами (211 докладов) по пяти разделам:

- технологии, материалы, оборудование для сварки, пайки, наплавки и резки (90 докладов);
- прочность, неразрушающий контроль, ресурс сварных соединений и конструкций (76 докладов);
- математические методы моделирования сварочных процессов (11 докладов);
- технологии, материалы и оборудование для нанесения покрытий (17 докладов);
- специальная электрометаллургия (17 докладов).

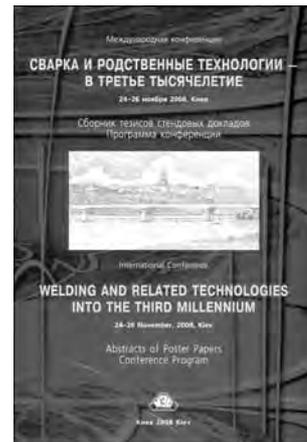
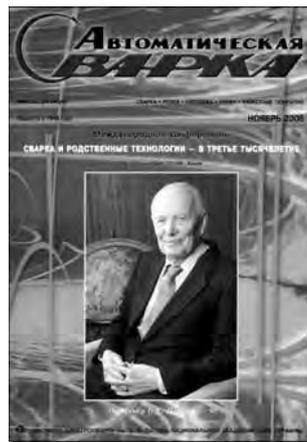
Ознакомление со стендовыми докладами проходило в зале научно-технической библиотеки Института электросварки им. Е. О. Патона и сопровождалось многочисленными оживленными дискуссиями.

Во второй и третий день конференции заслушано 31 пленарных докладов известных ученых и специалистов по актуальным проблемам сварки и родственных технологий.

Пленарные доклады изданы к началу работы конференции в виде специальных выпусков журнала «Автоматическая сварка» (русский язык) и «The Paton Welding Journal» (английский язык). Тезисы стендовых докладов вошли в отдельный сборник.

В период работы конференции 24 и 25 ноября проведены заседания совета МАС. В них приняли участие представители Института электросварки им. Е. О. Патона, Мариупольского ГТУ (Украина); Волгоградского ГТУ (Россия); Института сварки в Гливицах (Польша); Института сварки «ЮГ» (Македония); КЗУ Холдинг Груп (Болгария); Общества сварщиков Грузии.

Дирекция МАС, отчитываясь о проделанной работе за 2006–2008 гг., выделила основные направления деятельности МАС, осуществляемой в тесном сотрудничестве с Институтом электросварки им. Е. О. Патона:



- электрическая сварка мягких живых тканей;
- издательская деятельность.

Для выполнения работ первого направления особенно успешным был 2008 г. В этом году МАС организовала серийное производство сварочных электрокоагуляторов на заводе «Счетмаш», что позволило одновременно повысить их надежность. В августе 2008 г. американский партнер МАС по проекту электрическая сварка мягких тканей — компания «Consorcium Service Management Group» — получила разрешение FDI на применение технологии сварки сосудов в США и аналогичное разрешение CE Mark для стран Европейского Союза.

Среди основных задач МАС на 2009 г. по проекту сварки мягких живых тканей совет МАС выделил следующие: дальнейшее продвижение технологии в Украине, ознакомление хирургов Беларуси с возможностями технологии (семинар в Минске) с демонстрацией ее возможностей; получение сертификата в России.

Члены совета МАС поддержали усилия руководства МАС по направлениям издательской деятельности, отметив важность публикации трудов конференций, проводимых МАС.

Совет МАС единогласно продлил полномочия академика Б. Е. Патона в качестве Председателя совета МАС на период 2008–2010 гг.

24 ноября состоялось заседание бюро Межгосударственного научного совета по сварке и родственным технологиям. На нем рассматривали вопросы стандартизации, предложения к организации работ по системам управления качеством в сварочном производстве. В работе бюро приняли участие представители Беларуси, Грузии, Казахстана, России и Украины. По обсуждаемым вопросам принято согласованное решение.

*В. Н. Липодаев,
А. Т. Зельниченко*



90 ЛЕТ НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК УКРАИНЫ (О юбилейной сессии Общего собрания НАН Украины)

1 декабря 2008 г. в Киеве в Национальном дворце культуры и искусств «Украина» состоялась юбилейная сессия Общего собрания Национальной академии наук Украины, посвященная 90-летию со времени ее учреждения.

Среди высокопоставленных гостей в работе сессии приняли участие Президент Украины В. А. Ющенко, Премьер-министр Украины Ю. В. Тимошенко, министр образования и науки Украины И. О. Вакарчук, глава комитета Верховной Рады Украины по вопросам науки и образования В. И. Полохало, президенты государственных отраслевых академий наук и ректоры ведущих университетов. На сессии также присутствовали многочисленные делегации иностранных академий наук, ведущих зарубежных научных центров и университетов, а именно: Российской академии наук, НАН Беларуси, АН Республики Молдова, НАН Грузии, НАН Армении, НАН Азербайджана, НАН Казахстана, АН Эстонии, академий наук и искусств Черногории и Македонии, Московского государственного университета им. М. В. Ломоносова и др.

Открыл юбилейную сессию Общего собрания президент Национальной академии наук Украины академик НАН Украины Б. Е. Патон, который отметил, что академия прошла большой путь, сделала весомый вклад в развитие отечественной и мировой науки, стала одним из крупнейших научных центров Европы и мира.

Президент Украины В. А. Ющенко в своей приветственной речи подчеркнул, что Национальная академия наук утвердила себя как один из выдающихся европейских и мировых научных центров. На важных поворотах истории она всегда выступала как мощный духовный центр наций. Президент обратил особое внимание на роль развития науки в нынешнее время. По его словам, главной задачей, стоящей перед наукой и властью, является обеспечение успешного перехода Украины к информационному этапу развития. Президент подчеркнул необходимость повышения престижа научной деятельности и статуса научного работника. «Необходимо усилить престиж научной деятельности, остановить отток научных работ-

ников из Украины и обеспечить в ближайший период значительное пополнение научной сферы талантливой молодежью», — отметил глава государства. В. А. Ющенко высказал уверенность в выдающихся перспективах украинской науки, а также в том, что Национальная академия наук с ее богатыми традициями и могущественным потенциалом сможет ответить на вызовы новейшего времени.

По случаю юбилея В. А. Ющенко вручил государственные знаки отличия ряду выдающихся ученых НАН Украины, в частности наградил академика Б. Е. Патона орденом князя Ярослава Мудрого.

«Я искренне признателен каждому из вас за самоотверженную плодотворную работу, за достойный вклад в развитие независимой Украины. Государство гордится вами и высоко ценит ваши усилия», — сказал В. А. Ющенко.

Со словами приветствия выступили Премьер-министр Украины Ю. В. Тимошенко, президенты академий наук России (Ю. С. Осипов), Азербайджана (М. К. Каримов), Грузии (Т. В. Гамкrelidze), Казахстана (М. Ж. Журинов); президент Евразийской ассоциации университетов, ректор Московского государственного университета им. М. В. Ломоносова В. А. Садовничий, вице-президент Российской академии наук, лауреат Нобелевской премии Ж. И. Алферов, ректор Харьковского национального университета им. В. Н. Каразина В. С. Бакиров. Президент Российской академии наук Ю. С. Осипов зачитал указ президента Российской Федерации Дмитрия Медведева о награждении Б. Е. Патона орденом «За заслуги перед Отчизной» I степени. Президент Национальной академии наук Украины также был удостоен государственных наград ряда других стран.

В конце торжественного заседания Б. Е. Патон искренне поблагодарил всех, кто принял участие в юбилейной сессии НАН Украины, ставшей настоящим праздником науки.

Редакция журнала

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!



ПОЗДРАВЛЯЕМ ЛАУРЕАТОВ!

Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, редколлегия и редакция журнала «Современная электрометаллургия» горячо и сердечно поздравляют заведующего отделом доктора технических наук, академика НАН Украины Владимира Ивановича Махненку и ведущего научного сотрудника кандидата технических наук Виктора Степановича Буту с присвоением им Государственной премии Украины в области науки и техники.

УКАЗ ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ
Від 1 грудня 2008 р. № 1121/2008

Київ

Про присудження Державних премій України в галузі науки і техніки 2008 року.



На підставі подання Комітету з Державних премій України в галузі науки і техніки постановляю: присудити Державні премії України в галузі науки і техніки 2008 р. за розробку та впровадження технологій ремонту магістральних трубопроводів під тиском: Махненку Володимирі Івановичу — академікові Національної академії наук України, завідувачу відділом Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України; Буту Віктору Степановичу — кандидатів технічних наук, старшому науковому співробітнику Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

Президент України В. Ющенко



ПОЗДРАВЛЯЕМ!

Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, редколлегия и редакция журнала «Современная электрометаллургия» горячо и сердечно поздравляют заведующего отделом физико-химических исследований материалов Григоренко Георгия Михайловича с избранием его действительным членом (академиком) Национальной академии наук Украины. Желаем ему крепкого здоровья и дальнейших творческих успехов на благо отечественной науки.



В. Н. БЕРНАДСКОМУ — 80 ЛЕТ

Всеволоду Николаевичу Бернадскому, заведующему отделом Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, кандидату технических наук, заслуженному деятелю науки и техники Украины — 80 лет. В. Н. Бернадский — один из представителей Патоновской научной школы и вся его трудовая деятельность связана с Институтом электросварки, в котором он работает с 1952 г. после окончания с отличием Киевского политехнического института.

Свою научно-инженерную деятельность В. Н. Бернадский начинал под руководством лауреата Ленинской премии Г. В. Раевского, участвуя в разработке и внедрении технологий индустриального производства и монтажа сварных преобразуемых конструкций — рулонированных резервуаров большой емкости и тонкостенных плосковорачиваемых труб. Он был участником строительства и пуска первых в бывшем Советском Союзе промышленных установок для выпуска рулонированных стенок и днищ резервуаров. В дальнейшем вел разработку и исследование технологий электродуговой сварки тонкого металла: на флюсо-медной подкладке и контактной шовной сварки. В сотрудничестве с И. В. Кирдо разработана оригинальная технология скоростной рельефно-роликовой сварки. В 1962 г. В. Н. Бернадский успешно защитил кандидатскую диссертацию на тему «Вопросы технологии сварки и прочности плосковорачиваемых труб».

Уже в этот период В. Н. Бернадского привлекают к большой научно-организационной работе. Начиная с 1962 г. Всеволод Николаевич Бернадский более 20 лет был ученым секретарем Института электросварки и заместителем главного редактора журнала «Автоматическая сварка». Эту деятельность он совмещал с научной работой в области технологии сварки тонколистовых конструкций. В связи с развитием в Институте электросварки поисковых исследований по космическим технологиям он вошел в состав творческого коллектива по изысканию технологии сварки и обработки металлов в космосе, а также по разработке возможных вариантов тонкостенных космических конструкций. Этот этап его деятельности был отмечен медалью им. С. Н. Королева.

В начале 1980-х гг. В. Н. Бернадский по инициативе директора Института электросварки академика Б. Е. Патона сформировал и возглавил в институте новое направление по анализу состояния и технологическому прогнозированию развития мировой сварочной науки и сварочного производства. Разработанная В. Н. Бернадским с сотрудниками отдела система информационно-экономического мониторинга мирового рынка сварочной техники и комплексно-ситуационного анализа развития сварочной

науки и сварочного производства в ведущих странах и регионах мира базируется на оригинальных методиках, современных информационных технологиях и созданных проблемно-ориентированных библиометрических и фактографических базах и банках данных. Системный анализ экономико-статистической информации находит свое отражение в международном сборнике «СВЭСТА», издающимся при содействии Международного института сварки. Данное направление исследований значительно расширило возможности института по выбору приоритетной тематики научных исследований и эффективному трансферу новых технологий с учетом конъюнктуры мирового и региональных рынков сварочной техники. Всеволод Николаевич стал признанным авторитетом в области анализа состояния и тенденций развития мирового сварочного производства, техники и технологий сварки и родственных процессов.

Значительное место в научной деятельности В. Н. Бернадского занимает формирование и актуализация сварочной терминологии на украинском языке. Под его редакцией и при его участии вышла серия многоязычных словарей по сварке на украинском, русском и английском языках, в т. ч. первый электронный русско-украинский словарь по сварке.

Результаты многолетней активной научно-инженерной деятельности В. Н. Бернадского представлены более чем в 320 научных публикациях, изданных в сварочной и экономической периодике Украины, России, Великобритании, Польши и других стран; среди них 22 авторских свидетельства и патента, 12 книг и брошюр, 15 справочников и словарей.

За выдающийся вклад в развитие сварочной науки и техники В. Н. Бернадский награжден орденами Трудового Красного знамени и «Знак почета», а также рядом медалей; его деятельность отмечена Почетными грамотами Президиума Верховного Совета УССР и Верховной Рады Украины, он является лауреатом премии Совета Министров СССР.

Сердечно поздравляя Всеволода Николаевича со славным юбилеем, желаем ему доброго здоровья, творческой активности и благополучия.

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала «Современная электрометаллургия»*



Памяти Д. А. Дудко



2 февраля 2009 г. ушел из жизни известный ученый в области сварки и материаловедения академик Национальной академии наук Украины, доктор технических наук, профессор Даниил Андреевич Дудко.

В 1944 г. выпускник Уральского индустриального института был рекомендован директору Института электросварки академику Е. О. Патону, подбиравшему специалистов для расширения научных исследований. С тех пор имя Д. А. Дудко неразрывно связано с развитием науки о сварке и внедрением ее достижений в производство. Даниил Андреевич принимал активное участие в создании новейших технологий, более 40 лет возглавлял в Институте электросварки им. Е. О. Патона отдел новых физико-химических способов сварки. Решая задачи расширения технических возможностей дуговой сварки под флюсом, небольшой коллектив, возглавляемый Борисом Евгеньевичем Патоном, разработал шланговую механизированную сварку с легкой портативной аппаратурой, пригодную для работы в монтажных условиях. Инженер-конструктор Д. А. Дудко вместе с коллегами в 1950 г. был отмечен Сталинской премией.

В 1950-х гг. Даниил Андреевич участвовал в научных исследованиях и совершенствовании технологий и оборудования для различных способов дуговой сварки, в том числе в создании принципиально нового способа — дуговой сварки в углекислом газе. Д. А. Дудко вместе с другими создателями этого наиболее распространенного способа дуговой сварки плавлением в 1963 г. был удостоен Ленинской премии. Весомый вклад Даниил Андреевич внес и в развитие электрошлаковых технологий. Результаты научных исследований металлургических процессов электрошлаковой сварки легли в основу докторской диссертации, которую он защитил в 1964 г. Одновременно Д. А. Дудко принимал участие в работах по сварке в ракетостроении, электронике, энергетике и ряде других отраслей промышленности. При его участии впервые в мире были разработаны оборудование и технология плазменной сварки на переменном токе, использованные при изготовлении конструкций из высокопрочных алюминиевых сплавов, микроплазменная импульсно-дуговая сварка (разработка отмечена Государственной премией УССР в 1972 г.). Начавшиеся в отделе, возглавляемом Д. А. Дудко, исследования дуговых процессов в вакууме привели к созданию двух из трех технологий сварки, испытанных в космосе в 1969 г. на установке «Вулкан».

В 1970–1990-х гг. под руководством Даниила Андреевича выполнены актуальные для электроники, приборостроения и ряда других отраслей техники работы по нанесению покрытий как на металлы, так и на органические и неорганические материалы. В их числе разработки способов детонационного нанесения покрытий и плазменно-дугового напыления (отмечены Государственной премией УССР в 1983 г.), ионно-плазменной вакуумной технологии (отмечена Премией Совета Министров СССР в 1986 г.). В эти же годы Д. А. Дудко руководил исследованиями по магнитно-импульсной и холодной сварке, плазменной обработке.

Д. А. Дудко — автор более 900 научных работ и изобретений, многие из которых запатентованы за рубежом.

С 2000 г. и до последних дней академик Даниил Андреевич Дудко был советником дирекции Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Он продолжал руководить исследованиями в области импульсной обработки материалов, разрабатывал ионно-плазменные способы нанодиспергирования и напыления материалов.

В 1967 г. он был избран членом-корреспондентом АН УССР, а в 1978 г. — действительным членом (академиком) АН УССР.

Около 25 лет Д. А. Дудко в должности заместителя директора Института электросварки им. Е. О. Патона координировал работу ОКБ, опытных заводов, экспериментального производства.

В течение многих лет академик Д. А. Дудко активно проводил научно-организаторскую, общественную и педагогическую деятельность. Он являлся членом Координационного совета по сварке и Научного совета Госкомитета СССР по науке и технологиям, членом ученого совета Института электросварки им. Е. О. Патона, председателем президиума Украинского республиканского общества машиностроителей, членом экспертного совета ВАК, участвовал в работе многих общественных организаций.

Заслуги ученого отмечены многими правительственными наградами.

Многочисленные ученики, друзья и коллеги с глубокой болью переживают эту потерю, выражают искреннее соболезнование родным и близким Даниила Андреевича, всем, кто знал, любил и уважал его. Светлая память об этом человеке навсегда останется в их сердцах.

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала «Современная электрометаллургия»*

Памяти В. Ю. Орловского



16 февраля 2009 г. на 50-м году жизни скончался сотрудник Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины кандидат технических наук Владимир Юрьевич Орловский.

Вся трудовая и научная деятельность В. Ю. Орловского были связаны с нашим институтом, в который он пришел в 1983 г. после окончания Киевского политехнического института.

Работая в отделе физико-химических методов исследования материалов, он занимался проблемой взаимодействия азота с жидкими высокорекреакционными металлами. Результаты этих исследований легли в основу успешно защищенной им кандидатской диссертации и монографии, опубликованной в 2003 г.

Последние годы жизни Владимир Юрьевич Орловский изучал термомодеформационное состояние металлов и сплавов на уникальной установке «Gleeble-3800». Эти работы сделали его известным среди научной общественности не только в Украине, но также в ближнем и дальнем зарубежье.

Свою научную работу В. Ю. Орловский успешно совмещал с педагогической деятельностью. Он был преподавателем Киевского филиала Московского физико-технического института.

Ушел из жизни в расцвете сил замечательный человек, добрый и отзывчивый товарищ. Владимир Юрьевич навсегда останется в сердцах друзей и коллег по работе.

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала «Современная электрометаллургия»*



КАЛЕНДАРЬ КОНФЕРЕНЦИЙ И ВЫСТАВОК В 2009 г.

Дата	Место проведения	Название мероприятия	Организатор (контакты)
9–11.02	г. Москва, Россия	14-я ежегодная конференция института Адама Смита «Металлургический Саммит СНГ»	Тел.: + 44 20 7017 7444 www/cismet.als.com
10–12.02	г. Набережные Челны, Россия	7-я Международная специализированная выставка «Машиностроение. Металлообработка. Металлургия. Сварка-2009»	ВЦ ЭКСПО-КАМА
17–20.02	г. Санкт-Петербург, Россия	Специализированная выставка «Передовые технологии в машиностроении» с семинаром «Сварочные технологии в машиностроении»	ВК «Стачгек 47»
24–26.02	г. Свалява, Карпаты, Украина	9-й Международный научно-технический семинар «Современные проблемы подготовки производства, заготовительного производства, обработки и сборки в машиностроении и приборостроении»	АТМ Украина Тел./факс: +38 (044)430 85 00
24–27.03	г. Новосибирск, Россия	Специализированная промышленная выставка «Металлы Сибири-2009»	МВЦ «Сибирская ярмарка»
07–09.04	г. Варна, Чехия	5-й Международный конгресс «Нержавеющие стали-2009»	www.stainless2009.com
07–10.04	г. Челябинск, Россия	Международная специализированная выставка «Машиностроение. Металлообработка. Сварка. Инструмент. Инновации-2009»	РВЦ «ЮжУралЭкспо»
14–16.04	г. Киев, Украина	Промышленные выставки Патон Экспо «Сварка. Родственные технологии-2009»	ВЦ«КиевЭкспоПлаза» Тел./факс: +38044 200 80 89(91) www.paton-expo.kiev.ua
25–29.05	г. Киев, Украина	4-я Международная конференция «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов» (LTWMP-2009)	ИЭС, НТТУ «КПИ», МАС Тел./факс: (38044) 529 26 23 www.iaw.com.ua
27–29.05	пгт Борзель, Киевская обл., Украина	V Всеукраинская научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии», посвященная 75-летию ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины	03680, г. Киев, ул. Боженко, 11, СНМИ Тел.: (+38 044) 271-25-60.
Май	г. Минск, Беларусь	«Белорусский промышленный форум 2009»	Экспофорум www.exproforum.bg
17–20.05	г. Одесса, Украина	VII Международная научно-техническая конференция «Ti-2009 в СНГ»	ЗАО «Межгосударственная ассоциация «Титан» тел.: +7 (495) 444-9212, факс: (495) 444-9124 www.titan-association.com
26–28.05	г. Ялта, Украина	9-я Международная научно-технологическая конференция «Инженерия поверхности и реновация изделий» с практическим семинаром «Сварка, наплавка и другие реновационные технологии на предприятиях горнометаллургической и машиностроительной промышленности»	АТМ Украина тел./факс: +38 (044) 430 85 00
02–04.06	г. Магнитогорск, Россия	Межрегиональная выставка «Металлургия. Машиностроение. Металлообработка. Сварка-2009»	
Сентябрь	г. Ростов-на-Дону, Россия	Международные специализированные выставка «Металлургия. Машиностроение. Металлообработка-2009»	ВЦ ВЕРТОЛЭКСПО www.vertolexpo.ru
Сентябрь–октябрь	г. Одесса, Украина	Международная научно-практическая конференция «Новые и нетрадиционные технологии в ресурсо- и энергостроении»	АТМ Украина тел./факс: +38 (044) 430 85 00
23–25.09	г. Санкт-Петербург, Россия	VI Международная конференция «Лучевые технологии и применение лазеров»	Санкт-Петербургский ГПУ тел.: (812) 552 98 43 факс: (812) 535 46 98 www.ltc.ru; www.lot-spb.ru
21–21.10	г. Ижевск, Россия	7-я Международная специализированная выставка «Машиностроение. Металлургия. Металлообработка»	ФОЦ «Здоровье» тел./факс: (3212) 25 44 65, 25 48 68
24–27.11	г. Киев, Украина	VIII Международный промышленный форум-2009. Международные специализированные выставки «Металлообработка» и «УкрМашТех»	ЗАО МВЦ Тел. +38 (044) 201 11 57 (78) www.iec-expo.com.ua